

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Научный журнал

ВЕСТНИК
Сибирского государственного
индустриального университета

№ 4 (46), 2023

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. 4 (46), 2023

Published since June 2012
It is published 4 times a year

Учредитель

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

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

Свидетельство о регистрации:

ПИ № ФС77-77872 от 03.03.2020 г.

Адрес редакции:

Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, Центральный район, ул. Кирова, зд. 42, Сибирский государственный индустриальный университет
каб. 433 М, тел. 8-3843-74-86-28

[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)

Certificate of registration:

PI no. FS77-77872 dated 03.03.2020

Editorial office address:

42 Kirova Str., Central district, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation, Siberian State Industrial University
office 433 M, tel. 8-3843-74-86-28

[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

29.12.2023 г.

Выход в свет

29.12.2023 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл.печ.л. 4,3.

Уч.-изд.л. 4,6.

Тираж 300 экз.

Заказ № 281.

Цена свободная

Signed to the press

29.12.2023

Coming out

29.12.2023

The paper size is 60×88 1/8.

Writing paper.

Offset printing.

Usl.pch.l. 4,3.

Uch.-ed.l. 4,6.

The circulation is 300 copies.

Order no. 281.

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, 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

Бурков Владимир Николаевич, д.т.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт проблем управления имени В.А. Трапезникова РАН, г. Москва, Россия

Буркова Ирина Владимировна, д.т.н., доцент, ведущий научный сотрудник, Институт проблем управления имени В.А. Трапезникова РАН, г. Москва, Россия

Гречников Федор Васильевич, Академик Российской академии наук, д.т.н., профессор, заведующий кафедрой 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, профессор кафедры литейных технологий и художественной обработки материалов, Национальный исследовательский технологический университет МИСиС, г. Москва, Россия; главный научный сотрудник Владимирского государственного университета имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых, г. Владимир, Россия

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

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

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

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

Захарова Александра Александровна, д.т.н., доцент, профессор кафедры автоматизированных систем управления, Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, г. Томск, Россия

Зеркаль Сергей Михайлович, д.т.н., профессор, профессор кафедры вычислительной техники, Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

Зимин Алексей Валерьевич, д.т.н., заместитель директора по научной и проектной работе института информационных технологий и автоматизированных систем, 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

Копеин Валерий Валентинович, д.э.н., доцент, профессор кафедры бухгалтерского учета, налогообложения и финансов, Кемеровский государственный университет, г. Кемерово, 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. Газиабад, Индия

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

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

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

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

Рыбенко Инна Анатольевна, д.т.н., доцент, профессор кафедры прикладных информационных технологий и программирования, Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, 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

Смагин Валерий Иванович, д.т.н., профессор, профессор кафедры прикладной математики института прикладной математики и компьютерных наук, Национальный исследовательский Томский государственный университет, г. Томск, Россия

Стрижак Павел Александрович, 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

Темлянец 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

Чехонадских Александр Васильевич, д.т.н., доцент, профессор кафедры алгебры и математической логики, Новосибирский государственный технический университет, г. Новосибирск, Россия

Шиплюк Александр Николаевич, д.ф.-м.н., член-корреспондент Российской академии наук, директор, главный научный сотрудник, Институт теоретической и прикладной механики имени С.А. Христиановича Сибирского отделения Российской академии наук, г. Новосибирск, Россия

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

Юрьев Алексей Борисович, д.т.н., доцент, ректор, 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, 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

Burkov Vladimir Nikolaevich, Doctor of Technical Sciences, Professor, Chief Researcher, V.A. Trapeznikov RAS, Moscow, Russia

Burkova Irina Vladimirovna, Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Leading Researcher, V.A. Trapeznikov RAS, Moscow, 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, Head 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, Professor of the Department of Foundry Technologies and Artistic Processing of Materials, National Research Technological University "MISiS", 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

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

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

Zimin Aleksey Valerievich, Doctor of Technical Sciences, Deputy Director for Research and Design Work of the Institute of Information Technologies and Automated Systems, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

Zakharova Alexandra Alexandrovna, Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Professor of the Department of ACS, Tomsk State University of Control Systems and Radioelectronics, Tomsk, Russia

Zatepyakin Oleg Arkadyevich, Doctor of Economics, Associate 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

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

Kopein Valery Valentinovich, Doctor of Economics, Associate Professor, Professor of the Department of Accounting, Taxation and Finance, Kemerovo State University, Kemerovo, Russia

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

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

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

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

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

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

Rybenko Inna Anatolyevna, Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Professor of the Department of Applied Information Technologies and Programming, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

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

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

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

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

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

Temlyantsev Mikhail Viktorovich, Doctor of Technical Sciences, Professor, Vice-Rector for the implementation of the strategic project, 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

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

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

Shiptyuk Alexander Nikolaevich, PhD, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Director, Chief Researcher, S.A. Khristianovich Institute of Theoretical and Applied Mechanics of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russia

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, Associate Professor, Rector, Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia

СОДЕРЖАНИЕ

ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

- Громов В.Е., Порфирьев М.А., Перегудов О.А., Серебрякова А.А. Поведение цементита в перлитных сталях при деформации.....9
- Ожиганов Е.А., Коновалов С.В., Панченко И.А., Баженова М.М. Влияние дефектов на структурно-фазовое состояние сварных соединений и параметры сигналов акустической эмиссии в конструкционных сталях...21
- Луц А.Р., Шерина Ю.В., Тимошкин И.Ю. Оценка модифицирующего эффекта высокодисперсной фазой карбида титана, полученной методом СВС в составе алюминиевых сплавов.....30

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Су Ч., Чэн С., Хао Х. Влияние дугового режима на микроструктуру и микротвердость сплава Al-5Mg, изготовленного проволочным дуговым аддитивным производством.....39
- Бессонова О.В., Полевой Е.В., Осолкова Т.Н. Сравнительный анализ микроструктуры и свойств рельсов различного химического состава.....46
- Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Сычев А.А., Жуков А.В. Термодинамические аспекты возможности восстановления оксидов титаном при электродуговой наплавке.....57
- Балякин А.В. Процесс прямого лазерного выращивания жаропрочного сплава: влияние мощности и термической обработки на микроструктуру и механические характеристики.....64
- Бондарева О.С., Добычина О.С., Пономарев В.Г., Вдовина Е.Е., Лазунина Д.И. Влияние модифицирования флюса $ZnCl_2-NH_4Cl$ на формирование цинкового покрытия....79
- Давыдов Д.М., Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р., Новиков В.А. Особенности состава и микроструктуры пористых каркасов МАХ-фаз Ti_3SiC_2 и Ti_3AlC_2 , получаемых методом СВС на воздухе и в защитной оболочке из песка.....88
- Махан Х.М. Влияние термической обработки и

CONTENTS

CONDENSED MATTER PHYSICS

- Gromov V.E., Porfir'ev M.A., Peregudov O.A., Serebryakova A.A. Behavior of cementite in perlite steel under deformation.....9
- Ozhiganov E.A., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Bazhenova M.M. Influence of defects on the structural-phase state of welded joints and parameters of acoustic emission signals in structural steels.....21
- Luts A.R., Sherina Yu.V., Timoshkin I.Yu. Evaluation of the modifying effect of highly dispersed titanium carbide phase obtained by the shs method in aluminum alloys.....30

METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE

- Su C., Chen X., Hao H. The effect of arc mode on microstructure and microhardness of wire arc additive manufacturing Al-5Mg alloy.....39
- Bessonova O.V., Polevoi E.V., Oskolkova T.N. Comparative analysis of the microstructure and properties of rails with different chemical composition.....46
- Kryukov R.E., Bendre Y.V., Kozyrev N.A., Sychev A.A., Zhukov A.V. Thermodynamic aspects of the possibility of titanium oxide reduction during electric arc surfacing57
- Balyakin A.V. Process of direct laser growth of heat-resistant alloy: influence of power and heat treatment on microstructure and mechanical characteristics64
- Bondareva O.S., Dobychina O.S., Ponomarev V.G., Vdovina E.E., Lazunina D.I. Influence of flux modification based on $ZnCl_2-NH_4Cl$ on the formation of zinc coating on steel79
- Davydov D.M., Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R., Novikov V.A. Features of the composition and microstructure of porous skeletons of max-phases Ti_3SiC_2 and Ti_3AlC_2 produced by shs method in air and in a protective shell of sand.....88
- Mahan Hamid M. Influence of heat treatment

наночастиц на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава.....	98
Кувшинникова Н.И., Пермяков А.А., Темлянец М.В. Технологическое исследование процесса профилирования железорудного концентрата обожженным известняком.....	107

РЕГИОНАЛЬНАЯ И ОТРАСЛЕВАЯ ЭКОНОМИКА

Есенжулова Л.С., Тищук М.О. Роль национальных проектов в развитии Калининградской области.....	112
Синицина Д.Г., Чунина А.Е. Роль цифровизации в повышении эффективности ценообразования в ОЭЗ.....	118
Юницкий А.Э., Власовец Е.Н., Кулик О.В., Подворный В.О., Климов А.Г. Развитие транспортной системы в условиях высокоплотной городской застройки (на примере г. Мурино).....	124

ОТКЛИКИ, РЕЦЕНЗИИ, БИОГРАФИИ

ВИКТОРУ НИКОЛАЕВИЧУ ФРЯНОВУ – 85 ЛЕТ	135
К сведению авторов	137

and nanoparticles on microstructure and mechanical properties of aluminum alloy.....	98
Kuvshinnikova N.I., Permyakov A.A., Temlyantsev M.V. Technological and mineralogical studies of the process of prophylaxis of iron ore concentrate with calcined limestone.....	107

REGIONAL AND SECTORAL ECONOMY

Esenzhulova L.S., Tishchuk M.O. The role of national projects in the development of the kaliningrad region	112
Sinitsina D.G., Chunina A.E. The role of digitalization in improving efficiency pricing in special economic zones.....	118
Unitsky A.E., Vlasovets E.N., Kulik O.V., Podvorniy V.O., Klimov A.G. The transport system development in conditions of high-density urban development (on the example of Murino).....	124

RESPONSES, REVIEWS, BIOGRAPHIES

VIKTOR NIKOLAEVICH FRYANOV IS 85 YEARS OLD	135
For the information of the authors	137

Оригинальная статья

УДК 669.112:620.18

DOI: 10.57070/2307-4497-2023-4(46)-9-20

ПОВЕДЕНИЕ ЦЕМЕНТИТА В ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

© 2023 г. В. Е. Громов¹, М. А. Порфирьев¹, О. А. Перегудов², А. А. Серебрякова¹

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

²Омский государственный технический университет (Россия, 644050, Омск, пр. Мира, 11)

Аннотация. Представлен краткий обзор последних экспериментальных результатов изучения цементита как структурной составляющей перлита, полученных методов просвечивающей микроскопии при различных видах деформирования. Исследовано поведение пластинчатого и зернистого цементита при видах активной деформации (ковке, штамповке, волочении, прокатке, длительной эксплуатации рельсов). Представлены исследования зернистого перлита на образцах углеродистой эвтектоидной стали марки У8, содержащей 0,8 % С, 0,18 % Мп, 0,22 % Si, 0,17 % Cr, 0,12 % Ni, 0,10 % Cu. Рассмотрен исторический аспект происхождения названия «цементит». Из истории металлографического изучения это вещество рассматривается как самостоятельной фазы. Приведен пример практического применения перлитной стали в конструкции моста Акаси-Кайке в Японии (самый длинный однопролетный подвесной мост, опирающийся на огромные тросы из перлитной стали). Уделено внимание анализу трансформации в ходе различных технологических процессов, его морфологии и структурным особенностям, проанализированы основные механизмы разрушения. Выявлено, что при большом пропущенном тоннаже в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Высказано предположение, что повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключая разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α -железа.

Ключевые слова: цементит, рельсовая сталь, деформация, электронная микроскопия

Благодарность. Авторы выражают благодарность Ю.Ф. Иванову и Н.А. Поповой за стимулирующие дискуссии.

Для цитирования: Громов В.Е., Порфирьев М.А., Перегудов О.А., Серебрякова А.А. Поведение цементита в перлитных сталях при деформации. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):9–12. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-9-20](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-9-20)

Original article

BEHAVIOR OF CEMENTITE IN PERLITE STEEL UNDER DEFORMATION

© 2023 V. E. Gromov¹, M. A. Porfir'ev¹, O. A. Peregudov², A. A. Serebryakova¹

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

²Omsk State Technical University (11 Mira Ave., Omsk, Omsk region, 644050, Russian Federation)

Abstract. A brief overview of the latest experimental results of the study of cement as a structural component of perlite, obtained by transmission microscopy methods for various types of deformation is presented. The behavior of

lamellar and granular cementite under types of active deformation (forging, stamping, drawing, rolling, long-term operation of rails) has been studied. Studies of granular perlite on samples of carbon eutectoid steel grade U8 containing 0.8% C, 0.18 % Mn, 0.22% Si, 0.17% Cr, 0.12%Ni, 0.10 % Cu are presented. The historical aspect of the origin of the name cementite from the history of the metallographic study of cementite as an independent phase is considered. An example of the practical application of pearlitic steel in the construction of the Akashi-Kaike bridge in Japan (the longest single-span suspension bridge based on huge pearlitic steel cables) is given. Attention is paid to the analysis of transformation during various technological processes, its morphology and structural features, and the main mechanisms of destruction are analyzed. It was revealed that with a large missed tonnage, a critical density of defects accumulates in the surface layer, which inhibits the development of reversible elastic deformation and the involvement (development) of the mechanism of plastic distortion. It is suggested that an increase in the service life of rails can be achieved due to a longer preservation of a structure capable of developing reversible deformation processes that exclude the destruction of cementite plates in pearlite colonies with subsequent movement of carbon atoms to defects (dislocations) and the iron lattice region.

Keywords: cementite, rail steel, deformation, electron microscopy

Gratitude. The authors express their gratitude to Yu.F. Ivanov and N.A. Popova for stimulating discussions.

For citation: Gromov V.E., Porfir'ev M.A., Peregudov O.A., Serebryakova A.A. Behavior of cementite in perlite steel under deformation. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)): 9–12. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2022-4\(46\)-9-20](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2022-4(46)-9-20)

Введение

Цементит (карбид железа Fe_3C или тэта-карбид железа) является одним из основных структурных составляющих сталей. При температурах ниже 727°C в структуре этих сталей содержится только феррит и цементит. Растворимость углерода в феррите весьма невелика. При температуре 727°C она составляет 0,0218 %, но уже при 650°C она падает до 0,010 %, а при 400°C – менее 0,001 %. Если пренебречь теми атомами углерода, которые могут находиться в дефектах кристаллической решетки феррита, то в сталях при комнатной температуре практически весь углерод будет сосредоточен в цементите [1]. Цементит имеет октоэдрическую решетку, относящуюся к пространственной группе Pnma [2, 3].

Несмотря на кажущуюся простоту химического состава и типа кристаллической структуры, цементит требует повышенного внимания при изучении. Общеизвестная формула цементита Fe_3C редко реализуется на практике. Она соответствует составу цементита только в модельных сплавах чистого железа и углерода, а в промышленных сталях может заметно отличаться. Железо – карбидообразующий элемент, хотя и не самый активный среди переходных металлов. Карбиды цементитного типа образуют марганец, железо и кобальт. Ряд убывания склонности к образованию карбидов выглядит следующим образом: Ti, V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni.

История металлографического изучения цементита как самостоятельной фазы восходит к концу XIX века [4]. Его название происходит из теории Осмонда и Верта, согласно которой

структура затвердевшей стали состоит из своего рода клеточной ткани, ядро которой железо, а карбид – оболочка клеток. Поэтому считалось, что карбид цементирует железо [5].

Цементит в перлитных сталях является упрочняющей фазой, его структура является предметом интенсивного изучения, поскольку такие стали обладают высокой прочностью при сохранении пластичности. Триумфом инженерной мысли является самый длинный однопролетный мост в мире Акаси-Кайке (рис. 1) из стали, содержащей значительное количество цементита, обеспечивающего прочность канатов для подвешивания настила.

Мост соединяет город Кобе с островом Авадзи и имеет пролет 1,9 км между балками. В конструкциях моста использована проволока из перлитной стали, которой достаточно, чтобы обогнуть семь раз Землю и выдержать землетрясение силой 8,5 баллов по шкале Рихтера.

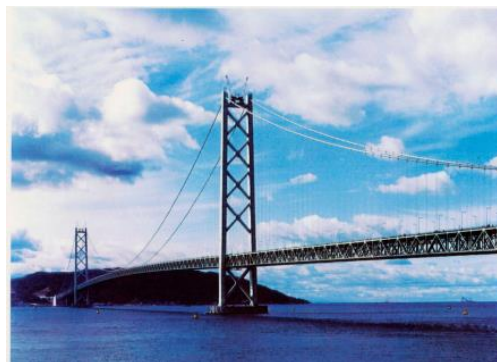


Рис. 1. Мост Акаси-Кайке в Японии [4]

Fig. 1. Akashi-Kaike Bridge in Japan [4]

Результаты и обсуждение

Наибольший интерес с практической точки зрения представляет анализ эволюции пластичности зернистого перлита в ходе пластической деформации. В работе [6] электронно-микроскопическое изучение эволюции микроструктуры грубопластинчатого перлита углеродистой эвтектоидной стали марки У8 (0,80 % С; 0,18 % Мп; 0,22 % Si; 0,17 % Cr; 0,12 % Ni; 0,10 % Cu) представлено после холодной пластической деформации прокаткой на 10, 20, 30, 40 и 50 %.

На ранних стадиях пластической деформации ($\epsilon \approx 10$ %) грубопластинчатого перлита происходит формирование субзеренной структуры в ферритной составляющей. Установлено, что передача деформации из одной ферритной ламели в другую осуществляется пересечением цементитной пластины по плоскостям $(103)_\psi \parallel (101)_\phi$, параллельным плоскостям планарных дефектов. Показано, что при степенях деформации $\epsilon \geq 40$ % в перлите происходит растворение цементитных пластин с преимущественным выносом углерода вблизи планарных дефектов в цементите и дислокационных субграниц в феррите. Обнаружено, что процесс растворения цементитных пластин сопровождается выделением внутри ферритных ламелей мелкодисперсных карбидных частиц.

Вопрос о растворении цементитных пластин в процессе холодной пластической деформации обсуждался в ряде работ, а в последнее десяти-

летие нашел свое экспериментальное подтверждение [7 – 9] при изучении атомного распределения углерода в перлите при деформации.

Растворение цементитных пластин начинается со степени деформации $\epsilon \approx 30$ %, а при $\epsilon \approx 50$ % в большей части перлитных колоний растворение цементитных пластин происходит в значительной степени. Вынос углерода из цементитных пластин наиболее активно происходит вблизи дефектных образований в феррите и цементите. В феррите такими дефектами являются дислокационные субграницы. При растворении цементитных пластин в процессе пластической деформации происходит увеличение концентрации углерода в ферритной составляющей примерно до 3 % (атом.), что намного превышает равновесное значение, которое при температуре 723 °С составляет 0,07 % (атом.) [10, 11].

Исследование зернистого перлита проводили на образцах углеродистой эвтектоидной стали марки У8 (0,80 % С; 0,18 % Мп; 0,22 % Si; 0,17 % Cr; 0,12 % Ni; 0,10 % Cu). Тонкую структуру перлита в исходном (после сфероидизирующего отжига) и деформированном состоянии (после холодной прокатки на 34, 47, 52, 65 %) изучали электронно-микроскопическим методом [12].

На рис. 2 представлено электронно-микроскопическое изображение структуры зернистого перлита. Частицы цементита преимущественно эллипсоидальной формы имеют

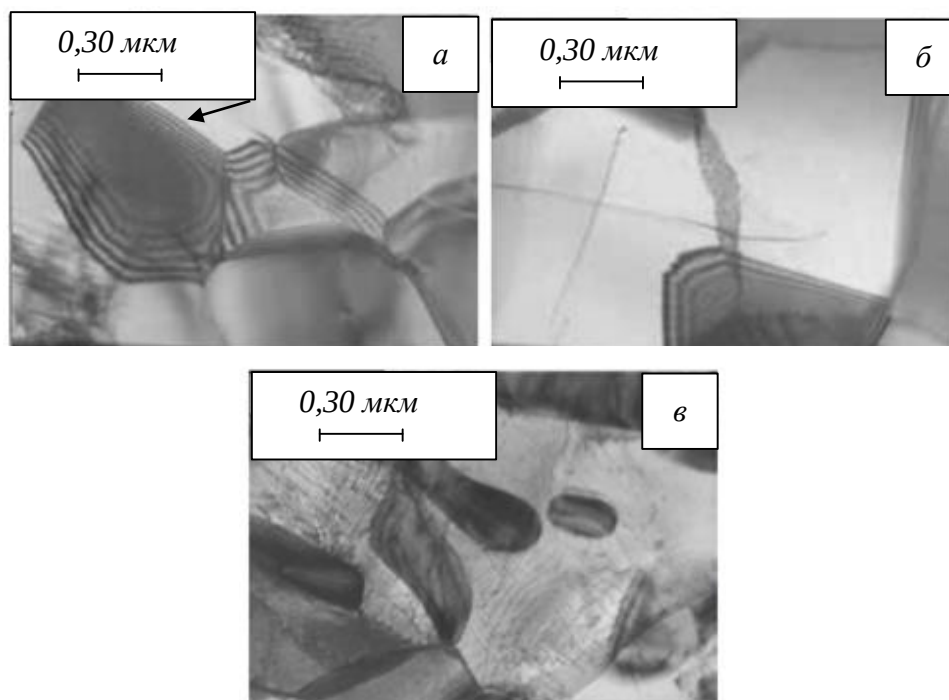


Рис. 2. Тонкая структура углеродистой эвтектоидной стали в отожженном состоянии [13]:
 а – карбидные частицы; б – крупные ферритные зерна; в – полигональные сетки в ферритных зернах
 Fig. 2. Fine structure of carbon eutectoid steel in annealed state [13]:
 а – carbide particles; б – large ferritic grains; в – polygonal meshes in ferritic grains

кристаллографическую огранку (показано стрелкой), межфазная граница свободна от дислокаций. Размер ферритных зерен в среднем сопоставим с размером карбидных частиц. Однако встречаются как очень мелкие, так и очень крупные ферритные зерна размером до 10 мкм. Отдельные дислокации объединены в полигональные сетки или образуют малоугловую границу внутри ферритного зерна.

С ростом степени пластической деформации в карбидной частице увеличиваются внутренние напряжения, обусловленные неоднородностью деформации ферритной матрицы и накоплением дислокаций на межфазной границе феррит – цементит. Это приводит к разориентации одной части карбидной частицы относительно другой, что сопровождается появлением экстинкционных изгибных контуров, затрудняющих анализ темнопольных изображений дислокаций.

Глобулярный цементит стали марки У8 активно деформируется при комнатной температуре. Одной из наиболее легких мод деформации является образование дефектов упаковки (ДУ), которые зарождаются на межфазной границе феррит – цементит и распространяются вглубь карбидной частицы. С использованием следового и *gb*-анализа показано, что плоскостью распространения ДУ является плоскость (001)_ц, вектор сдвига $bp = \alpha[010]$ (где α – дробное число). Из-за легкости образования ДУ было высказано предположение, что они являются термическими дефектами роста. Показано, что число дефектов упаковки увеличивается с ростом степени деформации, есть экспериментальные свидетельства в пользу образования множественных (возможно близко расположенных) дефектов упаковки (рис. 3). Длина свободного пробега ДУ обусловлена не только размером карбидной частицы, но и другими дефектами, которые образовались в результате пластической деформации и явились препятствиями для вновь образованных дефектов упаковки.

С увеличением степени деформации в карбидных частицах увеличивается плотность дислокаций. При величине $\varepsilon = 34\%$ наблюдаются отдельные дислокации, с увеличением степени деформации до $\varepsilon = 47\%$ число дислокаций возрастает, особенно вблизи межфазной границы феррит – цементит, где образуются дислокационные сплетения. С ростом степени деформации увеличивается число действующих дислокационных систем скольжения. На ранних степенях деформации дислокации принадлежат системе скольжения $[010](001)$, при большей степени деформации появляются отдельные дислокации, принадлежащие $[100](001)$ системе скольжения.

В работе [13] показано, что увеличение плотности дефектов внутри карбидных частиц приводит к активизации процесса выноса из них углерода и последующее растворение. Процесс сопровождается образованием мелкодисперсных глобулярных карбидов в ферритной матрице. В настоящей работе детальное изучение эволюции микроструктуры в карбидных частицах с ростом степени деформации позволило выделить два главных механизма формоизменения карбидных частиц. Образование плоских скоплений или стенок дислокаций, пересекающих карбидную частицу, и ступенчатых, декорированных дислокациями, дефектов упаковки приводит к ускоренному оттоку углерода вблизи этих дефектов в ферритную матрицу. При увеличении степени деформации эти процессы приводят к разделению карбида на частицы меньшего размера.

Другой возможный механизм формоизменения карбидных частиц – образование объемных клубковых дислокационных образований вблизи межфазной границы феррит – цементит (рис. 3). В этом случае вынос углерода из области с повышенной плотностью дислокаций приводит к эффективному перемещению межфазной границы внутрь карбидной частицы. Вопрос о наследовании дислокаций цементита после перемещения межфазной границы детально не исследовался, однако существование ориентационной связи между структурными составляющими зернистого перлита может облегчить этот процесс.

При интенсивной пластической деформации волочением, ковкой, штамповкой среднеуглеродистых сталей атомы углерода могут скапливаться в возникающих в стали в ходе пластической деформации микротрещинах, где свободный углерод конденсируется в виде слоев графита. Поскольку эти слои имеют толщину в несколько межатомных расстояний, они обычно не видны на дифракционной картине и поэтому трудны при диагностике. Этот механизм может частично реализовываться и вероятность его действия возрастает, когда разрушена значительная часть цементита и атомов углерода больше, чем может локализоваться на дефектах кристаллической решетки. Поскольку результаты оптической и электронной микроскопии подтвердили наличие трещин и пор, не исключено, что часть углерода локализована в виде таких слоев в микрополостях различного типа. В процессе разрушения цементита пластической деформацией, по-видимому, имеет место изменение структуры карбида. В работе [13] отмечается, что на основании термомагнитного анализа холоднодеформированной стали делается вывод о возможности фазового превращения $Fe_3C \rightarrow Fe_5C_2$ (χ -карбид) при пластической деформации цементита. Изло-

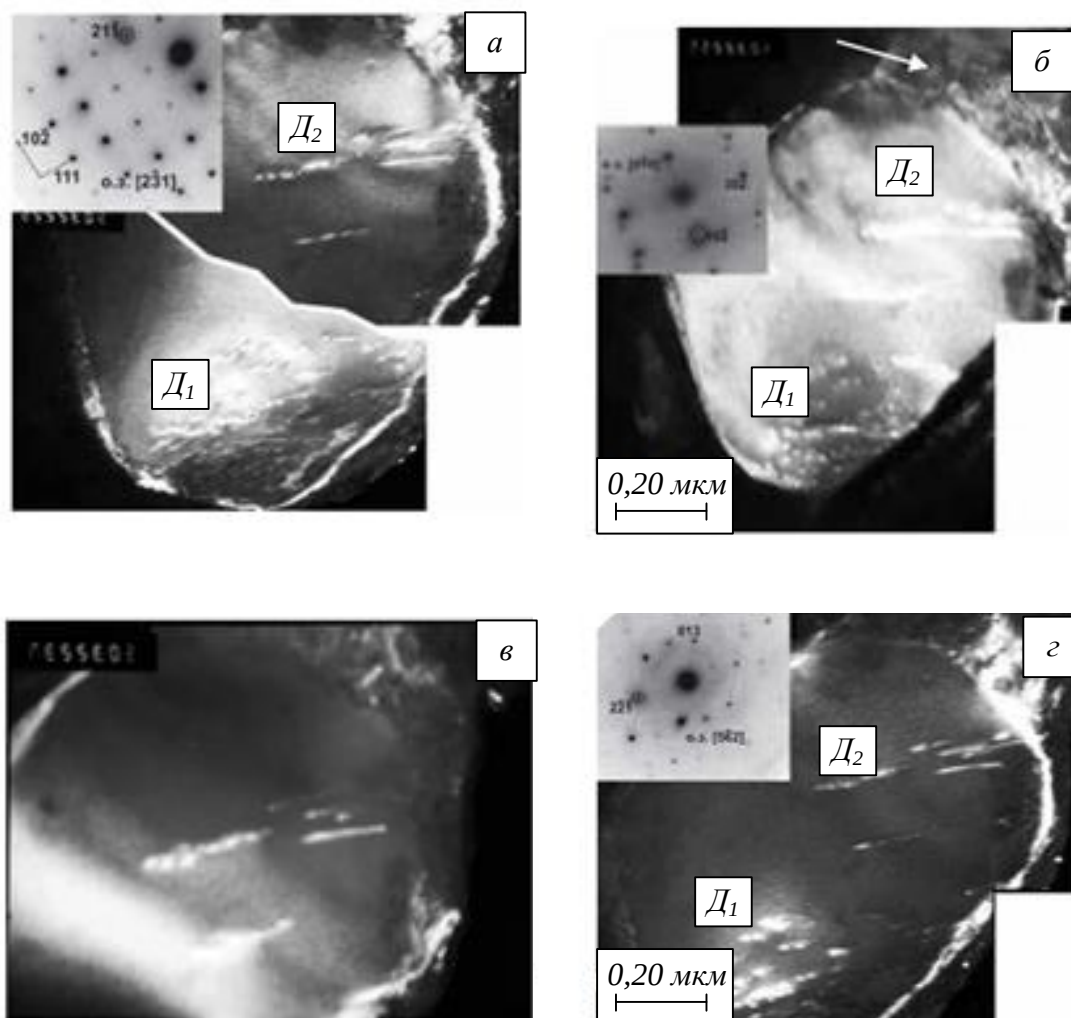


Рис. 3. Микроструктура в цементите зернистого перлита углеродистой стали после деформации 47 % (темнопольные изображения получены в рефлексах 211ц (а); 103ц (б); 025ц (в); 102ц (г)) [13]

Fig. 3. Microstructure of carbon steel granular perlite cementite after 47% deformation (dark-field images were obtained in reflexes 211c (a); 103c (б); 025c (в); 102c (г)) [13]

женные результаты позволяют говорить об изменении химического состава цементита и о его фазовом превращении в процессе холодного деформирования.

Необходимо отметить, что образование различного типа субструктур в условиях превалирования того или иного механизма разрушения цементита было рассмотрено в работах [14, 15]. Особая роль межфазной границы α -фаза – цементит в процессах разрушения частиц карбида Fe_3C отмечена в работах [14, 15]. Когерентная или полукogerентная границы облегчают проникновение дислокаций из α -фазы в цементит и обратно, и тем самым способствуют разрушению и растворению карбида. Некогерентная большеугловая межфазная граница стабилизирует структуру карбида и оставляет возможность лишь диффузионного массопереноса. Именно поэтому пластины перлита разрушаются, а сферические частицы цементита на границах сохраняются. Установлено, что межфазная граница служит местом протекания в карбиде фазового превраще-

ния, в котором участвуют сдвиговые процессы и массоперенос. Процесс растворения «на месте» связан с массопереносом атомов углерода. Он может осуществляться по нескольким механизмам. Во-первых, диффузией атомов по междоузлиям, впервые этот механизм был подтвержден в работе [6]. Второй механизм переноса – диффузия атомов углерода по деформационным вакансиям, третий диффузия по дислокационным трубкам. Известно, что энергия активации диффузии по ядрам дислокаций много меньше, чем по объему материала. В работе [6] этот механизм включен в перечень возможных способов переноса атомов углерода при растворении цементита. Удельный вес всех механизмов растворения цементита будет зависеть от структуры последнего, условий деформирования и степени легирования стали. Этот вопрос еще предстоит исследовать. Необходимо отметить, что дислокации могут «терять» атомы углерода скорее всего на участках твердого раствора со значительной

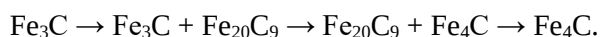
Т а б л и ц а 1

Взаимодействие атомов углерода в карбидах с дефектами строения в железоуглеродистых сплавах
Interaction of carbon atoms in carbides with structural defects in iron-carbon alloys

Место локализации атомов углерода	Энергия связи, эВ	
	Интервал	Средняя
Карбид Fe ₂ C	0,05 – 0,30	0,13
ε-карбид	0,10 – 0,30	0,21
Цементит	0,10 – 0,50	0,27
Карбид вообще	–	0,20
Атмосфера Котрелла	0,30 – 0,70	0,50
Ядро дислокаций	0,50 – 1,00	0,50
Вакансия	–	0,41
Субграницы и границы зерен	0,30 – 0,60	0,45
Дефекты вообще	0,20 – 0,90	0,61

кривизной кручением кристаллической решетки. Эти участки закрепляются после попадания туда углерода. В противном случае процесс должен идти в обратном направлении – углерод должен переходить из твердого раствора на дислокации. Этот обратный процесс дает выигрыш в энергии примерно 0,22 – 0,25 эВ/атом.

Цепочка фазовой трансформации цементита в процессе холодного выдавливания, исходя из результатов вышеизложенных исследований, выглядит следующим образом:



Остальной углерод присутствует на дефектах кристаллического строения (вакансии, дислокации, субграницы, границы зерен, микротрещины) и в твердом растворе.

Результат обобщения литературных данных работ [14, 15] о взаимодействии атомов углерода в карбидах с дефектами строения в железоуглеродистых сплавах представлен в табл. 1.

При получении данных об энергии связи атомов углерода в карбидах железа помимо экспериментальных трудностей, возникает сложность, связанная с необходимостью учитывать переменную стехиометрию карбидов, их дефектность и дисперсность, энергию границы карбид – матрица (когерентные, некогерентные), наличие на этой границе градиента concentra-

ции углерода. Понимание процессов перераспределения атомов углерода между карбидами и дефектами может быть понятно лишь на основании обобщенных данных, которые свидетельствуют о том, что с ростом плотности дислокаций и других дефектов локальное термодинамическое равновесие требует перехода атомов углерода из карбидов на дефекты кристаллического строения.

Одним из деформационных воздействий, преобразующих структуру перлита, является длительная эксплуатация рельсов. Она сопровождается деформационным преобразованием структуры перлита, одним из проявлений которого является разрушение и растворение пластин цементита. Выполненные оценки показали, что вне зависимости от направления исследования объемная доля цементита увеличивается от 4,5 % на поверхности до 10,4 % на глубине 10 мм при анализе вдоль центральной оси и от 3,1 до 9,6 % вдоль радиуса скругления рабочей выкружки (табл. 2) [16 – 22].

Выявленная потеря углерода может быть обусловлена как обезуглероживанием поверхностного слоя металла рельсов в процессе сверхдлительной эксплуатации, так и выходом атомов углерода на дефекты структуры стали (линии дислокаций, границы зерен и субзерен), то есть реализацией процесса динамического

Т а б л и ц а 2

Количественные характеристики структуры рельсов после пропуска 1770 млн т брутто [19]
Quantitative characteristics of the rail structure after passing 1770 million gross tons [19]

Параметры	Значение параметра (среднее по анализируемому слою), %					
	Поверхность катания			Рабочая выкружка		
	10 мм	2 мм	Поверхность	10 мм	2 мм	Поверхность
Объемная доля Fe ₃ C	10,4	8,2	4,5	9,6	3,6	3,1
Доля углерода	0,74	0,59	0,32	0,69	0,26	0,22

старения стали. Взаимодействие дислокаций с атомами внедрения приводит к закреплению дислокаций, препятствующему их дальнейшему движению, способствуя существенному упрочнению материала, в конечном итоге, приводя его к охрупчиванию. Факт охрупчивания поверхностного слоя металла проявляется в формировании множественных микро- и макротрещин в головке рельсов.

Одним из основных механизмов разрушения цементита является его перерезание скользящими дислокациями. Второй механизм разрушения пластин цементита заключается в вытягивании в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита. При этом степень распада цементита должна определяться плотностью дислокаций и типом субструктуры (рис. 4).

При пластической деформации сталей с перлитной структурой происходят сложные структурные изменения в определенной последовательности и (или) параллельно. Это приводит: во-первых, к распаду частиц карбидной фазы, в результате чего наблюдается утонение и дробление цементитных пластин; во-вторых, при

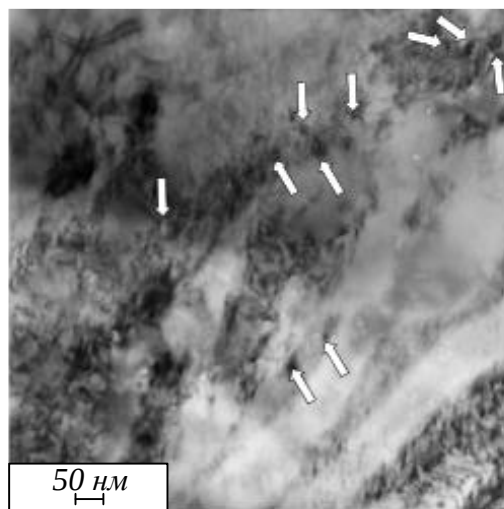


Рис. 4. ПЭМ изображение третьей стадии процесса преобразования пластин цементита перлитной колонии (стрелками указаны наноразмерные частицы карбидной фазы пластин цементита, формирующиеся в структуре)

Fig. 4. TEM image of the third stage of the process of transformation of cementite plates of a pearlite colony (arrows indicate nanoscale particles of the carbide phase of cementite plates formed in the structure)

деформации происходит коробление и растаскивание перлитных колоний на отдельные части, вплоть до отдельных пластин. При этом пластины цементита разрезаются и измельчаются. Происходит разрушение, как пластин цементита, так и самих перлитных колоний [23 – 25].

Деформация цементитных прослоек приводит к одновременному протеканию дислокационного и диффузионного выносов атомов углерода из карбида железа. При этом в областях α -фазы, обогащенных атомами углерода, происходит образование ячеисто-сетчатой, а затем фрагментированной субструктур. Фрагментация материала – это образование разориентированных объемов, разделенных границами дислокационного типа.

В работе [24] представлены результаты исследования тонкой структуры поверхностных слоев опорного вала прокатного стана 2000 Новолипецкого металлургического комбината. Опорные валки выполнены из стали марки 9ХФ с исходной структурой пластинчатого перлита. В ходе эксплуатации вала происходит интенсивная пластическая деформация. Вблизи поверхности вала деформация максимальна, а в центре минимальна, структура стали имеет градиентный характер, изменения в структуре происходят по мере удаления от поверхности вглубь материала.

В ходе пластической деформации перлитная структура стали частично разрушается, а накопление дислокаций влечет за собой фрагментацию материала. При этом наблюдается два типа фрагментации: первичная и вторичная. Первичная фрагментация сохраняет слегка искаженную структуру пачек ломелей Fe_3C , которые разделены малоугловыми границами. Эти границы расположены в плоскостях, перпендикулярных главной оси ломели. Помимо первично фрагментированного перлита в значительных количествах присутствует вторично фрагментированный (в нем ломельная структура в основном разрушена). Вторично фрагментированный перлит представляет смесь зерен α -фазы и цементита. Средний размер фрагментов вблизи поверхности вала и на расстоянии 10 мм от поверхности составляет 0,31 и 0,38 мкм [23 – 25].

Особо следует обратить внимание на тонкую структуру карбида железа Fe_3C . Он встречается в трех характерных местах дефектной структуры материала: в бывших колониях, подвергшихся частичному разрушению; в субграницах фрагментации α -фазы; внутри фрагментов на дислокациях. Объемная доля цементита и размеры частиц в подвергшихся разрушению бывших колониях выше, чем внутри фрагментов на дислокациях. Уменьшение этих параметров происходит по мере приближения к поверхности вал-

ка. Необходимо обратить внимание еще на одну фазу, присутствующую в материале, в относительно небольших количествах, однако она может значительно влиять на механические свойства материала. Это частицы специального карбида Me_6C округлой формы, их размер составляет примерно 0,5 мкм вблизи поверхности вала и 0,7 мкм на расстоянии 10 мм. Частицы карбида не содержат дислокаций, в исследуемых условиях деформируются исключительно упруго. Вследствие этого в них запасена большая упругая энергия, которая определяется значительной величиной кривизны-кручения кристаллической решетки. Одновременно они являются источниками дальнедействующих полей для окружающей их матрицы. Высокие поля напряжений в частицах специальных карбидов могут приводить к их растрескиванию. В этом случае частицы служат источниками трещин для α -фазы. Основная доля углерода (до 0,60 % (по массе)) сосредоточена в частицах цементита. В небольших количествах (не выше 0,10 %) углерод находится в α -фазе и в значительно больших (примерно 0,25 – 0,30 %) на дефектах решетки, то есть в ядрах дислокаций, на субграницах и границах зерен [23 – 25].

На начальной стадии преобразования цементитные пластины окутываются скользящими дислокациями, что сопровождается разбиением пластин на отдельные слабаразориентированные фрагменты. Затем вследствие вытягивания атомов углерода из решетки цементита может происходить изменение структуры карбида. Это обусловлено проникновением скользящих дислокаций из кристаллической решетки феррита в кристаллическую решетку цементита. На следующем этапе растворения цементита весь объем, ранее занимаемый цементитной пластиной, заполняется наноразмерными частицами.

Аспекты, связанные с перемещением атомов углерода в условия интенсивных деформационных воздействий, представляют особый интерес и требуют привлечения адекватных механизмов. К их числу может быть отнесено представление о механизме пластической дисторсии, когда за счет формирования кривизны кристаллической решетки материал способен испытывать значительное формоизменение без нарушения сплошности [26]. В рамках физической мезомеханики такой механизм трактуется как наномасштабные мезоскопические структурные состояния. Например, в условиях низких температур испытаний позволяет кратно повысить ударную вязкость сталей с ОЦК-решеткой [27].

Согласно классическим представлениям диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструкту-

рой, которая формируется вокруг пластин цементита. При этом степень распада цементита, как правило, определяется плотностью дислокаций и типом субструктуры [28 – 30].

При «вытягивании» атомов углерода из кристаллической решетки наблюдается изменение дефектной субструктуры карбида из-за проникновения дислокаций в решетку цементита. Однако некогерентная межфазная граница α -Fe – Fe₃C будет этому препятствовать, оставляя возможным лишь диффузионный массоперенос. Он может быть реализован различными механизмами [31, 32]: диффузии по междоузлиям и по деформационным вакансиям.

Ротационные моды пластической деформации связаны с формированием локальной кривизны решетки [33 – 35]. Можно предположить, что развитие рассматриваемого эффекта в металле рельса делает возможным (облегченным) перемещение атомов углерода. В силу циклического характера приложения нагрузки такой механизм может развиваться обратимо, что позволяет элементам внутренней структуры перестраиваться без образования несплошностей.

Следует особо отметить, что рассматриваемый процесс не носит диффузионный характер, поскольку развивается в условиях невысоких температур, а нагрузка прикладывается нерегулярно, но циклически. Таким образом, при небольшом пропущенном тоннаже удастся сохранить минимальную дефектность металла без образования микронесплошностей.

При большом пропущенном тоннаже в поверхностном слое накапливается критическая плотность дефектов, что сдерживает развитие обратимой упругой деформации и вовлечение (развитие) механизма пластической дисторсии. Формирование подобной «критической» структуры будет завершаться зарождением микротрещин по усталостному механизму и выходу рельсов из строя. По этой причине повышение ресурса работы рельсов может быть достигнуто за счет как можно более длительного сохранения структуры, способной к развитию обратимых деформационных процессов, исключающих разрушение цементитных пластин в перлитных колониях с последующим перемещением атомов углерода на дефекты (дислокации) и области решетки α -железа.

Выводы

Проведен краткий анализ публикаций по исследованию поведения пластинчатого и зернистого цементита при различных видах активной деформации (ковке, штамповке, волочении, прокатке, длительной эксплуатации рельсов). Обращено внимание на формирование градиентных струк-

тур и механизмы разрушения цементита. Отмечена роль ротационных мод пластической деформации при трансформации цементита.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Счастливцев В.М., Медведева Н.И., Крапошин В.С., Талис А.Л., Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р., Кабанова И.Г., Яковлева И.Л., Мирзаев Д.А., Табатчикова Т.И., Воронин В.И., Хлебникова Ю.В., Окишев К.Ю. *Цементит в углеродистых сталях*. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017:380.
2. Гуляев А.П. *Металловедение*. Москва: Металлургия, 1986:544.
3. Тушинский Л.И., Батаев А.А., Тихомирова Л.Б. *Структура перлита и конструктивная прочность стали*. Новосибирск: Наука: Сиб. изд. фирма, 1993:278.
4. Bhadeshia H. Cementite. *International Materials Reviews*. 2019;65(1):1–27. <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2018.1560984>
5. Chezeau N., De Réaumur à la Première Guerre Mondiale: les étapes de la maîtrise de l'acier, l'essor des aciers spéciaux. *Comptes Rendus Chimie*. 2012;15(7):585–594
6. Цементит в углеродистых сталях / Под ред. В.М. Счастливцева. Екатеринбург: Изд-во УМЦ УПИ, 2017:380 с.
7. Гаврилюк В.Г. *Распределение углерода в стали*. Киев: Наукова думка. 1987:208.
8. Гриднев В.Н., Гаврилюк В.Г., Мешков Ю.Я. *Прочность и пластичность холоднодеформированной стали*. Киев: Наукова думка. 1974:231.
9. Koptseva N.V., Efimova Y.Y., Gulin A.E. Behavior of fine pearlite plates in the deformation of high-carbon steel. *Steel in Translation*. 2019;49:286–290.
10. Hong M.N., Reynolds Jr. W.T., Tarui T., Hono K. Atom Probe and Transmission Electron Microscopy Investigations of Heavily Drawn Pearlitic Steel Wire. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999;30(13):717–727. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-1003-y>
11. Read H.G., Reynolds W.T., Hono K., Tarui T. Apfim and TEM Studies of Drawn Pearlitic Wire. *Scripta materialia*. 1997;37(8):1221–1230.
12. Карькина Л.Е., Зубкова Т.А., Яковлева И.Л. Исследование дислокационной структуры цементита зернистого перлита после холодной пластической деформации. *Физика Металлов иMetallovedenie*. 2013;114(3):255–263. <https://doi.org/10.7868/S0015323013030091>
13. Целлермаер В.Я. Субструктурно-фазовые превращения при интенсивной пластической деформации металлов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 1999;12:44–49.
14. Gavriluyuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;345(1-2):81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
15. Грачев В.В., Громова А.В., Целлермаер В.Я., Ивахин М.П., Козлов Э.В. Эволюция дислокационных субструктур в мало- и среднеуглеродистых сталях при волочении. *Вестник Самарского государственного технического университета. Сер.: Физ.-мат. науки*. 2004;27:123–129.
16. Кузнецов Р.В., Кормышев В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Трансформация структурно-фазовых состояний в головке рельсов при экстремально длительной эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(3):209–215. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-209-215>
17. Кузнецов Р.В., Перегудов О.А., Шляров В.В. Перераспределение атомов углерода в рельсах при сверхдлительной эксплуатации. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2022;65(2):134–136. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-134-136>
18. Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кузнецов Р.В., Глезер А.М., Шлярова Ю.А., Перегудов О.А. Деформационное преобразование структуры и фазового состава поверхности рельсов при сверхдлительной эксплуатации. *Деформация и разрушение материалов*. 2022;1:35–39. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2022-1-35-39>
19. Кузнецов Р.В., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е., Полевой Е.В. Эволюция структурно-фазовых состояний и свойств дифференцированно закаленных 100-метровых рельсов при экстремально длительной эксплуатации. Сообщение 5. Градиентные структурно-фазовые состояния по радиусу скругления головки рельсов после сверхдлительной эксплуатации. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2022;1:9–18. https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_56
20. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Структура рельсов после экстремально длительной эксплуатации. *Известия вузов. Физика*. 2022;65(3(772)):160–165. <https://doi.org/10.17223/00213411/65/3/160>
21. Кузнецов Р.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кормышев В. Е., Шлярова Ю.А., Юрьев А.А. Градиенты структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры рельсов при сверхдлительной эксплуатации. *Известия Алтайского государственного университета*.

- 2022;1:44–50. [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2022\)1-06](https://doi.org/10.14258/izvasu(2022)1-06)
22. Григорович К.В., Громов В.Е., Кузнецов Р.В., Иванов Ю.Ф., Шлярова Ю.А. Формирование тонкой структуры перлитной стали при сверхдлительной пластической деформации. *Доклады Российской академии наук. Физика, технические науки*. 2022;503(1):8–12. <https://doi.org/10.31857/S2686740022020079>
 23. Козлов Э.В., В.Е. Громов, Коваленко В.В., Попова Н.А. *Градиентные структуры в перлитной стали*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ. 2004:224.
 24. Козлов Э.В., Попова Н.А., Жулейкин С.Г., Коваленко В.В., Ветер В.В., Громов В.Е. Градиентные структуры неравновесного перлита в деформируемой стали. *Физическая мезомеханика*. 2003;6(5):73–79. <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2003-00067>
 25. Попова Н. А., Жулейкин С.Г., Игнатенко Л.Н., Коваленко В.В., Ветер В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. Образование градиентных структур в перлитной стали при эксплуатации. *Вестник российских университетов. Математика*. 2003;4:589–590.
 26. Грачев В.В., Сарычев В.Д., Петров В.И., Громов В.Е. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали, формирующиеся при дифференцированной термической обработке и в процессе эксплуатации. *Вестник ТГУ*. 2003;8:4.
 27. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G. Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture. *Physical Mesomechanics*. 2016;19(3):255–268. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959916030048>
 28. Panin V.E., Derevyagina L.S., Lebedev M.P., Syromyatnikova A.S., Surikova N.S., Pochivalov Yu.I., Ovechkin B.B. Scientific basis for cold shortness of structural bcc steels and their structural degradation at below zero temperatures. *Physical Mesomechanics*. 2017;20(2):125–133. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959917020023>
 29. Панин В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Громов В.Е., Панин С.В., Кормышев В.Е., Рубаникова Ю.А. Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации. *Физическая мезомеханика*. 2020;5:85–94.
 30. Фетисов В.П. Оценка пластичности при деформации углеродистой стали. *Литье и металлургия*. 2019;3:85–88.
 31. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*. 2003;345:81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
 32. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Materialia*. 2011;59:3965–3977. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.022>
 33. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*. 2001;45(12):1469–1472. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01185-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01185-X)
 34. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Панин А.В. Нелинейные волновые процессы в деформируемом твердом теле как многоуровневой иерархически организованной системе. *УФН*. 2012;182(12):1351–1357. <https://doi.org/10.3367/UFNr.0182.201212i.1351>
 35. Панин В.Е., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А., Кормышев В.Е. Роль кривизны решетки в деградации структуры поверхностного слоя металла рельсов при длительной эксплуатации. *Доклады Российской Академии наук. Физика, Технические Науки*. 2020;494(1):89–92. <https://doi.org/10.31857/S2686740020050144>

REFERENCES

1. Schastlivtsev V.M., Medvedeva N.I., Kraposhin V.S., Talis A.L., Kar'kina L.E., Kar'kin I.N., Kuznetsov A.R., Kabanova I.G., Yakovleva I.L., Mirzaev D.A., Tabatchikova T.I., Voronin V.I., Khlebnikova Yu.V., Okishev K.Yu. *Cementite in carbon steels*. Yekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2017:380. (In Russ.).
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie*. Moscow: Metallurgiya, 1986:544. (In Russ.).
3. Tushinskii L.I., Bataev A.A., Tikhomirova L.B. *Perlite structure and structural strength of steel*. Novosibirsk: Nauka: Sib. izd. firma, 1993:278. (In Russ.).
4. Bhadeshia H. Cementite. *International Materials Reviews*. 2019;65(1):1–27. <http://dx.doi.org/10.1080/09506608.2018.1560984>
5. Chezeau N., De Réaumur à la Première Guerre Mondiale: les étapes de la maîtrise de l'acier, l'essor des aciers spéciaux. *Comptes Rendus Chimie*. 2012;15(7):585–594
6. Schastlivtsev V.M. ed. *Cementite in carbon steels*. Ekaterinburg: Izd-vo UMTs UPI, 2017:380. (In Russ.).
7. Gavriljuk V.G. *Carbon distribution in steel*. Kiev: Naukova dumka. 1987:208. (In Russ.).
8. Gridnev V.N., Gavriljuk V.G., Meshkov Yu.Ya. *Strength and plasticity of cold-formed steel*. Kiev: Naukova dumka. 1974:231. (In Russ.).
9. Koptseva N.V., Efimova Y.Y., Gulín A.E. Behavior of Fine Pearlite Plates in the Deformation

- of High-Carbon Steel. *Steel in Translation*. 2019;49:286–290.
10. Hong M.N., Reynolds Jr. W.T., Tarui T., Hono K. Atom Probe and Transmission Electron Microscopy Investigations of Heavily Drawn Pearlitic Steel Wire. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999;30(13):717–727. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-1003-y>
 11. Read H.G., Reynolds W.T., Hono K., Tarui T. Apfm and TEM Studies of Drawn Pearlitic Wire. *Scripta materialia*. 1997;37(8):1221–1230.
 12. Kar'kina L.E., Zubkova T.A., Yakovleva I.L. Investigation of the dislocation structure of granular perlite cementite after cold plastic deformation. *Fizika Metallov i Metallovedenie*. 2013;114(3):255–263. (In Russ.). <https://doi.org/10.7868/S0015323013030091>
 13. Tsellermaer V.Ya. Substructural-phase transformations during intensive plastic deformation of metals. *Izvestie vuzov. Chernaya metallurgiya*. 1999;12:44–49. (In Russ.).
 14. Gavriluyuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*. 2003;345(1-2):81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
 15. Grachev V.V., Gromova A.V., Tsellermaer V.Ya., Ivakhin M.P., Kozlov E.V. Evolution of dislocation substructures in low- and medium-carbon steels during drawing. *Vestnik Samarskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. Ser.: Fiz.-mat. nauki*. 2004;27:123–129. (In Russ.).
 16. Kuznetsov R.V., Kormyshev V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Transformation of structural-phase states in the rail head during extremely long-term operation. *News of universities. Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2022;65(3):209–215. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-209-215>
 17. Kuznetsov R.V., Peregudov O.A., Shlyarov V.V. Redistribution of carbon atoms in rails during ultra-long operation. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*. 2022;65(2):134–136. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-134-136>
 18. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kuznetsov R.V., Glezer A.M., Shlyarova Yu.A., Peregudov O.A. Deformation transformation of the structure and phase composition of the rail surface during ultra-long operation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2022;1:35–39. (In Russ.). <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2022-1-35-39>
 19. Kuznetsov R.V., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Kormyshev V.E., Polevoi E.V. Evolution of structural-phase states and properties of differentially hardened 100-meter rails during extremely long-term operation. *Message*
 5. Gradient structural-phase states along the radius of rounding of the rail head after ultra-long operation. *Problemy chernoi metallurgii i metallovedeniya*. 2022;1:9–18. (In Russ.). https://doi.org/10.54826/19979258_2022_1_56
 20. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Shlyarova Yu.A., Yur'ev A.A., Kormyshev V.E. The structure of rails after extremely long-term operation. *Izvestiya vuzov. Fizika*. 2022;65(3(772)):160–165. (In Russ.). <https://doi.org/10.17223/00213411/65/3/160>
 21. Kuznetsov R.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kormyshev V. E., Shlyarova Yu.A., Yur'ev A.A. Gradients of structure, phase composition and dislocation substructure of rails during ultra-long operation. *Izvestiya Altaiskogo gosudarstvennogo universiteta*. 2022;1:44–50. (In Russ.). [https://doi.org/10.14258/izvasu\(2022\)1-06](https://doi.org/10.14258/izvasu(2022)1-06)
 22. Grigorovich K.V., Gromov V.E., Kuznetsov R.V., Ivanov Yu.F., Shlyarova Yu.A. Formation of a thin structure of pearlite steel under ultra-long plastic deformation. *Doklady Rossiiskoi akademii nauk. Fizika, tekhnicheskie nauki*. 2022;503(1):8–12. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S2686740022020079>
 23. Kozlov E.V., V.E. Gromov, Kovalenko V.V., Popova N.A. *Gradient structures in pearlitic steel*. Novokuznetsk: ITs SibGIU. 2004:224. (In Russ.).
 24. Kozlov E.V., Popova N.A., Zhuleikin S.G., Kovalenko V.V., Veter V.V., Gromov V.E. Gradient structures of nonequilibrium pearlite in deformable steel. *Fizicheskaya mezomekhanika*. 2003;6(5):73–79. (In Russ.). <https://doi.org/10.24411/1683-805X-2003-00067>
 25. Popova N.A., Zhuleikin S.G., Ignatenko L.N., Kovalenko V.V., Veter V.V., Gromov V.E., Kozlov E.V. Formation of gradient structures in pearlite steel during operation. *Vestnik rossiiskikh universitetov. Matematika*. 2003;4:589–590. (In Russ.).
 26. Grachev V.V., Sarychev V.D., Petrov V.I., Gromov V.E. Gradient structural-phase states in rail steel formed during differentiated heat treatment and during operation. *Vestnik TGU*. 2003;8:4 (In Russ.).
 27. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V., Chernyavskii A.G. Plastic distortion as a fundamental mechanism in nonlinear mesomechanics of plastic deformation and fracture. *Physical Mesomechanics*. 2016;19(3):255–268. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959916030048>
 28. Panin V.E., Derevyagina L.S., Lebedev M.P., Syromyatnikova A.S., Surikova N.S., Pochivalov Yu.I., Ovechkin B.B. Scientific basis for cold shortness of structural bcc steels and their structural degradation at below zero temperatures. *Physical Mesomechanics*. 2017;20(2):125–133. <http://dx.doi.org/10.1134/S1029959917020023>

29. Panin V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Gromov V.E., Panin S.V., Kormyshev V.E., Rubannikova Yu.A. Evolution of the fine structure and properties of metal rails during long-term operation. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2020;5:85–94. (In Russ.).
30. Fetisov V.P. Assessment of plasticity during deformation of carbon steel. *Lit'e i metallurgiya*. 2019;3:85–88. (In Russ.).
31. Gavriljuk V.G. Decomposition of cementite in pearlitic steel due to plastic deformation. *Materials Science and Engineering A*. 2003;345:81–89. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00358-1](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00358-1)
32. Li Y.J., Chai P., Bochers C., Westerkamp S., Goto S., Raabe D., Kirchheim R. Atomic-scale mechanisms of deformation-induced cementite decomposition in pearlite. *Acta Materialia*. 2011;59:3965–3977. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2011.03.022>
33. Gavriljuk V.G. Effect of interlamellar spacing on cementite dissolution during wire drawing of pearlitic steel wires. *Scripta Materialia*. 2001;45(12):1469–1472. [http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462\(01\)01185-X](http://dx.doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01185-X)
34. Panin V.E., Egorushkin V.E., Panin A.V. Nonlinear wave processes in a deformable solid as a multilevel hierarchically organized system. *UFN*. 2012;182(12):1351–1357. (In Russ.). <https://doi.org/10.3367/UFNr.0182.201212i.1351>
35. Panin V.E., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Yur'ev A.A., Kormyshev V.E. The role of lattice curvature in the degradation of the structure of the surface layer of metal rails during long-term operation. *Doklady Rossiiskoi Akade-mii nauk. Fizika, Tekhnicheskie Nauki*. 2020;494(1):89–92. (In Russ.). <https://doi.org/10.31857/S2686740020050144>

Сведения об авторах

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

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

Михаил Анатольевич Порфирьев, соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин им. проф.

В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: mport372@gmail.com

ORCID: 0000-0003-3602-5739

Олег Александрович Перегудов, к.т.н., проректор по молодежной политике и воспитательной деятельности, Омский государственный технический университет

E-mail: olegomgtu@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5154-5498

Анна Александровна Серебрякова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Information about the authors

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

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

Mikhail A. Porfir'ev, Candidate of the Department of Natural Sciences named after Prof. V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

E-mail: mport372@gmail.com

ORCID: 0000-0003-3602-5739

Oleg A. Peregudov, Cand. Sci. (Eng.), Vice-Rector for Youth Policy and Educational Activities, Omsk State Technical University

E-mail: olegomgtu@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5154-5498

Anna A. Serebryakova, Postgraduate student of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

E-mail: aserebrakova87@gmail.com

Поступила в редакцию 21.07.2023

После доработки 03.08.2023

Принята к публикации 08.08.2023

Received 21.07.2023

Revised 03.08.2023

Accepted 08.08.2023

Оригинальная статья

УДК 537.9

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-21-29

ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТОВ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ И ПАРАМЕТРЫ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

© 2023 г. Е. А. Ожиганов¹, С. В. Коновалов², И. А. Панченко², М. М. Баженова²

¹ООО «Кузбасский центр сварки и контроля» (Россия, 650040, Кемерово, ул. Радищева, 1Б)

²Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Работа выполнена с применением физических методов материаловедения, разрушающих и неразрушающих испытаний. Исследованы образцы конструкционных углеродистых и низколегированных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС. Проведен анализ изменений в структуре сварных соединений из конструкционных сталей под действием пластической деформации. Материалом для искусственных дефектов служили графит и толченое стекло, которые вводили в сварочную ванну. Представлены результаты исследования образцов с искусственными дефектами и бездефектных образцов, выполненных ручной дуговой сваркой и сваркой модулированным током. На основе математических закономерностей изменения параметров акустической эмиссии (АЭ) сигнала для исследуемых сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС разработан четырехпараметрический трехуровневый критерий определения стадии пластической деформации. Рассматриваемый критерий позволяет качественно оценить степень пластической деформации при стресс-испытаниях трубопроводов (по всей области локации АЭ), что особенно важно для труб с различным утонением стенки. В тонкой структуре зоны термического влияния сварки у линии сплавления и в наплавленном металле выявлены изгибные экстинкционные контуры, свидетельствующие о наличии внутренних напряжений. Число контуров возрастает по мере приближения к линии сплавления. Морфологическими составляющими независимо от способа сварки в структуре основного металла являются пластинчатый перлит и феррит, в структуре металла шва – пластинчатый перлит, феррит и мартенсит (объемная доля зависит от способа сварки).

Ключевые слова: ручная дуговая сварка, модулированный ток, микроструктура, углеродистая сталь, низколегированная сталь

Для цитирования: Ожиганов Е.А., Коновалов С.В., Панченко И.А., Баженова М.М. Влияние дефектов на структурно-фазовое состояние сварных соединений и параметры сигналов акустической эмиссии в конструкционных сталях. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):21–29. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-21-29](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-21-29)

Original article

INFLUENCE OF DEFECTS ON THE STRUCTURAL-PHASE STATE OF WELDED JOINTS AND PARAMETERS OF ACOUSTIC EMISSION SIGNALS IN STRUCTURAL STEELS

© 2023 E. A. Ozhiganov¹, S. V. Konovalov², I. A. Panchenko², M. M. Bazhenova²

¹LLC «Kuzbass Welding and Control Center» (1B Radishchev Str., Kemerovo, Russian Federation)

²Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The work was performed using physical methods of materials science, destructive and non-destructive testing. Samples of structural carbon and low-alloy steels of grades St3sp, 10, 09G2S, 17GS have been studied. The analysis of changes in the structure of welded joints made of structural steels under the influence of plastic deformation is carried out. The material for artificial defects was graphite and crushed glass, which were introduced into the welding bath. The results of the study of samples with artificial defects and defect-free samples made by manual arc welding and modulated current welding are presented. Based on the mathematical patterns of changes in the parameters of acoustic emission (AE) of the signal for the studied steels of grades St3sp, 10, 09G2S, 17GS, a four-parameter three-level criterion for determining the stage of plastic deformation has been developed. The criterion under consideration allows us to qualitatively assess the degree of plastic deformation during stress tests of pipelines (throughout the AE location area), which is especially important for pipes with different wall thinning. In the fine structure of the zone of thermal influence of welding at the fusion line and in the deposited metal, bending extinction contours were revealed, indicating the presence of internal stresses. The number of contours increases as you approach the fusion line. The morphological components, regardless of the welding method, in the structure of the base metal are lamellar perlite and ferrite, in the structure of the seam metal – lamellar perlite, ferrite and martensite (the volume fraction depends on the welding method).

Keywords: manual arc welding, manual arc welding with modulated current, microstructure, carbon and low alloy steels

For citation: Ozhiganov E.A., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Bazhenova M.M. Influence of defects on the structural-phase state of welded joints and parameters of acoustic emission signals in structural steels. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):21–29. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-21-29](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-21-29)

Введение

В настоящее время, несмотря на разработку и внедрение большого количества новых материалов, основными материалами, применяемыми в промышленности, остаются конструкционные углеродистые и низколегированные стали марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС. Эксплуатация промышленного оборудования зачастую проходит в экстремальных условиях: при повышенных механических и циклических нагрузках, под воздействием агрессивных сред, коррозионного и эрозийного износа. Надежность и долговечность промышленного оборудования, изготовленного из конструкционных сталей, напрямую зависят от своевременности и качества проведения работ по оценке их состояния. Известно, что традиционные испытания не всегда способны выявить существующие повреждения металла и деградацию его свойств, что зачастую приводит к крупным авариям и разрушениям в процессе эксплуатации [1 – 3]. Кроме разрушающих и неразрушающих методов испытаний, для оценки состояния основного металла и сварных швов применяют стресс-тест [4]. В результате испытания должно происходить снижение локальных остаточных напряжений и деформаций, возникших при производстве и монтаже, локализация и торможение развития трещиноподобных дефектов, а также установление реального запаса прочности по отношению к рабочим нагрузкам [5]. Вопрос обеспечения эффективности этих испытаний изучен недостаточно, а выбор испытательных нагрузок не учитывает множество факторов (структурное состояние основного и наплавленного металла, поля внутренних напряжений,

влияние дефектов сварных соединений и другое). Испытательные нагрузки выбираются эмпирическим путем. Для успешного выбора параметров испытаний конструкционных сталей необходимы знания структурных и фазовых превращений в процессе их проведения. Таким образом, установление закономерностей изменения структурно-фазовых состояний и внутренних напряжений конструкционных сталей при деформации актуально и имеет большое практическое значение.

Материалы и методы исследования

Работа выполнена на основе физических методов материаловедения, разрушающих и неразрушающих испытаний. Проведены механические испытания по ГОСТ 6996 – 66 (на универсальной разрывной машине Walter + Bai AG LFM-125 (Швейцария); средняя скорость нагружения составляла 20 Н/с). Регистрация АЭ-сигналов (АЭ-система *A-Line 32D* («Интерюнис», Россия) представляет собой восьмиканальную систему сбора и обработки информации акустической эмиссии (АЭ), получаемой в реальном масштабе времени, для исследуемого объекта от акустических датчиков при проведении эксперимента. Просвечивающая дифракционная электронная микроскопия проведена на тонких фольгах (электронный микроскоп ЭМ-125 при ускоряющем напряжении 125 кВ). Рабочее увеличение в колонне микроскопа составляло 25000 крат. Рентгеноструктурный анализ (дифрактометр ДРОН-7) проводили при комнатной температуре при напряжении 30 кВ и анодном токе 30 мА. В

эксперименте была применена рентгеновская трубка с медным катодом.

Основные результаты

Образцы под сварку представляли собой пластины $250 \times 125 \times 5$ мм, разделка кромок – С17 (ГОСТ 5264 – 80). Сварку одной половины исследуемых образцов проводили ручной дуговой сваркой (РДС), другой половины – ручной дуговой сваркой модулированным током (РДСМТ). Для имитации условий реальных производственных объектов, а также исследования часть образцов выполняли с искусственными дефектами. Материалом для искусственных дефектов служили графит и толченное стекло, которые вводили в сварочную ванну. Таким образом, моделировали графитные и силикатные неметаллические включения.

Введение искусственных дефектов при ручной дуговой сварке приводит к тому, что в структуре основного металла объемная доля фрагментированного феррита несколько увеличивается, а нефрагментированного уменьшается. Перлит отсутствует полностью. В структуре материала шва присутствует феррит (только фрагментированный) и мартенсит.

При РДСМТ введение искусственных дефектов приводит к тому, что в структуре основного металла присутствует только феррит. Доля нефрагментированного феррита по сравнению с РДС уменьшается до 15 %, а фрагментированного – увеличивается до 85 %. В структуре материала шва введение искусственных дефектов

также уменьшает объемную долю феррита (55 % фрагментированного, 15 % нефрагментированного) и увеличивает долю пластинчатого перлита (10 % неразрушенного, 10 % разрушенного) и мартенсита.

Ручная дуговая сварка в металле шва приводит к самым низким значениям ρ (рис. 1, *а*). Введение искусственных дефектов при РДС приводит к резкому увеличению ρ . Отметим, что введение искусственных дефектов при РДС приводит к более заметным изменениям, чем при РДСМТ [6, 7].

В основном металле средняя скалярная плотность дислокаций слабо зависит от способа сварки (рис. 1, *а*). Тем не менее, как при РДС, так и при РДСМТ введение искусственных дефектов приводит к уменьшению средней скалярной плотности дислокаций ρ (рис. 1, *а*).

Дислокационная структура при всех способах сварки, как в основном металле, так и в металле шва поляризована. Об этом свидетельствует присутствие в структуре изгибных экстинкционных контуров. По параметрам изгибных экстинкционных контуров были определены избыточная плотность дислокаций (рис. 1, *б*) и амплитуда внутренних дальнедействующих напряжений (σ_d), средние величины которых при разных методах сварки представлены на рис. 2.

В металле шва при сварке способами РДС и РДС с введением искусственных дефектов скалярная плотность дислокаций ρ больше избыточной $\rho_{\pm}$, амплитуда напряжений сдвига σ_d пре-

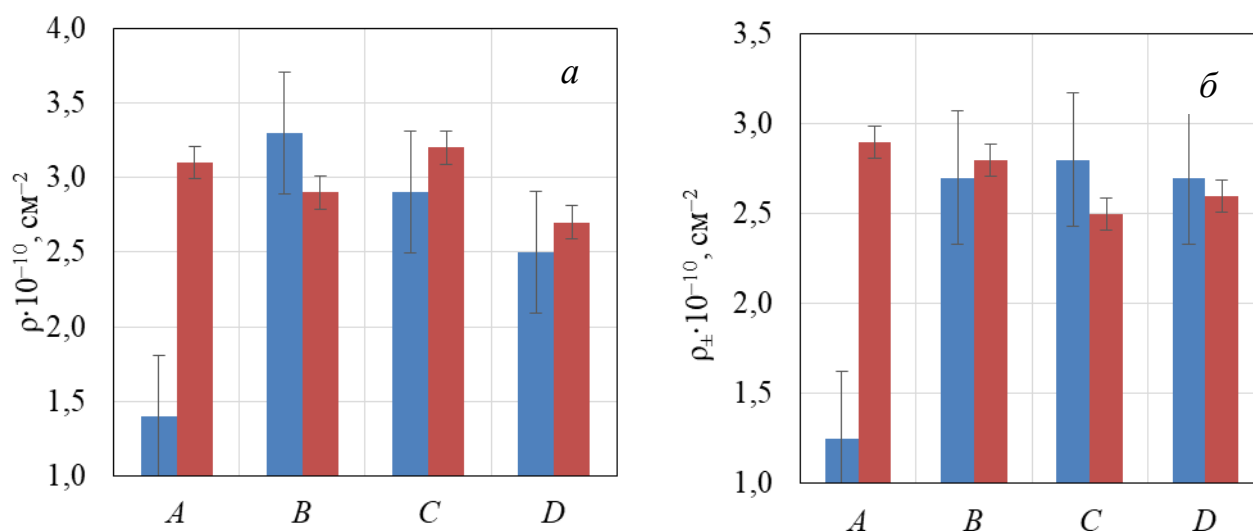


Рис. 1. Влияние искусственных дефектов на средние по материалу скалярную (*а*) и избыточную (*б*) плотности дислокаций: А – РДС; В – РДС с введением искусственных дефектов; С – РДСМТ; D – РДСМТ с введением искусственных дефектов; ■ – металл шва; ■ – основной металл (здесь и на рис. 2)

Fig. 1. The effect of artificial defects on the average scalar (*a*) and excess (*b*) dislocation densities of the material: A – RDS; B – RDS with the introduction of artificial defects; C – RDSMT; D – RDSMT with the introduction of artificial defects; ■ – seam metal; ■ – base metal (here and in fig. 2)

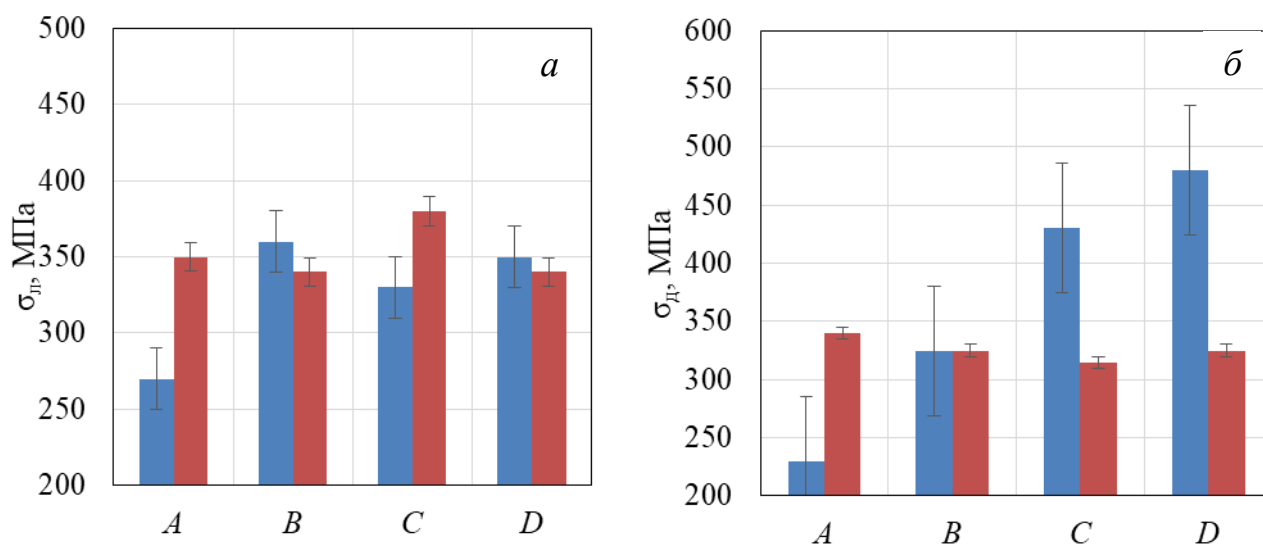


Рис. 2. Влияние искусственных дефектов на среднюю амплитуду внутренних напряжений сдвига $\sigma_{\text{л}}$ (а) и дальнодействующих напряжений $\sigma_{\text{д}}$ (б)

Fig. 2. The effect of artificial defects on the average amplitude of internal shear stresses $\sigma_{\text{л}}$ (a) and long-range stresses $\sigma_{\text{д}}$ (b)

вышает амплитуду внутренних дальнодействующих напряжений $\sigma_{\text{д}}$ ($\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$). Изгиб кристаллической решетки носит пластический характер [8 – 10]. Методы РДСМТ и РДСМТ с введением искусственных дефектов приводят к тому, что $\rho < \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} < \sigma_{\text{д}}$. Это означает, что изгиб кристаллической решетки при данных методах сварки является упругопластическим. Структура стали после РДС характеризуется самыми низкими значениями ρ , $\rho_{\pm}$, $\sigma_{\text{л}}$ и $\sigma_{\text{д}}$ (рис. 1, 2). Это приведет к самому низкому вкладу в упрочнение на пределе текучести материала шва по сравнению с другими способами сварки. Введение искусственных дефектов при РДС увеличивает все количественные параметры структуры (ρ , $\rho_{\pm}$, $\sigma_{\text{л}}$ и $\sigma_{\text{д}}$). Введение искусственных дефектов при РДС приводит к более заметным изменениям в структуре материала шва, чем при РДСМТ.

Исследования показали, что независимо от способа сварки сохраняются неравенства $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$. Это означает, что при всех способах сварки изгиб кристаллической решетки носит пластический характер [11].

Деформация включает в себя несколько стадий (макроупругая деформация; легкое скольжение (текучесть); линейное упрочнение; параболическое упрочнение). Сигнал АЭ является отображением процесса разрушения не только макро- (образование и развитие трещин), но и микро-уровня (образование, движение и аннигиляция дислокаций). Активность АЭ напрямую связана с характером пластической деформации, хотя для различных материалов будет отличаться между собой [12 – 14]. Резкое изменение активности АЭ

при увеличении деформации свидетельствует об изменении механизма деформации.

Проведя математический анализ [15 – 17] кривых изменения параметров АЭ при деформации исследуемых образцов (рис. 2, 3), которые являются типовыми для углеродистых конструкционных сталей, можно заметить определенные закономерности. Отметим, что в работах [11, 18] установлена пропорциональная зависимость между скоростями деформации и счета (активностью) АЭ, следовательно, скорость деформации в проведенном анализе принимается за положительную константу.

Теоретически упругие деформации не вызывают АЭ, так как активность АЭ-сигнала напрямую связана с характером пластического деформирования. Регистрацию АЭ в области упругих деформаций (рис. 3, область I) можно объяснить появлением в материале пластически деформируемых микрообъемов уже при низкой нагрузке [13, 19 – 21]. Рассматриваемый этап характеризуется возрастанием суммарного счета, высокой активностью АЭ и убыванием (возрастанием) амплитуды сигнала при постоянной скорости деформации. Производные суммарного счета от деформации положительна, амплитуды от деформации не равна нулю, деформации от времени – постоянная положительная величина.

Градиенты пластической деформации на фронте очень велики. Источники АЭ практически полностью сосредоточены на этих фронтах. В работе [22] это было экспериментально подтверждено одновременной регистрацией фронта перемещающейся полосы и локацией источников АЭ.

**Критерий определения стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала
при $\varepsilon > 0$ и $\dot{\varepsilon} = \text{const} > 0$**
**Criterion for determining the stage of plastic deformation according to the parameters of the AE signal
at $\varepsilon > 0$ and $\dot{\varepsilon} = \text{const} > 0$**

$k_{\text{си}}$	Стадия пластической деформации	Параметры АЭ сигнала			
		$N''(\varepsilon)$	$\bar{U}'(\varepsilon)$	$\bar{U}''(\varepsilon)$	$N_{\Sigma i+1}/N_{\Sigma i}$
A	Предел текучести ($I \rightarrow II$)	< 0	–	–	≤ 1
B	Площадка текучести (II)	0	> 0	–	1
C	Переход к линейному упрочнению ($II \rightarrow III$)	> 0	–	–	> 1

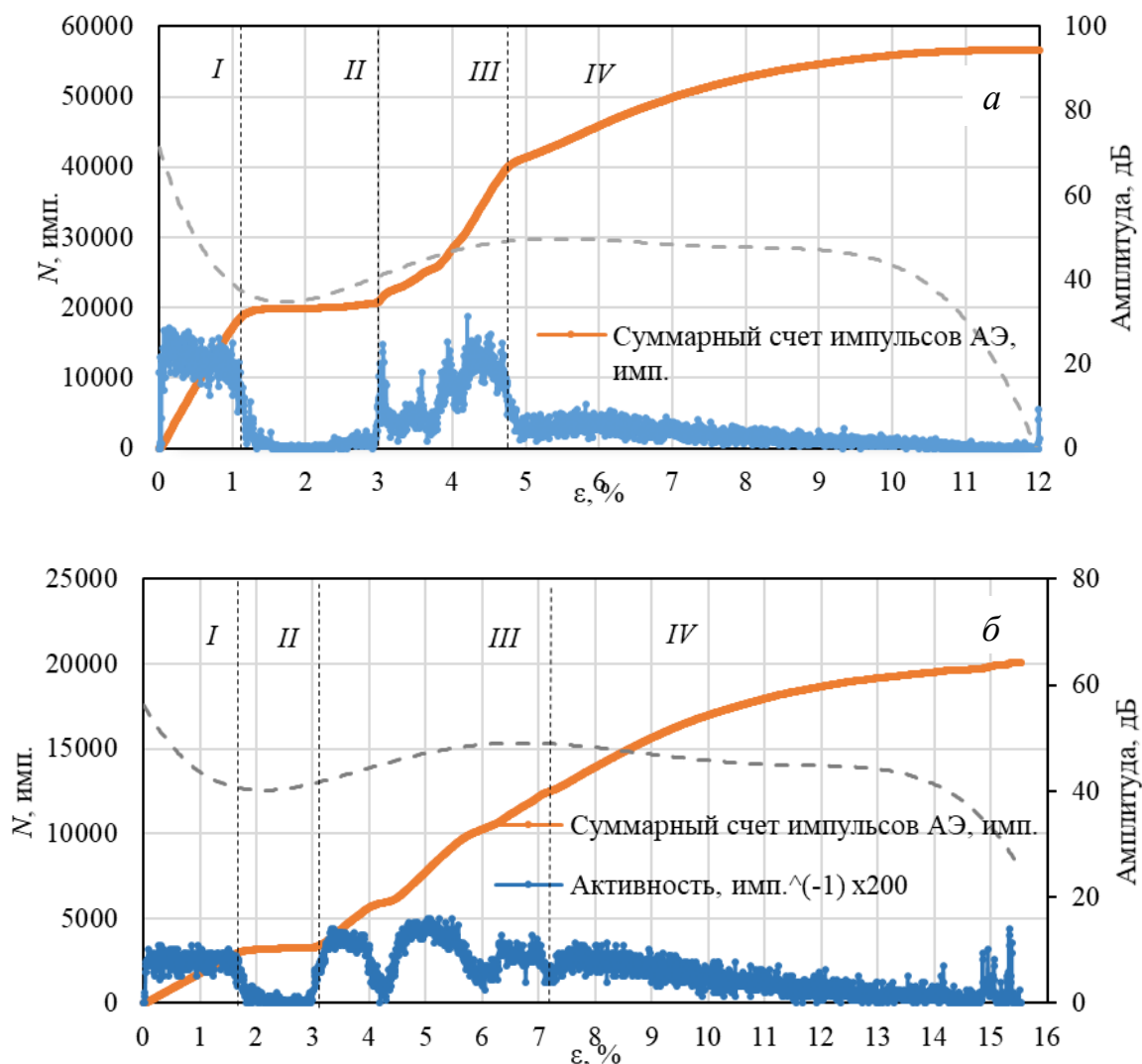


Рис. 3. Изменение АЭ характеристик при нагружении образцов из стали марки 09Г2С, выполненных РДСМТ (а) и РДС (б) до разрушения:

I, II, III и IV – этапы макроупругих деформаций, легкого скольжения (текучести), линейного упрочнения и параболического упрочнения

Fig. 3. Change of AE characteristics during loading of samples made of steel grade 09G2S, made by DSM (a) and RDS (b) before destruction

I, II, III and IV – stages of macroelastic deformations, light sliding (fluidity), linear hardening and parabolic hardening

Резкое изменение кривой суммарной АЭ с увеличением нагрузки и снижение амплитуды (после 2 % деформации) связаны с тем, что на стадии параболического упрочнения перемещающиеся деформационные фронты отсутствуют. Согласно правилу соответствия типов автоволн

локализованной деформации стадиям деформационной кривой [23] при параболическом упрочнении возникает стационарная диссипативная структура, которая представляет собой эквидистантную систему очагов пластической деформации, в которых амплитуда деформации

выше, чем в окружающих областях [24 – 27]. При этом градиенты деформации на границах очагов существенно ниже, чем на движущихся фронтах на площадке текучести. Естественным образом амплитуды импульсов АЭ на рассматриваемой стадии снижаются. Уменьшается и суммарная АЭ, однако возрастает разброс импульсов по амплитудам.

Одной из важнейших характеристик метода АЭ для понимания процессов, происходящих в исследуемом объекте, являются координаты источников импульсов. Существуют два основных способа локализации источников АЭ: временной (основанный на разности времен прихода (РВП) сигнала на ПАЭ) и амплитудный (основанный на зависимости затухания акустической волны от расстояния между источником АЭ и ПАЭ) [11, 28, 29]. Для полного понимания характера деформации объекта исследования применяли локализацию как по РВП, так по затуханию амплитуды АЭ.

В таблице представлен критерий $k_{СИ}$ определения стадий пластической деформации по параметрам сигналов АЭ.

Рассматриваемый критерий представляет собой четырехпараметрическую трехуровневую систему. Каждый из параметров (активность, амплитуда и суммарный счет, а также производные от них) является легко вычисляемой современными программно-аналитическими средствами характеристикой. После вычисления эти параметры группируются и логически соотносятся к тому или иному уровню критерия.

Уровню критерия А соответствует деформация начала перехода к легкому скольжению (предел текучести). Рассматриваемый уровень критерия является предварительным, сигнализирующим о скором достижении заданной нагрузки при СИ.

Уровню критерия В соответствует деформация площадки текучести. Он показывает достижение заданного уровня нагрузки при СИ.

Уровню критерия С соответствует деформация перехода от легкого скольжения к линейному упрочнению. При достижении этого уровня критерия необходимо немедленно остановить испытания и сбросить давление, поскольку испытательное давление превышает заданное.

Выводы

В тонкой структуре зоны термического влияния сварки у линии сплавления и в наплавленном металле выявлены изгибные экстинкционные контуры, свидетельствующие о наличии внутренних напряжений. Число контуров возрастает по мере приближения к линии сплавления. Ручная дуговая сварка модулированным

током углеродистых сталей формирует в зоне линии сплавления поля внутренних напряжений с амплитудами ниже, чем после ручной дуговой сварки, что способствует повышению качества сварных соединений, выполняемых этим способом в сложных условиях.

Морфологическими составляющими независимо от способа сварки в структуре основного металла являются пластинчатый перлит и феррит, в структуре металла шва – пластинчатый перлит, феррит и мартенсит (их объемная доля зависит от способа сварки).

Влияние искусственных дефектов в сварных соединениях конструкционных сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС независимо от способа сварки проявляется в виде снижения уровня напряжения начала стадии микропластичности, уменьшения средних амплитуд сигналов АЭ в этом интервале нагрузок и возрастания дисперсии амплитуд сигналов АЭ.

На основе математических закономерностей изменения параметров АЭ сигнала для исследуемых сталей марок СтЗсп, 10, 09Г2С, 17ГС, разработан четырехпараметрический трехуровневый критерий определения стадии пластической деформации по параметрам АЭ сигнала. Рассматриваемый критерий позволяет качественно оценить степень пластической деформации при стресс-испытаниях трубопроводов (по всей области локации АЭ), что особенно важно для труб с различным утонением стенки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Носов В.В., Григорьев Е.В., Артющенко А.П., Перетятко С.А. Многоуровневая модель временных зависимостей параметров акустической эмиссии как основа нанодиагностики состояния технических объектов. В кн.: *Нанофизика и наноматериалы: Сборник научных трудов*. Санкт-Петербургский горный университет. 2019. С. 173–178.
2. Иванов В.И., Барат В.А. *Акустико-эмиссионная диагностика*. Москва: Спектр, 2017. 362 с.
3. Zubova E.M., Strungar E.M., Lobanov D.S., Wildemann V.E. Experimental study of the damage accumulation in composite materials and ceramic coatings by using of acoustic emission technique. *Procedia Structural Integrity*. 2019;17:822–827. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.08.109>
4. Смирнов А.Н., Ожиганов Е.А. Акустическая эмиссия при различных степенях деформации и способах сварки стали СтЗсп. *Вестник КузГТУ*. 2014;6:68–72.
5. Сыромятникова А. С., Гуляева Е.М., Алексеева К.И. Расчетно-экспериментальная оценка прочностных свойств металла для-

- тельно эксплуатируемого газопровода. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016;8:61–65.
6. Nikolaev S., Benin A. Analysis of the possibility of detecting inhomogeneous metal inclusions in welded joints of rails under ultrasonic control. *International scientific siberian transport forum TransSiberia*. 2021;1:674–682. https://doi.org/10.1007/978-3-030-96380-4_73
 7. Rafikov S.K., Sharnina G.S., Kozhaeva K.V., Valtolin A.P. analysis of reliability of welded connections liquefied gas and condensate pipelines. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2022;988:022053 <https://doi.org/10.1088/1755-1315/988/2/022053>
 8. Grin' E.A., Zelenskii A.V. Performance of a steam pipeline with defects in knot welded joints. *Power technology and engineering*. 2021;54(5):714–719 <https://doi.org/10.1007/s10749-020-01275-y>
 9. Chen H., Liu H., Chen Zh. Failure pressure of welded hollow spherical joints containing grooving corrosion defects and wall reduction. *International Journal of Steel Structures*. 2021;21(1):35–51. <https://doi.org/10.1007/s13296-020-00414-5>
 10. Malikov V., Ishkov A., Nikonov L. Application of an ultra-compact eddy-current transducer for investigation of defects in welded joints of high-strength steel. *Materials Science Forum*. 2021;1037:400–408. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1037.400>
 11. Смирнов А.Н., Абабков Н.В., Попова Н.А., Никоненко Е.Л., Ожиганов Е.А., Калашников М.П., Конева Н.А. Влияние способа сварки на структурно-фазовое состояние зоны термического влияния сварного соединения стали 09Г2С. В кн.: *Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс. Сборник трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А.Н. Смирнова*. Кемерово: КузГТУ, 2017:266–276.
 12. Гомера В. П., Смирнов А. Д., Нефедьев Е. Ю., Потапов А.И., Зотов К.В. Обнаружение методом акустической эмиссии трещин в сварном шве в процессе сварки. *Контроль. Диагностика*. 2016;7:25–32.
 13. Науменко А.П., Язовский А.В. Эмпирические характеристики акустико-эмиссионных сигналов. *Актуальные проблемы метода акустической эмиссии (АПМАЭ-2018) Сборник материалов*. 2018:144–145.
 14. Ожиганов Е.А., Коновалов С.В. Акустическое отображение стадийности процесса деформации конструкционной стали 09Г2С. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2021;18(1):43–48.
 15. Смирнов А.Н., Попова Н.А., Ожиганов Е.А., Никоненко Е.Л., Абабков Н.В., Калашникова М.П., Конева Н.А. Формирование структурно-фазового состояния в сварном шве при деформации. В кн.: *Структура. Напряжения. Диагностика. Ресурс. Сборник научных трудов, посвященный 70-летию доктора технических наук, профессора А.Н. Смирнова*. Кемерово: КузГТУ, 2017:153–166.
 16. Зорич В.А. *Математический анализ. Ч. I*. Москва: МЦНМО, 2019:564.
 17. Туганбаев А.А. *Математический анализ. Ряды*. Москва: Флинта, 2012:48.
 18. Ghader Faraji, Kim H.S., Hessam Torabzadeh Kashi. *Severe plastic deformation: methods, processing and properties*. 2018:324.
 19. Томилин Н.Г., Махмудов Х.Ф. Физические основы акустико-эмиссионного мониторинга. *Актуальные научные исследования в современном мире*. 2017;10-4(30):145–152.
 20. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Иванов В.И., Елизаров С.В. Акустико-эмиссионные свойства оксидных тензоиндикаторов и распознавание сигналов при образовании трещин в хрупком слое покрытия. *Дефектоскопия*. 2015;2:48–60.
 21. Крюков Л.Т. Определение момента перехода материала из пластичного состояния в хрупкое с использованием параметров микропластической деформации. *Труды НГТУ им. Р.Е. Алексеева*. 2013;5(102):48–53.
 22. Никитин Е.С., Семухин Б.С., Зуев Л.Б. Локализованное пластическое течение и пространственно-временное распределение сигналов акустической эмиссии. *Письма в Журнал Технической Физики*. 2008;34(15):70–74.
 23. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А. *Физика макролокализации пластического течения*. Новосибирск: Наука, 2008:327.
 24. Szyzakin R., Voronin V., Gapon N., Zelensky A., Pizurica A. Automatic detection of welding defects using the convolutional neural network. *Proceedings of spie the international society for optical engineering*. 2019:110610E. <http://dx.doi.org/10.1117/12.2525643>
 25. Bovyryn D.A., Surikov P.V., Filippova O.V., Kalugina E.V. On the causes of defects in the welded joints of pipes made of pe100. *Moscow University Chemistry Bulletin*. 2020:142–147. <https://doi.org/10.3103/S0027131420020030>
 26. Muravyov S.V., Pogadaeva E.Y. Computer-aided recognition of defects in welded joints during visual inspections based on geometric attributes. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2020: 259–267. <https://doi.org/10.1134/S1061830920030055>

27. Szeleziński A., Murawski L., Muc A., Muchowski T., Kluczyk M. Application of laser vibrometry to assess defects in ship hull's welded joints' technical condition. *Sensors*. 2021;21(3):895. <https://doi.org/10.3390/s21030895>
 28. Терентьев В.Ф., Рошупкин В.В., Пенкин А.Г., Пенкин М.А. Влияние содержания марганца на механическое поведение и акустико-эмиссионные характеристики тонколистовой трип-стали при статическом растяжении. *Деформация и разрушение материалов*. 2019;2:36–41. <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2019-2-36-41>
 29. Иншаков Д.В., Кузнецов К.А. Диагностика технического состояния теплообменных аппаратов методом акустической импульсной рефлектометрии на опасных производственных объектах. *Наука и техника*. 2019;12:24–29. <https://doi.org/10.24000/0409-2961-2019-12-24-29>
- REFERENCES**
1. Nosov V.V., Grigor'ev E.V., Artyushenko A.P., Peretyatko S.A. Multilevel model of time dependences of acoustic emission parameters as a basis for nanodiagnostics of the state of technical objects. In: *Nanophysics and Nanomaterials: Collection of scientific papers*. St. Petersburg Mining University. 2019:173–178. (In Russ.).
 2. Ivanov V.I., Barat V.A. *Acoustic emission diagnostics*. Moscow: Spektr, 2017, 362 p. (In Russ.).
 3. Zubova E.M., Strungar E.M., Lobanov D.S., Wildemann V.E. Experimental study of the damage accumulation in composite materials and ceramic coatings by using of acoustic emission technique. *Procedia Structural Integrity*. 2019;17:822–827. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.08.109>
 4. Smirnov A.N., Ozhiganov E.A. Acoustic emission at various degrees of deformation and welding methods of steel St3sp. *Vestnik KuzGTU*. 2014;6:68–72. (In Russ.).
 5. Syromyatnikova A.S., Gulyaeva E.M., Alekseeva K.I. Computational and experimental evaluation of the strength properties of the metal of a long-term gas pipeline. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016;8:61–65. (In Russ.).
 6. Nikolaev S., Benin A. Analysis of the possibility of detecting inhomogeneous metal inclusions in welded joints of rails under ultrasonic control. *International scientific siberian transport forum TransSiberia*. 2021;1:674–682. https://doi.org/10.1007/978-3-030-96380-4_73
 7. Rafikov S.K., Sharnina G.S., Kozhaeva K.V., Vatolin A.P. analysis of reliability of welded connections liquefied gas and condensate pipelines. *Iop Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2022;988:022053 <https://doi.org/10.1088/1755-1315/988/2/022053>
 8. Grin' E.A., Zelenskii A.V. Performance of a steam pipeline with defects in knot welded joints. *Power Technology and Engineering*. 2021;54;5:714–719 <https://doi.org/10.1007/s10749-020-01275-y>
 9. Chen H., Liu H., Chen Zh. Failure pressure of welded hollow spherical joints containing grooving corrosion defects and wall reduction. *International Journal of Steel Structures*. 2021;21(1):35–51. <https://doi.org/10.1007/s13296-020-00414-5>
 10. Malikov V., Ishkov A., Nikonov L. Application of an ultra-compact eddy-current transducer for investigation of defects in welded joints of high-strength steel. *Materials Science Forum*. 2021;1037:400–408. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1037.400>
 11. Smirnov A.N., Ababkov N.V., Popova N.A., Nikonenko E.L., Ozhiganov E.A., Kalashnikov M.P., Koneva N.A. The influence of the welding method on the structural and phase state of the zone of thermal influence of the welded joint of steel 09G2S. In: *Structure. Tension. Diagnostics. Resource: collection of works dedicated to the 70th anniversary of Doctor of Technical Sciences, Professor A.N. Smirnov*. Kemerovo: KuzSTU, 2017:266–276. (In Russ.).
 12. Gomera V.P., Smirnov A.D., Nefed'ev E.Yu., Potapov A.I., Zotov K.V. Detection by acoustic emission of cracks in the weld during welding. *Kontrol'. Diagnostika*. 2016;7:25–32. (In Russ.).
 13. Naumenko A.P., Yazovskii A.V. Empirical characteristics of acoustic emission signals. *Aktual'nye problemy metoda akusticheskoi emissii (APMAE-2018) Sbornik materialov*. 2018:144–145. (In Russ.).
 14. Ozhiganov E.A., Konovalov S.V. Acoustic display of the stages of the deformation process of structural steel 09G2S. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2021;18(1):43–48. (In Russ.).
 15. Smirnov A.N., Popova N.A., Ozhiganov E.A., Nikonenko E.L., Ababkov N.V., Kalashnikova M.P., Koneva N.A. Formation of the structural-phase state in the weld during deformation. In: *Structure. Tension. Diagnostics. Resource collection of scientific papers dedicated to the 70th anniversary of Doctor of Technical Sciences, Professor A.N. Smirnov*. Kemerovo: KuzSTU, 2017:153–166. (In Russ.).
 16. Zorich V.A. *Mathematical analysis. Part I*. Moscow: MTsNMO, 2019:564. (In Russ.).
 17. Tuganbaev A.A. *Mathematical analysis. Rows: textbook*. Moscow: Flinta, 2012:48. (In Russ.).

18. Ghader Faraji, Kim H.S., Hessam Torabzadeh Kashi. *Severe plastic deformation: methods, processing and properties*. 2018:324.
19. Tomilin N.G., Makhmudov Kh.F. Physical fundamentals of acoustic emission monitoring. *Aktual'nye nauchnye issledovaniya v sovremennom mire*. 2017;10-4(30):145–152. (In Russ.).
20. Matvienko Yu.G., Vasil'ev I.E., Ivanov V.I., Elizarov S.V. Acoustic-emission properties of oxide strain indicators and signal recognition during crack formation in a brittle coating layer. *Defektoskopiya*. 2015;2:48–60. (In Russ.).
21. Kryukov L.T. Determination of the moment of transition of a material from a plastic state to a brittle one using the parameters of microplastic deformation. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva*. 2013;5(102):48–53. (In Russ.).
22. Nikitin E.S., Semukhin B.S., Zuev L.B. Localized plastic flow and spatio-temporal distribution of acoustic emission signals. *Pis'ma v Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki*. 2008;34(15):70–74. (In Russ.).
23. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. *Physics of macrolocalization of plastic flow*. Novosibirsk: Nauka, 2008:327. (In Russ.).
24. Sizyakin R., Voronin V., Gapon N., Zelensky A., Pizurica A. Automatic detection of welding defects using the convolutional neural network. *Proceedings of spie the international society for optical engineering*. 2019:110610E. <http://dx.doi.org/10.1117/12.2525643>
25. Bovyryn D.A., Surikov P.V., Filippova O.V., Kalugina E.V. On the causes of defects in the welded joints of pipes made of pe100. *Moscow University Chemistry Bulletin*. 2020:142–147. (In Russ.). <https://doi.org/10.3103/S0027131420020030>
26. Muravyov S.V., Pogadaeva E.Y. Computer-aided recognition of defects in welded joints during visual inspections based on geometric attributes. *Russian Journal of Nondestructive Testing*. 2020:259–267. (In Russ.). <https://doi.org/10.1134/S1061830920030055>
27. Szeleziński A., Murawski L., Muc A., Muchowski T., Kluczyk M. Application of laser vibrometry to assess defects in ship hull's welded joints' technical condition. *Sensors*. 2021;21(3):895. <https://doi.org/10.3390/s21030895>
28. Terent'ev V.F., Roshchupkin V V., Penkin A.G., Penkin M.A. Influence of the martensite content on the mechanical behavior and acoustic emission characteristics of thin-sheet trip steel under static tension. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2019;2:36–41. (In Russ.). <https://doi.org/10.31044/1814-4632-2019-2-36-41>
29. Inshakov D.V., Kuznetsov K.A. Diagnostics of the technical condition of heat exchangers by acoustic pulse reflectometry at hazardous production facilities. *Nauka i tekhnika*. 2019;12:24–29. (In Russ.). <https://doi.org/10.24000/0409-2961-2019-12-24-29>

Сведения об авторах

Евгений Анатольевич Ожиганов, главный специалист по неразрушающему контролю, ООО «Кузбасский центр сварки и контроля»

E-mail: zhigan84@mail.ru

ORCID: 0009-0002-0741-0291

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

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

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

E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-1631-9644

Мария Михайловна Баженова, лаборант в управлении научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: kotok04@bk.ru

ORCID: 0000-0002-1751-7554

Information about the authors

Evgenii A. Ozhiganov, Chief Specialist For Non-Destructive Testing, Limited Liability Company «Kuzbass Center for Welding and Control»

E-mail: zhigan84@mail.ru

ORCID: 0009-0002-0741-0291

Sergey V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-Rector for Scientific and Innovative Activities, Siberian State Industrial University

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

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

E-mail: i.r.i.ss@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-1631-9644

Mariya M. Bazhenova, Laboratory assistant, Siberian State Industrial University

E-mail: kotok04@bk.ru

ORCID: 0000-0002-1751-7554

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

Поступила в редакцию 05.09.2023

После доработки 13.09.2023

Принята к публикации 15.09.2023

Received 05.09.2023

Revised 13.09.2023

Accepted 15.09.2023

Оригинальная статья

УДК 669.017

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-30-38

**ОЦЕНКА МОДИФИЦИРУЮЩЕГО ЭФФЕКТА ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ФАЗЫ
КАРБИДА ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОЙ МЕТОДОМ СВС В СОСТАВЕ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

© 2023 г. А. Р. Луц, Ю. В. Шерина, И. Ю. Тимошкин

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

Аннотация. Модифицирование зеренной структуры алюминиевых сплавов с целью повышения их физико-механических свойств является актуальной задачей современного материаловедения. Одним из наиболее перспективных методов модифицирования является введение в состав сплавов высокодисперсных керамических частиц в качестве модификаторов второго рода. Однако в традиционных условиях литейного производства реализовать их механическое замешивание достаточно сложно, так как частицы склонны к агломерированию, а также происходит попутное насыщение расплава нежелательными газообразными продуктами и примесями. В связи с этим особую актуальность приобретает метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), который позволяет получать фазы высокой дисперсности непосредственно в расплаве из исходных элементных порошков микронных размеров. Это позволяет обойти закупку дорогостоящих наноразмерных прекурсоров, а также сократить энергозатраты и время получения готового продукта. Представлены результаты СВС высокодисперсной фазы карбида титана (размером 110 – 300 нм) в количестве 10 % (по массе) в составе широко применяемых промышленных алюминиевых сплавов разных систем (АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н, Д16 и В95). Показано, что метод СВС обеспечивает получение и равномерность распределения керамической фазы по объему матрицы. Оценка твердости доказывает, что наличие карбида титана позволяет добиться более высоких значений в сравнении с матричными сплавами. Проведена оценка модифицирующего эффекта от присутствия частиц карбидной фазы, по результатам которой выявлено, что достигается измельчение зерна матрицы в 2 – 7 раз. Это приводит, согласно произведенным расчетам и экспериментальным данным, к повышению прочности на 15 – 40 МПа и твердости на 8 – 42 НВ. Методом СВС керамической фазы карбида титана в составе промышленных алюминиевых сплавов является перспективным методом модифицирования зеренной структуры материала.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, карбид титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, композиционный материал, модифицирование

Для цитирования: Луц А.Р., Шерина Ю.В., Тимошкин И.Ю. Оценка модифицирующего эффекта высокодисперсной фазой карбида титана, полученной методом СВС в составе алюминиевых сплавов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):30–38. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-30-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-30-38)

Original article

**EVALUATION OF THE MODIFYING EFFECT OF HIGHLY DISPERSED TITANIUM
CARBIDE PHASE OBTAINED BY THE SHS METHOD IN ALUMINUM ALLOYS**

© 2023 A. R. Luts, Yu. V. Sherina, I. Yu. Timoshkin

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

Abstract. Modification of the grain structure of aluminum alloys in order to improve their physical and mechanical properties is an urgent task of modern materials science. One of the most promising methods of modification is the introduction of highly dispersed ceramic particles into the composition of alloys as modifiers of the second kind.

However, in traditional conditions of foundry production it is rather difficult to realize their mechanical mixing, as the particles are prone to agglomeration, and also there is a concomitant saturation of the melt with undesirable gaseous products and impurities. In this connection, the method of self-propagating high-temperature synthesis (SHS), which makes it possible to obtain high-dispersity phases directly in the melt from micron-sized elemental powders. This makes it possible to bypass the purchase of expensive nanoscale precursors, as well as to reduce energy consumption and time to obtain the final product. The results of SHS of highly dispersed phase of titanium carbide (size 110 – 300 nm) in the amount of 10 % (by mass) in the composition of widely used industrial aluminum alloys of different systems (AMg2, AMg6, AM4,5Kd, AK10M2N, D16 and B95) are presented. It is shown that the SHS method provides obtaining and uniformity of ceramic phase distribution over the matrix volume. Hardness evaluation proves that the presence of titanium carbide allows to achieve higher values in comparison with matrix alloys. The modifying effect of the presence of carbide phase particles has been evaluated, and the results show that matrix grain refinement by 2–7 times is achieved. This leads, according to calculations and experimental data, to an increase in strength by 15–40 MPa and hardness by 8–42 NV. The method of SHS of ceramic phase of titanium carbide in the composition of industrial aluminum alloys is a promising method of modifying the grain structure of alloys.

Keywords: aluminum alloys, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis, composite material, modification

For citation: Luts A.R., Sherina Yu.V., Timoshkin I.Yu. Evaluation of modifying effect of highly dispersed phase of titanium carbide obtained by SHS in aluminum alloys. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;4(46):30–38. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-30-38](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-30-38)

Введение

Анализ многочисленных публикаций, посвященных проблеме повышения качества большинства алюминиевых литейных сплавов, показал, что доминирующим направлением в теории и практике литейных процессов остается модифицирование структуры. Модифицированием называется введение в расплавленные металлы и сплавы модификаторов, небольшие количества которых резко влияют на кристаллизацию (вызывают округление или измельчение структурных составляющих без изменения их распределения) [1]. В настоящее время теория модифицирования недостаточна разработана, многие ее положения являются спорными. Поэтому отсутствует единая классификация примесного модифицирования и модификаторов. Наиболее распространенным является примесное модифицирование, которое подходит для всех видов литья. Следует отметить существенные недостатки примесного модифицирования: отсутствие универсальности модификаторов; их экологическая небезопасность; относительно малое время «живучести». Отмечается, что наиболее перспективным и экономически выгодным является модифицирование керамическими частицами [2].

В настоящее время для измельчения зерна в слитках алюминиевых сплавов применяют в основном прутковые модифицирующие лигатуры на основе систем Al – Ti – B и Al – Ti – C, содержащие керамические частицы TiB₂, TiC. В работе [3] показано, что зерноизмельчающий эффект от добавления лигатуры Al – 3Ti – 0,15C превосходит тот же эффект от добавления лигатуры Al – 5Ti – 1B при условии одинакового их

расхода. В работах [4, 5] было исследовано влияние добавления 1 % (объем.) TiC в алюминиевый сплав 7075. После синтеза наночастиц в расплаве зерна матрицы очистились от крупных дендритов (от 100 мкм) до мелких равноосных (не более 20 мкм). Как показывает производственный опыт, не всегда удается получить мелкозернистую и однородную структуру по всему объему слитка при использовании рассматриваемых лигатур. Причины кроются как в качестве самих лигатур, так и в технологии введения их в расплав. Сложившаяся ситуация свидетельствует о необходимости дальнейшего совершенствования процесса модифицирования алюминиевых сплавов.

В работе [6] исследовано влияние порошков TiC и TiB₂ на структуру зерна сплава Al – 4,5 % Cu. Наноструктурные лигатуры получали в три этапа: синтез нанопорошков карбида и диборида титана методом механоактивации и их брикетирование; отработка методики введения брикетов в расплав алюминия; получение слитков лигатурных сплавов. Исследование структуры показало, что в сплаве Al – 4,5 % Cu – 0,6 % TiC наблюдается переход от направленной к объемной кристаллизации, формируется однородная равноосная структура (зерна около 50 мкм), в сравнении с исходным размером порядка 200 мкм, что приводит к повышению твердости в 1,5 раза.

Одним из эффективных путей воздействия на структуру литейных сплавов алюминия системы Al – Si является их модифицирование тугоплавкими керамическими частицами [7 – 11]. В работе [12] показана возможность измельчения зерен матрицы промышленного алюминиевого

сплава марки АК7 путем введения тугоплавких наноразмерных частиц $\text{TiC} - \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Однако следует отметить, что получение наноразмерных порошков является сложным и дорогостоящим процессом, а также при введении их в расплав следует решить проблему смачиваемости керамических частиц расплавом алюминия. В работе [13] сплав А356 ($\text{Al} - \text{Si}$) был модифицирован частицами TiC . Сначала наночастицы подвергали механохимической активации совместно с алюминиевым порошком, далее на активированные частицы воздействовали горячей экструзией в самодельном экструдере и вводили в жидкий сплав $\text{Al} - \text{Si}$. Сравнение микроструктуры и механических свойств полученного модифицированного сплава со свойствами материала без наночастиц показало, что размер зерна модифицированного сплава уменьшился в 2 раза.

В последние годы отмечено большое количество исследований, посвященных разработке композитов на основе алюминиевой матрицы. Это связано со следующими свойствами рассматриваемых материалов: высокие удельная прочность, модуль упругости, сопротивление износу, жесткость и другие. Наиболее широкое применение находят композиты на основе алюминиевой матрицы с керамическими упрочняющими фазами, полученные методами СВС [14, 15]. Синтез композиционных материалов с существенно большим количеством керамической фазы, чем это требуется только для модифицирования, приводит к измельчению зерна. В работе [16] показано, что в композите $\text{Al} - 3,5\% \text{TiC}$ размер зерна алюминиевой матрицы удалось понизить до 20 – 35 мкм, а в композите $\text{Al} - 4\% \text{TiB}_2$ – до 10 – 20 мкм, в сравнении с исходным размером зерна от 70 мкм.

В работе [17] показана возможность модифицирования промышленного сплава АМг5 путем введения частиц диборида титана в количестве 3 % в расплав матрицы лигатурным методом, а также осуществлен расчет вклада от эффекта измельчения зерна (закон Холла-Петча) в увеличение механических характеристик сплава по формуле:

$$\Delta\sigma_{GR} = k_y \left(D^{-\frac{1}{2}} - D_0^{-\frac{1}{2}} \right), \quad (1)$$

где k_y – параметр Холла-Петча (примерно 68 МПа·м^{1/2}); D – средний размер зерна материала с добавлением лигатуры; D_0 – средний размер зерна сплава в исходном состоянии.

По выражению (1) ожидаемый прирост прочности составил 9,63 МПа. Кроме того, был рассчитан эффект упрочнения от влияния механизма Орована по формуле:

$$\sigma_{load} = 0,5V_p\sigma_m, \quad (2)$$

где V_p – объемное содержание частиц; σ_m – предел текучести матрицы.

По выражению (2) ожидаемый прирост прочности составил 8,4 МПа.

На основании полученных данных в настоящей работе была поставлена цель оценить модифицирующий эффект высокодисперсной фазы карбида титана, полученной методом СВС, в составе алюминиевых промышленных сплавов разного состава.

Методы и принципы исследования

Композиционные материалы получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза по схеме, описанной в работе [18]. В качестве матриц использовали промышленные алюминиевые сплавы АМг2 (ГОСТ 21631 – 76), АМг6 (ГОСТ 4784 – 97), АМ4,5Кд (ГОСТ 1583 – 93), АК10М2Н (ГОСТ 30620 – 98), Д16 (ГОСТ 4784 – 2019) и В95 (ГОСТ 4784 – 2019). В качестве шихты использовали порошки титана марки ТПП-7 (ТУ 1791-449-05785388 – 2010), углерода П-701 (ГОСТ 7885 – 86) и галогидной соли Na_2TiF_6 (ТУ 6-09-01-425 – 77). Микроструктурный анализ выполняли при помощи растрового электронного микроскопа Jeol JSM-6390A. Оценка размера зерна матричных сплавов и композиционных материалов проводили путем обработки электронных изображений с использованием анализатора SIAMS 800. Для анализа количества и равномерности распределения армирующей фазы по объему матрицы использовали программы Micro-S Polar и Doublealloys [18, 19]. Твердость исследовали на твердомере ТШ-2М (ГОСТ 9012 – 59).

Основные результаты

Первоначально при помощи программы «Micro-S Polar» была проведена оценка количественного содержания целевой фазы карбида титана, а также оценена анизотропия синтезированных материалов (рис. 1). По результатам исследований выявлено, что во всех композиционных материалах количество целевой армирующей фазы TiC находится в пределах 8 – 10 %. Также путем анализа анизотропии показано, что свойства композитов во всех направлениях одинаковы.

Для изучения равномерности распределения керамической фазы по объему матрицы при помощи программы «Doublealloys» были преобразованы изображения, полученные на растровом электронном микроскопе и расставлены точки (рис. 2). Оценку равномерности распределения керамической фазы по объему матрицы проводили с использованием метода А.А. Глаголева.

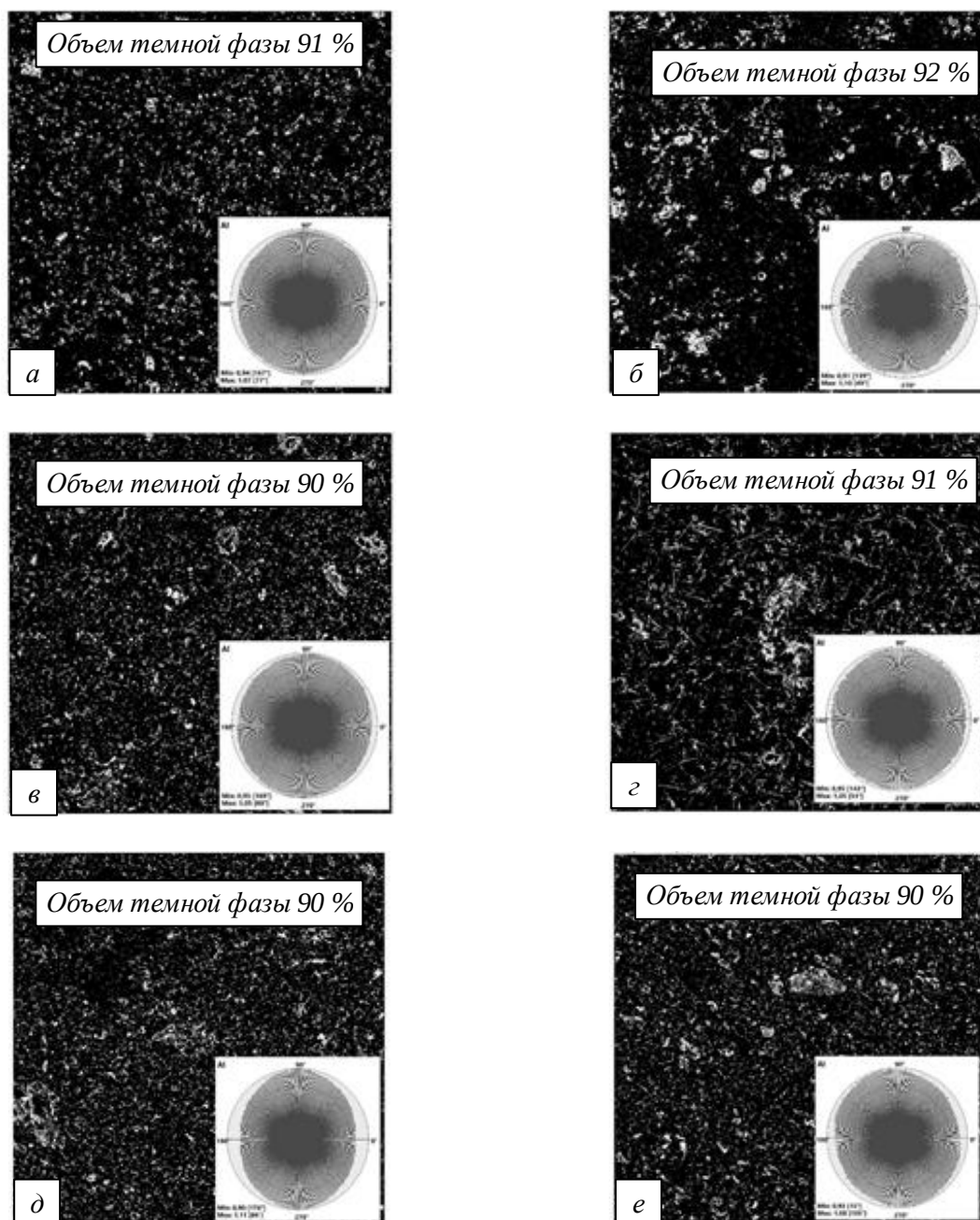


Рис. 1. Количественный анализ наличия керамической фазы TiC в расплаве матрицы AMr2 – 10 % TiC (a); AMr6 – 10 % TiC (б); AM4,5Kd – 10 % TiC (в); AK10M2H – 10 % TiC (г); D16 – 10 % TiC (д); B95 – 10 % TiC (e)
 Fig. 1. Quantitative analysis of the presence of TiC in the matrix melt of AMg2 – 10 % TiC (a); AMg6 – 10 % TiC (б); AM4,5Kd – 10 % TiC (в); AK10M2H – 10 % TiC (г); D16 – 10 % TiC (д); B95 – 10 % TiC (e)

Для этого полученные изображения были разделены на девять равных частей, в трех из которых проводили подсчет точек, попадающих на темную область (фаза TiC). Расчет выполняли с использованием следующих формул:

$$\Pi_1 = \Pi_{\phi} + \frac{1}{2} \Pi_{\text{кас}}; \quad (3)$$

$$\Pi_2 = N_i - \Pi_1; \quad (4)$$

$$V_{\phi} = (\Pi_1 / \Pi_2) \cdot 100 \%, \quad (5)$$

где Π_{ϕ} – число точек, попавших на зерно фазы TiC; $\Pi_{\text{кас}}$ – число точек, попавших на границу двух фаз; N_i – общее количество точек.

Полученные данные (табл. 1 подтверждают равномерность распределения керамической фазы по объему матрицы, так как показатель V_{ϕ} во всех областях не отличается более, чем на единицу.

В табл. 2 приведены результаты оценки модифицирующего эффекта на размер зерна матрицы в присутствии керамической фазы карбида титана. Размер зерен измерялся при помощи структурного анализатора электронных изображений SIAMS 800, расчет ожидаемого прироста

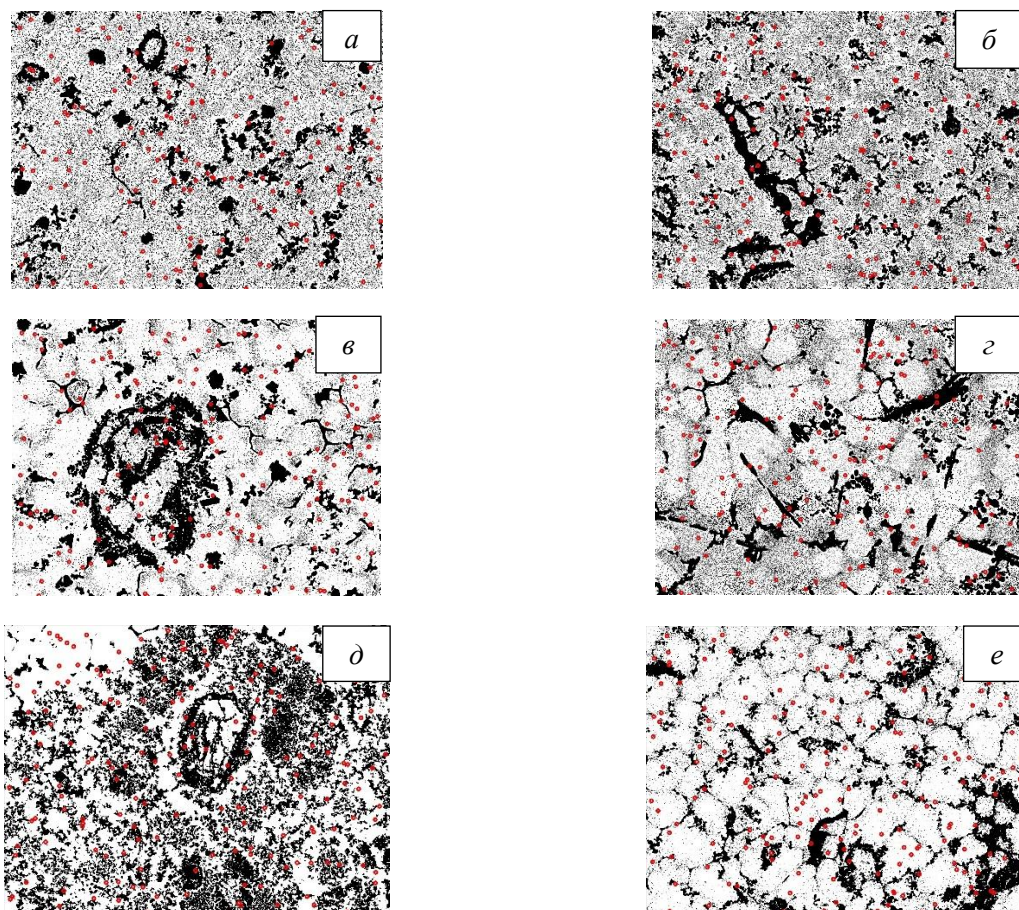


Рис. 2. Микроструктуры композиционных материалов (АМг2 – 10 % TiC (а); АМг6 – 10 % TiC (б); АМ4,5Кд – 10 % TiC (в); АК10М2Н – 10 % TiC (г); Д16 – 10 % TiC (д); В95 – 10 % TiC (е)) с нанесенными точками для анализа распределения керамической фазы TiC методом А.А. Глаголева

Fig. 2. Microstructures of composite materials (AMg2 – 10 % TiC (a); AMg6 – 10 % TiC (б); AM4.5Kd – 10 % TiC (в); AK10M2H – 10 % TiC (г); D16 – 10 % TiC (д); B95 – 10 % TiC (е)) with applied dots for analyzing the distribution of ceramic phase TiC by the method of A.A. Glagolev

прочности проводили на основании работы [17]. По результатам исследований очевидно, что во всех композиционных материалах наблюдается эффект модифицирования. Следует отметить, что наибольшее влияние наблюдается в образцах композита АМг2 – 10 % TiC размер зерна матрицы удастся уменьшить в 7 раз, а ожидаемый прирост прочности составляет примерно 40 МПа.

Распределение твердости, полученной экспериментально, представлено на рис. 3. Прирост твердости композиционных материалов на основе АМг2 составляет 8,5 НВ, на АМг6 – 7,9 НВ, на АМ4,5Кд – 14,8 НВ, на АК10М2Н – 42 НВ, на Д16 – 12 НВ, на В95 – 22 НВ. Таким образом, наибольший прирост твердости наблюдается у образцов композите АК10М2Н – 10 % TiC.

Т а б л и ц а 1

Результаты оценки равномерности распределения армирующей фазы по объему матрицы
Table 1. Results of evaluation of uniformity of reinforcing phase distribution over the matrix volume

Сплав	Общее количество точек	П ₁			П ₂			V _ф , %		
		1	2	3	1	2	3	1	2	3
АМг2 – 10 % TiC	200	8,5	10	7,5	191,5	190	192,5	4,5	5,3	3,9
АМг6 – 10 % TiC	200	12,5	10	12	187,5	190	188	6,7	5,3	6,4
АМ4,5Кд – 10 % TiC	200	9	7	7,5	191	193	192,5	4,7	3,6	3,9
АК10М2Н – 10 % TiC	200	11	12	10	189	188	190	5,8	6,1	5,3
Д16 – 10 % TiC	200	8	4,5	6	192	195,5	194	4,2	2,3	3,1
В95 – 10 % TiC	200	7	8,5	7	193	191,5	193	3,6	4,4	3,6

Оценка эффекта модифицирования
Table 2. Evaluation of the modification effect

Сплав	Средний размер зерна, мкм	$\Delta\sigma_{GR}$, МПа	σ_{load} , МПа
АМг2 литой	9,64	34,7	5
АМг2 – 10 % TiC	1,31		
АМг6 литой	15,8	4,1	11
АМг6 – 10 % TiC	10,6		
АМ4,5Кд литой	29,9	8,2	15
АМ4,5Кд – 10 % TiC	10,8		
АК10М2Н литой	19,5	0,7	14
АК10М2Н – 10 % TiC	19,0		
Д16 литой	31,0	2,7	16
Д16 – 10 % TiC	20,0		
В95 литой	26,3	2,1	20
В95 – 10 % TiC	20,2		

Выводы

По результатам проведенного исследования методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в расплаве получены новые композиционные материалы (АМг2 – 10 % TiC; АМг6 – 10 % TiC; АМ4,5Кд – 10 % TiC; АК10М2Н – 10 % TiC; Д16 – 10 % TiC; В95 – 10 % TiC). Проведены количественный анализ и оценка равномерности распределения керамической фазы в образцах. Выявлено, что введение керамической фазы карбида титана способствует измельчению зерна матрицы во всех образцах, кроме АК10М2Н – 10 % TiC. Это связано с наличием в нем крупных колоний кремния. На основе данных о размере зерен рассчитана предполагаемая степень упрочнения по механизмам Петча-Холла и Орована от проведенного модифицирования. Приведены экспериментальные данные о повышении твердости в присутствии керамической фазы карбида титана.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Никитин К.В. *Модифицирование и комплексная обработка силуминов*. Самара: Самарский государственный технический университет, 2016:92.
2. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Повышение эффективности модифицирования. *Литье и металлургия*. 2006;2(38):151–153.
3. Рожин А. В. *Совершенствование процессов легирования и модифицирования алюминиевых сплавов на основе систем Al – Cu – Mg и Al – Zn – Mg – Cu*. Автореф. дисс. к-та техн. наук. Екатеринбург. 2013:21.
4. Zuo M., Sokoluk M., Cao Ch., Yuan J., Zheng Sh., Li. X. Microstructure Control and Performance Evolution of Aluminum Alloy 7075 by Nano-Treating. *Scientific Reports*. 2019;9(1):1–11. <http://doi.org/10.1038/s41598-019-47182-9>

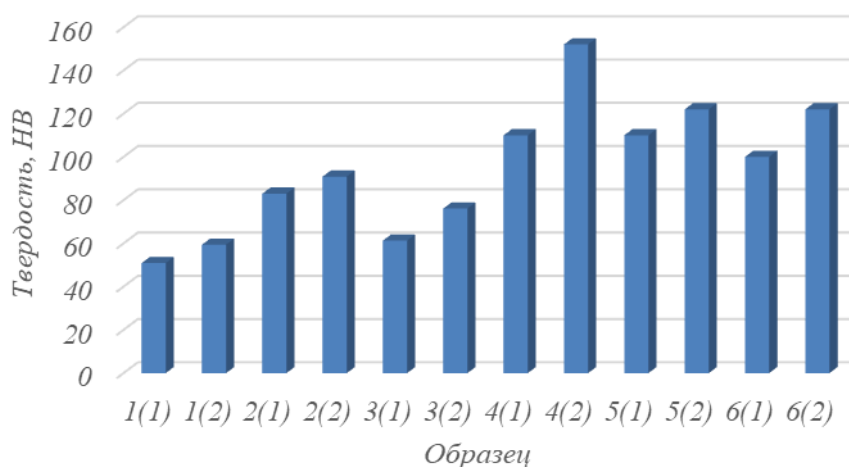


Рис. 3. Распределение твердости образцов в литом состоянии (1) и композиционных материалах (2):

1 – АМг2; 2 – АМг6; 3 – АМ4,5Кд; 4 – АК10М2Н; 5 – Д16; 6 – В95

Fig. 3. Hardness distribution of samples in cast state (1) and composite materials (2):

1 – АМг2; 2 – АМг6; 3 – АМ4,5Кд; 4 – АК10М2Н; 5 – Д16; 6 – В95

5. Chen Y.-F., Lin Y.-C. Surface modifications of Al – Zn – Mg alloy using combined EDM with ultrasonic machining and addition of TiC particles into the dielectric. *Journal of Materials Processing Technology*. 2009;9(209):4343–4350. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.11.013>
6. Бродова И.Г., Уймин М.А., Астафьев В.В., Котенков Е.А., Попова Т.И. Синтез алюминиевых композитов с наноразмерными частицами карбида и борида титана. *Письма о материалах*. 2013;91–94. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2013-2-91-94>
7. Das D.K., Mishra P. C., Saranjit S., Thakur R.K. Properties of ceramic-reinforced aluminum matrix composites - a review. *International Journal mechanical and Materials Engineering*. 2014;1(12):1–16. <http://doi.org/10.1186/s40712-014-0012-9>
8. Kumar Veeresh G.B., Rao C.S.P., Selvaraj N. Mechanical and tribological behavior of particulate reinforced aluminum metal matrix composites - a review. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*. 2011;1 (10):59–91. <http://doi.org/10.4236/jmmce.2011.101005>
9. Михеев Р.С., Чернышева Т.А. *Алюмоматричные композиционные материалы с карбидным упрочнением для решения задач новой техники*. Москва: Маска, 2013:356.
10. Feijoo I., Merino P., Pena G., Perez M.C., Cruz S., Rey P. Effect of high energy ball milling on the morphology, microstructure and properties of nano-sized TiC particle-reinforced 6005A aluminium alloy matrix composite. *Powder Technology*. 2017;321:31–43. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.07.089>
11. Peng J., Yibo L., Qingjie S. Evolution of crystallographic orientation, columnar to equiaxed transformation and mechanical properties realized by adding TiCps in wire and arc additive manufacturing 2219 aluminum alloy. *Additive Manufacturing*. 2021;39:101–108. <http://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101878>
12. Комаров А.И., Орда Д.В., Искандарова Д.О. Особенности формирования структуры и свойств силумина АК7 под воздействием нанонаполнителя TiC – Al₂O₃. *Механика машин, механизмов и материалов*. 2018;4:45–51.
13. Borodianskiy K., Kossenko A., Zinigrad M. Improvement of the Mechanical Properties of Al-Si Alloys by TiC Nanoparticles. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. 2013; 44:4948–4953 <http://doi.org/10.1007/s11661-013-1850-4>
14. Luts A.R., Amosov A.P., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A., Nikitin K.V., Timoshkin I.Yu. Self-propagating high-temperature synthesis of highly dispersed titanium-carbide phase from powder mixtures in the aluminum melt. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2014;55(6):606–612. <http://doi.org/10.3103/S1067821214060169>
15. Chi Y., Gong G., Zhao L., Yu H., Tian H., Du X., Chen Ch. In situ TiB₂ – TiC reinforced Fe – Al composite coating on 6061 aluminum alloy by laser surface modification. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;294:117107. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117107>
16. Пантелеева А.В., Никонова Р.М. Модифицирование алюминия упрочняющими фазами TiB₂ и TiC методом СВС в расплаве. В кн.: *Труды XI Всероссийской школы-конференции молодых ученых «КоМУ-2018»*. Химическая физика и мезоскопия. Ижевск: Ижевский институт компьютерных исследований. 2019;65–69.
17. Жуков И.А. *Физико-химические основы технологии металломатричных композитов на основе алюминия и магния с добавками наноразмерных неметаллических частиц*. Автореф. дисс. к-та. техн. наук. Томск. 2021:26.
18. Жуков Д.В., Гиорбелидзе М.Г., Мельников А.А., Воронин С.В. Способ оценки и визуализации неоднородности микроструктуры материалов. *Технология металлов*. 2023;4:30–37. <http://doi.org/10.31044/1684-2499-2023-0-4-30-37>
19. Пат. № 2023668380 РФ. *Стереографический анализ микроструктур и построение полярных диаграмм* / Д.В. Жуков, М.Г. Гиорбелидзе; опубл. 28.08.2023, Бюл. № 9.
20. Sherina Yu.V., Luts A.R. The study of the effect of heat treatment on the properties of the AMg2 – 10 % TiC and AMg6 – 10 % TiC composite materials produced by self-propagating high-temperature synthesis. *Frontier Materials & Technologies*. 2023. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>

REFERENCES

1. Nikitin K.V. *Modification and complex treatment of silumins*. Samara: Samarskii gosudarstvennyi tekhnicheskii universitet. (In Russ.).
2. Marukovich E.I., Stetsenko V.Yu. Improving the efficiency of modification. *Lit'e i metallurgiya*. 2006;2(38):151–153. (In Russ.).
3. Rozhin A.V. *Improving the processes of alloying and modifying aluminum alloys based on the Al – Cu – Mg and Al – Zn – Mg – Cu systems*. Extended abstract of candidate's thesis. Yekaterinburg. 2013:213. (In Russ.).
4. Zuo M., Sokoluk M., Cao Ch., Yuan J., Zheng Sh., Li. X. Microstructure Control and Performance Evolution of Aluminum Alloy 7075 by

- Nano-Treating. *Scientific Reports*. 2019;9(1):1–11. <http://doi.org/10.1038/s41598-019-47182-9>
5. Chen Y.-F., Lin Y.-C. Surface modifications of Al – Zn – Mg alloy using combined EDM with ultrasonic machining and addition of TiC particles into the dielectric. *Journal of Materials Processing Technology*. 2009;9(209):4343–4350. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.11.013>
6. Brodova I.G., Uimin M.A., Astaf'ev V.V., P.V. Kotenkov E.A. Popova, T.I. Synthesis of aluminum composites with nanoscale particles of titanium carbide and boride. Vol. 3. *Pis'ma o materialakh*. 2013;91–94. (In Russ.). <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2013-2-91-94>
7. Das D.K., Mishra P. C., Saranjit S., Thakur R. K. Properties of ceramic-reinforced aluminum matrix composites – a review. *International Journal mechanical and Materials Engineering*. 2014;1(12):1–16. <http://doi.org/10.1186/s40712-014-0012-9>
8. Kumar Veeresh G. B., Rao C.S.P., Selvaraj N. Mechanical and tribological behavior of particulate reinforced aluminum metal matrix composites – a review. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*. 2011;1(10):59–91. <http://doi.org/10.4236/jmmce.2011.101005>
9. Mikheev R.S., Chernysheva T.A. *Aluminum-matrix composite materials with carbide hardening for solving problems of new technology*. Moscow: Moscow, 2013:356. (In Russ.).
10. Feijoo I., Merino P., Pena G., Perez M.C., Cruz S., Rey P. Effect of high energy ball milling on the morphology, microstructure and properties of nano-sized TiC particle-reinforced 6005A aluminium alloy matrix composite. *Powder Technology*. 2017;321:31–43. <http://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.07.089>
11. Peng J., Yibo L., Qingjie S. Evolution of crystallographic orientation, columnar to equiaxed transformation and mechanical properties realized by adding TiCps in wire and arc additive manufacturing 2219 aluminum alloy. *Additive Manufacturing*. 2021;39:101–108. <http://doi.org/10.1016/j.addma.2021.101878>
12. Komarov A.I., Orda D.V., Iskandarova D.O. Features of the formation of the structure and properties of silumin AK7 under the influence of the TiC-Al₂O₃ nanofill. *Mekhanika mashin, mekhanizmov i materialov*. 2018;4:45–51. (In Russ.).
13. Borodianskiy K., Kossenko A., Zinigrad M. Improvement of the Mechanical Properties of Al – Si Alloys by TiC Nanoparticles. *The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International*. 2013; 44:4948–4953 <http://doi.org/10.1007/s11661-013-1850-4>
14. Luts A.R., Amosov A.P., Ermoshkin A.A., Ermoshkin A.A., Nikitin K.V., Timoshkin I.Yu. Self-propagating high-temperature synthesis of highly dispersed titanium-carbide phase from powder mixtures in the aluminum melt. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2014;55(6):606–612. <http://doi.org/10.3103/S1067821214060169>
15. Chi Y., Gong G., Zhao L., Yu H., Tian H., Du X., Chen Ch. In-situ TiB₂ – TiC reinforced Fe – Al composite coating on 6061 aluminum alloy by laser surface modification. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;294:117107. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117107>
16. Panteleeva A.V., Nikonova R.M. Modification of aluminum by strengthening phases TiB₂ and TiC by the method of SHS in the melt. In: *Proceedings of the XI All-Russian school-conference of Young scientists "To WHOM-2018"*. Chemical physics and mesoscopy. Izhevsk: Izhevskii institut komp'yuternykh issledovaniy. 2019; 21(1):65–69. (In Russ.).
17. Zhukov I.A. *Physico-chemical fundamentals of the technology of metal matrix composites based on aluminum and magnesium with additives of nanoscale nonmetallic particles*. Extended abstract of candidate's thesis. Tomsk. 2021:261. (In Russ.).
18. Zhukov D.V., Giorbelidze M.G., Mel'nikov A.A., Voronin S.V. A method for assessing and visualizing the heterogeneity of the microstructure of materials. *Tekhnologiya metallov*. 2023;4:30–37. (In Russ.). <http://doi.org/10.31044/1684-2499-2023-0-4-30-37>
19. Zhukov D.V., Giorbelidze M.G. Stereographic analysis of microstructures and construction of polar diagrams. Pat. RF 2023668380. *Byulleten' izobretenii*. 2023;9. (In Russ.).
20. Sherina Yu.V., Luts A.R. The study of the effect of heat treatment on the properties of the AMg2 – 10 % TiC and AMg6 – 10 % TiC composite materials produced by self-propagating high-temperature synthesis. *Frontier Materials & Technologies*. 2023. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-4-70-86>

Сведения об авторах

Альфия Расимовна Луц, к.т.н., доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: alya_luts@mail.ru

ORCID: 0000-0001-7889-9931

Юлия Владимировна Шерина, аспирант кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов

териалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

ORCID: 0000-0002-5451-7107

Иван Юрьевич Тимошкин, к.т.н., доцент кафедры литейных и высокоэффективных технологий, Самарский государственный технический университет

E-mail: ivan-mns@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5299-2804

Information about the authors

Alfiya R. Luts, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University

E-mail: alya_luts@mail.ru

ORCID: 0000-0001-7889-9931

Yulia V. Sherina, postgraduate student of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials, Samara State Technical University

E-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

ORCID: 0000-0002-5451-7107

Ivan Yu. Timoshkin, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Foundry and High-Efficiency Technologies, Samara State Technical University

E-mail: ivan-mns@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5299-2804

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 16.10.2023

После доработки 20.10.2023

Принята к публикации 27.10.2023

Received 16.10.2023

Revised 20.10.2023

Accepted 27.10.2023

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Оригинальная статья

УДК 669

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-39-45

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ДУГИ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ Al-5Mg СПЛАВА ПРИ ПРОВОЛОЧНО-ДУГОВОМ АДДИТИВНОМ ПРОИЗВОДСТВЕ

© 2023 г. Ч. Су^{1,2}, С. Чэн¹, Х. Хао²

¹Университет Вэньчжоу (Китай, 325035, Вэньчжоу, Южный кампус)

²Самарский национальный исследовательский университет им. Академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

Аннотация. Алюминиевые сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью и свариваемостью и широко используются в различных производственных отраслях (авиационной, автомобильной, судостроительной промышленности). В настоящей работе в качестве материала для наплавки используется сварочная проволока ER5356 диаметром 1,2 мм, а сплавы Al-5Mg изготавливаются методом проволочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла (WAAM-CMT) с использованием трех различных режимов сварочной дуги (CMT, CMT-ADV, CMT-P). В работе проведено исследование фазового состава, микроструктуры и микротвердости образцов Al-5Mg сплава. Результаты показывают, что при использовании различных режимов дуги существенно различаются дифракционные картины α -Al, а основными составляющими сплавов Al-5Mg являются α -Al и β -Al₃Mg₂. Наблюдаются две области микроструктуры: межслойная область (МСО) и область внутреннего слоя (ОВС), в МСО формируются мелкие столбчатые зерна с порами и трещинами, а в ОВС – крупные равноосные зерна. Для всех режимов дуги микротвердость верхней и нижней областей образца несколько больше, чем средней области. Микротвердость образца, изготовленного по режиму CMT-ADV (по сравнению с режимами CMT и CMT-P), имеет наибольшее среднее значение. В основном это связано с тем, что при более низком тепловложении формируются зерна с наименьшим размером (31,4 – 89,4 мкм в МСО, 59,9 – 106,9 мкм в ОВС).

Ключевые слова: сплавы Al-5Mg, проволока дугового аддитивного производства, дуговой режим, фазовый состав, микроструктура, микротвердость

Для цитирования: Су Ч., Чэн С., Хао Х. Влияние режима дуги на микроструктуру и микротвердость Al – 5Mg сплава при проволочно-дуговом аддитивном производстве. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):39–45. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-39-45](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-39-45)

Original article

THE EFFECT OF ARC MODE ON MICROSTRUCTURE AND MICROHARDNESS OF WIRE ARC ADDITIVE MANUFACTURING AL-5MG ALLOY

© 2023 C. Su^{1,2}, X. Chen¹, H. Hao²

¹Wenzhou University (China, 325035, Wenzhou, South Campus)

²Samara National Research University (34 Moskovskoe highway, Samara, 443086, Russian Federation)

Abstract. Aluminum alloys have high corrosion resistance and weldability and are widely used in various manufacturing industries (aviation, automotive, shipbuilding). In this work, ER5356 welding wire with a diameter of 1.2 mm is used as a material for surfacing, and Al-5Mg alloys are manufactured by the method of wire-arc additive manufacturing based on cold metal transfer (WAAM-CMT) using three different welding arc modes (CMT, CMT-ADV, CMT-P). The study of the phase composition, microstructure and microhardness of Al-5Mg alloy samples was carried out. The results show that when using different arc modes, the diffraction patterns of α -Al differ significantly, and the main components of Al-5Mg

alloys are α -Al and β -Al₃Mg₂. Two regions of microstructure are observed: the interlayer region (MSO) and the region of the inner layer (OAT), small columnar grains with pores and cracks are formed in the MSO, and large equiaxed grains are formed in the OAT. For all arc modes, the microhardness of the upper and lower regions of the sample is slightly greater than the average region. The microhardness of the sample produced according to the SMT-ADV mode (compared with the SMT and SMT-P modes) has the highest average value. This is mainly due to the fact that with a lower heat input, grains with the smallest size are formed (31.4–89.4 microns in MSO, 59.9–106.9 microns in OATS).

Keywords: Al-5Mg alloys, wire arc additive manufacturing, arc mode, phase composition, microstructure, microhardness

For citation: Su Ch., Cheng S., Hao H. The effect of the arc mode on the microstructure and microhardness of the Al – 5Mg alloy in wire-arc additive manufacturing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):39–45. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-39-45](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-39-45)

Введение

Процесс проволоочно-дугового аддитивного производства (WAAM) – это процесс прямого подвода энергии и материала, в котором дуга используется в качестве источника тепла, а металлическая проволока – в качестве питающего материала. [1 – 7]. По сравнению с другими аддитивными технологиями WAAM имеет следующие преимущества: высокая скорость осаждения, сокращение цикла разработки новых продуктов и снижение количества металлических отходов, низкая стоимость материалов и оборудования. В проволоочно-дуговом аддитивном производстве обычно выделяют три основных типа процессов в зависимости от источника нагрева: дуговая сварка металлическим электродом в среде защитного газа (GMAW), дуговая сварка вольфрамовым электродом в среде защитного газа (GTAW), плазменно-дуговая сварка (PAW) и холодный перенос металла (CMT) [8 – 11]. Технология CMT является одной из разновидностей GMAW по характеру генерации дуги и подачи проволоки, но отличается от традиционного GMAW тем, что в CMT цифровым способом происходит управление переноса капли и движения проволоки. Холодный перенос металла на основе метода проволоочно-дугового аддитивного производства GMAW обеспечивает контролируемый режим переноса металла и хороший контроль над геометрией и микроструктурой изделия. Переход капли при контактировании с расплавленной ванной происходит без электрического тока, что значительно снижает тепловложение. Процесс CMT по сравнению с GMAW имеет более низкую температуру перехода, более короткое время газовой выделения и более устойчив к образованию пор. Разработаны различные режимы CMT для переноса капель: обычный CMT, импульсный CMT (CMT-P) и усовершенствованный CMT (CMT-ADV) [12, 13].

Алюминий-магниевый сплав – легкий металл, который легко поддается формованию, широко используется в промышленном производстве и имеет невысокую стоимость. В настоящее время этот сплав широко используется в качестве сырья для проволоочно-дугового аддитивного производства. Однако количество исследований по влиянию разных режимов дуги на структуру и механические свойства деталей, изготовленных данным методом, ограничено. В настоящей работе были рассмотрены эти вопросы.

Материалы и методы исследования

В настоящей работе используется проволоочно-дуговая аддитивная система наплавки на основе холодного переноса металла, состоящая из операционной системы робота FANUC и программного обеспечения моделирования траектории (3D-печать). В качестве подложки использовалась пластина из алюминиевого сплава 6061-T6 размером 325×325×20 мм. Для изучения процессов дуговой аддитивной обработки в качестве заполняющего материала выбрана проволока из сплава ER5356 (Al-5Mg) диаметром 1,2 мм. Режимы изготовления включали CMT, CMT-ADV и CMT-P. В процессе создания образцов методом аддитивного производства с использованием дуговой аддитивной системы скорость подачи проволоки и скорость сварки для первого слоя составляли 7 и 0,6 м/мин соответственно, а для последующих слоев скорость подачи проволоки уменьшалась до 5,5 м/мин. В качестве защитного газа применялся аргон с содержанием 99,99 %, расход газа составлял 25 л/мин. Расстояние от конца токопроводящего наконечника до сварочной ванны сохранялось на уровне 15 мм. Величина поднятия горелки по оси z и время ожидания перед наплавкой каждого следующего слоя составляли 2,0 мм и 90 с соответственно [14].

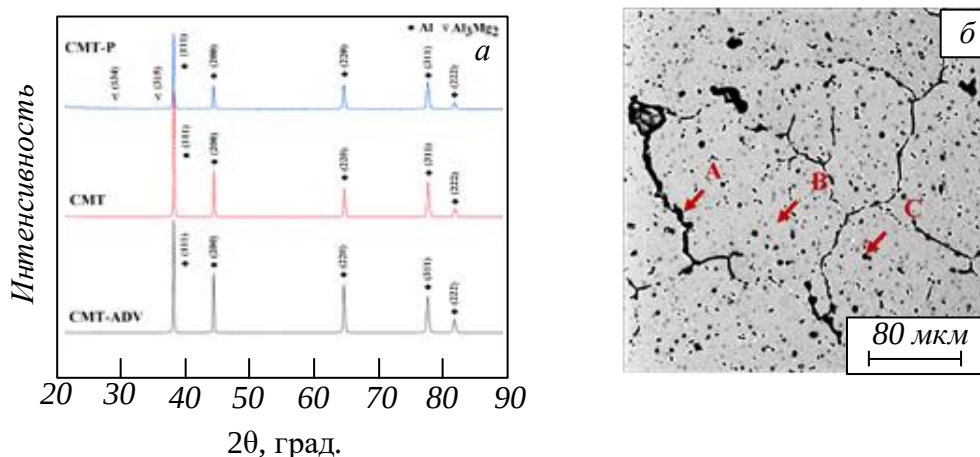


Рис. 1. Результат рентгеновской дифракционной спектроскопии сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT (а) и микроснимок (растровый электронный микроскоп) образца сплава Al-5Mg (б)
 Fig. 1. The result of X-ray diffraction spectrometry of the Al-5Mg alloy produced by the AM-CM method (a) and a micrograph (scanning electron microscope) of the Al-5Mg alloy sample (б)

Основные результаты

Технология WAAM-CMT предполагает использование нескольких режимов дуги, при этом имеются очевидные отличия тепловложения в режимах CMT-P, CMT и CMT-ADV: (195,2 Дж/мм) > (177,8 Дж/мм) > (145,02 Дж/мм). В эксперименте изучали влияние различных режимов горения дуги на микроструктуру, состав и микротвердость алюминиевого сплава Al-5Mg. Результаты рентгеновской дифракционной спектроскопии представлены на рис. 1, а. Рентгенофазовый анализ полученных при разных режимах образцов показал, что в образце, полученном при режиме CMT-P, обнаружены пики низкой интенсивности Al_3Mg_2 (134) и Al_3Mg_2 (315), тогда как в двух других режимах они не обнаружены. Для дополнительной проверки наличия Al_3Mg_2 в образце использовалась сканирующая электронная микроскопия (рис. 1, б). Вторая фаза обнаружена в образце в виде Al_3Mg_2 . Микроструктура сплава Al-5Mg, полученного после аддитивного выращивания, представляет собой в основном смешанную α -фазу (Al) и β -фазу (Al_3Mg_2). Частицы β -фазы (Al_3Mg_2) распределены по границам зерен (А) или рассеяны в матрице (В) в виде точек и имеют черный цвет, матричная α -фаза (Al) – серого цвета (Б). В трех режимах дуги интенсивность (дифракционные пики) Al (200), Al (220), Al (311) и Al (222) следуют за переходом от режима CMT-ADV, CMT к режиму CMT-P, в то время как дифракционные пики Al (111) показывают самое сильное значение при дуговом режиме CMT.

Результаты металлографического исследования образцов Al-5Mg показаны на рис. 2; хорошо видна межслойная граница между слоями, что обусловлено послойным нанесением. В тонкостенных образцах, изготовленных методом WAAM-CMT, предыдущий наплавленный слой повторно нагревается следующим слоем, что приводит к появлению двух областей: межслой-

ной области (МСО) и области внутреннего слоя (ОВС). Микроструктура межслойной области образца (рис. 2) содержит небольшое количество столбчатых зерен и большое количество полиэдрических зерен. В ОВС микроструктура в основном состоит из крупных равноосных зерен, при этом небольшое количество удлиненной столбчатой структуры распределено вдоль межслойной границы. Поры и трещины (отмечены красными стрелками) можно увидеть в МСО или вдоль межслойной границы. Размер пор составляет не более 33,5 мкм, а длина трещин достигает 696,1 мкм.

Изменение размера зерна в МСО и ОВС сплава Al-5Mg, изготовленного при различных режимах, показано на рис. 3. Режимы CMT, CMT-ADV и CMT-P отличаются возрастанием тепловложения, поэтому размер зерен образцов сплава Al-5Mg увеличивается с 59,9 – 106,9 до 83,8 – 115,1 мкм в ОВС и с 31,4 – 89,4 до 58,1 – 103,8 мкм в МСО. При дуговом режиме CMT средний размер столбчатого зерна в ОВС сплава Al-5Mg может достигать 93,75 мкм (табл. 1).

В предыдущих исследованиях было показано, что чем мельче размер зерна образца, тем выше микротвердость [14 – 17]. При режимах

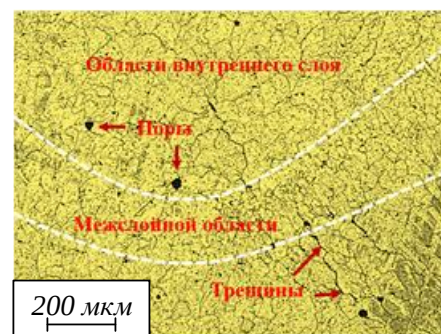


Рис. 2. Микроструктура МСО и ОВС
 Fig. 2. The microstructural characteristics between TRL and NRL

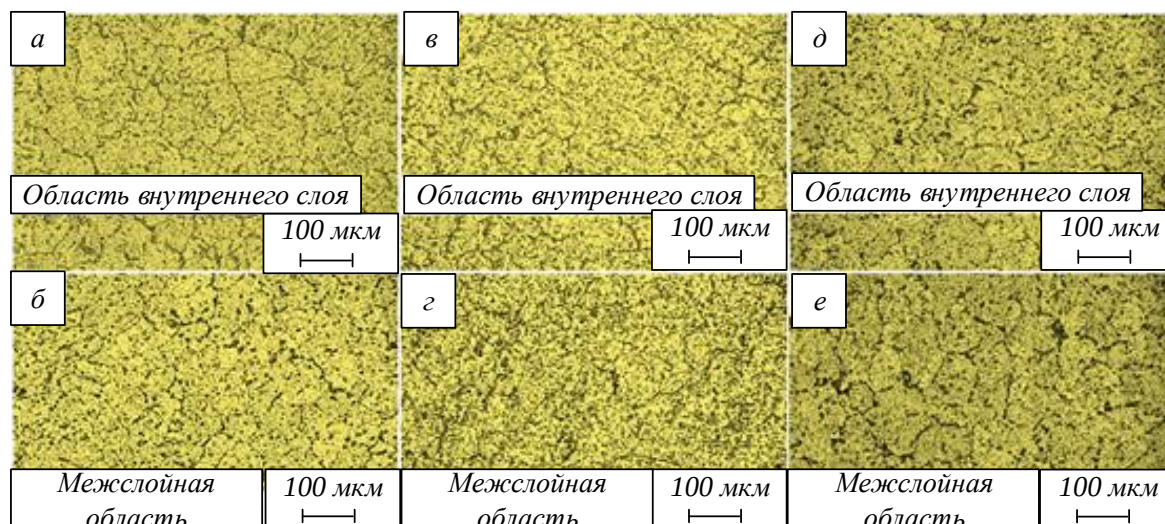


Рис. 3. Микроструктура сплава Al-5Mg, изготовленного методом WAAM-CMT при различных режимах дуги:

а, б – CMT-ADV; *в, г* – CMT; *д, е* – CMT-P

Fig. 3. Microstructure of Al-5Mg alloy fabricated by WAAM-CMT method under different arc modes:

a, b – CMT-ADV; *v, g* – CMT; *d, e* – CMT-P

дуги CMT-ADV, CMT и CMT-P микротвердость образца в режиме CMT-ADV выше, чем в двух других режимах, а средние значения микротвердости вдоль вертикального направления составляют 76,20 HV, 75,57 HV и 75,57 HV соответственно (рис. 4, *а*). Для микротвердости вдоль горизонтального направления образца характерна схожая тенденция. Средняя микротвердость нижней, средней и верхней областей образца, полученного в режиме CMT-ADV, составляет 75,24 HV, 73,42 HV и 75,07 HV соответственно (рис. 4, *б*). Микротвердость каждого участка образца, полученного в режиме CMT, меньше, чем у образцов, изготовленных в режиме CMT-ADV, а средние значения микротвердости нижней, средней и верхней области составляют 74,72 HV, 72,47 HV и 75,20 HV соответственно (табл. 2). Однако микротвердость в нижней области образца, полученного в режиме дуги CMT-P, имеет обратную тенденцию. Микротвердость в этой области ниже микротвердости в средней и верхней областях образца, что связано с тем, что

часть области измерения микротвердости находится в МСО, где присутствует большое количество пор, что обуславливает более низкую микротвердость [18 – 20]. Это согласуется с тем, что наблюдалось в основной структуре образца.

Выводы

Образцы сплава Al-5Mg были изготовлены методом проволоочно-дугового аддитивного производства на основе холодного переноса металла. Проанализировано влияние режима дуги на микроструктуру и микротвердость образцов. Анализ микроструктуры образцов выявил: многослойную структуру; поры и трещины в межслойной области/границе с размером пор менее 33,5 мкм и длиной трещин до 696,1 мкм; образование в образцах α -фазы (Al) и вторичной β -фазы (Al_3Mg_2). Преобразование крупных столбчатых зерен в измельченные равноосные зерна в ОВС и МСО достигается за счет изменения тепловложения при изменении режима дуги.

Т а б л и ц а 1

Размер зерна Al-5Mg сплава в МСО/ОВС
Table 1. Grain size of Al-5Mg alloy in TLR/NLR

Режим дуги	Размер, мкм	
	ОВС	МСО
CMT-ADV	59,9 – 106,9	31,4 – 89,4
CMT	75,9 – 111,6	54,6 – 91,3
CMT-P	83,8 – 115,1	58,1 – 103,9

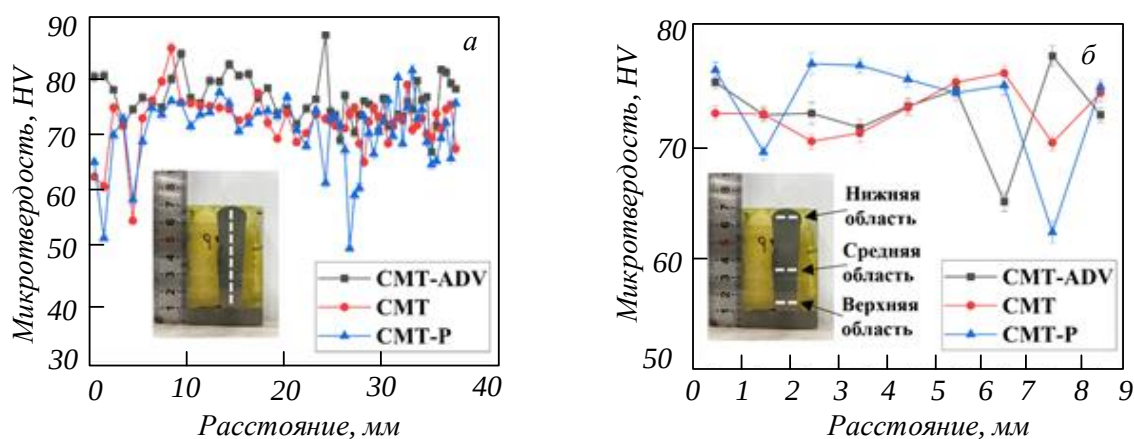


Рис. 4. Распределение микротвердости образцов сплавов Al-5Mg, изготовленных методом WAAM-CMT при различных режимах:
 а – измерения в вертикальном направлении; б – измерения в верхней, средней и нижней областях
 Fig. 4. Microhardness distribution of WAAM-CMT Al-5Mg alloys under different arc modes:
 а – along the mid-height direction; б – along the mid-width direction-middle region

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Bazarnik P., Lewandowska P., Andrzejczuk M., Kurzydowski K.J. The strength and thermal stability of Al-5Mg alloys nano-engineered using methods of metal forming. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;556:134–139. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.068>
2. Blakey-Milner B., Gradl P., Snedden G., Brooks M., Pitot J., Lopez E., Leary M., Berto F., du Plessis A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110008>
3. Xia C., Pan Z., Polden J., Li H., Xu Y., Chen S., Zhang Y. A review on wire arc additive manufacturing: Monitoring, control and a framework of automated system. *Journal of Manufacturing Systems*. 2020;57:31-45. <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.08.008>
4. Kruth J.P. Material increment manufacturing by rapid prototyping techniques. *CIRP annals*. 1991; 40(2):603–614. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61136-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61136-6)
5. Yeong W.Y., Chua C.K., Leong K.F., Chandrasekaran M. Rapid prototyping in tissue engineering: challenges and potential. *TRENDS in Biotechnology*. 2004;22(12):643–652. <https://doi.org/10.1016/j.tibtech.2004.10.004>
6. Liu G., Xiong J., Tang L. Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101375. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101375>
7. Aldalur E., Suárez A., Veiga F. Metal transfer modes for Wire Arc Additive Manufacturing Al-Mg alloys: Influence of heat input in microstructure and porosity. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;297:117271. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117271>

Т а б л и ц а 2

Средняя микротвердость образцов Al-5Mg сплавов вдоль типичных участков
 Table 2. Average microhardness of Al-5Mg alloys along typical regions

Режим дуги	Средняя микротвердость, HV			
	в вертикальном направлении	в горизонтальном направлении		
		верхняя область	средняя область	нижняя область
CMT-ADV	76,20	75,07	73,42	75,24
CMT	75,57	74,72	72,47	75,20
CMT-P	70,36	69,65	70,72	71,82

8. Ren L., Gu H., Wang W., Wang S., Li C., Wang Z., Zhai Y., Ma P. Effect of Mg content on microstructure and properties of Al–Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method. *Materials*. 2019;12(24):4160. <https://doi.org/10.3390/ma12244160>
9. Oyama K., Diplas S., M'hamdi M., Gunnæs A.E., Azar A.S. Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys. *Additive Manufacturing*. 2019;26:180–192. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.01.007>
10. Easton M.A., StJohn D.H. Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;486(1-2):8–13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.009>
11. Miao Q., Chai D., Zhan Y., Bi G., Niu F., Ma G. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020;186:108205. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108205>
12. Cong B., Qi Z., Qi B., Sun H., Zhao G., Ding J. A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with Al-6.3 % Cu alloy using cold metal transfer process. *Applied Sciences*. 2017;7(3):275. <https://doi.org/10.3390/app7030275>
13. Fang X., Zhang L., Chen G., Dang X., Huang K., Wang L., Lu B. Correlations between microstructure characteristics and mechanical properties in 5183 aluminium alloy fabricated by wire-arc additive manufacturing with different arc modes. *Materials*. 2018;11(11):2075. <https://doi.org/10.3390/ma11112075>
14. Su C., Chen X., Konovalov S., Arvind Singh R., Jayalakshmi S., Huang L. Effect of deposition strategies on the microstructure and tensile properties of wire arc additive manufactured Al-5Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30(3):2136–2146. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05528-3>
15. Su C., Chen X. Effect of depositing torch angle on the first layer of wire arc additive manufacture using cold metal transfer (CMT). *Industrial Robot: the international journal of robotics research and application*. 2019;46(2):259–266. <https://doi.org/10.1108/IR-11-2018-0233>
16. Huang L., Chen X., Konovalov S., Wang M., Su C., Han L., Wang Y. Modeling and optimization of solidification cracking of 4043 aluminum alloys produced by cold metal transfer welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31:4746–4760. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06565-8>
17. Feng Y., Zhan B., He J., Wang K. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;259:206–215. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.040>
18. Wu Q., Lu J., Liu C., Fan H., Shi X., Fu J., Ma S. Effect of molten pool size on microstructure and tensile properties of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy. *Materials*. 2017;10(7):749. <https://doi.org/10.3390/ma10070749>
19. Zuback J.S., DebRoy T. The hardness of additively manufactured alloys. *Materials*. 2018;11(11):2070. <https://doi.org/10.3390/ma11112070>
20. Gao T., Liu H., Wang F., Chen Y. Effect of Ce on the microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy. *Materials Science and Technology*. 2016;24:34–39. <https://doi.org/10.11951/j.issn.1005-0299.20160306>

REFERENCES

1. Bazarnik P., Lewandowska P., Andrzejczuk M., Kurzydowski K.J. The strength and thermal stability of Al–5Mg alloys nano-engineered using methods of metal forming. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;556:134–139. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.068>
2. Blakey-Milner B., Gradl P., Snedden G., Brooks M., Pitot J., Lopez E., Leary M., Berto F., du Plessis A. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.110008>
3. Xia C., Pan Z., Polden J., Li H., Xu Y., Chen S., Zhang Y. A review on wire arc additive manufacturing: Monitoring, control and a framework of automated system. *Journal of Manufacturing Systems*. 2020;57:31–45. <https://doi.org/10.1016/j.jmsy.2020.08.008>
4. Kruth J.P. Material increment manufacturing by rapid prototyping techniques. *CIRP annals*. 1991;40(2):603–614. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61136-6](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61136-6)
5. Yeong W.Y., Chua C.K., Leong K.F., Chandrasekaran M. Rapid prototyping in tissue engineering: challenges and potential. *TRENDS in Biotechnology*. 2004;22(12):643–652. <https://doi.org/10.1016/j.tibtech.2004.10.004>
6. Liu G., Xiong J., Tang L. Microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy fabricated by double-electrode gas metal arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*. 2020;35:101375. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101375>
7. Aldalur E., Suárez A., Veiga F. Metal transfer modes for Wire Arc Additive Manufacturing Al-Mg alloys: Influence of heat input in microstructure and porosity. *Journal of Materials Processing Technology*. 2021;297:117271. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117271>
8. Ren L., Gu H., Wang W., Wang S., Li C., Wang Z., Zhai Y., Ma P. Effect of Mg content on micro-

- structure and properties of Al–Mg alloy produced by the wire arc additive manufacturing method. *Materials*. 2019;12(24):4160. <https://doi.org/10.3390/ma12244160>
9. Oyama K., Diplas S., M'hamdi M., Gunnæs A.E., Azar A.S. Heat source management in wire-arc additive manufacturing process for Al-Mg and Al-Si alloys. *Additive Manufacturing*. 2019;26:180–192. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.01.007>
 10. Easton M.A., StJohn D.H. Improved prediction of the grain size of aluminum alloys that includes the effect of cooling rate. *Materials Science and Engineering: A*. 2008;486(1-2):8–13. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.11.009>
 11. Miao Q., Chai D., Zhan Y., Bi G., Niu F., Ma G. Comparative study of microstructure evaluation and mechanical properties of 4043 aluminum alloy fabricated by wire-based additive manufacturing. *Materials & Design*. 2020;186:108205. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108205>
 12. Cong B., Qi Z., Qi B., Sun H., Zhao G., Ding J. A comparative study of additively manufactured thin wall and block structure with Al-6.3 % Cu alloy using cold metal transfer process. *Applied Sciences*. 2017;7(3):275. <https://doi.org/10.3390/app7030275>
 13. Fang X., Zhang L., Chen G., Dang X., Huang K., Wang L., Lu B. Correlations between microstructure characteristics and mechanical properties in 5183 aluminium alloy fabricated by wire-arc additive manufacturing with different arc modes. *Materials*. 2018;11(11):2075. <https://doi.org/10.3390/ma11112075>
 14. Su C., Chen X., Konovalov S., Arvind Singh R., Jayalakshmi S., Huang L. Effect of deposition strategies on the microstructure and tensile properties of wire arc additive manufactured Al-5Si alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021;30(3):2136–2146. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05528-3>
 15. Su C., Chen X. Effect of depositing torch angle on the first layer of wire arc additive manufacture using cold metal transfer (CMT). *Industrial Robot: the international journal of robotics research and application*. 2019;46(2):259–266. <https://doi.org/10.1108/IR-11-2018-0233>
 16. Huang L., Chen X., Konovalov S., Wang M., Su C., Han L., Wang Y. Modeling and optimization of solidification cracking of 4043 aluminum alloys produced by cold metal transfer welding. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022;31:4746–4760. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06565-8>
 17. Feng Y., Zhan B., He J., Wang K. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;259:206–215. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.040>
 18. Wu Q., Lu J., Liu C., Fan H., Shi X., Fu J., Ma S. Effect of molten pool size on microstructure and tensile properties of wire arc additive manufacturing of Ti-6Al-4V alloy. *Materials*. 2017;10(7):749. <https://doi.org/10.3390/ma10070749>
 19. Zuback J.S., DebRoy T. The hardness of additively manufactured alloys. *Materials*. 2018;11(11):2070. <https://doi.org/10.3390/ma11112070>
 20. Gao T., Liu H., Wang F., Chen Y. Effect of Ce on the microstructure and mechanical properties of 5356 aluminum alloy. *Materials Science and Technology*. 2016;24:34–39. <https://doi.org/10.11951/j.issn.1005-0299.20160306>
- Сведения об авторах**
Чуанчу Су, аспирант, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева, Университет Вэньчжоу
E-mail: chuancsu@gmail.com
ORCID: 0000-0001-7472-0025
- Сичжан Чен**, к.т.н., профессор, Колледж механики и электротехники, Университет Вэньчжоу
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820
- Ху Хао**, аспирант, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева
E-mail: 641229879@qq.com
ORCID: 0009-0004-2902-2593
- Information about the authors**
Chuanchu Su, Postgraduate student, Samara National Research University, Wenzhou University
E-mail: chuancsu@gmail.com
ORCID: 0000-0001-7472-0025
- Xizhang Chen**, PhD, Professor, College of Mechanics and Electrical Engineering, Wenzhou University
E-mail: chenxizhang@wzu.edu.cn
ORCID: 0000-0003-1649-1820
- Hu Hao**, Postgraduate student, Samara National Research University
E-mail: 641229879@qq.com
ORCID: 0009-0004-2902-2593
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*
The authors declare that there is no conflict of interest.
- Поступила в редакцию 08.12.2023
 После доработки 11.12.2023
 Принята к публикации 15.12.2023
- Received 08.12.2023
 Revised 11.12.2023
 Accepted 15.12.2023

Оригинальная статья

УДК 669.017.16:669.018.294.2

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-46-56

**СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РЕЛЬСОВ
РАЗЛИЧНОГО ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА**

© 2023 г. О. В. Бессонова¹, Е. В. Полевой¹, Т. Н. Осколкова²

¹АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (Россия, 654043, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, шоссе Космическое, 16)

²Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Увеличение осевых нагрузок и массы подвижного состава, характерных для современного тяжеловесного движения, а также существенное повышение скоростей движения пассажирских поездов увеличивают нагрузки на железнодорожный путь. Вместе с этим со стороны потребителей рельсовой продукции выдвигаются требования по увеличению сроков межремонтной наработки, повышению долговечности и надежности рельсов как основного и наиболее нагруженного элемента верхнего строения пути. Эксплуатационная стойкость рельсов в значительной степени определяется структурно-фазовым состоянием стали. Важной технической задачей является установление закономерностей формирования микроструктуры рельсов в зависимости от химического состава стали и влияния структуры на свойства готовой продукции. В результате проведенных исследований установлены связи между параметрами структуры и физико-механическими свойствами рельсов, а также между содержанием основных химических элементов в стали и межпластинчатым расстоянием перлита. Разработаны предложения по получению мелкодисперсной перлитной структуры, обеспечивающей наиболее высокие эксплуатационные свойства.

Ключевые слова: химический состав, механические свойства, твердость, дифференцированно термоупрочненные рельсы, микролегирование, микроструктура рельсов, параметры микроструктуры, межпластинчатое расстояние, диаметр зерна, величина перлитных колоний

Для цитирования: Бессонова О.В., Полевой Е.В., Осколкова Т.Н. Сравнительный анализ микроструктуры и свойств рельсов различного химического состава. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):46–56. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-46-56](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-46-56)

Original article

**COMPARATIVE ANALYSIS OF THE MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES
OF RAILS WITH DIFFERENT CHEMICAL COMPOSITION**

© 2023 O. V. Bessonova¹, E. V. Polevoi¹, T. N. Oskolkova²

¹JSC «EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant» (16 Kosmicheskoe route, Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654043, Russian Federation)

²Siberian State Industrial University (42 Kirova str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The increase in axial loads and the mass of rolling stock, typical for modern heavy haul traffic, as well as a significant increase in the speeds of passenger trains, increase the load on the railway track. At the same time, on the part of consumers of rail products, requirements are being put forward to increase the time of inter-repair work as well as the durability and reliability of rails as the main and most loaded element of the upper structure of the track. The operational stability of rails is largely determined by the structural and phase state of steel. It is important to establish the regularities of the formation of the microstructure of rails, which depends on the chemical composition of steel and the influence of the structure on the properties of finished products.

As a result of the conducted studies, the links between the structure parameters, the physical and mechanical properties of rails, the content of the main chemical elements in steel, and the interplate distance of perlite have been established. The authors proposed to obtain a finely dispersed perlite structure that provides the highest operational properties.

Keywords: chemical composition, mechanical properties, hardness, differentially heat-strengthened rails, microalloying, microstructure of rails, microstructure parameters, interplate distance, grain diameter, size of pearlite colonies

For citation: Bessonova O.V., Polevoi E.V., Oskolkova T.N. Comparative analysis of the microstructure and properties of rails with various chemical compositions. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):46–56. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-46-56](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-46-56)

Введение

Для потребителей рельсовой продукции в современных условиях постоянного повышения эксплуатационных нагрузок наиболее важное значение приобретают такие факторы, как увеличение срока службы рельсов, снижение их удельной дефектности, сокращение затрат на их содержание. Все эти факторы зависят от эксплуатационной стойкости рельсов. К основным показателям эксплуатационной стойкости железнодорожных рельсов следует отнести износостойкость и сопротивление к образованию дефектов, контактной усталости (контактно-усталостную прочность), которые определяются структурой и физико-механическими свойствами рельсовой стали.

Возможности улучшения качества и повышения потребительских свойств рельсов, помимо повышения чистоты стали по загрязненности неметаллическими включениями, связаны с определением закономерностей и установлением взаимосвязи между структурой стали и свойствами рельсов (прочностью, пластичностью, твердостью, ударной вязкостью). Таким образом, одним из основных факторов, в значительной степени определяющим эксплуатационную стойкость рельсов, является структурно-фазовое состояние стали.

По результатам многочисленных исследований [1 – 8] выявлены основные закономерности влияния микроструктуры на эксплуатационную стойкость рельсов. В настоящее время в мире наиболее распространены рельсы из высокоуглеродистой стали, в которой в результате ускоренного охлаждения формируется структура дисперсной пластинчатой феррито-карбидной смеси (перлита), обеспечивающая высокие твердость, показатели прочностных и пластических свойств, ударной вязкости, трещиностойкости, контактно-усталостной прочности и износостойкости. С повышением дисперсности структуры указанные характеристики возрастают [1].

По мнению авторов работ [2 – 4] эксплуатационная стойкость рельсов напрямую связана с

их твердостью, поэтому развитие рельсового производства должно идти по пути повышения содержания углерода и обеспечения твердости на поверхности катания головки рельсов на уровне порядка 400 НВ. Следует отметить, что повышение твердости можно обеспечить не только увеличением содержания углерода, но также повышением содержания других легирующих элементов, стабилизирующих аустенит (например, хром). При этом за счет реализации различных механизмов упрочнения изменяется и механизм деструкции металла при эксплуатации. Увеличение в рельсовой стали содержания углерода благоприятно влияет на износостойкость, но отрицательно влияет на контактно-усталостную прочность, о чем свидетельствует анализ повреждаемости рельсов на линиях с тяжеловесным движением, представленный в работах [5, 6].

Авторы работ [7, 8] отмечают, что микролегирование карбонитридообразующими элементами существенно повышает дисперсность перлита и, соответственно, повышает эксплуатационную стойкость, износостойкость рельсов и сопротивление контактной усталости при качении. Следует отметить, что эффективность влияния карбидообразующих элементов на структуру стали зависит от технологии используемого нагрева под термическую обработку: например, для рельсов, термоупрочняемых методом объемной закалки в масле после печного нагрева, величина зерна ниже по сравнению с рельсами, дифференцированно термоупрочненными в воздушной среде непосредственно после прокатки с использованием остаточного тепла предпрокатного нагрева, при этом количество ванадия в этих сталях находится на одном уровне [9].

Такие параметры микроструктуры рельсов, как величина межпластинчатого расстояния в перлите, величина перлитных колоний, диаметр зерна, наличие избыточного феррита, а также состав и распределение карбидной фазы оказывают большое влияние на свойства рельсов. В работе [10] отмечено, что на стойкость рельсов

против образования контактно-усталостных дефектов влияет однородность микроструктуры: отсутствие участков бейнита и мартенсита.

В связи с изложенным для конкретных технологических режимов производства требуется разработка оптимального химического состава, а установление взаимосвязей между структурой, физико-механическими и потребительскими свойствами является актуально научной задачей.

В настоящей работе представлены результаты исследования структурно-фазового состояния стали и свойств железнодорожных рельсов типа Р65, отличающихся химическим составом металла и технологическими режимами производства.

Материал исследования

В качестве объекта исследования использовали рельсы типа Р65 текущего производства АО «Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат» (АО «ЕВРАЗ ЗСМК») эвтектоидного и заэвтектоидного составов, из сталей марок 76ХФ и 90ХАФ по ГОСТ Р 51685 – 2022 соответственно. Для стали каждой марки были отобраны и сгруппированы плавки, отличающиеся по содержанию углерода, хрома и ванадия. Содержание остальных химических элементов не имеет существенных различий между плавками, соответствует требованиям ГОСТ Р 51685 – 2022 и в настоящем анализе не представлено. Всего исследовано 25 плавов, условно маркированных как составы 1 – 4 (табл. 1).

В группе эвтектоидных сталей состава 1 содержание углерода находится ближе к нижнему пределу допустимых стандартом значений и составляет 0,73 %, содержание хрома составляет 0,39 %, содержание ванадия 0,06 %; рельсы состава 2 имеют несколько более высокое (на 0,03 %) содержание углерода и хрома (на 0,02 %), несколько более низкое содержание ванадия –

0,04 %, относительно состава 1. Остальные элементы находятся на сопоставимом уровне.

Сравнительный анализ химического состава металла рельсов заэвтектоидной группы показал, что металл состава 3 содержит примерно 0,86 % углерода, 0,29 % хрома, 0,09 % ванадия. Металл состава 4, по сравнению с составом 3, содержит на 0,06 % больше углерода и на 0,04 % хрома.

Известно, что межпластинчатое расстояние перлита зависит от температуры, при которой происходит перлитное превращение, то есть от степени переохлаждения аустенита, которая, в свою очередь, определяется химическим составом стали и скоростью охлаждения из аустенитного состояния. Карбидообразующие элементы значительно изменяют кинетику распада аустенита и, соответственно, вид диаграммы изотермического превращения, на которой появляется четкое разделение перлитного и бейнитного превращения и промежуточная область повышенной устойчивости аустенита [11]. В работах [12, 13] установлено, что при легировании хромом стали с перлитной структурой происходит твердорастворное упрочнение феррита, легирование цементита хромом с образованием соединения $(Fe,Cr)_3C$ и возможно образование карбидов хрома. Авторами работы [14] проведен анализ условий формирования перлитной структуры при термоупрочнении рельсов и установлена связь между суммарным содержанием углерода и хрома $((C + Cr), \%)$, температуры перлитного превращения и межпластинчатого расстояния перлита.

В настоящей работе с целью определения влияния суммарного содержания углерода и хрома на межпластинчатое расстояние перлита для исследуемых составов рельсового металла построена зависимость (рис. 1).

Из рис. 1 видно, что данные параметры коррелируют между собой с достаточно высокой

Т а б л и ц а 1

Химический состав металла исследуемых рельсов
The chemical composition of the metal of the studied rails

Состав	Количество плавов	Марка стали	Содержание элементов, % (по массе)			(C + Cr), %
			C	Cr	V	
1	3	76ХФ	0,73	0,39	0,06	1,12
2	9	76ХФ	0,77	0,41	0,04	1,18
3	12	90ХАФ	0,85	0,29	0,09	1,15
4	3	90ХАФ	0,92	0,33	0,09	1,25

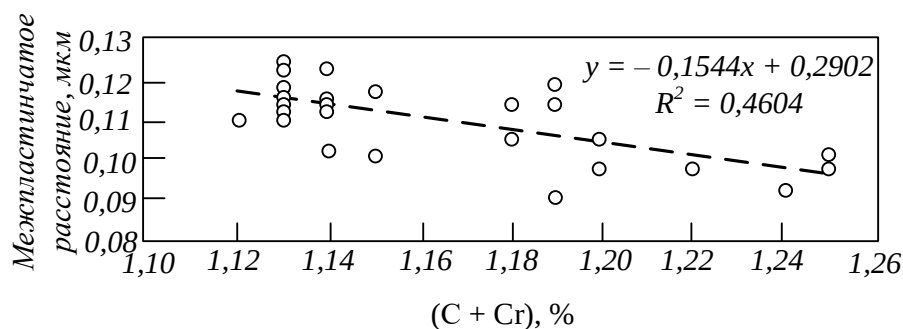


Рис. 1. Зависимость межпластинчатого расстояния от суммарного содержания в стали углерода и хрома
Fig. 1. Graph of the dependence of the interplate distance on the total content of carbon and chromium in steel

степенью достоверности. При этом увеличение суммарного содержания углерода и хрома приводит к уменьшению межпластинчатого расстояния в микроструктуре металла рельсов всех исследуемых составов, о чем свидетельствует наклон линий тренда. В соответствии с представленными данными установлено, что перлит в микроструктуре металла исследуемых рельсов с межпластинчатым расстоянием 0,09 – 0,10 мкм образуется при суммарном содержании углерода и хрома от 1,20 % и выше.

Сравнительный анализ структурно-фазового состояния рельсов

Микроструктуру металла рельсов исследовали на поперечных шлифах, изготовленных из зоны выкружки и из центральной части головки рельса после электрополировки и травления в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты. Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan MIRA 3. Исследуемая зона находилась на расстоянии 2 – 4 мм от поверхности катания головки рельса. Выбор указанного места исследования обусловлен реализацией в этом участке максимальных контактных напряжений от взаимодействия с колесами подвижного состава при эксплуатации, в связи с чем морфология, тип, однородность и прочие факторы микроструктуры оказывают большое влияние на сопротивление к

образованию дефектов эксплуатационного характера.

Колонии перлита регулярного строения наиболее часто наблюдаются в микроструктуре металла рельсов состава 2 (рис. 2, а), при этом на границах перлитных колоний, по краям ферритной сетки и внутри зерен структурно-свободного феррита встречаются коагулированные пластины цементита (рис. 2, б).

В микроструктуре металла рельсов состава 1 наблюдается перлит «волнистого» строения (рис. 3, а), структурно-свободный феррит в виде отдельных зерен и сетки встречается заметно чаще, что объясняется более низким содержанием углерода в стали (рис. 3, б). Наблюдаются участки грубых пластин цементита в свободном феррите.

В результате исследования микроструктуры металла рельсов составов 3 и 4 заэвтектоидной группы выявлено, что наряду с перлитом регулярного строения присутствует значительное количество деформированного перлита (рис. 4, 5).

Несмотря на повышенное содержание углерода в металле рельсов состава 4 заэвтектоидной группы, встречаются колонии перлита не только с ломаными, но и с «волнистыми» пластинами (рис. 5, а), а также участки с переплетением перлитных колоний (рис. 5, б).

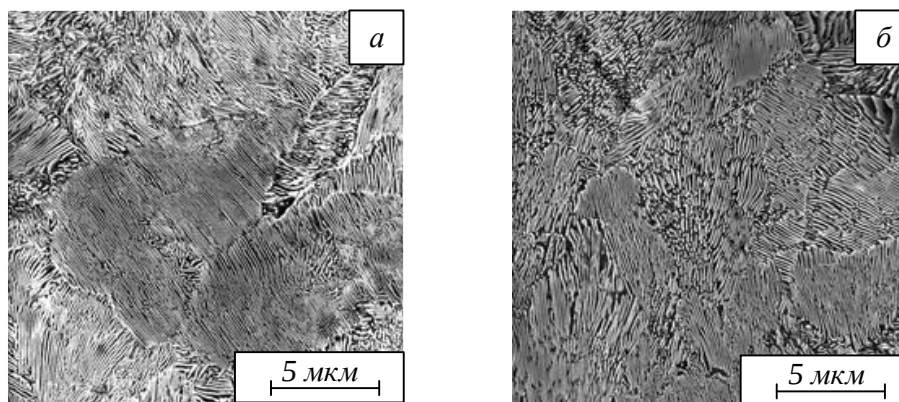


Рис. 2. Микроструктура металла рельсов эвтектоидной группы состава 2
Fig. 2. The microstructure of the metal rails of the eutectoid group of composition 2

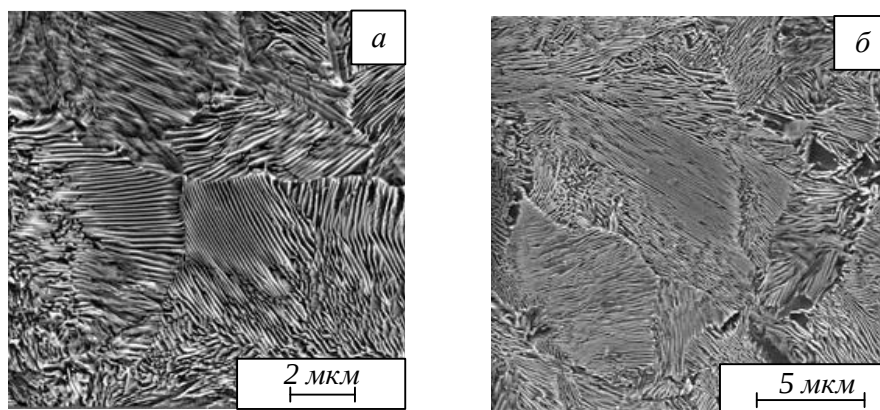


Рис. 3. Микроструктура металла рельсов эвтектоидной группы состава 1
Fig. 3. Microstructure of metal rails of the eutectoid group of composition 1

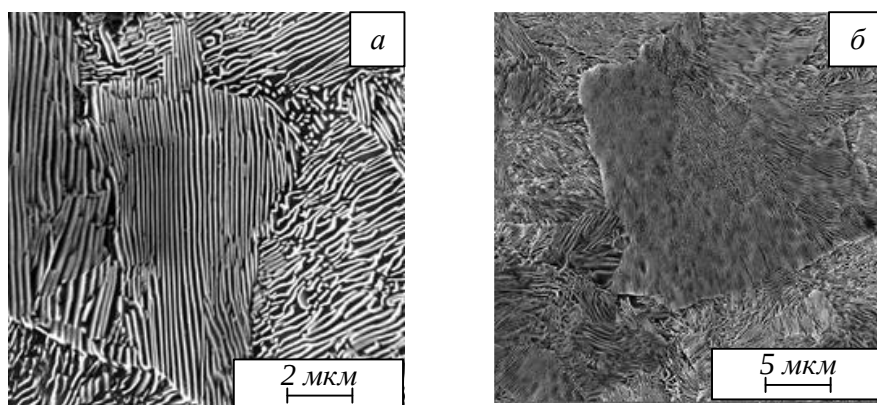


Рис. 4. Микроструктура металла рельсов заэвтектоидной группы состава 3
Fig. 4. Microstructure of metal rails of the transeutectoid group of composition 3

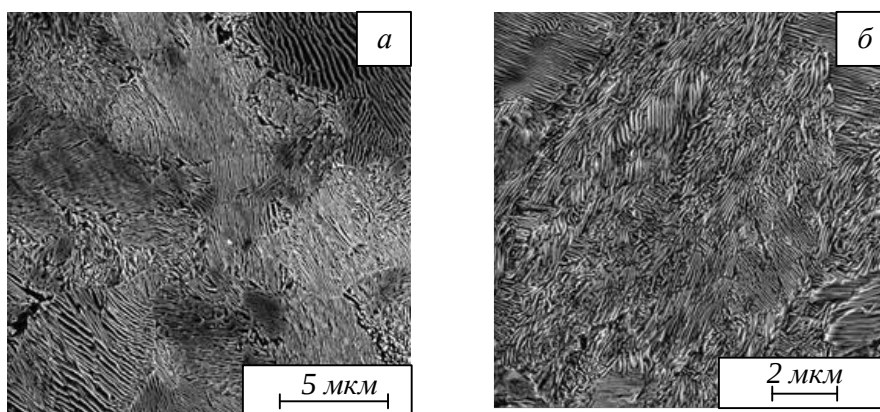


Рис. 5. Микроструктура металла рельсов заэвтектоидной группы состава 4
Fig. 5. The microstructure of the metal rails of the hypereutectoid group of composition 4

В микроструктуре металла рельсов состава 3 наиболее часто, по сравнению с рельсами состава 4, встречается структурно-свободный феррит в виде разорванной сетки или отдельных зерен, в которых наблюдаются карбидные пластины (рис. 6).

Количественный анализ параметров микроструктуры

Микроструктура рельсов, изготовленных из сталей перлитного класса в условиях АО «ЕВРАЗ ЗСМК», может быть охарактеризована:

– средним диаметром действительного аустенитного зерна (D , мкм);

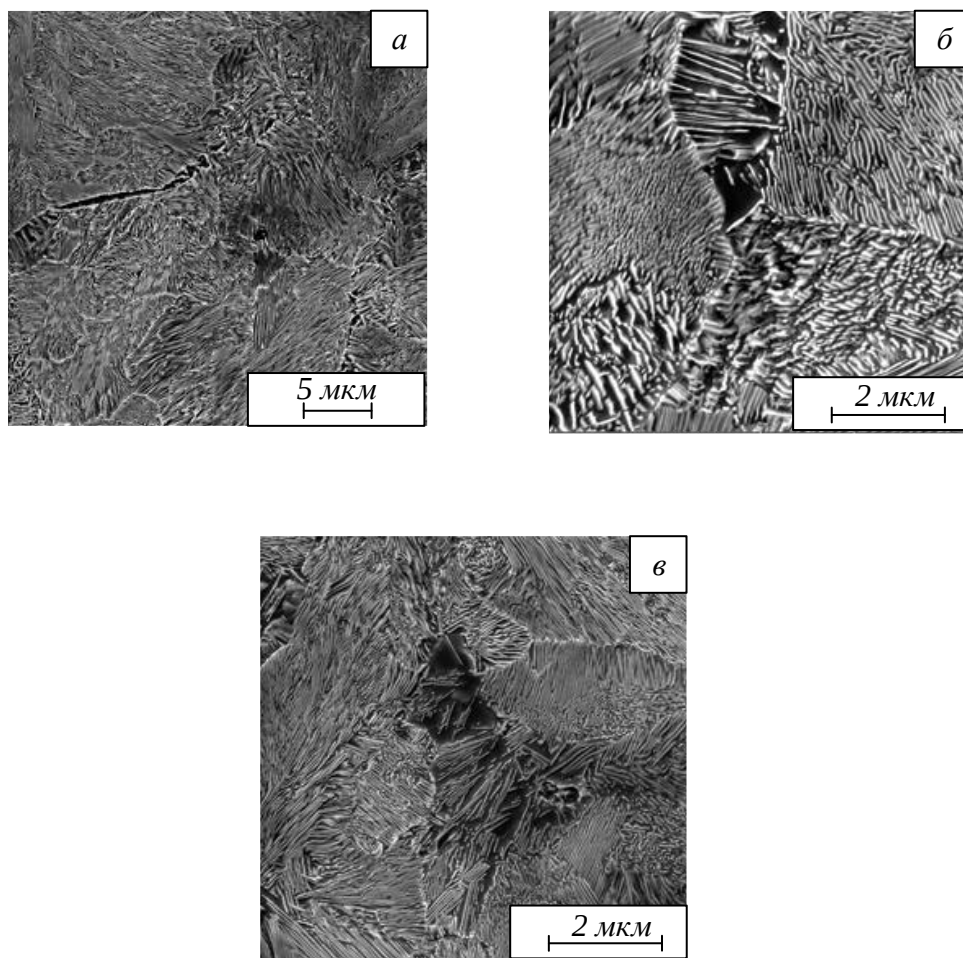


Рис. 6. Микроструктура металла рельсов заэвтектоидной группы состава 3
Fig. 6. The microstructure of the metal rails of the hypereutectoid group of composition 3

- средней величиной перлитных колоний ($ВПК_{ср}$, мкм);
- средним межпластинчатым расстоянием (Δ , мкм);
- количеством структурно-свободного феррита.

Диаметр зерна в металле исследуемых рельсов определяли у поверхности выкружки по сетке феррита или цементита в соответствии с ГОСТ 5639 – 82 «Стали и сплавы. Методы выявления и определение величины зерна».

Перлитная колония – совокупность параллельных или веерообразных пластин феррита и цементита. Рост перлитной колонии контролируется диффузионным перераспределением углерода в аустените параллельно границе перлитной колонии. Внутреннее строение перлитных колоний характеризуется межпластинчатым расстоянием. Важная характеристика стали, содержащей перлит, – размер перлитной колонии, которая при разрушении стали ведет себя как самостоятельное зерно. С уменьшением размера перлитной колонии ударная вязкость стали возрастает.

Рельсовая сталь после прокатки и термической обработки имеет перлитную структуру,

важным параметром которой является величина межпластинчатого расстояния (расстояние между серединами ближайших одноименных пластин феррита или цементита). В работах [15 – 20] показано, что межпластинчатое расстояние (среди прочих параметров микроструктуры) оказывает наибольшее влияние на стойкость металла к образованию дефектов контактной усталости. Для достижения оптимального соотношения уровней прочности и пластичности важно знать влияние степени дисперсности перлита на характер деформационного поведения его структурных составляющих и, соответственно, перлитной стали. Межпластинчатое расстояние перлита определяет уровень механических и служебных свойств высокоуглеродистой стали. В связи с этим оценка этого структурного параметра необходима при разработке и корректировке составов стали и режимов термической обработки, обеспечивающих получение требуемых показателей качества металлоизделий.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование микроструктуры металла дифференцированно термоупрочненных рельсов с прокатного нагрева. Результаты количествен-

Т а б л и ц а 2

Параметры микроструктуры
Microstructure parameters

Состав	Основные параметры микроструктуры			
	Межпластинчатое расстояние перлита, мкм	Величина перлитных колоний, мкм	Диаметр зерна, мкм	Номер зерна
1	0,113	6,31	20,97	9
2	0,107	6,05	22,37	8
3	0,113	5,97	18,04	9
4	0,098	4,43	19,41	9

ной оценки параметров микроструктуры исследуемых рельсов эвтектоидной и заэвтектоидной групп представлены в табл. 2.

Согласно представленным данным средние значения размеров величины перлитных колоний и диаметра зерна в микроструктуре металла всех исследуемых рельсов находятся на сопоставимом уровне в интервале значений 5,97 – 6,31 и 18,04 – 20,97 мкм, что соответствуют номеру зерна 9. Исключением являются более крупный диаметр зерна (8 номера) в металле рельса состава 2 (среднее значение составляет 22,37 мкм) и несколько пониженная средняя величина перлитных колоний в микроструктуре металла из заэвтектоидной стали состава 4 (соответствует значению 4,43 мкм).

Межпластинчатое расстояние в микроструктуре металла рельсов эвтектоидной группы исследуемых составов и заэвтектоидной группы состава 3 находятся на сопоставимом уровне и составляют 0,107 – 0,113 мкм. При этом металл рельсов состава 4 заэвтектоидной группы отличается наиболее дисперсной структурой, среднее значение межпластинчатого расстояния в которой составляет 0,098 мкм.

Механические свойства и твердость

Механические свойства и твердость на поверхности катания головки рельсов исследуемых составов 1 – 4 представлены в табл. 3.

Из приведенных данных следует, что по мере увеличения содержания углерода в сталях эвтектоидного (1 и 2) и заэвтектоидного (3 и 4) составов наблюдается увеличение прочностных свойств и твердости на поверхности катания головки. При этом пластические свойства внутри каждой из двух групп находятся на сопоставимом уровне и при увеличении содержания углерода снижаются незначительно.

Полученные результаты отражают не только зависимости изменения прочностных и пластических свойств от содержания углерода в рельсах исследуемых составов, но также влияние содержания углерода и хрома, суммарное значение которых должно быть выше 1,2 %, что способствует увеличению дисперсности структуры перлита (уменьшению межпластинчатого расстояния) и обеспечению оптимального сочетания прочностных и пластических характеристик (рис. 7, 8).

Наиболее чувствительными характеристиками к измельчению зерна являются ударная вязкость и относительное удлинение. Известно [21], что ударная вязкость характеризует сопротивление материалов локальным пластическим деформациям, которые сосредоточены в небольших объемах около концентраторов напряжения. Мелкое зерно уменьшает неоднородность распределения деформации в микрообъемах

Т а б л и ц а 3

Механические свойства и твердость
Mechanical properties and hardness

Состав	Механические свойства при растяжении				Ударная вязкость	Твердость на поверхности катания головки
	σ_T	σ_B	δ	ψ		
	Н/мм ²		%		КСУ _{+20 °С} Дж/см ²	НВ
1	843	1267	13,0	40,0	42	372
2	876	1290	12,3	37,5	31	380
3	915	1360	10,8	25,3	24	399
4	1013	1443	10,0	28,0	26	415

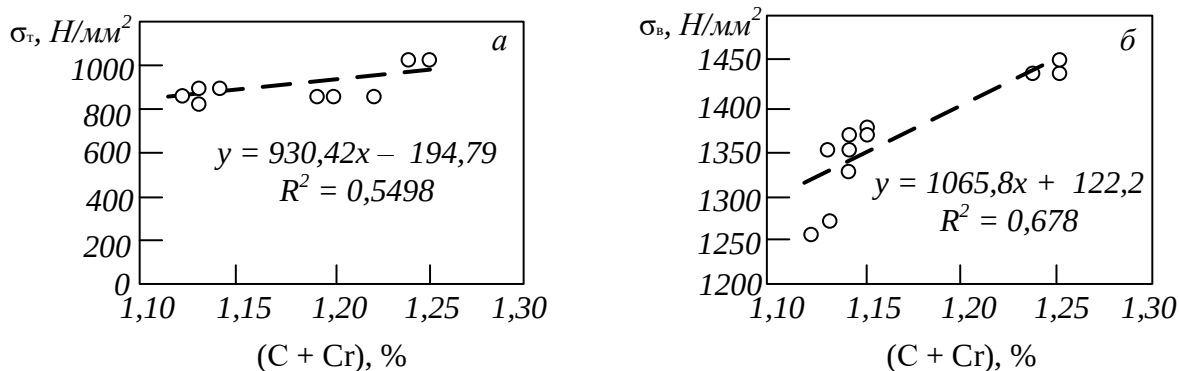


Рис. 7. Зависимости предела текучести (а) и временного сопротивления (б) от суммарного содержания углерода и хрома
Fig. 7. Dependences of yield strength (a) and time resistance (b) on the total carbon and chromium content

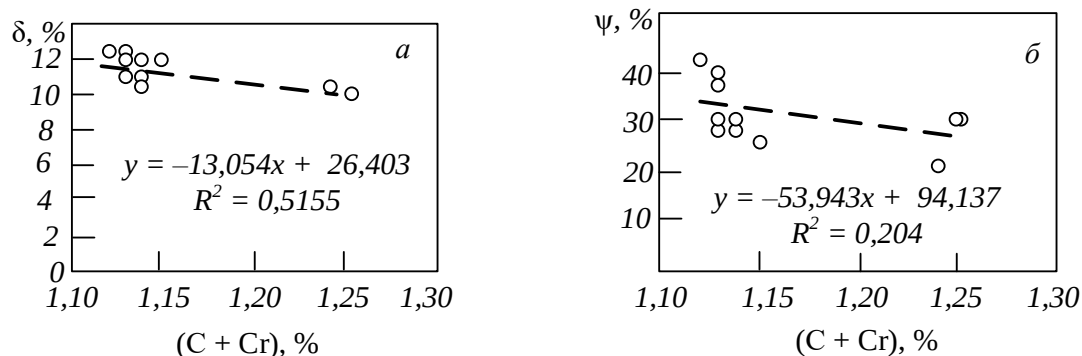


Рис. 8. Зависимости относительного удлинения (а) и относительного сужения (б) от суммарного содержания углерода и хрома
Fig. 8. Dependences of relative elongation (a) and relative contraction (b) on the total carbon and chromium content

структурных составляющих, что приводит к повышению ударной вязкости. На рис. 9, 10 представлены зависимости ударной вязкости и относительного удлинения от диаметра зерна в исследуемых составах сталей эвтектоидной и заэвтектоидной групп.

Указанные параметры (рис. 9, 10) коррелируют между собой с достаточно высокой степенью достоверности для сталей всех исследуемых составов. С уменьшением диаметра зерна наблюдается увеличение ударной вязкости и

относительного удлинения, о чем свидетельствует отрицательный наклон линий тренда. Таким образом, для сталей составов 1 и 2 при диаметре зерна 20,0 – 22,5 мкм возможно получить ударную вязкость около 30 – 40 Дж/см², относительное удлинение около 12 – 13 %, для составов 3 – 4 – ударная вязкость находится в интервале 24 – 33 Дж/см², а относительное удлинение составляет от 10,5 до 11,0 % при диаметре зерна 15 – 20 мкм.

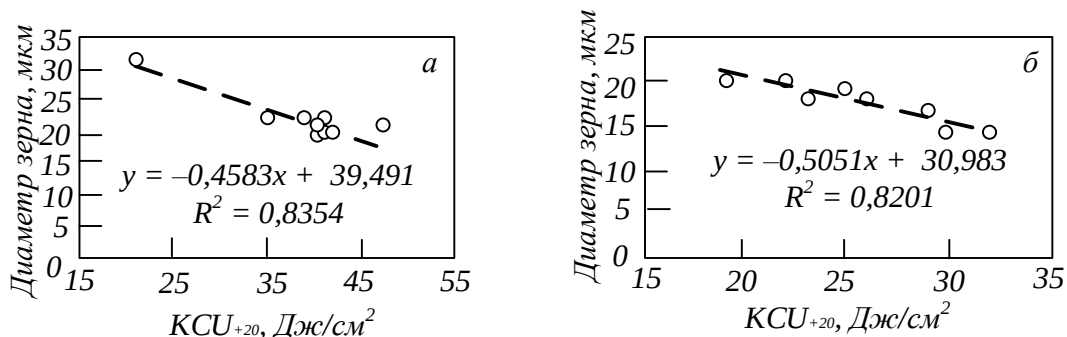


Рис. 9. Зависимости ударной вязкости от диаметра зерна:
а – стали состава 1 и 2; б – стали состава 3 и 4
Fig. 9. The dependence of the impact strength on the grain diameter:
а – steels of composition 1 and 2; б – steels of composition 3 and 4

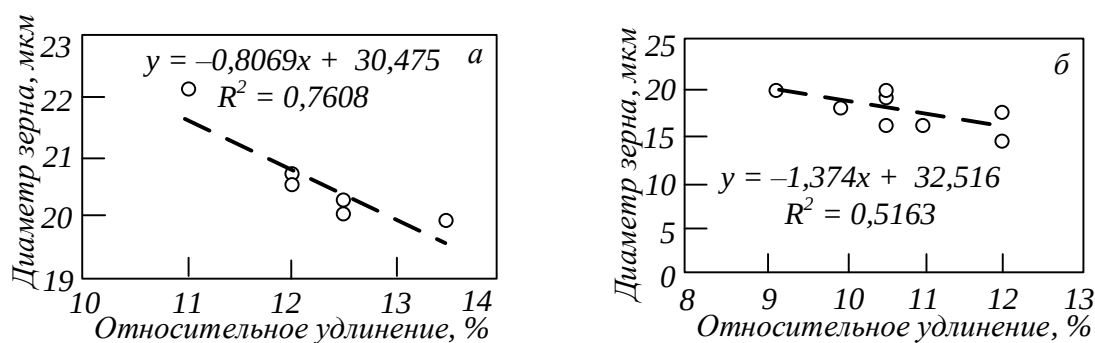


Рис. 10. Зависимости относительного удлинения от диаметра зерна:
а – стали составов 1 и 2; б – стали составов 3 и 4

Fig. 10. The dependence of the relative elongation on the grain diameter:
а – steels of composition 1 and 2; б – steels of composition 3 and 4

Выводы

Установление взаимосвязей между химическим составом, структурно-фазовым состоянием и механическими свойствами рельсовой стали необходимо для прогнозирования эксплуатационной стойкости железнодорожных рельсов. Структурно-фазовое состояние рельсовых сталей определяется, главным образом, химическим составом, который оказывает влияние на дисперсность структуры. При суммарном содержании углерода и хрома от 1,2 % и выше межпластинчатое расстояние в микроструктуре металла исследуемых рельсов составляет 0,09 – 0,100 мкм и способствует обеспечению оптимального сочетания прочностных и пластических свойств рельсов.

Влияние величины зерна на ударную вязкость и относительное удлинение имеет обратную зависимость. При диаметре зерна размером 20,0 – 22,5 мкм (для сталей эвтектоидной группы) и 15 – 20 мкм (для сталей заэвтектоидной группы) возможно получение ударной вязкости в интервале 30 – 40 Дж/см², 24 – 33 Дж/см² и относительного удлинения 12 – 13 %, 10,5 – 11 % для сталей составов 1, 2 и 3, 4 соответственно.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Мухранов Н.В., Фомичев М.С., Белокурова Е.В., Беликов С.В. Исследование структурно-фазового превращения при охлаждении рельсовой стали. *Сталь*. 2015;(11):86–91.
2. Полевой Е.В., Добужская А.Б., Темлянцев М.В. Влияние скорости охлаждения на формирование структуры рельсовой стали, микролегированной ванадием и ниобием. *Машиностроение, материаловедение: Вестник ПНИПУ*. 2016;(4):7–20. <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2016.4.01>
3. Masaharu U., Kenji M. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. *Wear*. 2020;444-445:203120. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203120>
4. Ивано Г., Кацуя И. Технологические и эксплуатационные характеристики рельсов с высоким содержанием углерода. В кн.: *Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений: Сборник научных трудов*. ОАО «УИМ». Екатеринбург, 2012:72–81.
5. Полевой Е.В., Юнин Г.Н., Головатенко А.В., Темлянцев М.В. Новейшие разработки рельсовой продукции в АО «ЕВРАЗ ЗСМК». *Сталь*. 2019;7:55–58.
6. Павлов В.В., Годик Л.А., Корнева Л.В., Козырев Н.А., Гизатулин Р.А. Производство рельсов повышенной износостойкости. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2007;(10):35–37.
7. Смирнов Л.А., Кушнарев А.В., Добужская А.Б., Киричков А.А., Белокурова Е.В. Стали транспортного назначения, микролегированные ванадием и азотом. *Сталь*. 2020;(6):56–63.
8. Arunim Ray. Microalloying with niobium in rail steels. *Materials Science and Technology*. 2017; 33(14):1584–1600. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1309111>
9. Полевой Е.В., Волков К.В., Кузнецов Е.П., Головатенко А.В., Атконова О.П., Юнусов А.М. Разработка технологии производства дифференцированно термоупрочненных рельсов на ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК». В кн.: *Улучшение качества и условий эксплуатации рельсов и рельсовых скреплений (по материалам заседания некоммерческого партнерства «Рельсовая Комиссия» 25 – 27 октября 2013 г): Сборник научных докладов*. Екатеринбург: ОАО «УИМ». 2014:93–100.
10. Полевой Е.В., Добужская А.Б., Темлянцев М.В. Влияние скорости охлаждения на формирование структуры рельсовой стали, микролегированной ванадием и ниобием. *Машиностроение, материаловедение: Вестник ПНИПУ*. 2016;(4):7–20. <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2016.4.01>

- ролегированной ванадием и ниобием. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2016;18(4):7–20. <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2016.4.01>
11. Godefroid L. B., Souza A. T., Pinto M. A. Fracture toughness, fatigue crack resistance and wear resistance of two railroad steels. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(5):9588–9597. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.092>
 12. Егорова Л.Ю. Влияние структурного состояния перлита на физико-механические и коррозионные свойства высокоуглеродистых сталей: автореф. дис. канд. техн. наук. Екатеринбург: ИФМ УрО РАН, 2014:23.
 13. Счастливцев В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Окишев К.Ю., Табатчикова Т.И., Хлебникова Ю.В. *Перлит в углеродистых сталях*. Екатеринбург: УрО РАН, 2006:311.
 14. Новожилов И.С., Чередников В.А., Полевой Е.В., Рубцов В.Ю., Улегин К.А. Влияние микролегирования и горячей деформации на кинетику распада аустенита рельсовой стали. *Калибровочное бюро*. 2022;20:11–22.
 15. Изотов В.И., Поздняков В.А., Лукьяненко Е.В., Усанова О.Ю., Филиппов Г.А. Влияние дисперсности перлита на механические свойства, деформационное поведение и характер разрушения высокоуглеродистой стали. *Физика металлов и материаловедение*. 2007;103(8):549–560.
 16. Gray G.T., Thompson A.W., Williams J.C. Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels. *Metallurgical Transactions A.V.* 1985;16(3):753–760.
 17. Колбасников Н.Г., Варгасов Н.Р., Зотов О.Г., Лукьянов А.А., Белозеров В.Л. Исследование эксплуатационной надежности железнодорожных рельсов, прокатанных по разным технологиям. *Сталь*. 2014;(12):76–83.
 18. Shur Ev.A., Bychkova N.Ya., Trushevsky S.M. Physical aspects of rolling contact fatigue of rail steels. *Wear*. 2005;258:1165–1171. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2004.03.027>
 19. Чичко А.Н., Сачек О.А., Соболев В.Ф., Веденеев А.В. О новых математических методах анализа строения эвтектоидных колоний перлитных сталей. *Литье и металлургия*. 2012(4(68)):69–73.
 20. Добужская А.Б., Галицын Г.А., Юнин Г.Н., Полевой Е.В., Юнусов А.М. Исследование влияния химического состава, микроструктуры и механических свойств на износостойкость рельсовой стали. *Сталь*. 2020;(12):52–55.
 21. Кушнарев А.В., Сухов А.В., Петренко Ю.П., Филиппов Г.А. О вязкости разрушения колесной стали. *Вестник Магнитогорского Государственного Технического Университета им. Г.И. Носова*. 2006;(4(16)):87–92.

REFERENCES

1. Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Mukhranov N.V., Fomichev M.S., Belokurova E.V., Belikov S.V. Research of structural-phase transformations during cooling of rail steel. *Steel*. 2015;11:86–91. (In Russ.).
2. Polevoi E.V., Dobuzhskaya A.B., Temlyantsev M.V. The effect of the cooling rate on the formation of the structure of rail steel microalloyed with vanadium and niobium. *Mashinostroenie, materialovedenie: Vestnik PNIPU*. 2016;4:7–20. (In Russ.). <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2016.4.01>
3. Masaharu U., Kenji M. Effects of carbon content and hardness on rolling contact fatigue resistance in heavily loaded pearlitic rail steels. *Wear*. 2020;444-445:203120. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2019.203120>
4. Ivano G., Katsuya I. Technological and operational characteristics of rails with a high carbon content. In: *Improving the quality and operating conditions of rails and rail fasteners: A collection of scientific papers. JSC "UIM"*. Ekaterinburg, 2012:72–81. (In Russ.).
5. Polevoy E.V., Yunin G.N., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V. The latest developments of rail products on EVRAZ ZSMK JSC. *Steel*. 2019;7:55–58. (In Russ.).
6. Pavlov V.V., Godik L.A., Korneva L.V., Kozyrev N.A., Gizatulin R.A. Production of rails with increased wear resistance. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2007;(10):35–37. (In Russ.).
7. Smirnov L.A., Kushnarev A.V., Dobuzhskaya A.B., Kirichkov A.A., Belokurova E.V. Transport steels microalloyed with vanadium and nitrogen. *Stal'*. 2020;(6):56–63. (In Russ.).
8. Arunim Ray. Microalloying with niobium in rail steels. *Materials Science and Technology*. 2017; 33(14):1584–1600. <https://doi.org/10.1080/02670836.2017.1309111>
9. Polevoi E.V., Volkov K.V., Kuznetsov E.P., Golovatenko A.V., Atkonova O.P., Yunusov A.M. Development of technology for the production of differentially heat-strengthened rails on JSC EVRAZ ZSMK. In: *Improving the quality and operating conditions of rails and rail fasteners (based on the materials of the meeting of the non-profit partnership "Rail Commission" on October 25 - 27, 2013): Collection of*

- scientific reports. Yekaterinburg: JSC "UIM". 2014:93–100. (In Russ.).
10. Polevoy E.V., Dobuzhskaya A.B., Temlyantsev M.V. Influence of the cooling rate on the formation of the structure of rail steel microalloyed with vanadium and niobium. *Bulletin of the Perm National Research Polytechnic University. Mechanical engineering, materials science*. 2016;18(4):7–20.
<https://doi.org/10.15593/2224-9877/2016.4.01>
 11. Godefroid L. B., Souza A. T., Pinto M. A. Fracture toughness, fatigue crack resistance and wear resistance of two railroad steels. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(5):9588–9597.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.06.092>
 12. Egorova L.Yu. The influence of the structural state of perlite on the physico-mechanical and corrosion properties of high-carbon steels: Extended abstract of candidate's thesis. Yekaterinburg: IFM UrO RAS, 2014:23. (In Russ.).
 13. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A., Yakovleva I.L., Okishev K.Yu., Tabatchikova T.I., Khlebnikova Yu.V. Perlite in carbon steels. Yekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2006:311. (In Russ.).
 14. Novozhilov I.S., Cherednikov V.A., Polevoi E.V., Rubtsov V.Yu., Ulegin K.A. The effect of micro-alloying and hot deformation on the kinetics of austenite decay of rail steel. *Kalibrovochnoe byuro*. 2022;20:11–22. (In Russ.).
 15. Izotov V.I., Pozdnyakov V.A., Luk'yanenko E.V., Usanova O.Yu., Filippov G.A. The influence of the dispersion of perlite on the mechanical properties, deformation behavior and the nature of destruction of high-carbon steel. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2007;103(8):549–560. (In Russ.).
 16. Gray G.T., Thompson A.W., Williams J.C. Influence of microstructure on fatigue crack initiation in fully pearlitic steels. *Metallurgical Transactions A*. 1985;16(3):753–760.
 17. Kolbasnikov N.G., Vargasov H.P., Zotov O.G., Lukyanov A.A., Belozarov V.L. Investigation of operational reliability of railway rails rolled using various technologies. *Steel*. 2014;(12):76–83. (In Russ.).
 18. Shur Ev.A., Bychkova N.Ya., Trushevsky S.M. Physical aspects of rolling contact fatigue of rail steels. *Wear*. 2005;258:1165–1171.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2004.03.027>
 19. Chichko A.N., Sachek O.A., Sobolev V.F., Vedenev A.V. On new mathematical methods for analyzing the structure of eutectoid colonies of pearlitic steels. *Casting and metallurgy*. 2012(4(68)):69–73. (In Russ.).
 20. Dobuzhskaya A.B., Galitsyn G.A., Yunin G.N., Polevoi E.V., Yunusov A.M. Investigation of the influence of chemical composition, microstructure and mechanical properties on the wear resistance of rail steel. *Stal'*. 2020;12:52–55. (In Russ.).
 21. Kushnarev A.V., Sukhov A.V., Petrenko Yu.P., Filippov G.A. On the fracture toughness of wheel steel. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova*. 2006;4(16):87–92. (In Russ.).

Сведения об авторах

Ольга Валерьевна Бессонова, главный специалист-металловед по электронной микроскопии и исследовательским работам, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
E-mail: Olga.Bessonova@evraz.com
ORCID: 0009-0002-2883-5766

Егор Владимирович Полевой, к.т.н., начальник научно-исследовательского отдела, АО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат»
E-mail: Egor.Polevoj@evraz.com
ORCID: 0000-0001-9025-5442

Татьяна Николаевна Осколкова, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: oskolkova@kuz.ru
ORCID: 0000-0003-1310-1284

Information about the authors

Ol'ga V. Bessonova, chief specialist-metallologist in electron microscopy and research, JSC «EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant»
E-mail: Olga.Bessonova@evraz.com
ORCID: 0009-0002-2883-5766

Egor V. Polevoi, Cand. Sci. (Eng.), head of the research department, JSC «EVRAZ – Joint West Siberian Metallurgical Plant»
E-mail: Egor.Polevoj@evraz.com
ORCID: 0000-0001-9025-5442

Tat'yana N. Oskolkova, Dr. Sci. (Eng.), professor of the department of ferrous metallurgy and chemical technology, Siberian State Industrial University
E-mail: oskolkova@kuz.ru
ORCID: 0000-0003-1310-1284

Поступила в редакцию 05.11.2023
После доработки 06.12.2023
Принята к публикации 11.12.2023

Received 05.11.2023
Revised 06.12.2023
Accepted 11.12.2023

Оригинальная статья

УДК 621.791:624

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-57-63

**ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВОЗМОЖНОСТИ ВОССТАНОВЛЕНИЯ
ОКСИДОВ ТИТАНОМ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ**

© 2023 г. Р. Е. Крюков¹, Ю. В. Бендре¹, Н. А. Козырев², А. А. Сычев¹, А. В. Жуков¹

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

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

Аннотация. Показано, что широкое распространение для наплавки сталей, обладающих высокой износостойкостью, получили порошковые проволоки с титаном. Определена необходимость учета термодинамического фактора, позволяющего оценить химическое сродство между веществами, входящими в состав сварочных (наплавочных) материалов и наиболее вероятные пути химических превращений при учете всех возможных реакций и состояний реагентов. Рассмотрена возможность формирования ряда оксидных неметаллических включений нехарактерных для температур электросталеплавильных процессов. Проведена оценка термодинамических свойств $[\Delta_f H^\circ(T), \Delta_f G^\circ(T)]$ восстановительных реакций оксидов FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃, MnO, SiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃, CaO, MgO с титаном (45 реакций) в системах оксид металла – титан в стандартных условиях с образованием соединений TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂. Термодинамические характеристики реакций рассчитывали в интервале температур 1500 – 3000 К по термодинамическим свойствам $[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ K})]$, $S^\circ(T)$, $\Delta_f H^\circ(298,15 \text{ K})$ реагентов Ti, TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂, Fe, FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, Al, Al₂O₃, Mn, MnO, Si, SiO₂, Cr, Cr₂O₃, Ca, CaO, Mg, MgO. Показано, что наибольшей вероятностью протекания и, соответственно, наибольшим выделением теплоты отличаются реакции титана с оксидами кальция и железа, наименьшая вероятность протекания и, соответственно, выделения теплоты наблюдается при восстановлении оксида кремния и алюминия. Реакции с оксидами марганца и хрома занимают промежуточное место. Реакция восстановления оксида магния титаном с образованием TiO становится термодинамически вероятной при температурах выше 2600 К. Расчет термодинамических свойств реакций показал, что использование титана в качестве восстановителя при электродуговой наплавке порошковой проволокой вполне приемлемо.

Ключевые слова: титан, электродуговая наплавка, порошковая проволока, термодинамические свойства

Для цитирования: Крюков Р.Е., Бендре Ю.В., Козырев Н.А., Сычев А.А., Жуков А.В. Термодинамические аспекты возможности восстановления оксидов титаном при электродуговой наплавке. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):57–63. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-57-63](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-57-63)

Original article

**THERMODYNAMIC ASPECTS OF THE POSSIBILITY OF TITANIUM OXIDE
REDUCTION DURING ELECTRIC ARC SURFACING**

© 2023 R. E. Kryukov¹, Y. V. Bendre¹, N. A. Kozyrev², A. A. Sychev¹, A. V. Zhukov¹

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

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

Abstract. It is shown that titanium-coated powder wires are widely used for surfacing steels with high wear resistance. It is determined that in the calculations it is necessary to take into account the thermodynamic factor, which makes it possible to assess the chemical affinity between the substances that make up the welding (surfacing) materials and the most likely ways of chemical transformations, taking into account all possible reactions and states of the reagents. It is indicated that it is necessary to consider the possibility of forming a number of oxide non-metallic inclusions that are not characteristic for temperatures of electric steelmaking processes. A comparative assessment of the thermodynamic properties ($\Delta_r H^\circ(T)$, $\Delta_r G^\circ(T)$) of reactions with titanium in the metal oxide – titanium system under standard conditions is given. The thermodynamic properties of [$\Delta_r H^\circ(T)$, $\Delta_r G^\circ(T)$] reduction reactions of FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃, MnO, SiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃, CaO, MgO oxides with titanium (45 reactions) in metal oxide – titanium systems under standard conditions with the formation of TiO oxides were evaluated, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂. It is shown that the reactions of titanium with calcium and iron oxides are most likely to occur and, accordingly, the greatest heat release, while the least probability of occurrence and, accordingly, heat release is observed during the reduction of silicon and aluminum oxide. Reactions with manganese and chromium oxides occupy an intermediate place. The reduction reaction of magnesium oxide with titanium is not possible without an additional source of heat. The calculation of the thermodynamic properties of the reactions showed that the use of titanium as a solvent for electric arc welding with a powder wire is quite acceptable.

Keywords: powder wire, electric arc surfacing, thermodynamics, titanium oxide reduction

For citation: Kryukov R.E., Bendre Yu.V., Kozyrev N.A., Sychev A.A., Zhukov A.V. Thermodynamic aspects of the possibility of titanium oxide reduction during electric arc surfacing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):57–63. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-57-63](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-57-63)

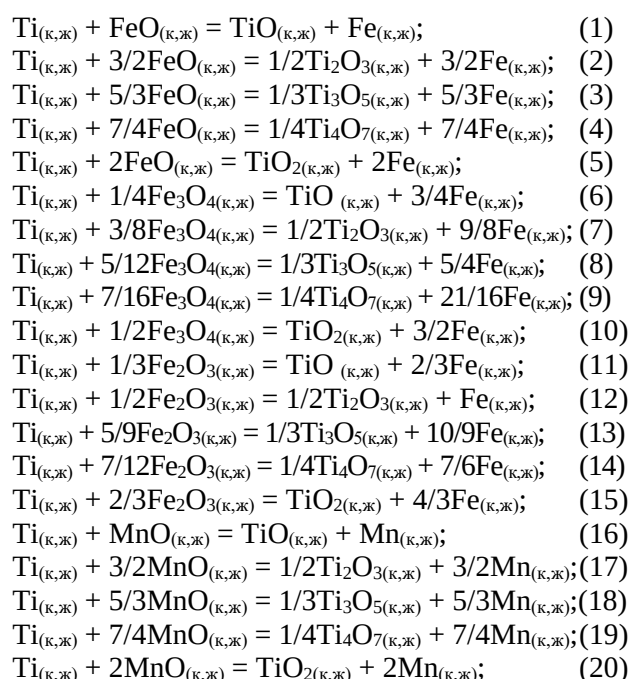
Введение

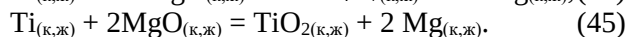
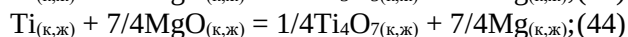
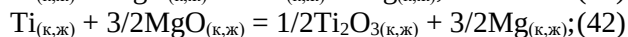
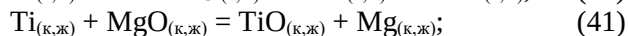
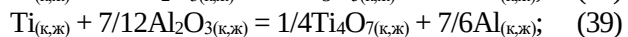
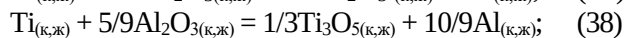
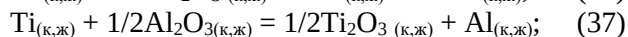
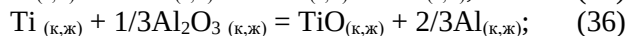
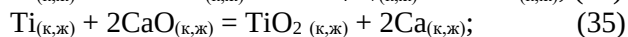
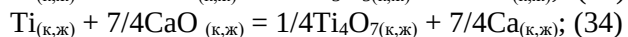
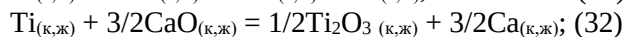
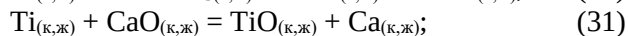
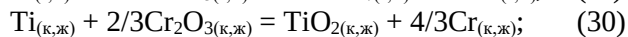
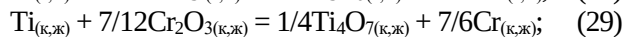
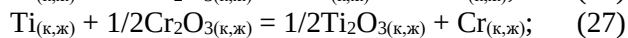
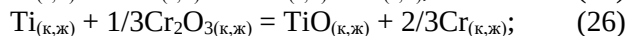
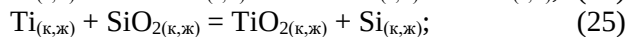
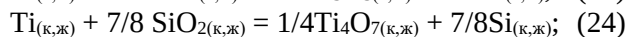
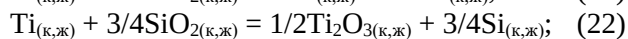
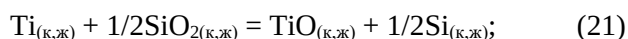
В настоящее время разработке и исследованию новых материалов для восстановления деталей машин горно-металлургического комплекса методом электродуговой наплавки порошковой проволокой уделяется большое внимание как в Российской Федерации, так и за рубежом [1 – 9]. Широкое распространение для наплавки сталей, обладающих высокой износостойкостью, получили порошковые проволоки с титаном. Центральной проблемой использования наплавки является перенос электродного материала на рабочую поверхность изделия, в частности процессы образования и отрыва капли. При этом капля формируется до отрыва от электрода за короткий отрезок времени (примерно 120 мс) и температура на ее поверхности может достигать 2950 – 3000 К, что значительно больше, чем температура металла при плавке стали в электросталеплавильной дуговой печи (примерно 2000 К) [10 – 20]. При этом необходимо учесть, что температура в столбе дуги может достигать 10000 – 12000 К и некоторые компоненты электрода, испаряясь, находятся короткое время в приэлектродном пространстве и стволе дуги при температурах более 3000 К, находясь в атомарном, молекулярном и ионизированном состояниях (дуга может гореть устойчиво даже в вакууме) [21 – 23].

При наплавке стали металлургический процесс протекает при более высоких температурах, чем в электросталеплавильных печах, что в итоге приводит к необходимости изучения протекающих реакций в более высоком температурном

интервале. Кроме того, необходимо учесть термодинамический фактор, позволяющий оценить химическое сродство между веществами, входящими в состав сварочных (наплавочных) материалов и наиболее вероятные пути химических превращений при учете всех возможных реакций и состояний реагентов. При этом необходимо рассмотреть возможность формирования ряда оксидных неметаллических включений, не характерных для температур электросталеплавильных процессов.

Рассмотрены следующие возможные реакции восстановления титаном:





Все реакции записаны на 1 моль титана. Термодинамические характеристики реакций (1) – (45) при стандартных условиях $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r S^\circ(T), \Delta_r G^\circ(T)]$ рассчитывали известными методами [24] в интервале температур 1500 – 3000 К по термодинамическим свойствам $[[H^\circ(T) - H^\circ(298,15 \text{ K})], S^\circ(T), \Delta_f H^\circ(298,15 \text{ K})]$ реагентов Ti, TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂, Fe, FeO, Fe₂O₃, Fe₃O₄, Al, Al₂O₃, Mn, MnO, Si, SiO₂, Cr, Cr₂O₃, Ca, CaO, Mg, MgO [25, 26]. В качестве стандартных состояний для веществ-реагентов в интервале температур 1500 – 3000 К были использованы Ti_(к,ж), TiO_(к,ж), Ti₂O_{3(к,ж)}, Ti₃O_{5(к,ж)}, Ti₄O_{7(к,ж)}, TiO_{2(к,ж)}, Al_(к,ж), Al₂O_{3(к,ж)}, Fe_(к,ж), FeO_(к,ж), Fe₂O_{3(к,ж)}, Fe₃O_{4(к,ж)}, Mn_(к,ж), MnO_(к,ж), Si_(к,ж), SiO_{2(к,ж)}, Cr_(к,ж), Cr₂O_{3(к,ж)}, Ca_(к,ж), CaO_(к,ж), Mg_(к,ж), MgO_(к,ж). Рассчитанные стандартные энергии Гиббса и энтальпии для рассматриваемых реакций (1) – (45) в зависимости от температуры приведены на рисунке.

Расчет стандартной энергии Гиббса и энтальпии реакций (1) – (45) показал, что для каждого из девяти восстанавливаемых титаном оксидов (FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃, MnO, SiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃, CaO, MgO) в реакциях на 1 моль титана изменяется термодинамическая вероятность получения того или иного оксида титана в качестве наиболее вероятного продукта.

Для оксида FeO наименее вероятно образование оксида TiO, наиболее вероятно образование высшего оксида TiO₂ до температуры 2100 К и Ti₄O₇ при температуре более 2100 К.

Для оксида Fe₃O₄ наименее вероятно образование TiO, наиболее вероятно получение высшего оксида TiO₂ до температуры 2130 К и Ti₄O₇ после температуры 2130 К.

Для оксида Fe₂O₃ наименее вероятно образование TiO, наиболее вероятно получение высшего оксида TiO₂ до температуры 2600 К и Ti₄O₇ после рассматриваемой температуры.

Для оксида MnO наименее вероятно образование TiO₂, наиболее вероятно получение оксида Ti₂O₃ до температуры 2120 К и после этой температуры – соединение Ti₃O₅.

Для оксида SiO₂ наименее вероятно образование TiO₂, наиболее вероятно получение оксида TiO до температуры 2600 К и после этой температуры Ti₃O₅.

Для оксида Cr₂O₃ наименее вероятно образование TiO, наиболее вероятно получение оксида Ti₃O₅.

Для оксида Al₂O₃ наименее вероятно образование высшего оксида TiO₂, наиболее вероятно получение оксида TiO.

Для оксида CaO наименее вероятно образование TiO, наиболее вероятно получение оксида TiO₂.

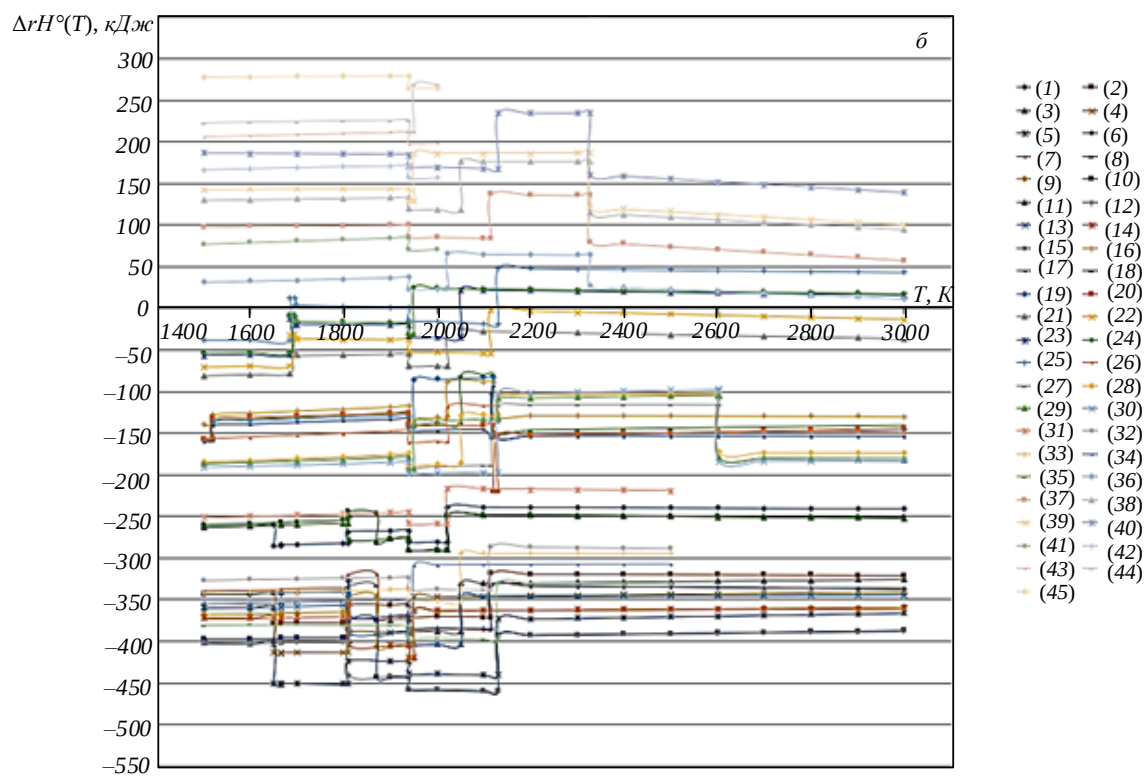
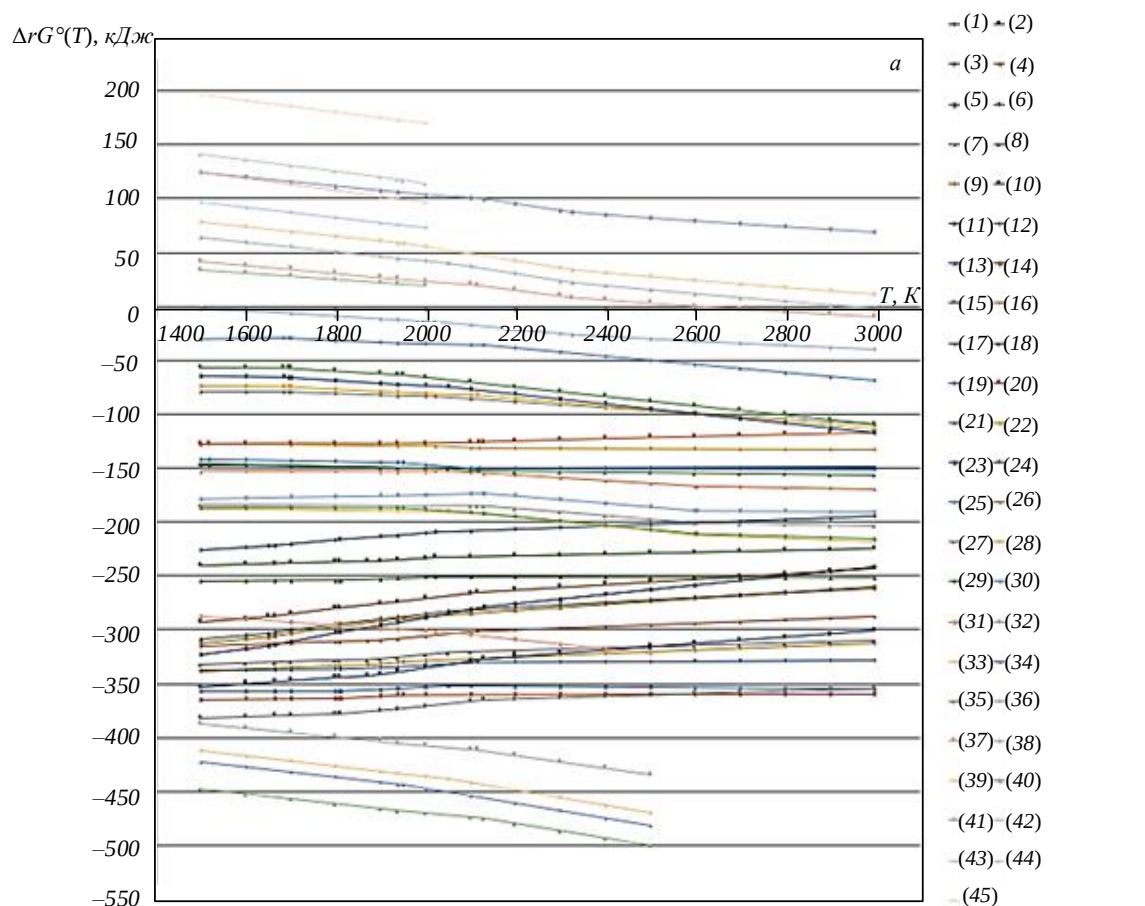
Для оксида MgO наименее вероятно образование TiO₂, наиболее вероятно получение оксида TiO.

Наибольшей вероятностью протекания и, соответственно, наибольшим выделением теплоты отличаются реакции титана с оксидами кальция и железа. Наименьшая вероятность протекания и, соответственно, выделения теплоты наблюдается при восстановлении оксида кремния и алюминия. Реакции с оксидами марганца и хрома занимают промежуточное место. Реакция восстановления оксида магния титаном с образованием TiO становится термодинамически вероятной при температурах выше 2600 К.

Выводы

Проведена оценка термодинамических свойств $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r G^\circ(T)]$ восстановительных реакций оксидов FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃, MnO, SiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃, CaO, MgO с титаном (45 реакций) в системах оксид металла – титан при стандартных условиях с образованием оксидов TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂.

Показано, что наибольшей вероятностью протекания и, соответственно, наибольшим выделением теплоты отличаются реакции титана с



Стандартные энергии Гиббса (а) и энтальпии (б) реакций (1) – (45) в зависимости от температуры
Standard Gibbs energies of reactions (a) and reactions (b) (1) – (45) depending on temperature

оксидами кальция и железа, наименьшая вероятность протекания и, соответственно, выделения теплоты наблюдается при восстановлении оксидов кремния и алюминия. Реакции с оксидами марганца и хрома занимают промежуточное место. Реакция восстановления оксида магния титаном с образованием соединения TiO становится термодинамически вероятной при температурах выше 2600 К.

Расчет термодинамических свойств реакций показал, что использование титана в качестве восстановителя при электродуговой наплавке порошковой проволокой вполне приемлемо.

Определена термодинамическая вероятность образования оксидов титана TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂, образующихся при взаимодействии титана и соединений FeO, Fe₃O₄, Fe₂O₃, MnO, SiO₂, Cr₂O₃, Al₂O₃, CaO, MgO.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zahmatkesh B., Enayati M.H. A novel approach for development of surface nanocomposite by friction stir processing. *Materials Science and Engineering A*. 2010;527:6734–40. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.024>
2. Morisada Y, Fujii H, Mizuno T, Abe G, Nagaoka T, Fukusumi M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing. *Surface and Coatings Technology*. 2010;204:2459–64. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.01.021>
3. Klimpel A., Lisiecki D., Janicki D., Dobrzański L.A. The study of properties of Ni-WC wires surfaced deposits. In: *Proceedings of 13th international scientific conference on achievements on mechanical and material engineering*. 16-19 may 2005:299–302.
4. Patricio F. Mendez, Nairn Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood / welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*. 2014;16(1):4–25. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.06.011>
5. Badisch E., Kirchgabner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. *Surface and Coatings Technology*. 2008;202:6016–6022.
6. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrase deposits against abrasion. *Welding International*. 2009;23:706–716. <https://doi.org/10.1080/09507110902843248>
7. Klimpel A., Dobrzański L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005;164–165:1056–1061. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.242>
8. Kirchgabner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008;265:772–779. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004>
9. Chang C.M., Chen Y.C., Wu W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. *Tribology International*. 2010;43:929–934. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2009.12.045>
10. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surface and Coatings Technology*. 2009;203:3638–3646. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.05.051>
11. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007;263:99–110. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.053>
12. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Welding Journal*. 2010;89:133–9.
13. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;505:598–603. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2010.06.084>
14. Mendez P. Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays. In: *Weld overlay for wear protection*. Edmonton: Canadian Welding Association; 2013.
15. Osetkovskiy I.V., Kozyrev N.A., Kryukov R.E. Studying the Influence of Tungsten and Chromium Additives in Flux Cored Wire System Fe–C–Si–Mn–Mo–Ni–V–Co on Surfaced Metal Properties. *Materials Science Forum*. 2017; 906:107–113.
16. Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Kryukov R.E., Titov D.A., Shurupov V. M. New materials for welding and surfacing. *Iop Conference Series: Materials Science And Engineering*. 2016;150:012031. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/150/1/012031>
17. Gusev A.I., Kozyrev N.A., Usoltsev A.A., Kryukov R.E., Osetkovskiy I.V. Study of the properties of flux cored wire of Fe–C–Si–Mn–Cr–Mo–Ni–V–Co system for the strengthening of nodes and parts of equipment used in the mineral mining. *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 2017;84:012018. <http://dx.doi.org/10.1088/1755-1315/84/1/012018>
18. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. *Тугоплавкие соединения*. Москва: Металлургия, 1976:560.
19. Пацекин В.П., Рахимов К.З. *Производство порошковой проволоки*. Москва: Металлургия, 1979:80.
20. Патон Б.Е. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением*. Москва: Металлургия, 1974:768.

21. Choi, J.H., Lee J., Yoo C.D. Dynamic force balance model fore metal transfer analysis in arcwelding. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2001;34:2658–2664. <http://dx.doi.org/10.1088/0022-3727/34/17/313>
 22. Lu F., Wang H.P., Murphy A.B., Carlson B.E. Analysis of energy flow in gas metal arc welding processes through self-consistent three-dimensional process simulation. Carlson. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2014;68:215–223. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2013.09.021>
 23. Tashiro S., Zeniya T., Murphy A.B., Tanaka M. Visualization of fume formation process in arc welding with numerical simulation. *Surface & Coatings Technology*. 2013;228:301–305.
 24. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ресурс]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Donald, A.N. Syvernd. URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf>. (accessed: 20.10.2023).
 25. Глушко В.П., Гурвич Л.В. и др. *Термодинамические свойства индивидуальных веществ*. Т. 1. Кн. 1. Москва: Наука, 1978:22.
 26. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Т. 5, 6 / Под ред. В.С. Иориша. [Электронный ресурс]. URL: <http://www.chem.msu.ru/rus/tsiv/>. (дата обращения: 20.10.2023).
- ### REFERENCES
1. Zahmatkesh B., Enayati M.H. A novel approach for development of surface nanocomposite by friction stir processing. *Materials Science and Engineering A*. 2010;527:6734–40. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.024>
 2. Morisada Y, Fujii H, Mizuno T, Abe G, Nagaoka T, Fukusumi M. Modification of thermally sprayed cemented carbide layer by friction stir processing. *Surface and Coatings Technology*. 2010;204:2459–64. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.01.021>
 3. Klimpel A., Lisiecki D., Janicki D., Dobrzański L.A. The study of properties of Ni–WC wires surfaced deposits. In: *Proceedings of 13th international scientific conference on achievements on mechanical and material engineering*. 16-19 may 2005:299–302.
 4. Patricio F. Mendez, Naim Barnes, Kurtis Bell, Steven D. Borle, Satya S. Gajapathi, Stuart D. Guest, Hossein Izadi, Ata Kamyabi Gol, Gentry Wood / welding processes for wear resistant overlays. *Journal of Manufacturing Processes*. 2014;16(1):4–25. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.06.011>
 5. Badisch E., Kirchgabner M. Influence of welding parameters on microstructure and wear behaviour of a typical NiCrBSi hardfacing alloy reinforced with tungsten carbide. *Surface and Coatings Technology*. 2008;202:6016–6022.
 6. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrase deposits against abrasion. *Welding International*. 2009;23:706–716. <https://doi.org/10.1080/09507110902843248>
 7. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *Journal of Materials Processing Technology*. 2005;164-165:1056–1061. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.242>
 8. Kirchgabner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear*. 2008;265:772–779. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2008.01.004>
 9. Chang C–M, Chen Y–C, Wu W. Microstructural and abrasive characteristics of high carbon Fe–Cr–C hardfacing alloy. *Tribology International*. 2010;43:929–934. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2009.12.045>
 10. Buchanan V.E. Solidification and microstructural characterization of iron–chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. *Surface and Coatings Technology*. 2009;203:3638–3646. <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2009.05.051>
 11. Buchanan V.E., Shipway P.H., McCartney D.G. Microstructure and abrasive wear behaviour of shielded metal arc welding hardfacings used in the sugarcane industry. *Wear*. 2007;263:99–110. <http://dx.doi.org/10.1016/j.wear.2006.12.053>
 12. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Welding Journal*. 2010;89:133–9.
 13. Azimi G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010;505:598–603. <https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2010.06.084>
 14. Mendez P. Modern technologies for the deposition of wear-resistant overlays. In: *Weld overlay for wear protection* \ Edmonton: Canadian Welding Association; \ 2013.
 15. Osetkovskiy I.V., Kozyrev N.A., Kryukov R.E. Studying the Influence of Tungsten and Chromium Additives in Flux Cored Wire System Fe–C–Si–Mn–Mo–Ni–V–Co on Surfaced Metal Properties. *Materials Science Forum*. 2017; 906:107–113.
 16. Kozyrev N.A., Galevsky G.V., Kryukov R.E., Titov D.A., Shurupov V. M. New materials for welding and surfacing. *Iop Conference Series: Materials Science And Engineering*. 2016;150:012031. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/150/1/012031>
 17. Gusev A. I., Kozyrev N. A., Usoltsev A. A., Kryukov R. E., Osetkovsky I. V. Study of the properties of flux cored wire of Fe–C–Si–Mn –Cr–Mo–Ni–V–Co system for the strengthening of nodes and parts of equipment used in the mineral mining. *IOP Conference Series: Earth and Envi-*

- ronmental Science. 2017; 84:012018. <http://dx.doi.org/10.1088/1755-1315/84/1/012018>
18. Samsonov G.V., Vinnitskii I.M. *Refractory compounds*. Moscow: Metallurgiya, 1976:560. (In Russ.).
 19. Patsekin V.P., Rakhimov K.Z. *Production of powder wire*. Moscow: Metallurgiya, 1979:80. (In Russ.).
 20. Paton B.E. *Technology of electric welding of metals and alloys by melting*. Moscow: Metallurgiya, 1974:768. (In Russ.).
 21. Choi, J.H., Lee J., Yoo C.D. Dynamic force balance model for metal transfer analysis in arcwelding. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2001;34:2658–2664. <http://dx.doi.org/10.1088/0022-3727/34/17/313>
 22. Lu F., Wang H. P., Murphy A. B., Carlson B. E. Analysis of energy flow in gas metal arc welding processes through self-consistent three-dimensional process simulation. Carlson. *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2014;68:215–223. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2013.09.021>
 23. Tashiro S., Zeniya T, Murphy A. B., Tanaka M. Visualization of fume formation process in arc welding with numerical simulation. *Surface & Coatings Technology*. 2013;228:301–305.
 24. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Electronic resource]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, Jr., C.A. Davies, J.R. Dawney, Jr., D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, and A.N. Syvernd. URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf>. (accessed: 20.10.2023).
 25. Glushko V.P., Gurvich L.V. et al *Thermodynamic properties of individual substances. T. 1. Ch. 1*. Moscow: Nauka, 1978:22.
 26. *Thermodynamic properties of individual substances*. Vol. 5, 6. Iorish V.S. [Electronic resource]. URL: <http://www.chem.msu.ru/rus/tsiv/>. (accessed: 20.10.2023).

Сведения об авторах

Роман Евгеньевич Крюков, д.т.н., профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: rek_nzrmk@mail.ru

ORCID: 0000-0002-3394-7941

Юлия Владимировна Бендре, к.х.н., доцент кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: bendre@list.ru

Николай Анатольевич Козырев, д.т.н., заместитель директора научного центра металлургических технологий, Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина

E-mail: n.kozyrev@chermet.net

ORCID: 0000-0002-7391-6816

Антон Андреевич Сычев, соискатель, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: nvkz.m1@gmail.com

Андрей Владимирович Жуков, аспирант кафедры металлургии черных металлов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: Svarka42@mail.ru

Information about the authors

Roman E. Kryukov, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

E-mail: rek_nzrmk@mail.ru

ORCID: 0000-0002-3394-7941

Yuliya V. Bendre, PhD, Associate Prof. of the Chair of Metallurgy of Non-Ferrous Metals and Chemical Technology, Siberian State Industrial University

ORCID:

E-mail: bendre@list.ru

Nikolai A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Deputy Director of the Scientific Center for Metallurgical Technologies, I.P. Bardin Central Research Institute of Ferrous Metallurgy

E-mail: n.kozyrev@chermet.net

ORCID: 0000-0002-7391-6816

Anton A. Sychev, applicant, Siberian State Industrial University

E-mail: nvkz.m1@gmail.com

Andrei V. Zhukov, Postgraduate of the Chair of Ferrous Metallurgy, Siberian State Industrial University

E-mail: Svarka42@mail.ru

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

Поступила в редакцию 20.10.2023

После доработки 27.10.2023

Принята к публикации 30.10.2023

Received 20.10.2023

Revised 27.10.2023

Accepted 30.10.2023

Оригинальная статья

УДК 67.017

DOI: 0.57070/2304-4497-2023-4(46)-64-78

**ПРОЦЕСС ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА:
ВЛИЯНИЕ МОЩНОСТИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОСТРУКТУРУ
И МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ**

© 2023 г. А. В. Балякин

Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московский шоссе, ул. 34)

Аннотация. Изучены микроструктура и механические свойства при растяжении образцов из жаропрочного сплава на никелевой основе, полученных с использованием процесса прямого подвода энергии и материала (LP-DED). Мощность лазерного излучения варьировали от 1200 до 2000 Вт. Было отмечено, что низкая мощность лазера может привести к более высоким скорости охлаждения и дефектности в микроструктуре образцов. Мощность излучения 2000 Вт привела к получению самых высоких механических свойств при растяжении. Было исследовано влияние термической обработки на микроструктуру, твердость и свойства при растяжении. При исследовании образцов после разрушения обнаружено, что в изломах образцов, полученных при мощности 1400 – 1800 Вт, присутствуют дефекты в виде непроплавов и трещин. В изломах образцов, изготовленных при мощности лазера 1200 и 1600 Вт, присутствуют не расплавившиеся частицы порошка. На поверхностях излома всех образцов присутствовали ямки и классическая форма чашечки и конуса, указывающие на вязкий механизм разрушения. Было обнаружено, что термическая обработка может полностью гомогенизировать микроструктуру, привести к относительно однородным, равноосным зернам и увеличить твердость материала. Термическая обработка снижает анизотропию свойств, приводит к повышению уровня свойств на растяжение при разной мощности лазера. Исследование предоставляет первоначальную основу, чтобы помочь конструкторам и специалистам с выбором мощности лазера, а также понимать его воздействие на жаропрочный сплав, влияние на микроструктуру и механические свойства при комнатной температуре.

Ключевые слова: процесс прямого подвода энергии и материала, сплав ЭП648, мощность лазерного излучения, механические свойства при растяжении, термическая обработка, микроструктура, твердость

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках реализации комплексного проекта по созданию высокотехнологичного производства по теме «Организация высокотехнологичного производства индустриальных ГТД с интеллектуальной системой конструкторско-технологической подготовки для повышения функциональных характеристик» (Соглашение о предоставлении гранта № 075-11-2021-042 от 24.06.2021 г.)

Для цитирования: Балякин А.В. Процесс прямого лазерного выращивания жаропрочного сплава: влияние мощности и термической обработки на микроструктуру и механические характеристики. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):64–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-64-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-64-78)

Original article

**PROCESS OF DIRECT LASER GROWTH OF HEAT-RESISTANT ALLOY: INFLUENCE
OF POWER AND HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL
CHARACTERISTICS**

© 2023 A. V. Balyakin

Abstract. The microstructure and tensile mechanical properties of samples made of a heat-resistant nickel-based alloy obtained using the direct energy and material supply (LP-DED) process have been studied. The power of the laser radiation varied from 1200 to 2000 watts. It was noted that low laser power can lead to higher cooling rates and defects in the microstructure of the samples. The radiation power of 2000 W resulted in the highest mechanical properties under tension. The effect of heat treatment on microstructure, hardness and tensile properties was investigated. When examining the samples after destruction, it was found that defects in the form of non-melts and cracks are present in the fractures of the samples obtained at a power of 1400 - 1800 watts. In the fractures of the samples made at a laser power of 1200 and 1600 W, there are non-molten powder particles. On the fracture surfaces of all samples, pits and the classic shape of a cup and cone were present, indicating a viscous fracture mechanism. It was found that heat treatment can completely homogenize the microstructure, lead to relatively homogeneous, equiaxed grains and increase the hardness of the material. Heat treatment reduces the anisotropy of properties, leads to an increase in the level of tensile properties at different laser power. The study provides an initial basis to help designers and specialists with the choice of laser power, as well as to understand its effect on a heat-resistant alloy, its effect on microstructure and mechanical properties at room temperature.

Keywords: direct energy and material supply process, EP648 alloy, laser radiation power, mechanical properties in tension, heat treatment, microstructure, hardness

Financing: The work was carried out with the financial support of the Ministry of Education and Science of Russia within the framework of implementation of the complex project on creation of high-tech production on the theme "Organization of high-tech production of industrial GTD with an intelligent system of design and technological preparation to improve functional characteristics" (Grant Agreement no. 075-11-2021-042 dated 24.06.2021).

For citation: Balyakin A.V. Process of direct laser growth of heat-resistant alloy: influence of power and heat treatment on microstructure and mechanical characteristics. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):64–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-64-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-64-78)

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы совершенствовались в течение достаточно продолжительного времени, что обусловлено постоянно повышающимися требованиями к эксплуатационным характеристикам материалов, а также развитием технологий металлургического производства. Развитие жаропрочных никелевых сплавов началось с деформируемых сплавов и разработки в 1940-х гг. дисперсионно-твердеющих сплавов Nimonic 80 в Англии и ЭИ437 в СССР. Необходимость увеличения жаропрочности привела к повышению легирования и, как следствие, к снижению деформируемости сплавов. Эту проблему удалось решить в 1950-х гг. с появлением литейных сплавов и развитием технологии литья по выплавляемым моделям. В 1960-х гг. получила развитие технология направленной кристаллизации и монокристаллического литья [1 – 3]. Каждая из перечисленных технологий оказывает существенное влияние на структуру материала, которая определяет механические свойства сплавов. Зная особенности формирования структуры при протекании технологического процесса, можно корректировать химический состав материала таким образом, чтобы нивелировать недостатки и усилить преимущества той или иной технологии. В настоя-

щее время применяют все перечисленные технологии, так как у каждой из них есть свои преимущества, определяющие целесообразность применения при изготовлении конкретной детали. Для каждой технологии специально разработаны никелевые сплавы, позволяющие повысить их эксплуатационные свойства.

Широкое распространение при производстве изделий в последнее десятилетие получают аддитивные технологии. Для получения заготовок деталей сложной геометрической формы из жаропрочных никелевых сплавов применяют селективное лазерное сплавление (СЛС) [4 – 6] и процесс прямого подвода энергии и материала LP-DED (в России известный как прямое лазерное выращивание (ПЛВ)) [7 – 9]. Однако в настоящее время для СЛС и ПЛВ применяются сплавы, изначально разработанные для других технологических процессов.

Из работ [10 – 12] следует, что предел прочности и текучести, а также удлинения и сужения образцов из сплава ЭП648, полученных методом СЛС после горячего изостатического прессования (ГИП) и термической обработки, существенно превосходят аналогичные свойства материала, полученного по технологии литья с последующей термической обработкой.

Т а б л и ц а 1

Химический анализ металлического порошка жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648 (ХН50ВМТЮБ)**Table 1. Chemical analysis of metal powder of heat-resistant nickel-based alloy EP648 (CHN50VMTUB)**

Показатель	Значение показателя для химического элемента										
	Mn	Cr	Si	Ni	Fe	Al	B	Ti	Mo	Nb	Ce
Массовая доля элементов, %	0,16	33,2	0,001	61,7	0,2	0,73	0,00	0,94	2,87	0,71	0,02
Нормативное значение, % (по массе)	≤ 0,5	32,0 – 35,0	≤ 0,4	Основа	≤ 4	0,5 – 1,1	≤ 0,008	0,5 – 1,1	2,3 – 3,3	0,5 – 1,1	≤ 0,03

Механические свойства определяются структурно-фазовым состоянием материала. В качестве материала для исследования выбран жаропрочный никелевый деформируемый сплав с высокой жаростойкостью марки ЭП648 (ХН50ВМТЮБ). Сплав ЭП648 был адаптирован для процессов аддитивного производства (СЛС и ПЛВ), с целью быстрого изготовления геометрически сложных компонентов по сниженной стоимости и времени получения заготовки по сравнению с традиционными методами [6, 7, 9 – 12].

Однако возможность варьирования мощности лазерного излучения в широком диапазоне приводит к изменению размера и геометрии ванны расплава. Такое воздействие вызывает значительные изменения в термической истории заготовки, получаемой методом ПЛВ, что неизбежно может повлиять на их микроструктуру и механические свойства [13 – 15]. Поэтому важно понимать влияние мощности лазерного излучения для облегчения проектирования технологического процесса и изготовления заготовок методом ПЛВ [16 – 18]. Кроме того, высокие скорости охлаждения в процессе ПЛВ могут привести к образованию сильно текстурированной, дендритной микроструктуры (с дендритами, ориентированными перпендикулярно границам ванны расплава) и объемных дефектов, потенциально приводящие к анизотропному поведению материала, недостаточной пластичности. Если дендритную микроструктуру, полученную в процессе ПЛВ, можно удалить с помощью термической обработки (ТО) [19, 20], то объемные дефекты трудно удалить с помощью последующей обработки. Таким образом, в настоящей работе исследуется влияние мощности лазерно-

го излучения и термической обработки, включающей несколько стадий, на микроструктуру, твердость и свойства при растяжении образцов из сплава ЭП648, полученных по технологии ПЛВ лазером разной мощности (1200, 1400, 1600, 1800, и 2000 Вт), для выбора наиболее подходящего режима сплавления и последующей ТО.

Методы и принципы исследования

Образцы были получены из металлопорошковой композиции (МПК) жаропрочного сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), материал подложки – сталь марки Ст3. Химический состав порошка представлен в табл. 1, 2, внешний вид представлен на рис. 1. Отбор проб проведен в соответствии с ГОСТ 23148 – 98. Химический состав МПК жаропрочного сплава на никелевой основе ЭП648 (изготовитель АО «Опытный завод «Микрон») соответствует требованиям ТУ 14-1-1072 – 74. Определение размеров частиц проведено в соответствии с ГОСТ 23402 – 78, формы частиц – в соответствии с ГОСТ 25849 – 83, описание дефектов – в соответствии с ГОСТ Р 58418 – 2019. Исследование микроструктуры порошка проводили на электронном растровом микроскопе TESCAN VEGA. Форма частиц в основном сферическая (табл. 3), на поверхности частиц сателлиты не обнаружены (рис. 1). Технология получения МПК – плазменное распыление металла в непрерывно контролируемой среде инертных газов. Металлопорошковую композицию разделяли на фракции методом сухого отсева (табл. 4) и упаковывали в среде защитного газа, что позволяет сохранить свойства порошков в

Т а б л и ц а 2

Химические элементы порошка ЭП648 (ХН50ВМТЮБ), рассчитанные с использованием методик аналитической химии**Table 2. Chemical elements of EP648 (CHN50VMTUB) powder calculated using analytical chemistry techniques**

Показатель	Значение показателя для химических элементов			
	C	S	P	W
Массовая доля элементов, %	0,0096	0,003	0,004	4,80
Нормативное значение, %	≤ 0,1	≤ 0,01	≤ 0,015	4,3 – 5,3

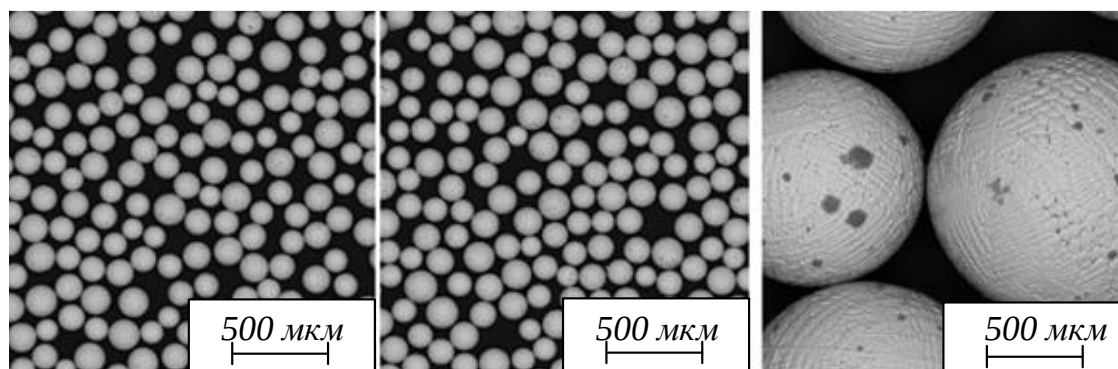


Рис. 1. Общий вид поверхности частиц
Fig. 1. General view of the particle surface

течение всего периода хранения. На основании анализа МПК было установлено, что во всех частицах наблюдается равномерное распределение фазовых составляющих, поры в микроструктуре и на поверхности отсутствуют. Текучесть МПК ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) определяли с использованием калиброванной воронки (прибора Холла) по ГОСТ 20899 – 98, которая составляет 16,4 г/с. Насыпную плотность (4,9 г/см³) определяли по ГОСТ 19440 – 94.

Образцы размером 130×20×130 мм были выращены на установке ПЛВ ИЛИСТ L (производства ИЛИСТ, г. Санкт-Петербург). Мощность лазерного излучения составляла 1200, 1400, 1600, 1800 и 2000 Вт. При каждой мощности было выращено по три образца в долевом и поперечном направлениях относительно направления выращивания, остальные фиксированные параметры процесса приведены в табл. 5.

Из выращенных образцов отрезали заготовки для структурных исследований размером 30×20×30 мм. Для контроля механических свойств изготавливали по три образца в долевом и поперечном направлении относительно

направления выращивания по ГОСТ 1497 – 84 (тип III, образца 7) для каждого режима. При изготовлении образцов резку проводили с использованием смазывающе-охлаждающей жидкости во избежание перегрева и прижогов материала. Термическую обработку проводили по следующему режиму: закалка на воздухе при температуре 1180 ± 10 °С в течение 4 ч и отжиг при 900 ± 10 °С в течение 16 ч. Указанный режим рекомендован для жаропрочного сплава ЭП648 (ВХ4А) и его литейной модификации ВХ4Л [24, 25].

С целью изучения механических свойств, микроструктуры и твердости образцов из жаропрочного сплава ЭП648, полученного методом ПЛВ, согласно режимам, представленных в табл. 5, проводили следующие исследования:

- твердость образцов по Бринеллю ГОСТ 9012 – 59 с использованием стационарного твердомера ТШ-2М;
- макроструктуры, микроструктуры и поверхности изломов образцов на металлографическом инвертированном микроскопе МЕТАМ ЛВ-32;

Таблица 3

Форма частиц МПК ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) по ГОСТ 25849 – 83
Table 3. Particle shape of MPC EP648 (CHN50VMTUB) according to GOST 25849 – 83

Фактическое содержание частиц типовой формы, %		
Сферическая, %	Округлая, %	Угловатая, %
98	2	–
Содержание частиц типовой формы по ГОСТ 25849 – 83, %		
76,1	20,3	3,6

Таблица 4

Размер частиц МПК ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) определенные методом сухого просеивания
Table 4. Particle size of MPC EP648 (CHN50VMTUB) determined by dry sieving method

Основная фракция, мкм	Отклонения от основной фракции, %	
	Плюсовая (более 200 мкм)	Минусовая (менее 73 мкм)
73 – 200	2,5	Отсутствует

Фиксированные параметры процесса в экспериментах
Table 5. Fixed process parameters in the experiments

Технологические параметры	Значение параметра
Скорость, мм/с	25
Диаметр пятна, мм	2,5
Ширина валика, мм	2,5
Смещение по ширине, мм	1,67
Технологическая пауза между слоями, с	40
Чистота кислорода в кабине, ppm	менее 500

– контроль механических свойств образцов согласно ГОСТ 1497 – 84 при помощи системы для усталостных испытаний INSTRON мод 8802 (испытания на растяжение проводили со скоростью деформации 1мм/мин).

Дефекты макро- и микроструктуры (пористость, не проплавленные частички МПК и трещины) оценивали в долевом и поперечном направлениях относительно роста при ПЛВ из одного образца для каждого режима в состоянии до и после термической обработки.

Макроанализ проводили на долевых темплетях, изготовленных по всей высоте образцов, и на поперечных темплетях, изготовленных по среднему сечению относительно высоты образцов со стороны левого бокового торца. Травление макротемплетов проводили в реактиве следующего состава: 500 мл HCl; 24 мл H₂SO₄; 200 г CuSO₄. Результаты макроанализа представлены на рис. 2. Микроанализ проводили на шлифах, изготовленных со стороны верхнего торца образцов. Травление шлифов осуществляли электролитическим способом при комнатной температуре в течение 60 – 90 с в электролите следующего состава: 10 г лимонной кислоты + 10 г хлористого аммония + 1 л воды.

Основные результаты

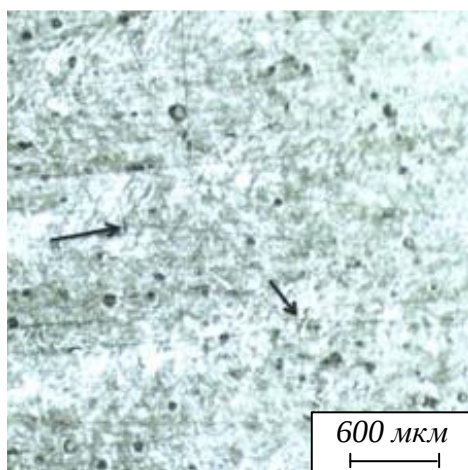
Доли площади микроструктуры, занятой дефектами, были относительно низкими для всех режимов выращивания, что привело к плотности материала выше 99,5 % (рис. 2). Также отмечено, что использование мощности лазерного излучения 2000 Вт приводит к наименьшей доле площади дефектов среди всех используемых в настоящей работе мощностей лазера.

Большинство дефектов представляли собой трещины, непроплавы и поры, захваченные газом, которые являются типичными дефектами технологии ПЛВ. Одной из причин появления трещин являются остаточные напряжения в материале и присутствие в сплавах карбидов. Причинами появления пор в выращенном материале, обычно являются локализованное испарение легирующих элементов, пористость исходного сырья или захват защитного газа [21 – 23].

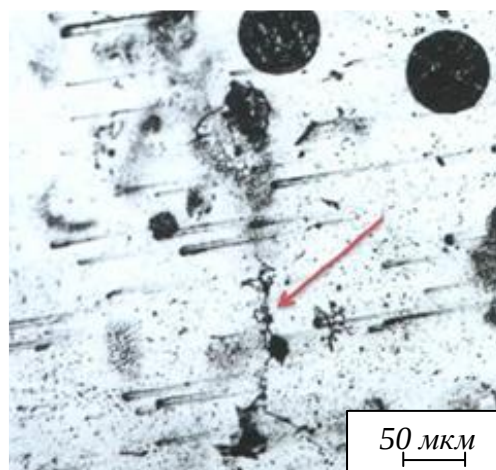
Непроплавленные частички МПК появляются при низкой мощности лазерного излучения, то есть из-за малой объемной плотности энергии, подведенной к МПК, недостаточной для полного расплавления частичек порошкового материала. Непроплавленные частички МПК отсутствовали в образцах, когда мощность лазера была увеличена до 1600 Вт. Изменения макро- и микроструктуры образцов при различной мощности лазера, а также до и после термической обработки были зафиксированы и исследованы. Результаты микроанализа представлены на рис. 2. Хотя макро- и микроструктуру исследовали для каждой мощности лазера, в настоящей работе приведены только те, которые наиболее показательно иллюстрируют характерные дефекты или их отсутствие.

В макроструктуре на всех образцах наблюдается выраженная граница слоев сплавления при ПЛВ (рис. 2). При микроанализе установлено, что на всех образцах трековой структуры не наблюдается. Микроструктура представляет собой зерна γ-твердого раствора + упрочняющие фазы. После термической обработки в макроструктуре образца наблюдаются слабо просматриваемые границы сплавления треков. Анализ микроструктуры показывает, что в образцах после термической обработки формируется разнотернистость, утрачивается слоистая структура, характерная для наплавленных частиц, наблюдаются структуры, характерные для упорядоченных твердых растворов на основе никеля (видно чередование фаз пластинчатой формы).

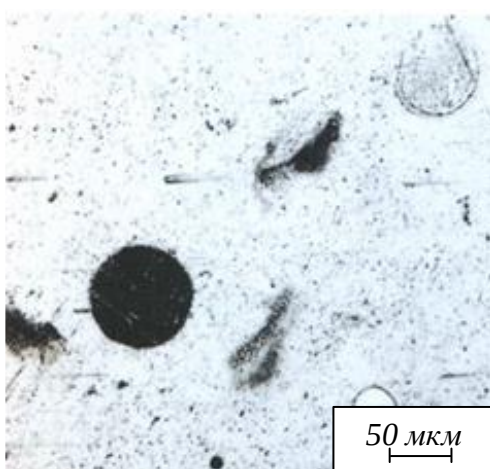
В материале всех образцов обнаружены дефекты (единичные поры, не расплавленные частицы порошка, непроплавы и трещины). В материале образцов, выращенных при мощности лазерного излучения 1200 Вт, обнаружены множественные нерасплавленные частицы порошка размером до 0,2 мм и единичные трещины длиной до 0,7 мм. В образцах, выращенных по режиму 2 (при мощности 1400 Вт), присутствуют поры до 0,3 мм, непроплавы до 0,09×0,25 мм, трещины до 3,0 мм. В образцах, выращенных при мощности 1600 Вт, обнаружены поры до 0,1 мм, непроплавы до 0,05×0,20 мм, трещины до



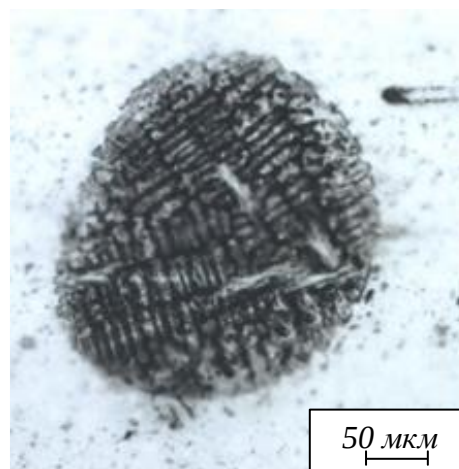
Макроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



Микроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



Микроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



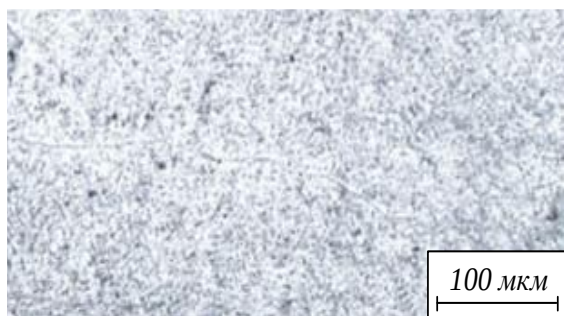
Микроструктура 1200 Вт (поперечный, после ТО)



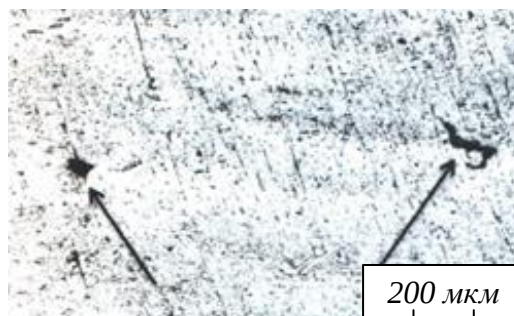
Макроструктура 1400 Вт (долевое направление, без ТО)



Макроструктура 1400 Вт (поперечный, без ТО)



Микроструктура 1400 Вт (долевое направление, после ТО)



Микроструктура 1400 Вт (поперечный, после ТО)

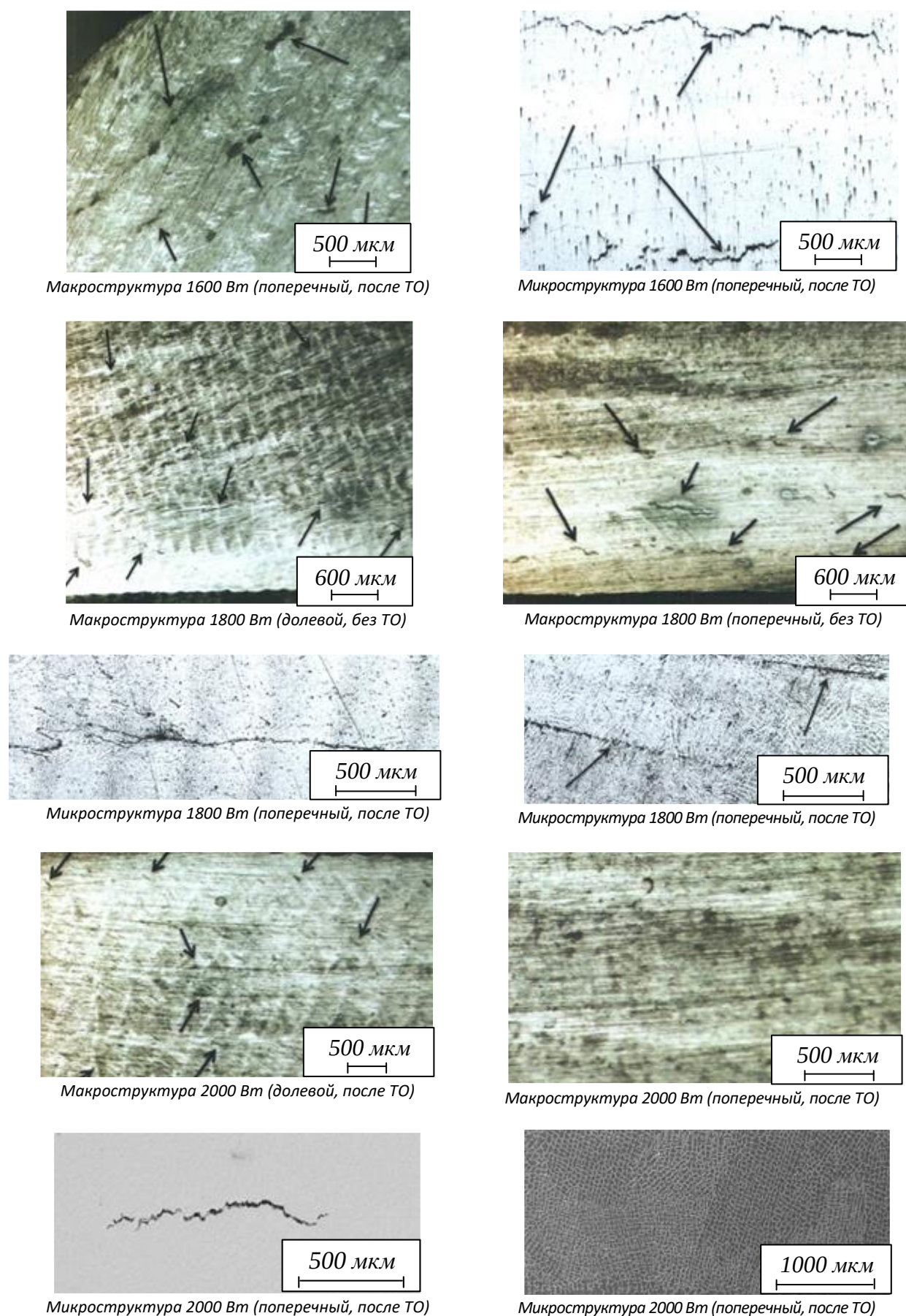


Рис. 2. Изменения макро- и микроструктуры образцов при различной мощности лазера, а также до и после термической обработки
 Fig. 2. Changes in macro and microstructure of samples at different laser power and before and after heat treatment

8,0 мм; при мощности 1800 Вт – поры до 0,1 мм, трещины до 2,5 мм; при мощности лазерного излучения 2000 Вт – трещины до 0,3 мм.

В микроструктуре образцов после термической обработки наблюдаются структуры, характерные для упорядоченных твердых растворов на основе никеля, видно чередование фаз пластинчатой формы. Однако твердость этих образцов по окончании проведенной термической обработки в долевом и поперечном направлении отличаются (различие составляет около 20 %), при этом упорядочивание должно приводить к получению более однородных свойств и повышению прочностных характеристик [20 – 25].

Результаты измерения механических свойств представлены в табл. 6 и рис. 3 – 7. Из рис. 3 видно, что с увеличением мощности лазера от 1200 до 2000 Вт временное сопротивление разрыву и предел текучести образцов изменяются не монотонно. Для образцов с продольным направлением выращивания наблюдается незначительное увеличение временного сопротивления разрыву от 900 до 1000 МПа при увеличении мощности от 1200 до 2000 Вт, с незначительным минимумом при мощности 1600 Вт. Наиболее высокая прочность наблюдается при мощности лазерного излучения около 1800 Вт. Эти же значения мощности приводят к получению высоких показателей относительного удлинения и невысоких значений относительного сужения.

Твердость образцов для мощности 1800 Вт имеет пониженные на 20 – 25 % значения по сравнению с уровнем мощности 1200 – 1600 Вт, но остается на довольно высоком уровне (около 210 – 230 НВ). Наибольшая твердость 285 – 302 НВ достигается после выращивания при мощности и 1200 Вт и термической обработки. Это может объясняться образованием в микроструктуре образцов упрочняющей γ' -фазы и дополнительных некогерентных фаз (γ' -фаза Ni_3Ti , Cr -фаза FeCr и карбидов Me_{23}C_6 и Me_6C) [20]. При этом полученные механические свойства соответствуют сплавам ВХ4Л или ВХ4А только после сплавления при мощности 1200 Вт, а для мощности 1800 Вт соответствуют сплаву ВХ4Л предел прочности и относительное удлинение. Механические свойства образцов после термической обработки представлены в табл. 7.

Проведение ТО приводит к повышению временного сопротивления разрыву в среднем на 10 – 15 % для обоих типов образцов, при этом сам характер зависимости значительно не меняется. Необходимая прочность, определяемая ВИАМ для сплава ВХ4, не достигается только для образцов, выращенных при мощности 1400 Вт (рис. 3).

Термическая обработка также позволяет повысить предел текучести (рис. 4) обоих типов

образцов, при этом для поперечных образцов наблюдается практически монотонный рост предела текучести после ТО с ростом мощности лазера. Для долевых образцов наблюдается максимум значений при мощности 1400 Вт, с последующим снижением при мощности 1600 и 1800 Вт, далее наблюдается повышение предела текучести при мощности лазера 2000 Вт.

Относительное удлинение (рис. 5) после термической обработки поперечных образцов снижается в среднем на 20 – 30 % относительно состояния без ТО для всех значений мощности лазера, а для продольных образцов снижение относительного удлинения после термической обработки наблюдается при мощности свыше 1400 Вт, в то время как для образцов без термической обработки это снижение наблюдалось с увеличением мощности свыше 1200 Вт. Относительное сужение образцов после ТО снижается для всех типов образцов, характер зависимости по сравнению с образцами без термической обработки не меняется (рис. 6).

Проведение термической обработки приводит к повышению твердости в среднем на 30 % по сравнению с образцами без обработки, с увеличением мощности лазера от 1200 до 2000 Вт твердость снижается в среднем на 15 %, при этом значения получили выше, чем для сплава ВХ4А (рис. 7).

При исследовании изломов образцов (рис. 8), установлено, что в образцах, полученных при мощности 1400 – 1800 Вт, наблюдаются дефекты в виде непроплавов и трещин, в изломах образцов (режим 1 и 3) – не расплавившиеся частицы металлического порошка. На поверхностях излома всех образцов присутствовали ямки и классическая форма чашечки и конуса, указывающие на вязкий механизм разрушения. С увеличением мощности лазера до 1400 Вт на поверхности излома наблюдается крупные непроплавы. Во всех образцах доминирующим механизмом разрушения было слияние дефектов, трещин, непроплавов, дефекты структуры способствуют зарождению излома.

Обсуждение

Получение изделий из жаропрочных сплавов методом прямого лазерного выращивания должно приводить к достижению требуемых свойств, связанных со структурой и особенностями нагружения изделий. Для проведения механической обработки, связанной с формированием высокого качества поверхности и низкой шероховатостью, желательно сочетание низкой прочности и твердости материала заготовки. В этой связи благоприятным режимом прямого лазер-

Механические свойства образцов без термической обработки
Table 6. Mechanical properties of samples without heat treatment

Режим обработки	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	HB
1 (1200 Вт)	долевое	862,0	611,0	36,2	37,3	243,0
		851,2	616,8	37,3	38,8	255,0
		864,9	606,0	38,1	44,3	257,0
	среднее значение	859,4	611,3	37,2	40,1	251,7
	поперечное	853,2	596,2	32,4	25,4	256,0
		850,2	596,2	31,5	29,7	237,0
		858,1	609,0	34,7	31,2	236,0
	среднее значение	853,8	600,5	32,9	28,8	243,0
2 (1400 Вт)	долевое	904,2	583,5	26,3	49,8	232,0
		896,3	577,6	25,9	50,0	244,0
		899,3	588,4	26,8	49,9	245,0
	среднее значение	899,9	583,2	26,3	49,9	240,3
	поперечное	625,7	520,7	14,7	19,9	239,0
		627,6	504,1	16,5	20,4	235,0
		626,6	511,9	16,4	21,1	236,0
	среднее значение	626,6	512,2	15,9	20,5	236,7
3 (1600 Вт)	долевое	868,9	526,6	25,2	19,1	223,0
		873,8	547,2	24,6	20,8	234,0
		862,0	536,4	25,3	19,4	234,0
	среднее значение	868,2	536,8	25,0	19,8	230,3
	поперечное	770,8	526,6	24,6	23,2	223,0
		772,8	535,4	28,2	25,2	232,0
		758,1	534,5	22,6	22,1	236,0
	среднее значение	767,2	532,2	25,1	23,5	230,3
4 (1800 Вт)	долевое	937,5	573,7	35,8	23,2	217,0
		936,5	560,0	36,5	24	226,0
		942,4	562,9	35,7	21,7	226,0
	среднее значение	938,8	565,5	36,0	23,0	223,0
	поперечное	826,7	577,6	35,6	30,5	213,0
		822,8	566,8	36,6	29,7	221,0
		814,0	566,8	36,9	29,4	221,0
	среднее значение	821,1	570,4	36,4	29,9	218,3
5 (2000 Вт)	долевое	974,8	599,2	25,1	44,7	203,0
		976,7	607,0	24,9	38,9	208,0
		973,8	608,0	24,8	45,1	208,0
	среднее значение	975,1	604,7	24,9	42,9	206,3
	поперечное	808,1	546,2	39,2	44,8	197,0
		797,3	549,2	38,8	32,9	197,0
		807,1	549,2	41	43,1	199,0
	среднее значение	804,1	548,2	39,7	40,3	197,7
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4Л		784,5 – 882,6	588,4 – 686,5	4,0 – 7,0	4,0 – 7,0	–
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4А		931,6	637,4	25,0	–	25,0

ного выращивания заготовок из сплава ЭП648 является режим с мощностью лазерного излучения 2000 Вт, после которого была получена минимальная твердости. Однако высокая энергия нежелательна из-за значительных энергозатрат в материал и появления трещин, которые являются причиной снижения прочности.

С другой стороны, механическая обработка лезвийным инструментом может проводиться на поверхностях, ориентированных произвольно по отношению к оси выращивания. Анизотропия свойств может оказывать негативное влияние на износ инструмента: на поверхностях с повышенными значениями прочности и твердости сопротивление точению выше по сравнению с

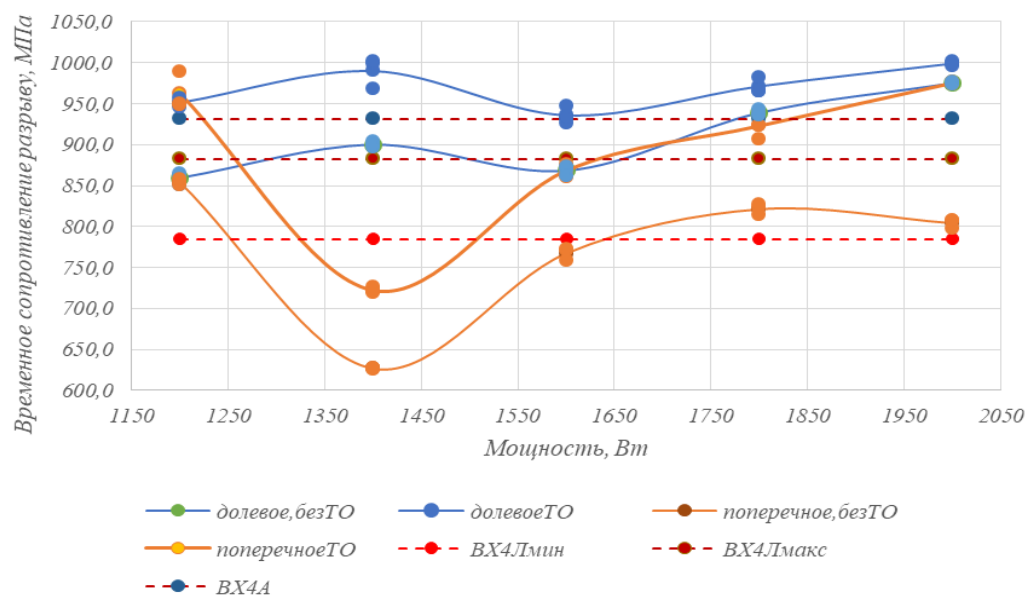


Рис. 3. Влияние мощности лазерного излучения на временное сопротивление разрыву с ТО и без ТО
Fig. 3. Graph of the effect of laser power on the time resistance to rupture with and without TO

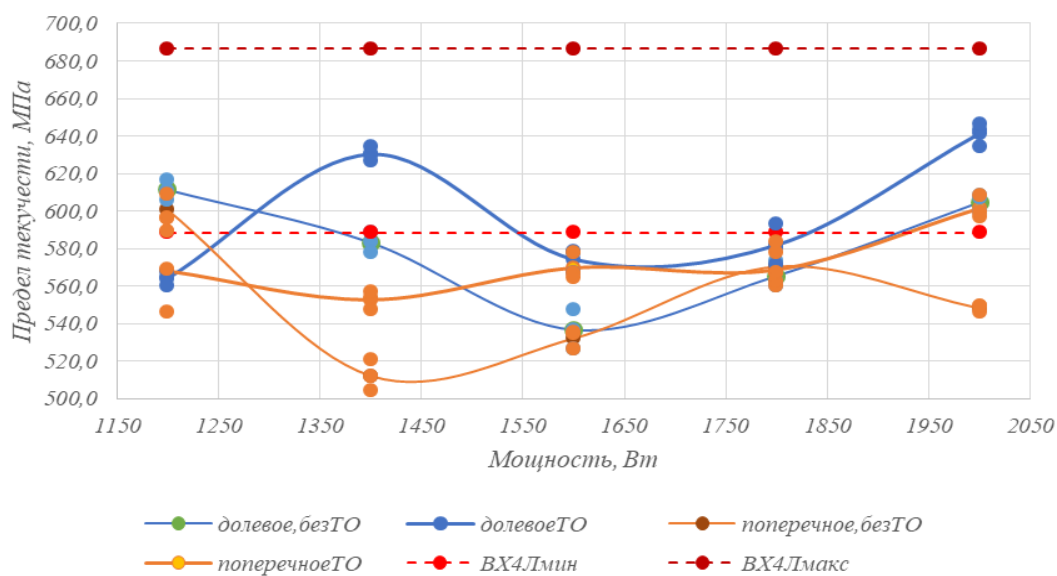


Рис. 4. Влияние мощности лазерного излучения на предел текучести
Fig. 4. Graph of the effect of laser radiation power on yield strength

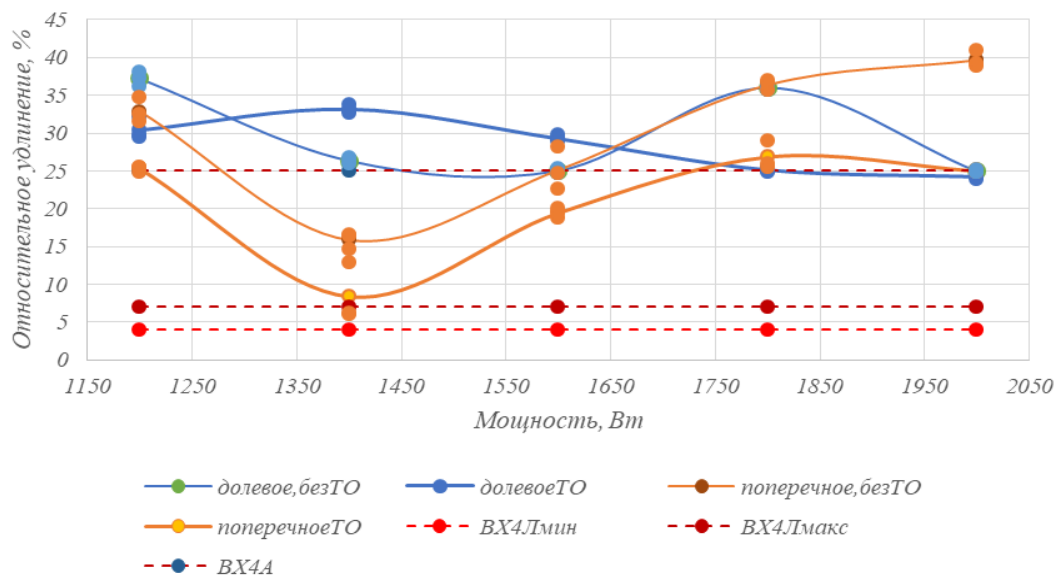


Рис. 5. Влияние мощности лазерного излучения на относительное удлинение
Fig. 5. Graph of the effect of laser power on relative elongation

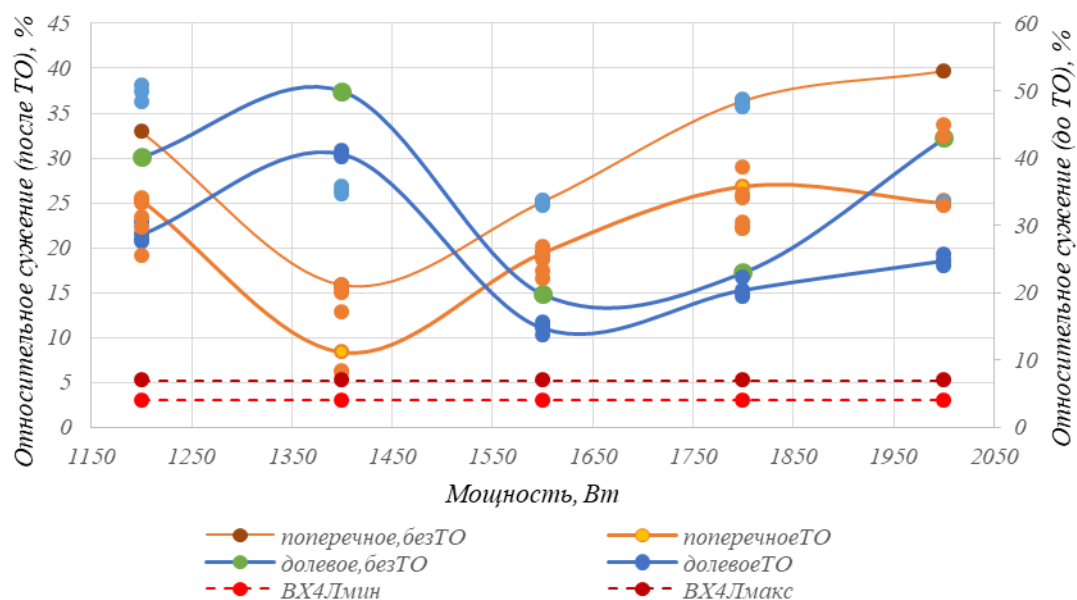


Рис. 6. Влияние мощности лазерного излучения на относительное сужение
Fig. 6. Graph of the effect of laser power on relative contraction

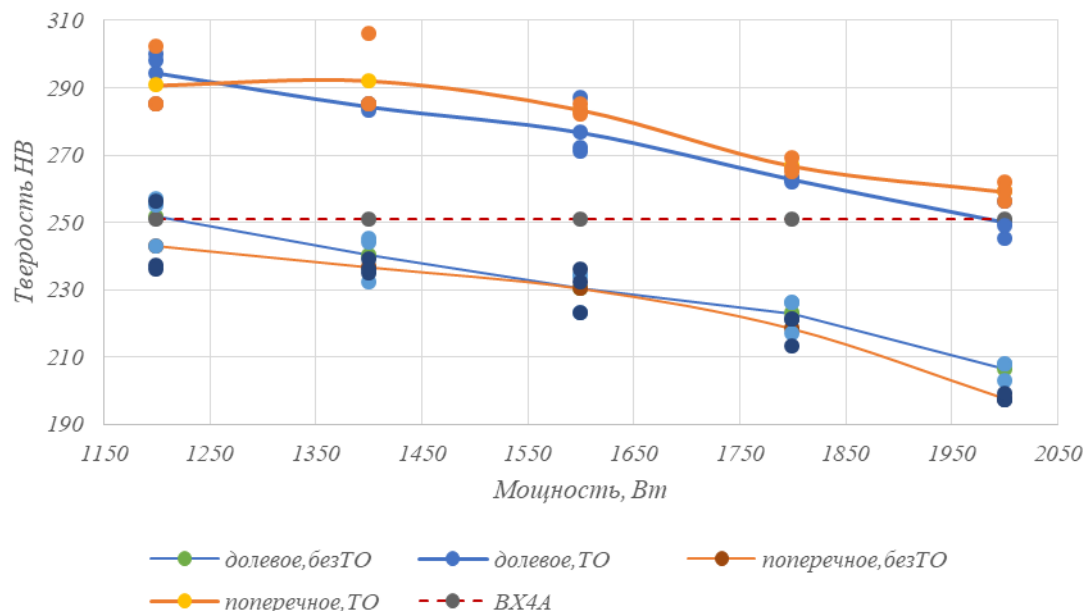


Рис. 7. Влияние мощности лазерного излучения на твердость
Fig. 7. Graph of the effect of laser power on hardness

поверхностями, имеющими низкие показатели твердости и прочности. Увеличение мощности лазерного излучения выше 1600 Вт приводит к росту анизотропии свойств образцов из сплава ЭП648 в термически не обработанном состоянии, поэтому применять указанные мощности нежелательно. Последующая термическая обработка, состоящая из закалки на воздухе и отжига, приводит не только к росту прочности и пластичности образцов, но и к снижению анизотропии образцов. Однако следует помнить, что ТО остается дорогостоящим этапом изготовления деталей, а также вызывает трудности при вы-

полнении этой операции для крупногабаритных и тонкостенных заготовок. Поэтому в случае получения необходимых свойств на этапе выращивания всегда является более предпочтительным.

Выводы

В настоящей работе образцы из сплава ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) были выращены с использованием мощности лазера в диапазоне 1200 – 2000 Вт для оценки влияния на микроструктуру, механические свойства, твердость материала и появление дефектов. Кроме того,

Механические свойства образцов после термообработки
Table 7. Mechanical properties of samples after heat treatment

Режим обработки	Направление вырезки образцов	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %	НВ
1 (1200 Вт)	долевое	957,1	564,9	29,7	27,6	285
		950,3	567,8	29,4	27,9	300
		946,3	560,0	32,1	30,4	298
	<i>среднее значение</i>	951,2	564,2	30,4	28,6	294
	поперечное	948,3	589,4	24,9	15,7	285
		949,3	546,2	25,4	18,8	302
		989,5	568,8	25,5	17,3	285
	<i>среднее значение</i>	962,4	568,1	25,3	17,3	291
2 (1400 Вт)	долевое	999,3	629,6	32,7	41,1	283
		967,9	626,6	33,8	40,4	285
		1002,2	634,5	33,0	40,2	285
	<i>среднее значение</i>	989,8	630,2	33,2	40,6	284
	поперечное	720,8	547,2	6,2	8,6	306
		726,7	554,1	12,8	10,4	285
		718,8	557,0	6,1	9,1	285
	<i>среднее значение</i>	722,1	552,8	8,4	9,4	292
3 (1600 Вт)	долевое	947,3	577,6	29,7	15,6	271
		926,7	578,6	28,9	13,7	272
		933,6	566,8	29,2	14,9	287
	<i>среднее значение</i>	935,9	574,3	29,3	14,7	277
	поперечное	867,9	577,6	20,1	19,7	283
		875,7	566,8	19,5	18,1	282
		861,0	564,9	18,7	17,6	285
	<i>среднее значение</i>	868,2	569,8	19,4	18,5	283
4 (1800 Вт)	долевое	966,0	593,3	25,2	19,7	263
		965,0	580,6	25,4	22,2	263
		982,6	571,7	24,8	19,3	262
	<i>среднее значение</i>	971,2	581,9	25,1	20,4	263
	поперечное	937,5	583,5	29,0	27,0	269
		907,1	560,0	25,5	27,9	266
		923,8	562,9	26,0	26,9	265
	<i>среднее значение</i>	922,8	568,8	26,8	27,3	267
5 (2000 Вт)	долевое	996,4	643,3	24,3	25,6	245
		1001,3	634,5	23,8	24,7	256
		999,3	646,3	24,6	23,9	249
	<i>среднее значение</i>	999,0	641,4	24,2	24,7	251
	поперечное	973,8	599,2	25,2	15,8	262
		976,7	597,2	24,9	15,4	259
		974,8	608,0	24,8	15,3	256
	<i>среднее значение</i>	975,1	601,5	25,0	15,50	259
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4Л		784,5 – 882,6	588,4 – 686,5	4,0 – 7,0	4,0 – 7,0	–
Справочные данные ВИАМ для сплава ВХ4А		931,6	637,4	25,0	–	251

исследовано влияние термической обработки на микроструктуру и механические свойства. На основании экспериментальных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Механические свойства материала образцов при комнатной температуре в долевом и поперечном направлениях относительно роста при ПЛВ соответствуют справочным данным ВИАМ для сплавов

ВХ4А и ВХ4Л, кроме предела текучести и полностью соответствуют нормам ТУ 14-1-3046 – 97 на прутки из сплава ЭП648 (ВХ4А). Наиболее значительное снижение свойств в поперечном направлении относительно роста при ПЛВ получено на образцах после выращивания при мощности лазерного излучения 1400 Вт (не соответствуют справочным данным).

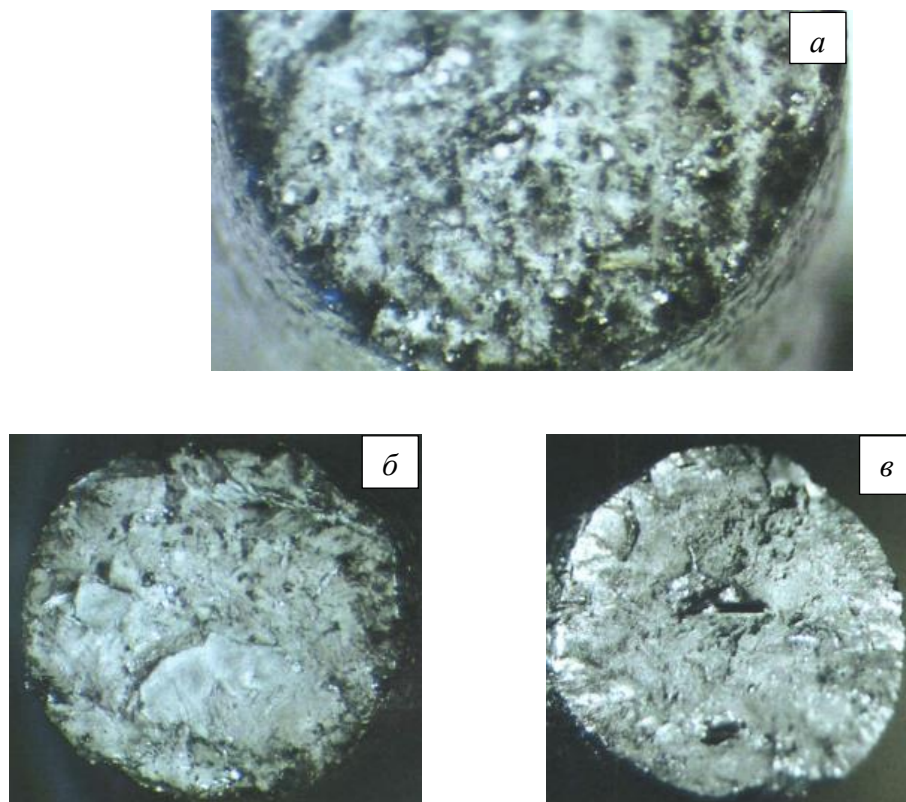


Рис. 8. Изломы разрывных образцов, полученных по режимам 1 (а), 3 (б) и 4 (в)
Fig. 8. Fractures of discontinuous samples obtained by modes 1 (a), 3 (б) and 4 (в)

2. В образцах обнаружены дефекты – единичные поры, непроплавы и большое количество трещин. Наибольшее количество трещин присутствовало в образцах, полученных при мощности лазерного излучения 1400 Вт. Они были более протяженные, по сравнению с образцами, полученными на других режимах, что, в свою очередь, отрицательно сказалось на механических свойствах.

3. Анизотропия свойств присутствует в образцах, полученных при мощности лазерного излучения 1200 – 2000 Вт, сохраняется после ТО. Термическая обработка снижает анизотропию свойств. Наибольшие показатели анизотропии свойств до и после термической обработки получены на образцах, выращенных при мощности 1400 Вт, $\sigma_b = 36\%$, $\sigma_{0,2} = 13\%$, $\delta = 50\%$, $\Psi = 84\%$. Наименьшие показатели анизотропии свойств после термической обработки получены на образцах, выращенных при мощности 2000 Вт.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kubiak K. et al. The unidirectional crystallization of metals and alloys (turbine blades). *Handbook of Crystal Growth*. 2015:413–457.
2. Raza M.H. et al. Grain Selection and Crystal Orientation in Single-Crystal Casting: State of the Art. *Crystal Research and Technology*. 2019;54(2):1800177.
3. Bondarenko Y.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviation*. 2020;2021 (2022):2023.
4. Blakey-Milner B. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008.
5. Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V. Research on the possibility of restoring blades while repairing gas turbine engines parts by selective laser melting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016;140(1):012019.
6. Hosseini E., Popovich V.A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*. 2019;30:100877.
7. Балякин А.В. и др. Применение прямого лазерного сплавления металлических порошков из жаропрочных сплавов в двигателестроении. *Вестник Московского авиационного института*. 2021;28(3):202–217.
8. Балякин А.В., Олейник М.А., Злобин Е.П., Скуратов Д.Л. Обзор гибридного аддитивного производства металлических деталей. *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. 2022;21(2):48–64.
9. Wang H. et al. Review on adaptive control of laser-directed energy deposition. *Optical engineering*. 2020;59(7):070901–070901.
10. Климов В.С., Карягин Д.А., Ерохин П.А. Освоение технологии производства гранул жаропрочного никелевого сплава ЭП648 и

- их применение в аддитивном производстве. *Технология легких сплавов*. 2022;3:49–55.
11. Финогеев Д.Ю., Войко А.В. Влияние процессов селективного лазерного плавления на структуру жаропрочного сплава ЭП648. *Перспективы развития технологий обработки и оборудования в машиностроении*. 2022:203–206.
 12. Евгенов А.Г., Горбовец М.А., Прагер С.М. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления. *Авиационные материалы и технологии*. 2016; S1(43):8–15. <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15>
 13. Xu G. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited 316L/Ti6Al4V functionally graded materials via constant/gradient power. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;839:142870.
 14. Коробейников Д.А., Базалеева К.О., Александрова А.А., Голубничий А.А., Шевердяев М.С., Хватов Д.М. Структурные особенности титанового сплава ВТ6, синтезированного методом прямого лазерного выращивания. В кн.: *XV Международный Семинар «Структурные Основы Модифицирования Материалов» МНТ-XV*. Обнинск. 2019:103.
 15. Zhang B. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited U75V/15–5PH structurally graded material. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;898:163001.
 16. Холопов А.А., Мельникова М.А., Мианджи З. Повышение качества поверхности тонкостенных деталей, изготовленных методом слс. Аддитивные технологии в цифровом производстве. *Металлы, сплавы, композиты*. 2019;1:19–20.
 17. Sadali M.F. et al. Influence of selective laser melting scanning speed parameter on the surface morphology, surface roughness, and micropores for manufactured Ti6Al4V parts. *Journal of materials research*. 2020;35(15):2025–2035.
 18. Dolgun E. et al. The influence of heat treatment on the microstructure of products manufactured by direct laser deposition using titanium alloy Ti–6Al–4V. *Materials Today: Proceedings*. 2020;30:688–693.
 19. Носова Е.А., Балякин А.В., Олейник М.А. Исследование влияния отжига на микроструктуру и твердость сплава ЭП648 после прямого лазерного выращивания: 10.25712/ASTU. 1811-1416.2023. 01.014. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2023;20(1):115–122.
 20. Балякин А.В., Носова Е.А., Олейник М.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства заготовок из жаропрочных никелевых сплавов, полученных по аддитивным технологиям. *Вестник Московского авиационного института*. 2023;30(3):209–219.
 21. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Медведев П.Н., Зайцев Д.В., Рогалев А.М. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении. *Труды ВИАМ*. 2021;8(102):3–11. <http://doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11>
 22. Bozhko S.A. et al. Investigation of the Influence of Thermomechanical Treatment on the Structural-Phase State and Mechanical Properties of a VZh171 Alloy. *Russian Physics Journal*. 2020;62:2306–2313.
 23. Baskov F.A. et al. Structure and properties of ep741np heat-resistant nickel alloy produced by selective laser melting. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62:302–310.
 24. Sanin V.V. et al. Structure and Properties of Heat-Resistant Alloys NiAl–Cr–Co–X (X= La, Mo, Zr, Ta, Re) and Fabrication of Powders for Additive Manufacturing. *Materials*. 2021;14(12):3144.
 25. Римша П.Б., Толоконский А.О. Разработка системы автоматического нагрева и охлаждения при проведении термической обработки дисков газотурбинных двигателей. *Вестник Национального исследовательского ядерного университета МИФИ*. 2021;10(5):448–458. <https://doi.org/10.1134/S2304487X21050084>

REFERENCES

1. Kubiak K. et al. The unidirectional crystallization of metals and alloys (turbine blades). *Handbook of Crystal Growth*. 2015:413–457.
2. Raza M.H. et al. Grain Selection and Crystal Orientation in Single-Crystal Casting: State of the Art. *Crystal Research and Technology*. 2019;54(2):1800177.
3. Bondarenko Y.A. Trends in the development of high-temperature metal materials and technologies in the production of modern aircraft gas turbine engines. *Aviation*. 2020;2021 (2022):2023.
4. Blakey-Milner B. et al. Metal additive manufacturing in aerospace: A review. *Materials & Design*. 2021;209:110008.
5. Smelov V.G., Sotov A.V., Agapovichev A.V. Research on the possibility of restoring blades while repairing gas turbine engines parts by selective laser melting. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2016;140(1):012019.
6. Hosseini E., Popovich V.A. A review of mechanical properties of additively manufactured Inconel 718. *Additive Manufacturing*. 2019;30:100877.
7. Balyakin A.V. et al. The use of direct laser fusion of metal powders from heat-resistant alloys in the engine industry. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*. 2021;28(3):202–217. (In Russ.).
8. Balyakin A.V., Oleinik M.A., Zlobin E.P., Skuratov D.L. Review of hybrid additive manufacturing of

- metal parts. *Vestnik Samar-skogo universiteta. Aerokosmicheskaya tekhnika, tekhnologii i mashino-stroenie*. 2022;21(2):48–64. (In Russ.).
9. Wang H. et al. Review on adaptive control of laser-directed energy deposition. *Optical engineering*. 2020;59(7):070901–070901.
 10. Klimov V.S., Karyagin D.A., Erokhin P.A. Mastering the technology of production of granules of heat-resistant nickel alloy EP648 and their application in additive manufacturing. *Tekhnologiya legkikh splavov*. 2022;3:49–55. (In Russ.).
 11. Finogeev D.Yu., Voiko A.V. The effect of selective laser melting processes on the structure of the heat-resistant alloy EP648. *Perspektivy razvitiya tekhnologii obrabotki i oborudovaniya v mashinostroenii*. 2022:203–206. (In Russ.).
 12. Evgenov A.G., Gorbovets M.A., Prager S.M. Structure and mechanical properties of high-temperature alloys VJ159 and EP648 obtained by selective laser fusion. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2016;S1(43):8–15. (In Russ.). <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2016-0-S1-8-15>
 13. Xu G. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited 316L/Ti6Al4V functionally graded materials via constant/gradient power. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;839:142870.
 14. Korobeinikov D.A., Bazaleeva K.O., Aleksandrova A.A., Golubni-chii A.A., Sheverdyayev M.S., Khvatov D.M. Structural features of titanium-a new VT6 alloy synthesized by direct laser cutting. In: *XV International Seminar "Structural Foundations Of Materials Modification" MNT-XV*. Obninsk. 2019:103. (In Russ.).
 15. Zhang B. et al. Microstructure and mechanical properties of directed energy deposited U75V/15–5PH structurally graded material. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022;898:163001.
 16. Kholopov A.A., Mel'nikova M.A., Miandzhi Z. Improving the surface quality of thin-walled parts made by the SLS method. *Additivnye tekhnologii v tsifrovom proizvodstve. Metally, splavy, kompozity*. 2019;1:19–20. (In Russ.).
 17. Sadali M.F. et al. Influence of selective laser melting scanning speed parameter on the surface morphology, surface roughness, and micropores for manufactured Ti6Al4V parts. *Journal of materials research*. 2020;35(15):2025–2035.
 18. Dolgun E. et al. The influence of heat treatment on the microstructure of products manufactured by direct laser deposition using titanium alloy Ti–6Al–4V. *Materials Today: Proceedings*. 2020;30:688–693.
 19. Nosova E.A., Balyakin A.V., Oleinik M.A. Investigation of the effect of annealing on the microstructure and hardness of EP648 alloy after direct grain cultivation: 10.25712/ASTU. 1811-1416.2023.
 - 01.014. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniya*. 2023;20(1):115–122. (In Russ.).
 20. Balyakin A.V., Nosova E.A., Oleinik M.A. The effect of heat treatment on the structure and properties of blanks made of heat-resistant nickel alloys obtained by additive technologies. *Vestnik Moskovskogo aviatsionnogo instituta*. 2023;30(3):209–219. (In Russ.).
 21. Ospennikova O.G., Naprienko S.A., Medvedev P.N., Zaitsev D.V., Rogalev A.M. Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser fusion. *Trudy VIAM*. 2021;8(102):3–11. (In Russ.). <http://doi.org/10.18577/2307-6046-2021-0-8-3-11>
 22. Bozhko S.A. et al. Investigation of the Influence of Thermomechanical Treatment on the Structural-Phase State and Mechanical Properties of a VZh171 Alloy. *Russian Physics Journal*. 2020;62:2306–2313.
 23. Baskov F.A. et al. Structure and properties of ep741np heat-resistant nickel alloy produced by selective laser melting. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021;62:302–310.
 24. Sanin V.V. et al. Structure and Properties of Heat-Resistant Alloys NiAl–Cr–Co–X (X= La, Mo, Zr, Ta, Re) and Fabrication of Powders for Additive Manufacturing. *Materials*. 2021;14(12):3144.
 25. Rimsha P.B., Tolokonnikov A.O. Development of an automatic heating and cooling system during heat treatment of disks of gas turbine engines. *Vestnik Natsional'nogo issledovatel'skogo yadernogo universiteta MIFI*. 2021;10(5):448–458. (In Russ.). <https://doi.org/10.1134/S2304487X21050084>

Сведения об авторах

Андрей Владимирович Балякин, старший преподаватель кафедры технологий производства двигателей, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева
E-mail: balaykinav@ssau.ru
ORCID: 0000-0002-1558-1034

Information about the authors

Andrei V. Balyakin, senior lecturer, Department of Engine Production Technologies, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev
E-mail: balaykinav@ssau.ru
ORCID: 0000-0002-1558-1034

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

Поступила в редакцию 27.10.2023

После доработки 03.11.2023

Принята к публикации 07.11.2023

Received 27.10.2023

Revised 03.11.2023

Accepted 07.11.2023

Оригинальная статья

УДК 669.58:621.45.038.72

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-79-87

**ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ ФЛЮСА $ZnCl_2-NH_4Cl$ НА ФОРМИРОВАНИЕ
ЦИНКОВОГО ПОКРЫТИЯ**

© 2023 г. О. С. Бондарева¹, О. С. Добычина^{1,2}, В. Г. Пономарев³, Е. Е. Вдовина¹,
Д. И. Лазунина¹

¹Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

²ОАО «Завод Промаш» (Россия, 443022, Самара, Заводское шоссе, 11)

³ООО «Промхимперм» (Россия, 614109, Пермь, ул. А. Ушакова, 36Б)

Аннотация. Основным этапом подготовки поверхности для горячего цинкования является операция флюсования. Погружение изделий во флюс обеспечивает очистку от пленок оксидов и активирует поверхность, обеспечивая связь между основным металлом и цинковым покрытием. Целью настоящей работы является сравнение пяти модификаций наиболее популярного флюсового состава на основе $ZnCl_2$ и NH_4Cl производства ООО «Промхимперм» с импортным образцом производства Испания, а также выявление влияния модифицирующих компонентов составов на качество оцинковки изделий. Образцы погружали в раствор флюса, подогретого до 50 °С, выдерживали в растворе в течение 15 минут, затем сушили. Исследование структуры и элементного анализа образцов флюсов, высушенных на стальной поверхности, изучали на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA SB, равномерность распределения элементов оценивали картированием, проведенным методом энергодисперсионного микроанализа с помощью приставки INCA-act. Для определения смачивающей способности флюсов были проведены измерения краевого угла смачивания по методу «лежащей капли». Смачивание и растекание цинкового расплава по офлюсованной стали оценивали по чистоте отверстий (процинковке) на образцах. Установлено, что все представленные флюсы обладают хорошими смачивающими свойствами. У большинства флюсов выражен «морозный» рисунок кристаллизации хлорида цинка. Все модифицирующие компоненты флюсов (за исключением марганца) распределяются по поверхности равномерно. Визуальная оценка качества цинкового покрытия, формирующегося после флюсования различными составами, показала, что наилучшая процинковка отверстий диаметром 10 мм обеспечивается после флюсов с соотношением основных компонентов: 21 % $ZnCl_2$ – 20 % NH_4Cl . Флюс с более полной сорбцией примесей позволил получить чистое подвесное отверстие диаметром 4 мм.

Ключевые слова: горячее цинкование, флюсование, флюс, смачивание, растекание, краевой угол, цинковое покрытие, картирование

Для цитирования: Бондарева О.С., Добычина О.С., Пономарев В.Г., Вдовина Е.Е., Лазунина Д.И. Влияние модифицирования флюса $ZnCl_2-NH_4Cl$ на формирование цинкового покрытия. Вестник Сибирского государственного индустриального университета. 2023;(4(46)):79–87. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-79-87](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-79-87)

Original article

**INFLUENCE OF FLUX MODIFICATION BASED ON $ZnCl_2-NH_4Cl$ ON THE
FORMATION OF ZINC COATING ON STEEL**

© 2023 O. S. Bondareva¹, O. S. Dobychina^{1,2}, V. G. Ponomarev³, E. E. Vdovina¹,
D. I. Lazunina¹

¹Samara National Research University (34 Moskovskoe route, Samara, 443086, Russian Federation)

²JSC «Plant Prodmash» (11 Zavodskoe route, Samara, 443022, Russian Federation)

³«Promkhimperm LLC» (36B A. Ushakov str., Perm, 614109, Russian Federation)

Abstract. The main stage of surface preparation for hot-dip galvanizing is the fluxing operation. Immersing products in flux removes oxide films and activates the surface, providing a bond between the base metal and the zinc coating.

The purpose of this work is to compare five modifications of the most popular flux composition based on ZnCl_2 and NH_4Cl produced by Promkhimperm with an imported sample produced in Spain, as well as to identify the influence of the modifying components of the compositions on the quality of galvanized products. The samples were immersed in a flux solution heated to 50 °C, kept in the solution for 15 minutes, and then dried. The study of the structure and elemental analysis of flux samples dried on a steel surface was studied on a TESCAN VEGA SB scanning electron microscope, with the uniformity of element distribution assessed by mapping carried out by energy-dispersive microanalysis using the INCA-act attachment. To determine the wetting ability of fluxes, contact angle measurements were carried out using the “seated drop” method. The wetting and spreading of zinc melt over fluxed steel was assessed by the cleanliness of the holes (zinc plating) on the samples. It has been established that all presented fluxes have good surface wetting properties. Most fluxes have a frosty crystallization pattern of zinc chloride. All modifying components of fluxes, with the exception of manganese, are distributed evenly over the surface. A visual assessment of the quality of the zinc coating formed after fluxing with various compositions showed that the best galvanization of holes with a diameter of 10 mm is provided after fluxes with the ratio of the main components: 21 % ZnCl_2 – 20 % NH_4Cl . A flux with more complete sorption of impurities made it possible to obtain a clean hanging hole with a diameter of 4 mm.

Key words: hot-dip galvanizing, fluxing, flux, wetting, spreading, contact angle, zinc coating, mapping

For citation: Bondareva O.S., Dobychina O.S., Ponomarev V.G., Vdovina E.E., Lazunina D.I. The influence of modifying the ZnCl_2 – NH_4Cl flux on the formation of zinc coating. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):79–87. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-79-87](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-79-87)

Введение

При подготовке стальных изделий к горячему цинкованию важным этапом является операция флюсования. После обезжиривания и травления поверхность становится идеально чистой и готовой к взаимодействию с покрытием. Погружение изделия во флюс позволяет очистить поверхность от остатков продуктов реакций травления и защитить от окисления. Кроме того, задачей флюса является очищение от оксидов зеркала ванны и снижение поверхностного натяжения цинкового расплава для лучшего смачивания им поверхности изделия. Наибольшей популярностью в горячем цинковании пользуется флюс, представляющий собой водный сильно концентрированный раствор ZnCl_2 и NH_4Cl с содержанием хлорида цинка не более 45 % [1, 2].

Для системы ZnCl_2 – NH_4Cl хорошо изучена диаграмма состояния, описывающая поведение смеси обеих солей в расплаве. Установлено, что при соотношении компонентов 1:2 образуется химическое вещество с температурой плавления 250 °C, а при соотношении 1:1 наблюдается эвтектидная реакция при температуре плавления порядка 175 °C. Еще одна эвтектидная реакция наблюдается при доле хлористого аммония около 11 % [2].

В настоящее время рекомендуют флюсы с молярным соотношением $\text{NH}_4\text{Cl}:\text{ZnCl}_2$ в пределах 1:1,75 – 1:2,5. Хлористый цинк, находящийся во флюсе, обладает высокой гигроскопичностью, и «захваченная» им вода удаляется при очень высокой температуре. При температуре сушки (примерно 140 °C) часть воды гидратации остается, образуются так называемые оксокислоты. Они легко растворяют оксиды цинка и алюминия, образующиеся на поверхности расплава. По мере дальнейшего нагрева (выше 350 °C) оксокислота разлагается и с поверх-

ностью изделия начинает взаимодействовать чистый расплав цинка. С точки зрения растворения оксидов алюминия и цинка важны как соотношение между количеством хлористого цинка и хлористого аммония, так и общая концентрация флюса [1].

Однако постоянно возникающие новые требования к качеству цинкового покрытия и разрабатываемые новые технологии требуют совершенствования рецептур флюсов горячего цинкования. В работе [3] проанализировано несколько факторов, влияющих на эффект флюсования, изложен механизм действия традиционного аммиачно-цинкового флюса. Исследован новый тип флюса со свободным аммиаком [4, 5]. Для уменьшения белого дыма, возникающего при разложении NH_4Cl , предлагается заменить его на KCl [6]. Для уменьшения толщины цинкового покрытия предлагается добавлять в стандартный флюс на основе двойной соли ZnCl_2 – $2\text{NH}_4\text{Cl}$ добавку солей никеля [7, 8]. При легировании цинкового расплава алюминием (более 0,2 %) необходима разработка новых составов флюсов, содержащих помимо двойной соли ZnCl_2 – $2\text{NH}_4\text{Cl}$ добавки CaCl_2 , SnCl_2 , CeCl_3 , KCl , BiCl_3 , KF . Результаты показывают, что некоторые компоненты флюсов реагируют с оксидами цинка и алюминия на поверхности сплава, что снижает межфазную энергию и улучшает смачиваемость между расплавленным сплавом и стальной матрицей [9, 10]. При введении в расплав цинка 5 % алюминия традиционные флюсы на основе хлоридов цинка и аммония не обеспечивают удовлетворительной смачиваемости расплавом стальной подложки, поэтому для данных покрытий разрабатываются специальные флюсы [11 – 16].

При нанесении покрытий системы Zn – Al – Mg удачным оказалось изменение соотношения компонентов NH_4Cl и ZnCl_2 в сторону увеличения количества ZnCl_2 [17]. Для сплава Zn – 6Al – 3Mg испытан флюс более сложного состава. Результаты показали, что при составе флюса $\text{ZnCl}_2 - \text{NH}_4\text{Cl} - \text{KCl} - \text{BiCl}_3 - \text{HCl}$ на стальной подложке может образовываться равномерная и плотная солевая пленка с защитным эффектом, которая предотвращает окисление стальной подложки и удаляет вредные продукты реакции при горячем погружении [18]. Также отмечается положительное влияние добавки хлорида олова во флюс на основе двойной соли при получении покрытий системы Zn – Al – Mg [19, 20]. Таким образом, небольшие количества функциональных добавок (модификаторов) могут оказывать существенное влияние на основные свойства флюса: обеспечение смачиваемости изделия расплавом и удовлетворительной адгезии покрытия. Кроме того, остро стоит вопрос импортозамещения флюсов европейского производства отечественными образцами.

Целью настоящей работы является исследование составов флюсов производства ООО «Промхимперм» для горячего цинкования в сравнении с импортным образцом (производство Испании) и выявление влияния модифицирующих компонентов составов на качество оцинковки изделий.

Методы исследования и оборудование

Для исследования использовали образцы из стали марки СтЗсп размерами $100 \times 100 \times 3$ мм с тремя отверстиями диаметром 10 мм. Образцы подвергали химическому обезжириванию 20 %-ным раствором NaOH , промывке, травлению в 10 %-ном растворе HCl и промывке. Затем металлические пластины погружали в раствор флюса, подогретого до 50°C , и выдерживали в течение 15 мин.

Составы флюсов на основе $\text{ZnCl}_2 - \text{NH}_4\text{Cl}$ (образцы 1 – 6) представлены в табл. 1.

Профлюсованные образцы сушили в течение 10 мин при температуре 100°C . После сушки исследовали микроструктуру флюсового покрытия на металлической поверхности на сканирующем электронном микроскопе TESCAN Vega SB. Равномерность распределения элементов оценивали картированием, проведенным методом энергодисперсионного микроанализа с помощью приставки INCA-аст.

Для определения смачивающей способности флюсов были проведены измерения краевого угла смачивания по методу «лежащей капли». Подготовленную стеклянную пластину помещали на подставку и с помощью пипетки наносили раствор флюса, получившуюся каплю фотографировали. По полученному изображению измеряли высоту h и диаметр d капли, далее по формуле Юнга рассчитывали косинус краевого угла смачивания флюсового состава.

$$\cos \theta = \frac{\left(\frac{d}{2}\right)^2 - h^2}{\left(\frac{d}{2}\right)^2 + h^2}. \quad (1)$$

После флюсования образцы подвергали горячему цинкованию в расплаве температурой 450°C на производстве ОАО «Завод Проммаш».

Известно, что присутствие постороннего вещества на поверхности твердого тела препятствует установлению равновесного краевого угла θ , особенно когда адсорбированная примесь образует на поверхности твердого тела структурно ориентированную пленку. Растекание при полном смачивании осуществляется в пленку, для которой понятие краевого угла и форму-

Т а б л и ц а 1

Флюсовые составы
Table 1. Flux compositions

Показатель	Значение показателя для образца					
	1 (стандартный, производство Испания)	2 (модифицированный никелем)	3 (стандартный и более полная сушка)	4 (стандартный и более полная сорбция примесей)	5 (модифицированный сульфат-ионом)	6 (модифицированный никелем, марганцем, калием)
ZnCl_2 , %	20,89	21,00	231,12	22,18	21,56	15,01
NH_4Cl , %	14,77	20,00	15,99	20,36	20,38	22,02
Концентрация ZnCl_2 , г/л	253,4	185,4	276,1	269,9	269,9	185,4
Общая концентрация солей, г/л	432,6	555,3	529,6	525,1	525,1	555,3
pH	5,17	5,00	5,30	5,32	5,32	4,99
Плотность, г/см ³	1,213	1,235	1,245	1,252	1,252	1,235

ла Юнга (1) не применимы [20]. Смачивание и растекание расплава по офлюсованной стали оценивали по чистоте отверстий (процинковке) на образцах.

Обсуждение результатов

Исследования краевого угла смачивания по методу «лежащей капли» на гидрофобном стекле показали, что все представленные флюсы обладают хорошими смачивающими свойствами поверхности: угол составляет меньше 90° и находится в пределах от 32 до 37° (табл. 2).

Электронно-микроскопический анализ микроструктуры флюсовой пленки позволил визуально оценить рисунок кристаллизации солей на стальной поверхности, также были получены карты распределения элементов флюса и среднее значение количества элементов на поверхности образцов после флюсования и сушки. В настоящей работе приводятся не все результаты картирования, а только импортного флюса 1 и наилучшего варианта отечественного флюса 4.

Результаты картирования флюсового покрытия 1 (производство Испании) представлены на рис. 1.

Исследования показали, что сухая пленка флюса 1 имеет выраженный кристаллический рисунок, представленный хлоридом цинка. Наблюдаются области, плохо покрытые флюсом. Азот, присутствующий в хлориде аммония, распределен по поверхности равномерно.

Анализ микроструктуры сухих пленок флюсов производства ООО «Промхимперм» показал, что основные компоненты флюсов 2 – 5 образуют ветвистый «морозный» рисунок кристаллизации, а у флюса 6 такого рисунка нет, что, по всей видимости, связано с присутствием модификаторов.

Модифицирующие компоненты флюсов (такие как никель, калий, кальций) распределяются по поверхности равномерно, марганец распределяется неравномерно, пятнами, а сульфат-ион – в виде ветвей.

Наиболее равномерное покрытие наблюдается у пленки флюса 4 с более полной сорбцией примесей и содержанием $22,18\%$ ZnCl_2 и $20,36\%$ NH_4Cl (рис. 2).

Флюсовая пленка образца 4 имеет дендритную морфологию с малым количеством непокрытых областей, что отличает его от флюсов 1 – 3 и 5.

Т а б л и ц а 2

Углы смачивания поверхности флюсовыми составами
Table 2. Angles of wetting the surface with flux compositions

Флюс	1	2	3	4	5	6
Краевой угол смачивания, θ , град.	32	33	35	37	37	33

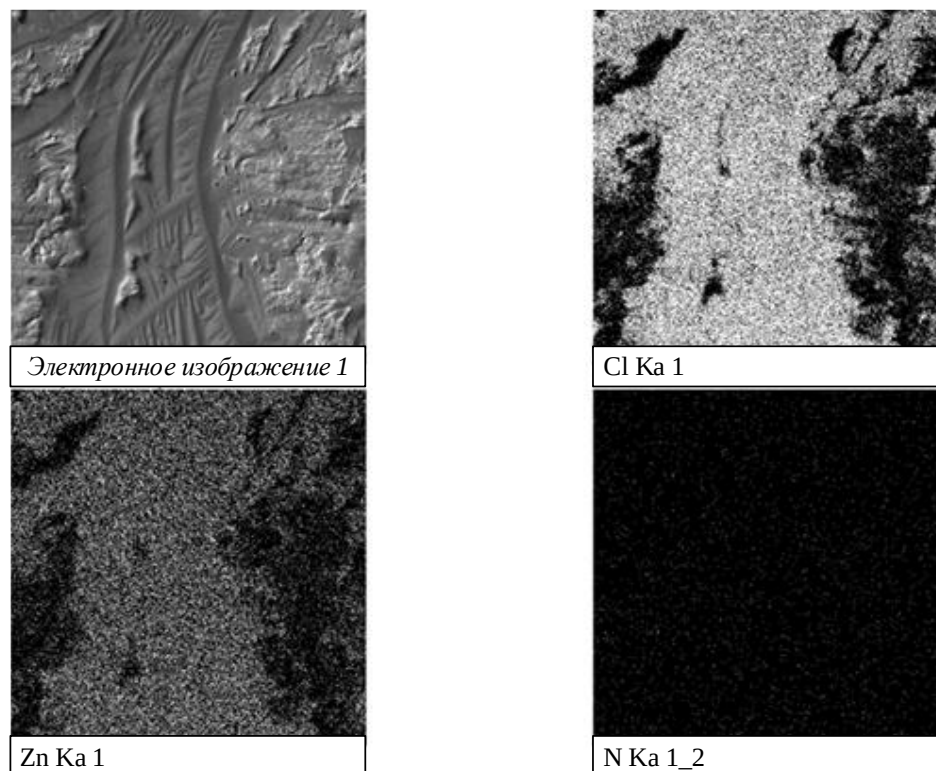


Рис. 1. Карты распределения компонентов флюса 1 на поверхности стали
Fig. 1. Distribution maps of flux components 1 on the steel surface

Среднее содержание компонентов флюсов на поверхности стали после сушки приведено в табл. 3.

Сравнительный анализ среднего содержания компонентов флюсов на поверхности показал, что значительно различается содержание железа, которое определяется в результате проникновения электронного луча под флюсовую пленку в стальную основу. Чем более тонкая пленка, тем больше влияние основы на конечный результат анализа. Исходя из этого можно предположить, что флюсовые пленки образцов 1, 2 и 5 более тонкие, чем остальные.

Исследования распределения элементов флюсов по поверхности показали, что у большинства флюсов выражен «морозный» рисунок кристаллизации хлорида цинка, за исключением флюса 6. Предположительно это вызвано модификацией марганца и калия. Наиболее равномерное распределение хлорида цинка наблюдается при использовании флюса 4. Все модифицирующие компоненты флюсов, за исключением марганца и сульфат-иона, распределяются по поверхности равномерно.

Офлюсованные образцы подвергали горячему цинкованию. Растекание расплава по офлюсованной стали оценивали по чистоте отверстий (процинковке) на образцах. Установлено, что образец с флюсовой пленкой 4 был процинкован полностью, включая отверстия диаметром 10 мм, кроме того, чисто оцинковано и навесное отверстие диамет-

ром 4 мм. Образцы с флюсовыми пленками 2 и 5 также обеспечили чистую оцинковку отверстий диаметром 10 мм, но навесное отверстие было затянато цинковой пленкой. Образцы с флюсовыми пленками 1, 3 и 6 после цинкования имели цинковые пленки на всех отверстиях, что говорит о недостаточном растекании расплава по поверхности офлюсованного образца.

Внешний вид покрытия с чистыми отверстиями представлен на рис. 3, а, с отверстиями, затянатыми цинковой пленкой, – на рис. 3, б.

Лучшие результаты растекания расплава цинка по офлюсованной стали показали флюсы 2, 4, 5 с соотношением основных компонентов: 21 % $ZnCl_2$ – 20 % NH_4Cl .

Металлографические исследования поперечного сечения цинкового покрытия, полученного на офлюсованных образцах, показали, что микроструктура покрытия на образцах всех составов флюсов идентична. Покрытия состоят из основных интерметаллидных фаз, имеют равномерную толщину. Трещины и отслоения от основы отсутствуют.

С учетом полученного качества цинкового покрытия на всех образцах можно сделать вывод, что при применении всех флюсов формируется цинковое покрытие, однако растекание расплава цинка лучше обеспечивает флюс 4, так как именно при его применении все отверстия, включая навесное диаметром 4 мм, процинкованы.

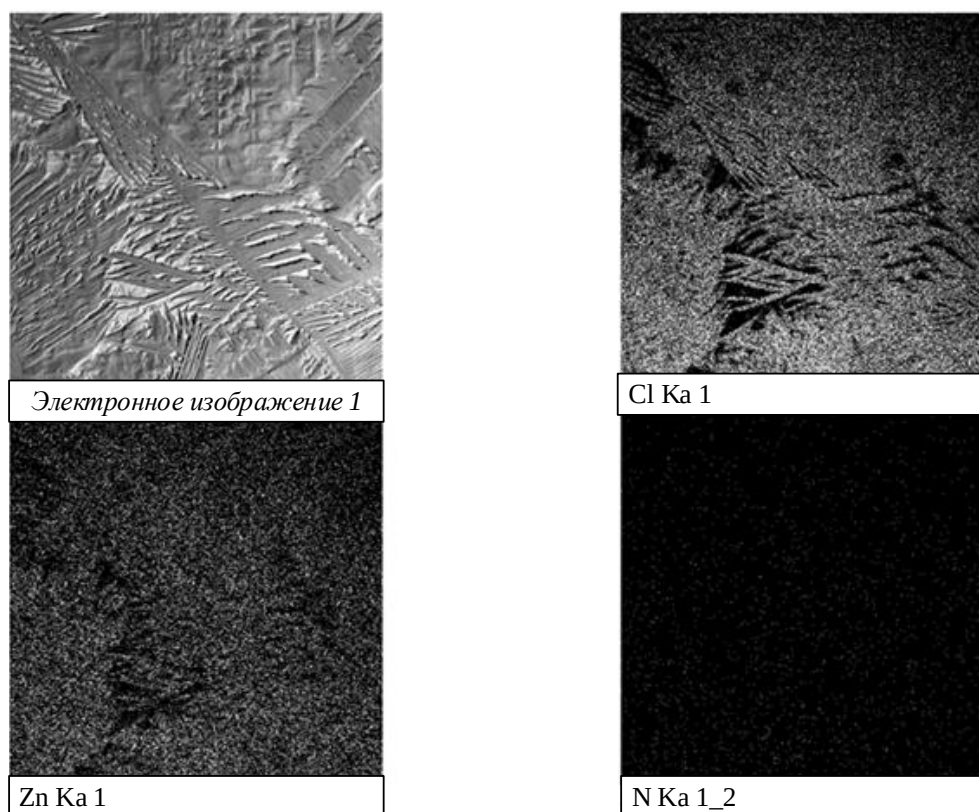


Рис. 2. Карты распределения компонентов флюса 4 на поверхности стали
Fig. 2. Distribution maps of flux components 4 on the steel surface

Выводы

Расчет углов смачивания показал, что все представленные флюсы обладают хорошими смачивающими свойствами поверхности: угол составляет меньше 90° и находится в пределах от 32 до 37° .

Исследования распределения элементов флюсов по стальной поверхности показали, что у большинства флюсов выражен «морозный» рисунок кристаллизации хлорида цинка, за исключением флюса 6 (модифицирован никелем, марганцем, калием). Наиболее равномерное распределение хлорида цинка наблюдается при ис-

пользовании флюса 4 (с более полной сорбцией примесей).

Визуальная оценка качества цинкового покрытия, формирующегося после флюсования, показала, что наилучшая процинковка отверстий диаметром 10 мм обеспечивается при использовании флюсов 2 (модифицированный никелем), 4 (с более полной сорбцией примесей) и 5 (модифицированный SO_4). Эти флюсы отличаются соотношением основных компонентов: 21 % ZnCl_2 и 20 % NH_4Cl . При использовании флюса 4 получается чистое подвесное отверстие диаметром 4 мм.

Т а б л и ц а 3

Среднее содержание компонентов флюсов
Table 3. The average content of flux components

Флюс	Содержание элемента, % (по массе)									
	N	Cl	K	Mn	Fe	Ni	Zn	O	S	Ca
1	6,80	39,78			36,30		17,12			
2	6,90	35,26			43,28	0,64	13,84			0,23
3	8,50	54,59			13,14		23,71			
4	7,15	48,55			25,33		18,97			
5	6,40	38,04			36,93		14,43	3,84	0,36	
6	5,52	47,44	0,66	3,43	27,95	0,06	14,94			

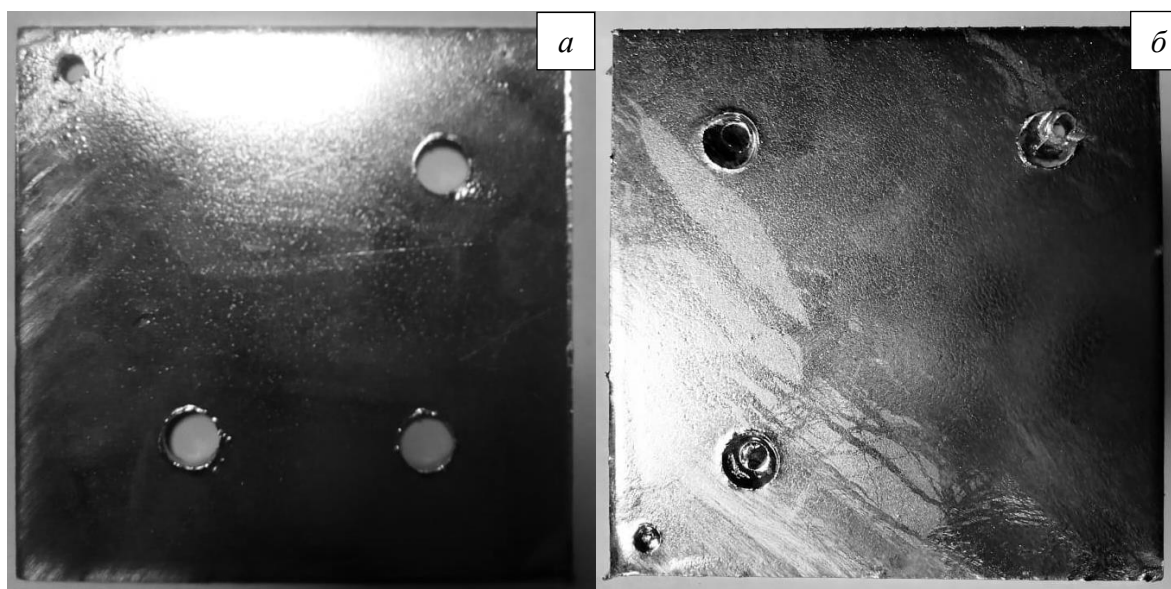


Рис. 3. Оцинкованный образец с чистыми отверстиями (а) и с затянутыми цинковой пленкой (б)
Fig. 3. Galvanized sample with clean holes (a), with zinc film tightened (b)

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Знаменский Ю.П. Цинкование погружением (Hot-dip). Интернет-обзор по современным методам горячего цинкования. Обнинск, 2012:546.
2. Marder A.R., Goodwin F.E. the metallurgy of zinc coated steels. Elsevier Inc. All rights reserved. 2023:590. <https://doi.org/10.1016/C2020-0-04502-0>
3. Sjoukes F. Chemical reactions in fluxes for hot dip galvanizing. *Anti-Corrosion Methods and Materials*. 1990;37(4):12–14. <https://doi.org/10.1108/eb007267>
4. Xu J., Li B., Mi X. Research progress of Hot Dip-galvanizing fluxing on steel. *Hans Journal of Chemical Engineering and Technology*. 2013;6(3):71–77. <https://doi.org/10.12677/HJCET.2016.63009>
5. Zhu X., Shen Y., Ge Y., Zhang S. Effect of hot dip plating process parameters on microstructure and properties of zinc – 10 % aluminum – mischmetal alloy coated for bridge cable steel wire. *Metals*. 2022,(12):1257. <https://doi.org/10.3390/met12081257>
6. Li Z., Peng H., Xie A. Effect of KCl–ZnCl₂ Ball-Milling Fluxing on Microstructure and Corrosion of Iron Ingot Hot-Dip Zinc Coating. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2023;7. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07051-7>
7. Boonyongmaneerat Y., Saengkiattiyut K., Rattanawaleedirojn P. Effect of NiCl₂ -based fluxes on interfacial layer formation of hot dip galvanized steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2010;17(8):74–78. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60132-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60132-X)
8. Пат. № 2646303 С2 РФ, МПК C23C 2/30, C23C 2/06. Флюс для горячего цинкования стальных изделий / Королев А.А., Крестьянинов А.Т., Тимофеев К.Л.; заявл. 12.07.2016; опубл. 02.03.2018. Бюл. № 7.
9. Pistofidis N., Vourlias G., Konidaris S., Pavlidou E., Stergioudis G., Tsiapas D. The effect of preflux bath additives on the morphology and structure of the hot-dip galvanized coatings. *Crystal Research and Technology*. 2006;41(8):759–765. <https://doi.org/10.1002/crat.200510664>
10. Пат. № 2277606 С2 РФ, МПК C23C 2/06, C23C 2/12, C23C 2/30. Флюс для горячего цинкования и способ горячего цинкования / Варихет Д., Ван-Херк К., Ван-Лиерде А.; заявл. 23.11.2001; опубл. 10.06.2006. Бюл. № 16.
11. Гель В.И. Защита стальных изделий от коррозии методом погружения в расплавы цинка, алюминия и их сплавы. *Практика противокоррозионной защиты*. 2018;4(90):22–35. <https://doi.org/10.31615/J.CORROS.PROT.2018.9.0.4-3>
12. Liu T., Ma R., Fan Y., Du A., Zhao X., Wen M., Cao X. Effect of fluxes on wettability between the molten Galfan alloy and Q235 steel matrix. *Surface and Coatings Technology*. 2018;337:270–278. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.01.032>
13. Зайцева М.В., Столяров А.Ю., Черевичная М.В. Анализ процесса нанесения цинкалюминиевого покрытия Galfan при освоении новой технологии горячего цинкования на ОАО «ММК-МЕТИЗ». *Черные металлы*. 2022;(1):28–30.
14. Du A., Huo Y., Hu J. Study of Fluxing Process for Hot Dipping Galfan Alloy on Steel Wire. *Advanced Materials Research*. 2012;383-390:1901–1904. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.383-390.1901>
15. López G.A., Mittemeijer E.J., Straumal B.B. Grain boundary wetting by a solid phase; microstructural development in a Zn–5 wt% Al alloy. *Acta Materialia*. 2004;52(15):4537–4545. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.011>
16. Juniehi T., Nobuyuki K., Yasuhiro T. Flux for hot dip Zn-Al alloy coating. Pat. JP04–154951. 1992.
17. Kim K.O.Y., So S.-M., Oh M.-S. Effect of flux chloride composition on microstructure and coating properties of Zn-Mg-Al ternary alloy coated steel product. *Korean Journal of Materials Research*. 2021;31(12):704–709. <https://doi.org/10.3740/MRSK.2021.31.12.704>
18. Xu M., Zheng Zh., Han D., Ma R., Du A., Fan Y., Zhao X., Cao X. Wetting of liquid Zinc-aluminum-magnesium alloy on steel substrate during hot-dipping: Understanding the role of the flux. *Surface Topography: Metrology and Properties*. 2022;10(3)15. <https://doi.org/10.1088/2051-672X/ac8f5e>
19. Wu M., Chang L., Zhang L., He X., Qu X. Effects of roughness on the wettability of high temperature wetting system. *Surface and Coatings Technology*. 2016;287:145–152. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.12.092>
20. Blumenau M., Norden M., Friedel F., Peters K. Reactive wetting during hot-dip galvanizing of high manganese alloyed steel. *Surface and Coatings Technology*. 2011;205(10):3319–3327. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.11.053>

REFERENCES

1. Znamenskii Yu.P. Dip galvanizing (Hot-dip). Online review of the modern method of hot-dip galvanizing. Obninsk, 2012:546. (In Russ.).
2. Marder A.R., Goodwin F.E. The Metallurgy of Zinc Coated Steels. Elsevier Inc. All rights reserved. 2023:590. <https://doi.org/10.1016/C2020-0-04502-0>
3. Sjoukes F. Chemical reactions in fluxes for hot dip galvanizing. *Anti-Corrosion Methods and Materials*. 1990;37(4):12–14. <https://doi.org/10.1108/eb007267>
4. Xu J., Li B., Mi X. Research progress of Hot Dip-galvanizing fluxing on steel. *Hans Journal of*

- Chemical Engineering and Technology. 2013;6(3):71–77. <https://doi.org/10.12677/HJCET.2016.63009>
5. Zhu X., Shen Y., Ge Y., Zhang S. Effect of Hot Dip Plating Process Parameters on Microstructure and Properties of Zinc–10%Aluminum–Mischmetal Alloy Coated for Bridge Cable Steel Wire. *Metals*. 2022;(12):1257. <https://doi.org/10.3390/met12081257>
 6. Li Z., Peng H., Xie A. Effect of KCl–ZnCl₂ Ball-Milling Fluxing on Microstructure and Corrosion of Iron Ingot Hot-Dip Zinc Coating. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2023;7. <https://doi.org/10.1007/s11661-023-07051-7>
 7. Boonyongmaneerat Y., Saengkiattiyut K., Rattanawaleedirojn P. Effect of NiCl₂ -based fluxes on interfacial layer formation of hot dip galvanized steels. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2010;17(8):74–78. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(10\)60132-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(10)60132-X)
 8. Korolev A.A., Krest'yaninov A.T., Timofeev K.L. Flux for hot-dip galvanizing of steel products. Pat. RF 2646303 C2. *Byulleten' izobretenii*. 2006; no. 7. (In Russ.).
 9. Pistofidis N., Vourlias G., Konidaris S., Pavlidou E., Stergioudis G., Tsipas D. The effect of preflux bath additives on the morphology and structure of the hot-dip galvanized coatings. *Crystal Research and Technology*. 2006;41(8):759–765. <https://doi.org/10.1002/crat.200510664>
 10. Varikhet D., Van-Kherk K., Van-Lierde A. Hot-dip galvanizing flux and hot-dip galvanizing method. Pat. RF 2277606 C2. *Byulleten' izobretenii*. 2006; no. 16. (In Russ.).
 11. Gel' V.I. Protection of steel products from corrosion by immersion in molten zinc, aluminum and their alloys. *Praktika protivokorroziionnoi zashchity*. 2018;4(90):22–35. (In Russ.). <https://doi.org/10.31615/J.CORROS.PROT.2018.9.0.4-3>
 12. Liu T., Ma R., Fan Y., Du A., Zhao X., Wen M., Cao X. Effect of fluxes on wettability between the molten Galfan alloy and Q235 steel matrix. *Surface and Coatings Technology*. 2018;337:270–278. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.01.032>
 13. Zaitseva M. V., Stolyarov A. Yu., Cherevichnaya M. V. A the analysis of the process of applying the Galfan zinc-aluminum coating during the development of a new hot-dip galvanizing technology at OJSC MMK-METIZ. *Chernye metally*. 2022(1):28–30. (In Russ.).
 14. Du A., Huo Y., Hu J. Study of Fluxing Process for Hot Dipping Galfan Alloy on Steel Wire. *Advanced Materials Research*. 2012;383-390:1901–1904. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.383-390.1901>
 15. López G.A., Mittemeijer E.J., Straumal B.B. Grain boundary wetting by a solid phase; microstructural development in a Zn–5 wt% Al alloy. *Acta Materialia*. 2004;52(15):4537–4545. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.011>
 16. Juniehi T., Nobuyuki K., Yasuhiro T. Flux for hot dip Zn-Al alloy coating. Pat. JP04-154951. 1992.
 17. Kim K.O.Y., So S.-M., Oh M.-S. Effect of flux chloride composition on microstructure and coating properties of Zn-Mg-Al ternary alloy coated steel product. *Korean Journal of Materials Research*. 2021;31(12):704–709. <https://doi.org/10.3740/MRSK.2021.31.12.704>
 18. Xu M., Zheng Zh., Han D., Ma R., Du A., Fan Y., Zhao X., Cao X. Wetting of liquid Zinc-aluminum-magnesium alloy on steel substrate during hot-dipping: Understanding the role of the flux. *Surface Topography: Metrology and Properties*. 2022;10(3)15. <https://doi.org/10.1088/2051-672X/ac8f5e>
 19. Wu M., Chang L., Zhang L., He X., Qu X. Effects of roughness on the wettability of high temperature wetting system. *Surface and Coatings Technology*. 2016;287:145–152. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.12.092>
 20. Blumenau M., Norden M., Friedel F., Peters K. Reactive wetting during hot-dip galvanizing of high manganese alloyed steel. *Surface and Coatings Technology*. 2011;205(10):3319–3327. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.11.053>

Сведения об авторах

Ольга Сергеевна Бондарева, к.т.н., доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева

E-mail: osbond@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-4273-2483

Ольга Сергеевна Добычина, аспирант кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, руководитель отдела научно-технических разработок в области антикоррозионной защиты ОАО «Завод Промаш», Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева

E-mail: o.dobychina@zvpm.ru

ORCID: 0000-0001-6330-5758

Владимир Георгиевич Пономарев, к.х.н., директор по техническому развитию, ООО «Промхимпермь»

E-mail: pvg@promchim.com

ORCID: 0009-0004-9411-8196

Елизавета Евгеньевна Вдовина, студент, Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева

E-mail: Elizabeth.Elizabeth2002@yandex.ru

ORCID: 0009-0006-5409-2520

Дарья Игоревна Лазунина, студент, Самарский национальный исследовательский университет им. С.П. Королева

E-mail: daralazunina@gmail.com

ORCID: 0009-0005-8800-8318

Information about the authors

Olga S. Bondareva, *Cand. Sci. (Eng.)*, Associate Professor of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science, Samara National Research University

E-mail: osbond@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-4273-2483

Olga S. Dobychina, *graduate student of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science*, Head of the department of scientific and technical developments in the field of anti-corrosion protection of Prodmash Plant, Samara National Research University

E-mail: o.dobychina@zvpm.ru

ORCID: 0000-0001-6330-5758

Vladimir G. Ponomarev, *Cand. Sci. (Chem.)*, Director of Technical Development, «Promkhimperm LLC»

E-mail: pvg@promchim.com

ORCID: 0009-0004-9411-8196

Elizaveta E. Vdovina, *student*, Samara National Research University

E-mail: Elizabeth.Elizabeth2002@yandex.ru

ORCID: 0009-0006-5409-2520

Daria I. Lazunina, *student*, Samara National Research University

E-mail: daralazunina@gmail.com

ORCID: 0009-0005-8800-8318

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 15.11.2023

После доработки 04.12.2023

Принята к публикации 06.12.2023

Received 15.11.2023

Revised 04.12.2023

Accepted 06.12.2023

Оригинальная статья

УДК 666.7:544.452:620.3

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-88-97

**ОСОБЕННОСТИ СОСТАВА И МИКРОСТРУКТУРЫ ПОРИСТЫХ КАРКАСОВ
МАХ-ФАЗ Ti_3AlC_2 И Ti_3SiC_2 , ПОЛУЧАЕМЫХ МЕТОДОМ СВС НА ВОЗДУХЕ
И В ЗАЩИТНОЙ ОБОЛОЧКЕ ИЗ ПЕСКА**

© 2023 г. Д. М. Давыдов, А. П. Амосов, Е. И. Латухин, Э. Р. Умеров, В. А. Новиков

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

Аннотация. Рассматривается простой и недорогой способ синтеза пористых каркасов МАХ-фаз Ti_3SiC_2 и Ti_3AlC_2 методом СВС на воздухе и в засыпке из речного песка, при котором не требуется применения закрытого реактора со специальной атмосферой или вакуумом. Исследование макроструктуры синтезированных образцов на основе МАХ-фаз карбоалюминид титана и карбосилицида титана показало, что у образцов одинаковая пористость порядка 50 – 60 %, открытая пористость составляет около 40 %. Средний размер пор колеблется от 10 до 350 мкм. Микроструктура пористых каркасов Ti_3SiC_2 и Ti_3AlC_2 представляет собой характерные разноразмерные блоки пластин МАХ-фаз, а также незначительное количество равноосных частиц TiC , окруженных однородной фазой $TiSi$ или $TiAl$ соответственно. Показано, что синтез пористых каркасов на воздухе приводит к образованию оксидных и нитридных фаз, плотно покрывающих поверхности, толщиной до 100 мкм. Процесс СВС под слоем песка позволяет уменьшить среднюю толщину оксидных и нитридных пленок на поверхности СВС-каркаса до 20 мкм. На синтезированных образцах обнаружен подповерхностный слой, состоящий из двух фаз: TiC – $TiSi$ в каркасе Ti_3SiC_2 и TiC – $TiAl$ в каркасе Ti_3AlC_2 , толщина которого снижается с 50 мкм (СВС на воздухе) до 30 мкм (СВС под слоем песка). Установлено, что в закрытых порах оксидные и нитридные пленки отсутствовали в связи с тем, что к ним не было доступа атмосферных газов при остывании образцов.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, каркас, структура, дефекты, открытая и закрытая пористость, оксидная пленка

Финансирование: Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (тема № АААА-А12-2110800012-0).

Для цитирования: Давыдов Д.М., Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р., Новиков В.А. Особенности состава и микроструктуры пористых каркасов МАХ-фаз Ti_3AlC_2 и Ti_3SiC_2 , получаемых методом СВС на воздухе и в защитной оболочке из песка. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):88–97. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-88-97](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-88-97)

Original article

**FEATURES OF THE COMPOSITION AND MICROSTRUCTURE OF POROUS
SKELETONS OF MAX-PHASES Ti_3AlC_2 AND Ti_3SiC_2 PRODUCED BY SHS METHOD
IN AIR AND IN A PROTECTIVE SHELL OF SAND**

© 2023 D. M. Davydov, A. P. Amosov, E. I. Latukhin, E. R. Umerov, V. A. Novikov

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

Abstract. A simple and inexpensive method for the synthesis of porous skeletons of MAX phases Ti_3SiC_2 and Ti_3AlC_2 by the SHS method in air and in river sand filling, in which the use of a closed reactor with a special atmosphere or vacuum is not required, is considered. The study of the macrostructure of synthesized samples based on the MAX phases of titanium aluminum carbide and titanium silicon carbide showed that the samples have the same porosity of about 50 – 60 %, the open porosity is about 40 %. The average pore size ranges from 10 to 350

microns. The microstructure of the porous Ti_3SiC_2 and Ti_3AlC_2 frameworks consists of characteristic multidirectional blocks of MAX-phase plates, as well as a small number of equiaxed TiC particles surrounded by a single TiSi or TiAl phase, respectively. It is shown that the synthesis of porous frameworks in air leads to the formation of oxide and nitride phases that tightly cover surfaces up to 100 microns thick. The SHS process under a layer of sand makes it possible to reduce the average thickness of oxide and nitride films on the surface of the SHS frame to 20 microns. A subsurface layer consisting of two phases was found on the synthesized samples: TiC – TiSi in the Ti_3SiC_2 frame and TiC – TiAl in the Ti_3AlC_2 frame, the thickness of which is reduced from 50 microns (SHS in air) to 30 microns (SHS under a layer of sand). It was found that oxide and nitride films were absent in closed pores due to the fact that atmospheric gases did not have access to them when the samples cooled.

Keywords: self-propagating high-temperature synthesis, skeleton, structure, defects, open and closed porosity, oxide film

Funding: The research was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation within the framework of the state task (theme no. AAAA12-2110800012-0).

For citation: Davydov D.M., Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R., Novikov V.A. Features of the composition and microstructure of porous skeletons of max-phases Ti_3AlC_2 and Ti_3SiC_2 produced by shs method in air and in a protective shell of sand. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):88–97. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-88-97](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-88-97)

Введение

Разработке пористых керамических материалов уделяется большое внимание, так как они находят широкое применение во многих отраслях промышленности как в качестве готовых изделий (фильтры, носители катализатора, протезы и т.д.), так и в виде компонентов: каркасных наполнителей композиционных материалов [1]. В настоящее время МАХ-фазы карбоалюминидов титана Ti_3AlC_2 и карбосилицида титана Ti_3SiC_2 являются привлекательными для получения пористых керамических материалов из-за их уникальных свойств, которые объединяют свойства металла и керамики [2, 3]. Стойкость к окислению, высокие тепло- и электропроводность, стойкость к термоударам, пластичность при высоких температурах, жаростойкость, низкие показатели плотности и хорошая обрабатываемость механическими способами показали, что МАХ-фазы обладают уникальным сочетанием керамических и металлических свойств [4]. МАХ-фазы рассматриваются как перспективная замена графита в электроконтактах, работающих при высокой температуре, в качестве нагревательных элементов, для деталей высокотемпературных подшипников, сопел газовых горелок, инструментов для обработки бетона и т.д. [4].

Наиболее популярные методы получения пористых МАХ-фаз основаны на применении порошковых растворимых или газифицирующихся добавок, например, NaCl или сахара, которые после спекания промываются или удаляются пиролизом, оставляя на своем месте поры [5, 6]. Также известен метод пропитки пористых полимерных пен суспензией из частиц МАХ-фазы, после которой полимерная пена выжигается,

оставляя пористую заготовку из МАХ-фазы (англ. Replica method) [7, 8]. Метод гелевого литья (англ. Gel casting), при котором частицы МАХ-фазы замешиваются в пенообразующий агент (гель), который продувкой воздуха вспенивается и затем застывает. После выжигания геля остается пористая МАХ-фаза [9]. В последнее время набирают популярность методы аддитивного производства для изготовления пористых изделий из керамики, в том числе МАХ-фаз [10, 11]. Как правило, порошки МАХ-фазы замешиваются с порошком полимера или специальным гелем, которые послойно выкладываются 3D-принтером на подложку, формируя пористую деталь нужной геометрии. На последнем этапе деталь спекается, а вспомогательный компонент удаляется пиролизом. Существующие методы получения пористых МАХ-фаз отличаются многоступенчатостью процесса изготовления, высокой энергоемкостью производства, а также необходимостью использования сложного технологического оборудования и специальных химических реагентов [12, 13].

Метод СВС позволяет из исходных чистых химических компонентов синтезировать керамические соединения (карбиды, бориды, нитриды и др.) в наиболее простом и экономичном режиме и, одновременно, получать керамику в форме пористых заготовок с высокой долей открытых пор. Пористые СВС материалы нашли применение в качестве фильтров [14], а также в катализе, электрохимии, теплообмене, связанном с передачей тепла от одной среды к другой, экранировании радиоволн и других высокочастотных колебаний [15]. Недавно был предложен новый способ получения керметов, при ко-

тором горячая пористая заготовка из МАХ-фазы сразу после СВС служит основой (каркасом) для самопроизвольного заполнения расплавом металла [16 – 19].

В основном пористые образцы МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминид получают методом СВС в защитной атмосфере аргона или вакууме [20, 21]. Для создания защитных атмосфер или вакуума требуются специальные реакторы и приспособления, которые усложняют и увеличивают стоимость процесса синтеза, ограничивая габариты деталей из синтезируемых пористых материалов. Именно поэтому развитие новых экономичных методов СВС для получения пористых МАХ-фаз без использования закрытых реакторов является актуальной задачей.

В настоящей работе рассмотрены особенности получения пористых каркасов из МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминид титана методом СВС в наиболее простом варианте: при сжигании на воздухе или в засыпке из речного песка.

Методика проведения исследований

В качестве исходных реагентов для синтеза использовались следующие порошки (здесь и далее % (по массе)): титановый порошок пористый марки ТПП-7 с крупным размером частиц (~300 мкм, чистота 98 %, ТУ1791-449-05785388 – 2010), графит коллоидный со средним размером частиц марки С-2 (~15 мкм, чистота 98,5 %, зольность не более 1,5 %, влага не более 0,5 %, ТУ 113-08-48-63 – 90), алюминий ПА-4 (~100 мкм, чистота 98 %, ГОСТ 6058 – 73); кремний Кр0 (~1 – 15 мкм, чистота 98,8 %, ГОСТ 2169 – 69).

Исходные порошки взвешивали на лабораторных весах с точностью 0,01 г. Порошки смешивали в керамической ступе в течение 5 мин для получения однородной массы в стехиометрическом соотношении в системе $3\text{Ti} + x + 2\text{C}$ (где x – алюминий или кремний). Из полученной

шихты в пресс-форме односторонним прессованием при давлении 20 МПа формировали цилиндрические заготовки диаметром 23 мм. Масса каждой заготовки составляла 10 г. Реакцию СВС (горения) инициировали нихромовой электрической спиралью накаливания. Образцы синтезировали сжиганием на воздухе или под слоем песка. Фазовый состав определяли рентгенофазовым методом с помощью дифрактометра ARL X'tra-138 с использованием Cu -излучения при непрерывном сканировании в интервале углов 2θ от 5 до 80 град со скоростью 2 град/мин. Количественное содержание фаз определяли методом корундовых чисел (RIR). С помощью растрового электронного микроскопа Tescan Vega3 с приставкой локального микрорентгеноспектрального анализа X-act была проведена оценка макро- и микроструктуры, а также идентификация фаз по электронным фотографиям. Общую экспериментальную пористость определяли по электронным фотографиям с помощью программы ImageJ. Общую теоретическую пористость вычисляли, исходя из плотностей фаз и их количественного содержания в продукте, которое определяли по рентгенограмме. Открытую пористость определяли методом заполнения пор дистиллированной водой [22].

Результаты исследований и их обсуждение

Как показали эксперименты, внутренняя объемная макроструктура СВС-каркасов на основе МАХ-фаз карбоалюминид и карбосилицида титана схожи между собой и не зависят от синтеза на воздухе или в засыпке из песка. Может отличаться только микроструктура поверхностных слоев синтезированных образцов. В том или другом случае синтез проводится при атмосферном давлении и без внешнего уплотнения образцов.

На рис. 1 видно, что макроструктура обеих МАХ-фаз представляет собой пористый каркас с наличием открытых и закрытых пор. Средняя

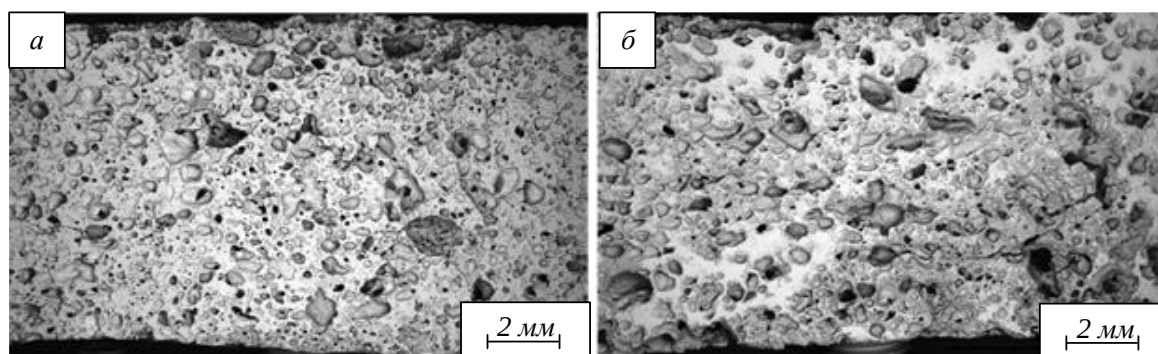


Рис. 1. Макроструктура пористых каркасов МАХ-фазы карбосилицида титана (а) и МАХ-фазы карбоалюминид титана (б)
Fig.1. Macrostructure of porous skeletons of the MAX phase of titanium silicon carbide (a) and the MAX phase of titanium aluminum carbide (b)

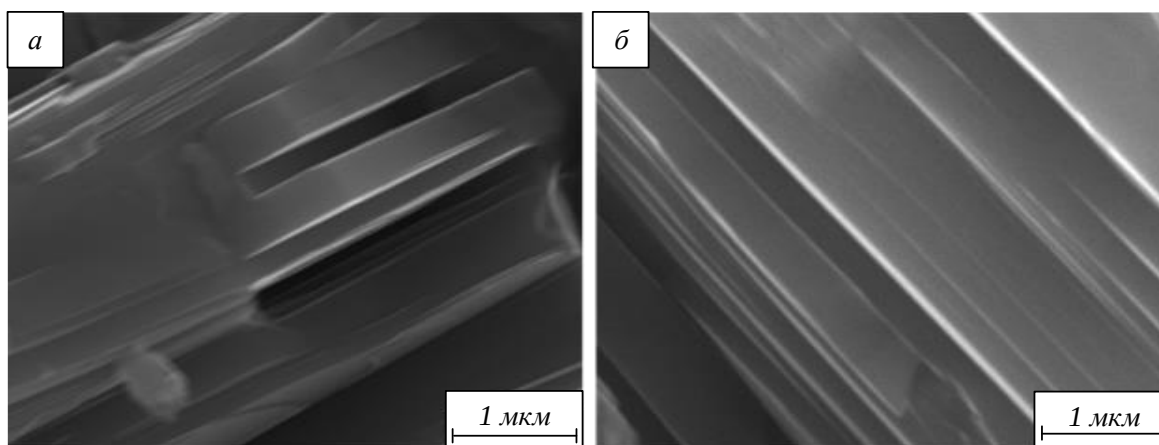


Рис. 2. Микроструктура пластин Ti_3SiC_2 (а) и Ti_3AlC_2 (б) на изломе
Fig. 2. Microstructure of Ti_3SiC_2 (a) and Ti_3AlC_2 (b) plates at a fracture

пористость каркасов колеблется в пределах 50 – 60 %. Открытые поры занимают около 40 % от общего объема всего порового пространства. Средний размер пор находится в пределах от 10 до 350 мкм.

При визуальном осмотре невооруженным глазом на поверхности образцов, синтезированных на воздухе, обнаруживаются характерные для оксидов и нитридов слои белого и зеленого цвета. Образцы, синтезированные в песке, находились в оплавленной хрупкой оболочке из песка, которая служила защитой от влияния атмосферных газов и окисления и легко разрушалась и осыпалась после остывания образцов.

Микроструктуру СВС карбосилицида и карбоалюминид титана исследовали на изломе и микрошлифах с помощью растрового электронного микроскопа с приставкой микрорентгено-спектрального локального элементного анализа.

На рис. 2 представлены микроструктуры МАХ-фаз Ti_3SiC_2 (рис. 2, а) и Ti_3AlC_2 (рис. 2, б) на изломе, сфотографированные с помощью растрового электронного микроскопа. Микроструктуры обеих МАХ-фаз схожи и представляют собой слоистую структуру, характерную для всех МАХ-фаз. Видимые размеры блоков пластин МАХ-фаз на изломах находятся в интервале от 0,1 до 2 мкм. Как известно из литературных источников [2, 4], кристаллическая структура МАХ-фаз представляет собой нанослоистую структуру с плотно упакованными слоями элемента M , которые чередуются со слоями чистого элемента группы A , причем атомы X заполняют октаэдрические участки кристаллической решетки между первыми.

На рис. 3 представлена типичная микроструктура каркасов Ti_3SiC_2 (рис. 3, а) и Ti_3AlC_2 (рис. 3, б), полученных методом СВС в режиме горения.

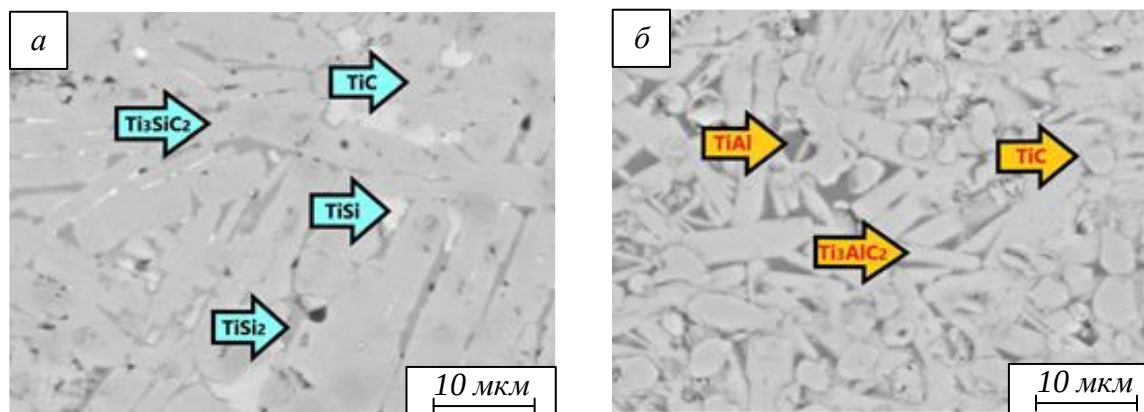


Рис. 3. Микроструктура каркасов Ti_3SiC_2 (а) и Ti_3AlC_2 (б), полученных методом СВС
Fig. 3. Microstructure of Ti_3SiC_2 (a) and Ti_3AlC_2 (b)

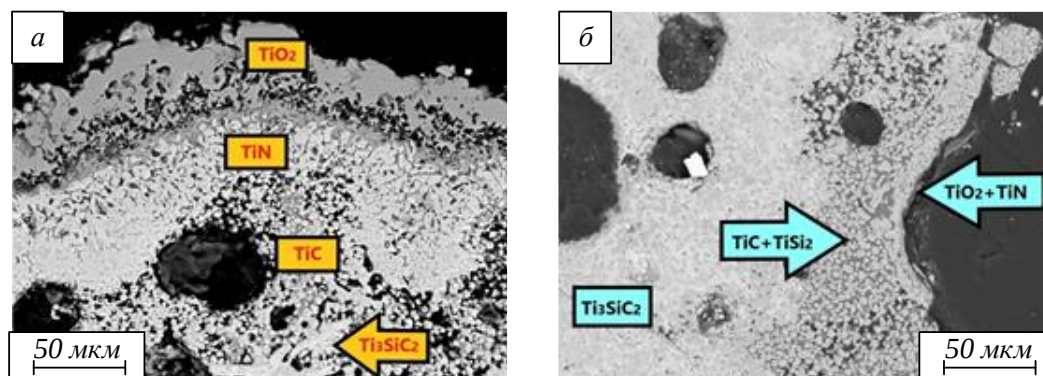


Рис. 4. Микроструктура по сечению в поверхностных слоях пористого каркаса Ti_3SiC_2 , синтезированного на воздухе (а) и в песке (б)
Fig. 4. Cross-sectional microstructure in the surface layers of a porous Ti_3SiC_2 skeleton synthesized in air (a) and sand (b)

Микроструктура проанализирована на микрошлифах локальным микрорентгеноспектральным анализом. Микроструктура представляет собой чередование пластин МАХ-фазы и карбида титана TiC в связке силицидов титана TiSi и TiSi_2 (алюминид титана TiAl). Толщина блоков пластин МАХ-фазы карбосилицида титана Ti_3SiC_2 и карбоалюминид титана Ti_3AlC_2 составляет около 1 – 2 мкм. Такой фазовый состав полученных образцов подтверждается данными рентгенофазового анализа. Количественный рентгенофазовый анализ пористых каркасов показал, что содержание МАХ-фаз карбосилицида титана Ti_3SiC_2 и карбоалюминид титана Ti_3AlC_2 колеблется около 60 % от объема, карбида титана – 38 %, а примесных фаз силицида титана TiSi_2 или алюминид титана TiAl составляет около 2 – 5 %. Эти значения могут изменяться в зависимости от условий синтеза и избытка кремния в составе исходной шихты. Как известно [23, 24], МАХ-фаза чувствительна к изменению состава исходной шихты и при небольшом изменении количества исходных элементов титана и углерода или их исходных состояний (элементные порошки, соединения) – МАХ-фазы карбосилицида и карбоалюминид титана синтезируются в малых количествах или не синтезируются вообще.

Особенностью СВС на воздухе или в засыпке из речного песка является наличие на поверхностях образцов и на стенках порового пространства оксидно-нитридных пленок [25]. Известны положительные стороны наличия оксидно-нитридных пленок в поровом пространстве каркасов, полученных методом СВС на воздухе или в засыпке из песка, таких как торможение дальнейшего окисления продукта при высоких температурах [4, 20] или улучшение биосовместимости клеток и использование в качестве биоимплантов [26].

Для исследования химического состава и морфологии пленок были изготовлены микро-

шлифы по центральному сечению пористых каркасов, полученных методом СВС. Данные анализа сопоставлены с фазовым составом соединений.

На рис. 4 представлены микроструктуры по сечению пористого каркаса Ti_3SiC_2 , синтезированного на воздухе и в засыпке из песка.

Как видно (рис. 4, а) на поверхности образца СВС – карбосилицида титана Ti_3SiC_2 , синтезированного на воздухе, присутствует оксидно-нитридная пленка, состоящая из нескольких слоев. Верхний слой толщиной около 50 мкм состоит из оксида титана. Под верхним слоем оксида титана расположен слой нитрида титана толщиной около 30 мкм. Под слоями поверхностных пленок оксида и нитрида титана образуется обедненная кремнием зона, состоящая преимущественно из зерен карбида титана и следами силицида титана. Толщина этой зоны может колебаться от 50 до 100 мкм. Отсутствие МАХ-фазы в этой зоне может быть связано как с частичным испарением кремния, так и с быстрым остыванием приповерхностных слоев. Далее микроструктура представляет собой типичную для СВС-каркаса Ti_3SiC_2 смесь пластин карбосилицида и карбида титана в связке силицида титана.

На рис. 4, б представлена микроструктура пленок на краевой поверхности образца СВС – карбосилицида титана Ti_3SiC_2 , синтезированного в защитной оболочке из речного песка. Верхний слой пленки толщиной около 10 мкм состоит из смеси оксидов и нитридов титана в равных пропорциях. Под оксидно-нитридной пленкой образовалась зона толщиной около 30 мкм, которая состоит из частиц карбида титана TiC , связанных между собой силицидом титана TiSi_2 . Эта зона присутствует в основном на краевых участках образца, где происходит быстрая отдача

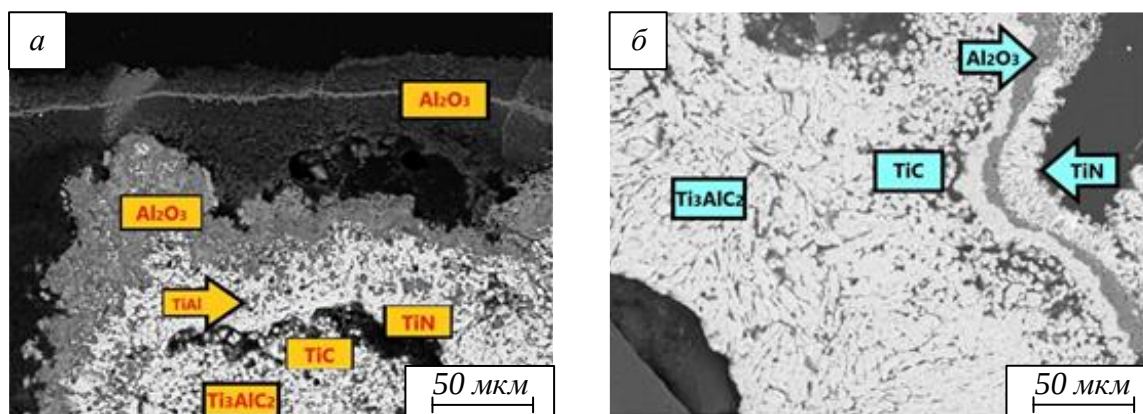


Рис. 5. Микроструктура по сечению образца в области поверхности Ti_3AlC_2 , синтезированного на воздухе (а) и в песке (б)
Fig. 5. Microstructure along the cross section of the sample in the surface area of Ti_3AlC_2 synthesized in air (a) and in sand (b)

тепла, например, поверхность образца или крупные поры. Далее микроструктура представляет собой типичную для СВС-каркаса Ti_3SiC_2 смесь пластин карбосилицида и карбида титана в связке силицида титана.

На рис. 5 представлены микроструктуры по сечению в поверхностных слоях пористого каркаса Ti_3AlC_2 , синтезированного на воздухе (рис. 5, а) и в засыпке из песка (рис. 5, б). На поверхности образца, синтезированного на воздухе, присутствует оксидно-нитридная пленка, состоящая из нескольких слоев. Верхний слой многослойной пленки толщиной около 50 мкм по данным локального микрорентгеноспектрального анализа состоит из оксида алюминия Al_2O_3 , который образовался в процессе выкипания алюминия из образца при высокой температуре СВС. Слой оксида алюминия состоит из двух слоев: верхний рыхлый и под ним более плотный. Под пленками оксида алюминия образовалась пленка нитрида титана TiN толщиной 30 – 50 мкм с вкраплениями алюминид титана TiAl . Как известно [21], при СВС одной из промежуточных фаз образования МАХ-фазы карбоалюминид титана является алюминид титана TiAl . Под оксидно-нитридными пленками образовались частицы карбида титана TiC , связанные алюминидом титана TiAl . На рис. 5, а наглядно наблюдается процесс ухода алюминия с краевых участков образца к поверхности, где он остается в виде алюминид титана и, при выкипании в процессе синтеза, – в виде пленки оксида алюминия. Далее микроструктура представляет собой типичную для СВС-каркаса Ti_3AlC_2 микроструктуру, состоящую из пластин МАХ-фазы карбоалюминид титана с частицами карбида титана в связке алюминид титана.

На рис. 5, б представлена микроструктура пленок на краевой поверхности образца, синтезированного в защитной оболочке из песка. Верхний слой пленки толщиной около 10 мкм состоит из нитрида титана TiN с примесью ок-

сида кремния SiO_2 . Под пленкой нитрида титана присутствует пленка из оксида алюминия Al_2O_3 толщиной около 5 мкм. Под пленками нитрида титана и оксида алюминия образуется слой из частиц карбида титана TiC , связанных между собой алюминидом титана TiAl . Далее микроструктура представляет собой типичную для СВС-каркаса Ti_3AlC_2 микроструктуру, состоящую из пластин МАХ-фазы карбоалюминид титана с частицами карбида титана в связке алюминид титана.

На поверхностях сквозных пор обоих пористых каркасов МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминид титана в центре образцов присутствуют тонкие оксидно-нитридные пленки толщиной 5 – 10 мкм. Микрорентгеноспектральный анализ пленки показал, что они состоят из нескольких фаз: нитрида титана TiN и, в меньшей степени, оксида титана TiO_2 . В закрытых порах нитридные пленки отсутствуют, так как у них не было доступа к атмосферным газам при остывании образца.

Выводы

1. В настоящей работе синтезированы пористые каркасы МАХ-фаз карбосилицида титана Ti_3SiC_2 и карбоалюминид титана Ti_3AlC_2 методом СВС на воздухе и в засыпке из песка. Макроструктура и микроструктура синтезированных образцов на основе МАХ-фаз карбоалюминид титана схожи между собой.

Макроструктура представляет собой пористые каркасы с наличием открытых и закрытых пор. Средняя пористость находится в пределах 50 – 60 %. Открытые поры занимают около 40 % от общего объема порового пространства. Средний размер пор находится в пределах от 10 до 350 мкм.

Микроструктура обеих МАХ-фаз на изломе представляет собой слоистую (ламинатную) структуру, характерную для всех МАХ-фаз. Микроструктура пористых каркасов исследова-

на на микрошлифах и представляет собой чередование пластин МАХ-фазы и карбида титана TiC в связке силицидов титана TiSi и TiSi₂ (в случае с МАХ-фазой карбоалюминид титана – алюминид титана TiAl). Видимые размеры блоков пластин МАХ-фаз на изломах находятся в интервале от 0,1 до 2 мкм.

2. Установлено, что микропенки на поверхностях представляют собой оксиды и нитриды, образованные при остывании образца на воздухе или в песке. Пористые СВС-каркасы Ti₃SiC₂ и Ti₃AlC₂, синтезированные на воздухе, покрыты пленкой, состоящей из оксидов и нитридов толщиной около 100 мкм. В центральных слоях образцов пористых каркасов МАХ-фаз карбосилицида и карбоалюминид титана на поверхностях открытых пор обнаружены пленки преимущественно нитрида титана толщиной, не превышающей 20 мкм. В закрытых порах пленки отсутствовали в связи с тем, что к ним не было доступа атмосферных газов при остывании образцов.

На поверхности образцов, полученных методом СВС в засыпке из песка, толщина оксидно-нитридных пленок значительно меньше, чем при сжигании на воздухе, и составляет около 20 мкм. Поверхностные оксидно-нитридные пленки могут быть легко удалены с помощью абразивной обработки поверхностей образцов, если эта операция технологически необходима.

3. На наружных поверхностях непосредственно под оксидно-нитридными пленками зафиксирован слой толщиной 30 – 50 мкм, обедненный МАХ-фазами, состоящий из фазы карбида титана в окружении силицида титана (алюминид титана). Этот слой, вероятно, образовался из-за быстрой отдачи тепла на краевых участках образцов и ухода легкоплавкой составляющей шихты – кремния и алюминия. Толщина этого слоя на образцах, полученных методом СВС на воздухе, составляет около 50 мкм, а в защитной оболочке из песка – около 30 мкм. Этот слой легко удаляется механической обработкой. В центральных областях образцов такой слой не наблюдался.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Белов С.В. Пористые материалы в машиностроении. Москва: Машиностроение, 1981:184.
2. Gonzalez-Julian J. Processing of MAX phases: From synthesis to applications. *Journal of the American Ceramic Society*. 2021;104:659–690. <https://doi.org/10.1111/jace.17544>
3. Radovic M., Barsoum M. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *American Ceramic Society Bulletin*. 2013;92(3):20–27.
4. Barsoum MW. *MAX Phases: Properties of Machineable Ternary Carbides and Nitrides*. Wiley VCH. 2013. <http://dx.doi.org/10.1002/9783527654581>
5. Velasco B., Tsipas S., Ferrari B., Gordo E. MAX phases foams produced via a powder metallurgy process using a water-soluble spaceholder. *Powder Metallurgy*. 2014;58(2):95–99. <https://doi.org/10.1179/0032589915Z.0000000000226>
6. Velasco B., Gordo E., Hu L., Radovic M., Tsipas S.A. Influence of porosity on elastic properties of Ti₂AlC and Ti₃SiC₂ MAX phase foams. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;764:24–35. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.027>
7. Sun Z., Liang Y., Li M., Zhou Y. Preparation of reticulated MAX phase support with morphology-controllable nanostructured ceria coating for gas exhaust catalyst devices. *Journal of the American Ceramic Society*. 2010;93(9):2591–2597. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.03776.x>
8. Bowen C.R., Thomas T. Macro-porous Ti₂AlC MAX-phase ceramics by the foam replication method. *Ceramics International*. 2015; 41(9):12178–12185. <https://doi.org/10.1016/J.CERAMINT.2015.06.038>
9. Fey T., Stumpf M., Chmielarz A., Colombo P., Greil P., Potoczek M. Microstructure, thermal conductivity and simulation of elastic modulus of MAX-phase (Ti₂AlC) gel-cast foams. *Journal of the European Ceramic Society*. 2018;38(10):3424–3432. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.04.012>
10. Elsayed H., Chmielarz A., Potoczek M., Fey T., Colombo P. Direct ink writing of three dimensional Ti₂AlC porous structures. *Additive Manufacturing*. 2019;28:365–372. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.018>
11. Tan Q., Zhuang W., Attia M., Djugum R., Zhang M. Recent progress in additive manufacturing of bulk MAX phase components: A review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;131:30–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.05.026>
12. Sai Priya Munagala. MAX phases: New class of carbides and nitrides for aerospace structural applications. In: *Aerospace Materials and Material Technologies, Indian Institute of Metals Series*. 2016;455–465. https://doi.org/10.1007/978-981-10-2134-3_20
13. Krotkevich D.G., Kashkarov E.B., Mingazova Y.R., Lider A.M., Travitzky N. Fabrication of Max Phase-Based Gradient Porous Materials from Preceramic Paper. *Russian Physics Jour-*

- nal.* 2023;65:2186–2192. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02888-2>
14. Гончарук С.Ю., Самборук А.Р. Применение пористых СВС-материалов в качестве фильтров. *Современные материалы, техника и технологии.* 2018;2(17):42–44. <https://doi.org/10.24411/9999-004A-2018-10020>
 15. Анциферов В.Н., Пещеренко С.Н. Пористые вещества как новый класс материалов. *Перспективные материалы.* 2000;(5):1–8.
 16. Пат. 2733524 РФ. Способ получения керамико-металлических композиционных материалов / Амосов А.П., Латухин Е.И., Умеров Э.Р. Заявл. 02.12.2019; опубли. 02.10.2020. Бюл. № 28.
 17. Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R. Applying Infiltration Processes and Self-Propagating High-Temperature Synthesis for Manufacturing Cermets: A Review. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals.* 2022;63:81–100. <http://dx.doi.org/10.3103/S1067821222010047>
 18. Latukhin E.I., Umerov E.R., Amosov A.P. Preparation of Ti_3AlC_2 -Al Cermets by Combined Use of SHS of Ti_3AlC_2 Porous Skeleton and Spontaneous Infiltration with Al and Al-Based Melts. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis.* 2023;32:23–29. <https://doi.org/10.3103/S1061386223010041>
 19. Umerov E.R., Latukhin E.I., Amosov A.P., Kichaev P.E. Preparation of Ti_3SiC_2 -Sn(Pb) Cermet by SHS of Ti_3SiC_2 Porous Skeleton with Subsequent Spontaneous Infiltration with Sn-Pb Melt. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis.* 2023;32:30–35. <https://doi.org/10.3103/S1061386223010089>
 20. ЛепакOVA О.К., Итин В.И., Астафурова Е.Г., Еркаев П.А., Китлер В.Д., Афанасьев Н.И. Синтез, фазовый состав, структура и прочностные свойства пористых материалов на основе соединения Ti_3SiC_2 . Физическая ме-зо-механика. 2016;19(2):108–113.
 21. Ковалев Д.Ю. Динамическая рентгенография материалообразующих процессов горения. Автореф. докт. дис. Черноголовка. 2020:44.
 22. Давыдов Д.М., Умеров Э.Р., Латухин Е.И. Сравнительный анализ методик оценки пористости СВС-каркасов. *Современные материалы, техника и технологии.* 2021;6(39):24–31. <https://doi.org/10.47581/2021/SMTT/6.38.04>
 23. Давыдов Д.М., Умеров Э.Р., Латухин Е.И., Амосов А.П. Влияние элементного порош-кового сырья на формирование пористого каркаса МАХ-фазы Ti_3AlC_2 при получении методом СВС. *Вектор науки ТГУ.* 2021;(3):37–47. <https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-37-47>
 24. Zakeri M., Rahimpour M.R., Khanmohammadi-an A. Effect of the starting materials on the reac-tion synthesis of Ti_3SiC_2 . *Ceramics International.* 2009;35(4):1553–1557. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.08.011>
 25. Amosov A.P., Latukhin E.I., Davydov D.M. The influence of gas atmosphere composition on formation of surface films in self-propagating high-temperature synthesis of po-rous Ti_3SiC_2 . *Modern Applied Science.* 2015;9(3):17–24. <http://dx.doi.org/10.5539/mas.v9n3p17>
 26. Колсанов А.В., Николаенко А.Н., Иванов В.В., Приходько С.А., Платонов П.В. Опре-деление биосовместимости и цитотоксично-сти пористых материалов на основе титана в эксперименте. *Наука и инновации в меди-цине.* 2017;3(7):18–22. <http://dx.doi.org/10.35693/2500-1388-2017-0-3-18-22>

REFERENCES

1. Belov S.V. *Porous materials in mechanical en-gineering.* Moscow: Mashinostroenie, 1981:184. (In Russ.).
2. Gonzalez-Julian J. Processing of MAX phases: From synthesis to applications. *Journal of the American Ceramic Society.* 2021;104:659–690. <https://doi.org/10.1111/jace.17544>
3. Radovic M., Barsoum M. MAX phases: Bridging the gap between metals and ceramics. *American Ceramic Society Bulletin.* 2013;92(3):20–27.
4. Barsoum MW. *MAX Phases: Properties of Ma-chinable Ternary Carbides and Nitrides.* Wiley VCH. 2013. <http://dx.doi.org/10.1002/9783527654581>
5. Velasco B., Tsipas S., Ferrari B., Gordo E. MAX phases foams produced via a powder metallurgy process using a water-soluble space-holder. *Powder Metallurgy.* 2014;58(2):95–99. <https://doi.org/10.1179/0032589915Z.00000000000226>
6. Velasco B., Gordo E., Hu L., Radovic M., Tsi-pas S.A. Influence of porosity on elastic proper-ties of Ti_2AlC and Ti_3SiC_2 MAX phase foams. *Journal of Alloys and Compounds.* 2018;764:24–35. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.027>
7. Sun Z., Liang Y., Li M., Zhou Y. Preparation of reticulated MAX phase support with morpho-logy-controllable nanostructured ceria coating for gas exhaust catalyst devices. *Journal of the American Ceramic Society.* 2010;93(9):2591–2597. <http://dx.doi.org/10.1111/j.1551-2916.2010.03776.x>

8. Bowen C.R., Thomas T. Macro-porous Ti_2AlC MAX-phase ceramics by the foam replication method. *Ceramics International*. 2015; 41(9):12178–12185. <https://doi.org/10.1016/J.CERAMINT.2015.06.038>
9. Fey T., Stumpf M., Chmielarz A., Colombo P., Greil P., Potoczek M. Microstructure, thermal conductivity and simulation of elastic modulus of MAX-phase (Ti_2AlC) gel-cast foams. *Journal of the European Ceramic Society*. 2018;38(10):3424–3432. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2018.04.012>
10. Elsayed H., Chmielarz A., Potoczek M., Fey T., Colombo P. Direct ink writing of three dimensional Ti_2AlC porous structures. *Addit Manuf.* 2019;28:365–372. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.05.018>
11. Tan Q., Zhuang W., Attia M., Djugum R., Zhang M. Recent progress in additive manufacturing of bulk MAX phase components: A review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2022;131:30–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.05.026>
12. Sai Priya Munagala. MAX phases: New class of carbides and nitrides for aerospace structural applications. *Aerospace Materials and Material Technologies, Indian Institute of Metals Series*. 2016:455–465. https://doi.org/10.1007/978-981-10-2134-3_20
13. Krotkevich D.G., Kashkarov E.B., Mingazova Y.R., Lider A. M., Travitzky N. Fabrication of Max Phase-Based Gradient Porous Materials from Preceramic Paper. *Russian Physics Journal*. 2023;65:2186–2192. <https://doi.org/10.1007/s11182-023-02888-2>
14. Goncharuk S.Yu., Samboruk A.R. Use of porous SHS materials as filters. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2018;2(17):42–44. (In Russ.). <https://doi.org/10.24411/9999-004A-2018-10020>
15. Antsiferov V.N., Peshcherenko S.N. Porous substances as a new class of materials. *Perspektivnye materialy*. 2000;5:1–8. (In Russ.).
16. Pat. 2733524 RU. *Method for obtaining ceramic-metal composite materials* / Amosov A.P., Latukhina E.I., Umerov E.R. Application 02.12.2019; publ. 02.10.2020. No. 28. (In Russ.).
17. Amosov A.P., Latukhin E.I., Umerov E.R. Applying Infiltration Processes and Self-Propagating High-Temperature Synthesis for Manufacturing Cermets: A Review. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2022;63:81–100. <http://dx.doi.org/10.3103/S1067821222010047>
18. Latukhin E.I., Umerov E.R., Amosov A.P. Preparation of Ti_3AlC_2 -Al Cermets by Combined Use of SHS of Ti_3AlC_2 Porous Skeleton and Spontaneous Infiltration with Al and Al-Based Melts. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2023;32:23–29. <https://doi.org/10.3103/S1061386223010041>
19. Umerov E.R., Latukhin E.I., Amosov A.P., Kichaev P. E. Preparation of Ti_3SiC_2 -Sn(Pb) Cermet by SHS of Ti_3SiC_2 Porous Skeleton with Subsequent Spontaneous Infiltration with Sn-Pb Melt. *International Journal of Self-Propagating High-Temperature Synthesis*. 2023;32:30–35. <https://doi.org/10.3103/S1061386223010089>
20. Lepakova O.K., Itin V.I., Astafurova E.G., Erkaev P.A., Kitler V.D., Afanas'ev N.I. Synthesis, phase composition, structure and strength properties of porous materials based on Ti_3SiC_2 compound. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2016;19(2):108–113. (In Russ.).
21. Kovalev D.Yu. Dynamic X-ray of material-forming combustion processes. Extended abstract of doctor's thesis. Chernogolovka, 2020:44. (In Russ.).
22. Davydov D.M., Umerov E.R., Latukhin E.I. Comparative analysis of methods for assessing the porosity of SHS-skeletons. *Sovremennye materialy, tekhnika i tekhnologii*. 2021;6(39):24–31. (In Russ.). <https://doi.org/10.47581/2021/SMTT/6.38.04>
23. Davydov D.M., Umerov E.R., Latukhin E.I., Amosov A.P. The influence of elemental powder raw material on the formation of the porous frame of Ti_3AlC_2 MAX-phase when obtaining by the SHS method. *Vektor nauki TGU*. 2021;(3):37–47. (In Russ.). <https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-37-47>
24. Zakeri M., Rahimpour M.R., Khanmohammadian A. Effect of the starting materials on the reaction synthesis of Ti_3SiC_2 . *Ceramics International*. 2009;35(4):1553–1557. <http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.08.011>
25. Amosov A.P., Latukhin E.I., Davydov D.M. The influence of gas atmosphere composition on formation of surface films in self-propagating high-temperature synthesis of porous Ti_3SiC_2 . *Modern Applied Science*. 2015;9(3):17–24. <http://dx.doi.org/10.5539/mas.v9n3p17>
26. Kolsanov A.V., Nikolaenko A.N., Ivanov V.V., Prikhod'ko S.A., Platonov P.V. Determination of biocompatibility and cytotoxicity of titanium-based porous materials in an experiment. *Nauka i innovatsii v meditsine*. 2017;3(7):18–22. (In Russ.). <http://dx.doi.org/10.35693/2500-1388-2017-0-3-18-22>

Сведения об авторах

Денис Михайлович Давыдов, аспирант кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: davidovd77@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5469-8588

Александр Петрович Амосов, д.ф.-м.н., профессор, заведующий кафедрой металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: egundor@yandex.ru

ORCID: 0000-0003-1994-5672

Евгений Иванович Латухин, к.т.н., доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: evgelat@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-2071-3521

Эмиль Ринатович Умеров, аспирант кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: umeroff2017@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-2050-6899

Владислав Александрович Новиков, к.т.н., доцент кафедры металловедения, порошковой металлургии, наноматериалов, Самарский государственный технический университет

E-mail: vladislav_novyi@mail.ru

ORCID: 0000-0002-8052-305X

Information about the authors

Denis M. Davydov, postgraduate student of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University

E-mail: davidovd77@mail.ru

ORCID: 0000-0001-5469-8588

Aleksandr P. Amosov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University

E-mail: egundor@yandex.ru

ORCID: 0000-0003-1994-5672

Evgeny I. Latukhin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University

E-mail: evgelat@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-2071-3521

Emil R. Umerov, Postgraduate student of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University

E-mail: umeroff2017@yandex.ru

ORCID: 0000-0002-2050-6899

Vladislav A. Novikov, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of Department "Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials", Samara State Technical University

E-mail: vladislav_novyi@mail.ru

ORCID: 0000-0002-8052-305X

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 15.11.2023

После доработки 27.11.2023

Принята к публикации 04.12.2023

Received 15.11.2023

Revised 27.11.2023

Accepted 04.12.2023

Оригинальная статья

УДК 536.425:539.25

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-98-106

**ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И НАНОЧАСТИЦ
НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА**

© 2023 г. Хамид Мохаммед Махан^{1, 2}

¹Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева (Россия, 443086, Самара, Московское шоссе, 34)

²Средний технический университет (Ирак, 10074, Багдад)

Аннотация. Изучены микроструктура и механические свойства матричного композита на основе алюминиевого сплава AA2024, армированного наночастицами TiO₂. Интерметаллид AlMgCu сформирован в алюминиевой матрице, укрепленной наночастицами TiO₂ с различными концентрациями (0, 2,5, 5,0 и 7,5 %), полученными с использованием технологии литья с перемешиванием. Процесс литья с перемешиванием сопровождался последующей термообработкой при 500 °С. Затем сплав быстро охлаждали в воде до температуры 25 °С и проводили старение при 185 °С в течение 3 ч. Такая обработка приводит к растворению наночастиц титана в матрице, формируются ультрадисперсные соединения вокруг зерен алюминиевого композита. Согласно полученным результатам соединения Al₇Cu₂Fe и Al(Cu, Mn, Fe, Si) формируют единую структуру в междендритных областях. При добавлении до 2,5 % оксида титана количество мелких игольчатых выделений Al – Cu – Mg вблизи междендритных областей увеличивалось, но дальнейшее добавление оксида титана уменьшало их количество в этой зоне. После термообработки с добавкой до 7,5 % оксида титана игольчатые выделения Al – Cu – Mg в междендритных областях исчезали и выпадали во внутренней зоне дендритов. При добавлении TiO₂ и проведении термообработки непрореагировавшие интерметаллиды и Al₃Ti полностью превращались в Al₃MgCu. С увеличением содержания TiO₂ от 5,0 до 7,5 % вместо выделений Al₂CuMg в алюминиевой матрице образовывались выделения Al₆Mg₄Cu. Добавление 5 % оксида титана повышает твердость композита примерно на 33 % по сравнению с образцами без наночастиц оксида титана.

Ключевые слова: алюминиевая матрица, интерметаллические соединения, наночастицы, твердость, микроструктура, процесс литья, титан

Для цитирования: Махан Х.М. Влияние термической обработки и наночастиц на микроструктуру и механические свойства алюминиевого сплава. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):98–106. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-98-106](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-98-106)

Original article

**INFLUENCE OF HEAT TREATMENT AND NANOPARTICLES ON
MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF ALUMINUM ALLOY**

© 2023 Hamid M. Mahan

¹Samara National Research University (34, Moskovskoye Shosse, Str. Samara, 443086, Russian Federation)

²Technical Institute of Baquba, Middle Technical University (Baghdad 10074, Iraq)

Abstract. The microstructure and mechanical properties of a matrix composite based on aluminum alloy AA2024 reinforced with TiO₂ nanoparticles have been studied. AlMgCu intermetallic compound is formed in an aluminum matrix reinforced with TiO₂ nanoparticles with various concentrations (0, 2.5, 5.0 and 7.5 %) obtained using mixing casting technology. The mixing casting process was followed by subsequent heat treatment at 500 °C. The

alloy was then rapidly cooled in water to a temperature of 25 °C and aged at 185 °C for 3 hours. This treatment leads to the dissolution of titanium nanoparticles in the matrix, and ultrafine compounds are formed around the grains of the aluminum composite. According to the results obtained, the compounds $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ and $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$ form a single structure in the interdendritic regions. When adding up to 2.5 % titanium oxide, the number of fine needle-like $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg}$ secretions near the dendritic regions increased, but further addition of titanium oxide reduced their number in this zone. After heat treatment with the addition of up to 7.5 % titanium oxide, needle-like $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg}$ secretions in the dendritic regions disappeared and fell out in the inner zone of the dendrites. When TiO_2 was added and heat treatment was carried out, the unreacted intermetallics and Al_3Ti were completely converted into Al_3MgCu . With an increase in the TiO_2 content from 5.0 to 7.5 %, instead of Al_2CuMg secretions, $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$ secretions were formed in the aluminum matrix. The addition of 5 % titanium oxide increases the hardness of the composite by about 33 % compared to samples without titanium oxide nanoparticles.

Keywords: aluminum matrix, intermetallic compounds, nanoparticles, hardness, microstructure, casting process, titanium

For citation: Mahan H.M. Influence of heat treatment and nanoparticles on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):98–106. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-98-106](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-98-106)

Введение

В последние годы особое внимание уделяется прочному и легкому материалу – алюминию – как подходящей альтернативе стали или чугуна в различных отраслях промышленности [1]. Одним из способов обеспечения особых свойств (в том числе высокой прочности и хорошей износостойкости) алюминиевых сплавов является изготовление матричных композитов (АМК) с использованием керамического армирования. Существуют различные методы изготовления этих материалов: порошковая металлургия, литье [2]. Каждый из этих методов имеет свои недостатки. Например, процесс порошковой металлургии является дорогостоящим [3]. Процесс литья проще и дешевле, однако существует проблема слабой смачиваемости керамических частиц алюминиевой матрицей. Решение этой проблемы возможно путем покрытия керамических частиц металлом [4].

Образование хрупких реакционноспособных продуктов на границе армирования и матрицы снижает механические свойства композита. Различными исследователями изучается метод, заключающийся в добавлении металлических частиц во время перемешивания расплавленного алюминия. В зависимости от степени растворимости в алюминии металлические частицы обычно делят на две группы: частицы с низкой растворимостью (такие как никель, титан и вольфрам), частицы с высокой растворимостью (такие как цинк) [5]. Первая группа считается армирующим материалом в композитах с алюминиевой матрицей из-за его более высокой прочности и жесткости по сравнению с алюминием. При анализе доступной литературы обнаружено, что влияние добавления титана в сплавы $\text{Al} - \text{Cu} - \text{Mg}$ при литье с перемешиванием

тщательно не исследовалось. Исследование, проведенное Кришна и соавторами [6], касается изготовления композита А356, армированного частицами меди. В этой работе для производства композита использовался метод литья с перемешиванием. Изготовленные АМС с использованием технологии литья с перемешиванием, усиленные наночастицами TiO_2 , обладают большими твердостью, пределом прочности при растяжении, пределом текучести, модулем упругости и пластичностью по сравнению со сплавом А356 без армирования.

В работе [7] исследовано влияние добавления кальция на сплав АА7178. Используются методы литья с перемешиванием и полутвердое литье для производства АМС. Изготовленный композит обладает более высокими прочностью и деформационным упрочнением, чем матричный сплав АА7178. В работе [8] исследовано влияние термообработки старением и скорости перемешивания на структуру композита А390/10 % Mg (по массе), полученного методом полутвердого литья. Термообработка старением приводит к образованию сферических зерен $\alpha\text{-Al}$ в матрице композита. Учитывая их особые характеристики (такие как высокие прочность и коррозионная стойкость, превосходная стойкость к окислению при высоких температурах, высокий модуль упругости) интерметаллиды на основе $\text{Al} - \text{Ni}$ являются отличным вариантом для армирования в АМС [9]. Диви [10] указал, что повышение микротвердости и износостойкости армированного никелем матричного композита АА7075, полученного методом литья с перемешиванием, может быть связано с образованием в матрице интерметаллических соединений Al_3Ni . В работе [11] исследовано влияние термообработки Т6 на коррозионное поведение матричного композита

АА6061, армированного никелевым порошком, композит изготавливали методом литья с перемешиванием. Обнаружено, что увеличение содержания никеля привело к росту тока коррозии и снижению сопротивления поляризации как в литом, так и в термообработанном образце.

Обзор доступных ресурсов показывает, что эффект добавления титана в сплавы Al – Cu – Mg, полученные путем литья с перемешиванием, не изучался. Алюминиевые сплавы АА2024 представляют собой серию сплавов Al – Cu – Mg, в которых медь играет роль основного легирующего элемента, а выделения (Al_2Cu Mg) и θ (Al_2Cu) играют ключевую роль в процессе упрочнения. Добавление титана в сплавы этой группы может способствовать образованию алюминидов титана, которые обладают высокими твердостью и прочностью. Диоксид титана обладает высокой термической стабильностью, что позволяет алюмоматричным композитам сохранять свои свойства при высоких температурах [12 – 14] и может повысить термическую нестабильность этих алюминиевых сплавов. Равномерное распределение частиц и снижение пористости способствует улучшению механических свойств алюминиевого композитного материала по сравнению с литой структурой. В настоящей работе осуществляли добавление в алюминиевый расплав АА2024 наночастиц оксида титана в различном количестве и обработку композита литьем с перемешиванием. Исследовано влияние термообработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевых сплавов АА2024, армированных наночастицами TiO_2 .

Материалы и методы исследования

В настоящем исследовании в качестве матрицы использовался алюминиевый сплав АА2024 следующего химического состава: 1,04 % Mg; 0,098 % Si; 5,5 % Cu; 0,62 % Mn; 0,03 % Ti; 0,008 % Cr; 0,11 % Zn; 0,25 % Fe; остальное – Al (по массе). В качестве упрочняющих использовались частицы оксида титана с размером частиц 30 ± 5 нм. Физико-химические свойства наночастиц TiO_2 : плотность $4,23 \text{ г/см}^3$; состав 59,93 % Ti, 40,07 % O₂; размер 30 ± 5 нм; температура плавления 1843°C ; точка кипения 3200°C ; структура кристалла – тетрагональная.

Использовались наночастицы армирующего материала TiO_2 чистотой 99,8 % и размером 30 ± 5 нм производства Китая (Changsha Santech Co.). Процесс литья был сформирован с использованием литья с перемешиванием. Разливку с перемешиванием проводили при скорости 300 об/мин с использованием двигателя мощностью 3 л.с. Перемешивание проводили в течение 20 мин при температуре 750°C . Для плавки материала использовали электрическую печь, снабженную графитовым тиглем. Для исследования влияния массовой доли титана в расплав алюминия добавляли нанопорошок оксида титана в количестве 2,5, 5,0 и 7,5 % (по массе).

Схема печи для плавки с мешалкой с возможность подачи нанопорошка в расплавленный металл показана на рис. 1. Расплавленный материал заливали в цилиндрическую форму диаметром 14 мм и длиной 200 мм. Гомогенизационную термическую обработку проводили при температуре $500 - 510^\circ\text{C}$ в течение 3 ч. После закалки образцы подвергались старению. На

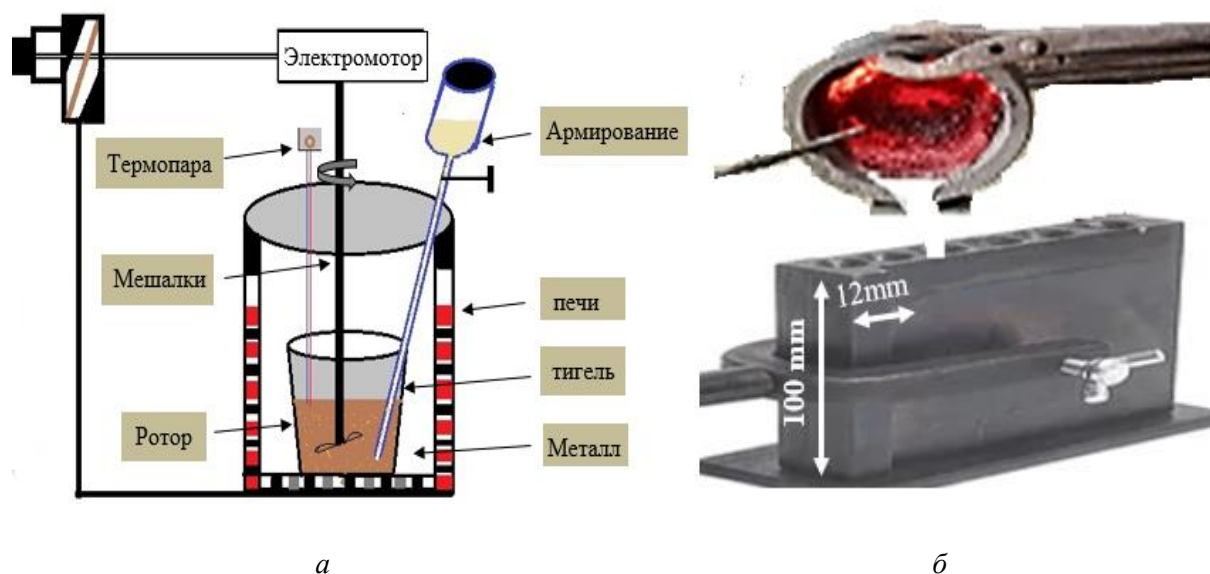


Рис. 1. Схема печи для плавки с мешалкой (а) и литейная форма (б)
Fig. 1. The stir casting furnace for melting (a) and the casting mould (б)

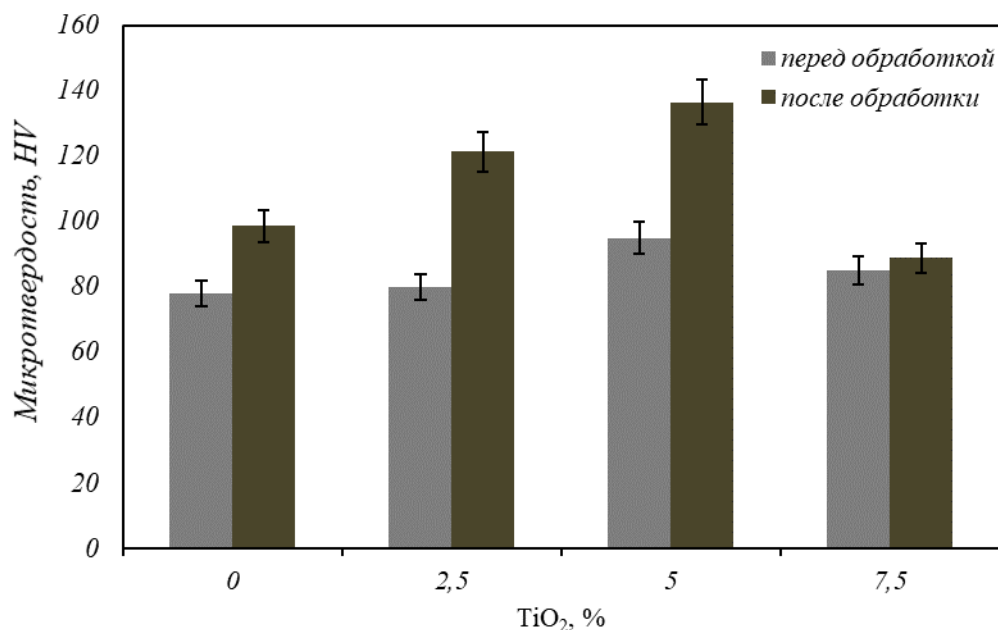


Рис. 2. Влияние наночастиц на твердость композита AA2024 до и после термической обработки
Fig.2. Effect of nanoparticles on the hardness of composite AA2024 before and after heat treatment

этом этапе их нагревали до 180 °С в печи с циркуляцией воздуха и выдерживали при этой температуре в течение 3 ч. Затем образцы охлаждали на воздухе.

После охлаждения все образцы испытывали на твердость. Выполнена статистическая обработка результатов. Все эксперименты проводились в соответствии с американскими стандартами (ASTM). Для определения твердости образцов использовали цифровой анализатор твердости по Виккерсу (Laryee HBRVS–18705). Для исследования микроструктуры образцов использовали сканирующий электронный микроскоп TESCANVEGA. Реактив Кролла ($\text{H}_2\text{O}:\text{HNO}_3:\text{HF} = 92:6:2$) использовали для травления образцов в поперечном сечении в течение 15 с. Рентгенофазовый анализ был выполнен для изучения структуры фаз и выделений, выявленных с помощью СЭМ. Эти результаты были получены на приборе ДРОН-7.

Результаты и обсуждение

Твердость

На рис. 2 показана твердость по Виккерсу различных образцов до и после термообработки. Твердость всех образцов после термообработки увеличилась по сравнению с литым состоянием. Однородность микроструктуры, а также более равномерное распределение выделений Al_2CuMg в сплавах AA2024 могут быть причинами повышения твердости. При добавлении

большого количества наночастиц оксида титана твердость композита в литом состоянии увеличивается.

Поскольку интерметаллиды на основе Al – Ti обладают высокой твердостью [15, 16], ожидается, что образование интерметаллидов будет основным фактором повышения твердости за счет добавления в композиты наночастиц.

Сравнение двух образцов (без добавления наночастиц оксида титана и с содержанием 2,5 % таких частиц) показывает, что твердость после термообработки в образце с содержанием 2,5 % TiO_2 немного выше (121 НВ), чем в образце без TiO_2 (97 НВ). В результате не происходит существенного увеличения твердости по сравнению с образцом без добавления TiO_2 после термообработки. При увеличении содержания оксида титана до 5 % твердость значительно увеличилась (до 137 НВ). Хотя присутствие оксида титана в этом образце может уменьшить выделение соединений Al_2CuMg , образование большого количества богатых титаном интерметаллических соединений привело к значительному увеличению твердости после термообработки. Дальнейшее увеличение содержания оксида титана до 7,5 % привело к снижению твердости до 90 НВ после термообработки, хотя образуется больше интерметаллических соединений, богатых титаном (согласно микроструктуре, показанной на рис. 3).

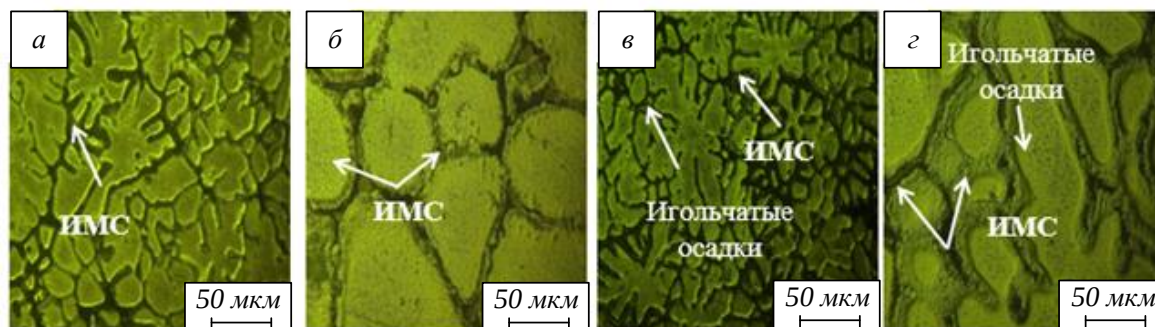
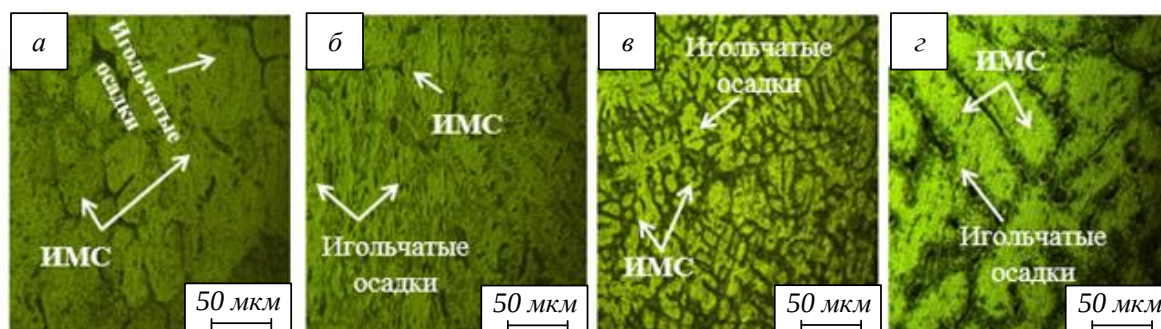
До термической обработки*После термической обработки*

Рис. 3. Результаты оптической микроскопии (ИМС – интерметаллические соединения):

а – без TiO_2 ; б – 2,5 % TiO_2 ; в – 5,0 % TiO_2 ; г – 7,5 % TiO_2

Fig.3. Results of optical microscopy (IMC – intermetallic compounds):

а – без TiO_2 ; б – 2,5 % TiO_2 ; в – 5,0 % TiO_2 ; г – 7,5 % TiO_2 **Микроструктурный анализ**

На рис. 3 приведены оптические микроскопические изображения микроструктур различных образцов до и после термообработки. В образце без добавки наночастиц оксида титана в литейном состоянии наблюдается эвтектическая структура, а также интерметаллические соединения (ИМС), образующиеся в междимерных областях. Мелкие игольчатые выделения также образовались вблизи междендритных областей. Более того, по всей микроструктуре была разбросана структура игольчатой формы. После термообработки эвтектическая структура исчезла, но в междендритных областях по-прежнему наблюдаются блочные интерметаллиды.

Кроме того, во внутренней части дендритов создается большое количество мелких выделений, так что вокруг междендритных областей образуется зона, свободная от выделений. Кроме того, интерметаллические соединения, образующиеся в междимерных областях, теряют свою интегрированную структуру и превращаются в отдельные островки.

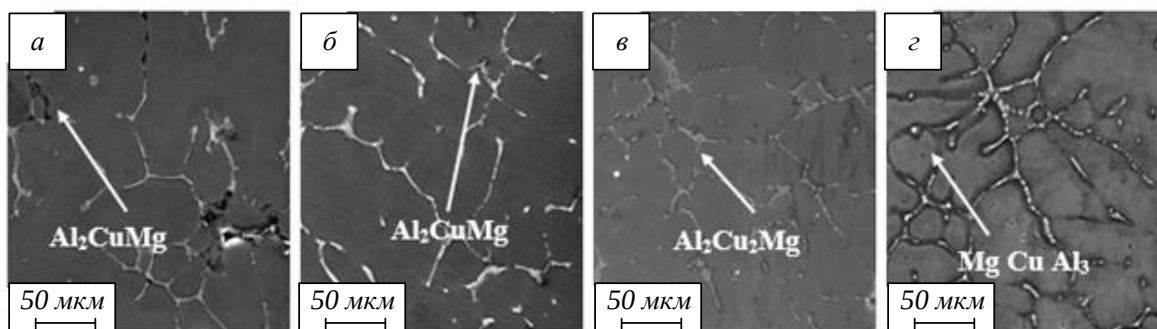
Можно отметить, что наиболее однородные выделения наблюдаются при добавлении 2,5 и 5 % TiO_2 . Равномерное распределение этих частиц и меньшая пористость привели к улучше-

нию механических свойств алюминиевого композитного материала по сравнению с литой матрицей [17].

С добавкой оксида титана до 5,0 % количество мелких игольчатых выделений вблизи междимерной области увеличилось, но увеличение количества добавки до 7,5 % уменьшило количество таких выделений в этой зоне. После термообработки соединения металлов, образовавшиеся в междендритных областях, теряют свою единую структуру и переходят в отдельные структуры. Однако замечено, что доля этих интерметаллических соединений увеличивается с ростом содержания титана. Важно отметить, что после термообработки с добавкой до 7,5 % оксида титана игольчатая структура в междимерных областях исчезает и выпадает во внутренней зоне дендритов. В отличие от образцов, содержащих 2,5 % добавок, темные полосовидные интерметаллиды в образце с 5 % оксида титана сохраняют свою полосовидную морфологию даже после термообработки [18].

Для более точной оценки микроструктуры и образующихся в ней интерметаллидов на рис. 4 приведены СЭМ структур различных образцов. Микроструктура образца без добавки наночастиц

До термической обработки



После термической обработки

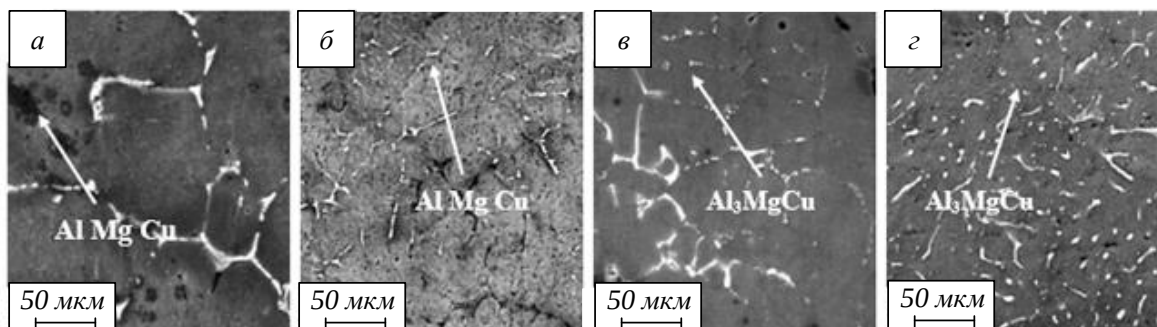


Рис. 4. Микроструктура сплава (СЭМ):

а – без добавки TiO_2 ; б – 2,5 % TiO_2 ; в – 5 % TiO_2 ; г – 7,5 % TiO_2

Fig .4. Microstructure of the alloy (SEM results):

а – 0 % TiO_2 ; б – 2.5 % TiO_2 ; в – 5 % TiO_2 ; г – 7.5 % TiO_2

в литом состоянии содержит выделения и интерметаллиды Al_2CuMg , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$. Игольчатые выделения в междендритных областях представляют собой фазу Al_2CuMg . После термообработки (рис. 4, б), эти выделения стали более мелкими, вблизи междендритных областей образовалась полоса без включений. Формирование этой полосы можно объяснить применением тепла во время термообработки, что обеспечивает возможность диффузии элементов меди в богатые железом интерметаллические соединения. Поэтому в междендритных областях формируется бедная по медному элементу область, что препятствует образованию в этой зоне преципитатов Al_2CuMg . Как видно, эвтектическая структура Al_2CuMg исчезла после термообработки, а междимерные области окружены отдельными интерметаллидами $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$ [19].

Поскольку температура растворения этих интерметаллических соединений намного выше температуры термообработки, эти соединения не могут растворяться в структуре. Как сообщают другие исследователи [20], частицы $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mg}, \text{Si})$ являются обычными вторичными частицами в алюминиевых сплавах АА2024. Эти частицы наблюдаются в микроструктуре образцов без добавки наночастиц оксида титана как в литом состоянии, так и после термообработки. Как

видно, обработка гомогенизацией не изменяет их морфологию.

На рис. 4, в показана микроструктура образца с добавкой 5 % наночастиц после обработки гомогенизацией. При добавлении оксида титана и проведении термообработки в микроструктуре образуется интерметаллид Al_3MgCu . Этот интерметаллид зародился на соединениях $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$. В междимерных областях образуются соединения Al Cu , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$.

Для сравнения на рис. 4, в, г показаны СЭМ микроструктуры композита, содержащего 5 % добавки оксида титана до и после термообработки. Как видно, аналогично образцу без титана наблюдается структура эвтектики Al_2CuMg , $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ и $\text{Al}(\text{Cu}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})$ [21].

Присутствие этих наночастиц играет важную роль в уменьшении размера зерна, улучшении механических свойств, влиянии на характер осаждения и повышении термической стабильности. Наночастицы действуют как центры зародышеобразования для рекристаллизации, способствуя формированию более мелких и равномерно распределенных зерен. Это приводит к уменьшению размера зерна и созданию более однородной микроструктуры. Кроме того, присутствие наночастиц может изменить предпочтительную кристаллографическую ориентацию зерен во время процессов затвердевания и деформации, что может повлиять на текстуру сплава.

Выводы

После термообработки интерметаллические соединения, образовавшиеся в междимерных областях, потеряли свои интегрированные структуры и превратились в отдельные структуры. Однако было замечено, что доля этих интерметаллических соединений увеличивается с увеличением количества наночастиц.

Вследствие высокой способности интерметаллического соединения Al – Ti адсорбировать медь и тенденции к образованию интерметаллида Al_3MgCu , в междендритных областях образуется бедная медью область, что препятствует образованию в этой зоне преципитатов Al_2CuMg .

Хотя добавление наночастиц в количестве до 5 % может уменьшить количество включений Al_2CuMg , образование большого количества богатых титаном интерметаллических соединений приводит к значительному увеличению твердости и прочности после термообработки.

При увеличении количества наночастиц с 5 до 7,5 % осаждение выделений Al_2CuMg в алюминиевой матрице и увеличение пористости приводят к снижению твердости и прочности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gnanavelbabu A., Surendran K.T.S., Kumar S. Process optimization and studies on mechanical characteristics of AA2014/ Al_2O_3 nanocomposites fabricated through ultrasonication assisted stir-squeeze casting. *International Journal of Metal casting*. 2022;16(2):759–782. <https://doi.org/10.1007/s40962-021-00634-3>
- Liu F., Zhu X., Ji S. Effects of Ni on the microstructure, hot tear and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloys under as-cast condition. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020; 821:153458. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153458>
- Aynalem G.F. Processing methods and mechanical properties of aluminum matrix composites. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2020;2020:1–19. <https://doi.org/10.1155/2020/3765791>
- Ramesh R., Roseline V.A., Gowrishankar. Production and characterization of aluminum metal matrix composite reinforced with Al_3Ni by stir and squeeze casting. *Applied Mechanics and Materials*. 2015;766–767:315–319. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.766-767.315>
- Op A.R.N., Arul S. Effect of nickel reinforcement on micro hardness and wear resistance of aluminum alloy Al7075. *Materials Today: Proceedings*. 2020; 24:1042–1051. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.418>
- Krishna M.G., Kumar K.P., Swapna M.N., Rao J.B., Bhargava N.R.M.R. Fabrication, characterization and mechanical behavior of A356/copper particulate reinforced metallic composites. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5(2):7685–7691. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.444>
- Mondal D.P., Jha N., Badkul A., Das S., Yadav M.S., Jain P. Effect of calcium addition on the microstructure and compressive deformation behavior of 7178 aluminum alloy. *Materials & Design*. 2011;32(5):2803–2812. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.12.056>
- Hekmat-Ardakan A., Ajersch F. Effect of isothermal ageing on the semi-solid microstructure of reprocessed and partially remelted of A390 alloy with 10 % Mg addition. *Materials characterization*. 2010;61(8):778–785. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2010.04.012>
- Махан Х.М., Коновалов С.В., Панченко И.А., Пашкова Д.Д. Исследование свойств и структуры алюмоматричных композитов, армированных частицами TiO_2 . *Ползуновский вестник*. 2022;4–2:7–13. <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2022.4.2.001>
- Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallic*. 1996;4(5):357–375. [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)00056-9](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)00056-9)
- Vishwanatha A.D., Panda B., Shivanna D.M. Effect of a T6 aging treatment on the corrosion behavior of in-situ AlxNi reinforced AA6061 composite. *Materials Today: Proceedings*. 2021;44(6):4112–4117. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.455>
- Xiao L., Yu H., Qin Y., Liu G., Peng Z., Tu X., Zhao X. The evolution of microstructure and mechanical properties at elevated temperature of cast Al–Li–Cu–Mg alloys with Ni addition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020; 9:11069–11079. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.098>
- Han J.Q., Wang J.S., Zang M.-S., Niu K.M. Relationship between amounts of low-melting-point eutectics and hot tearing susceptibility of ternary Al–Cu–Mg alloys during solidification. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2020;30(9):2311–2325. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65381-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65381-X)
- Mahan H.M., Konovalov S.V., Osintsev K., Panchenko I. The influence of TiO_2 nanoparticles on the mechanical properties and microstructure of AA2024 aluminum alloy. *Materials and Technology*. 2023;57(4):379–384. <https://doi.org/10.17222/mit.2023.898>

15. Gxowa-Penxa Z., Daswa P., Modiba R., Mathabathe M.N., Bolokang A.S. Development and characterization of Al–Al₃Ni–Sn metal matrix composite. *Materials Chemistry and Physics*. 2021; 259:124027. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.124027>
16. Mahan H.M., Konovalov S.V., Panchenko I. Effect of heat treatment on the mechanical properties of the aluminium alloys AA2024 with nanoparticles. *International Journal of Applied Science and Engineering*. 2023;20(2):2022324. [https://doi.org/10.6703/IJASE.202306_20\(2\).011](https://doi.org/10.6703/IJASE.202306_20(2).011)
17. Mohamed A.M.A., Samuel F.H., Al kahtani S. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al–Si–Mg–Cu cast alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;577: 64–72. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.084>
18. Mahan H.M., Konovalov S.V., Panchenko I., Al-Obaidi M.A. The effects of titanium dioxide (TiO₂) content on the dry sliding behaviour of AA2024 aluminium composite. *Journal of Mechanical Engineering*. 2023;20(3):1823–5514. <https://doi.org/10.24191/jmeche.v20i3.23910>
19. Wang, Y., Lu, Y., Zhang, S., Zhang, H., Wang, H., Chen, Z. Characterization and strengthening effects of different precipitates in Al-7Si-Mg alloy *Journal of Alloys and Compounds*. 2021; 885: 161028. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161028>
20. Taylor R.P., McClain S.T., Berry J.T. Uncertainty analysis of metal-casting porosity measurements using Archimedes' principle. *International Journal of Cast Metals Research*. 1999;11(4):247–257. <https://doi.org/10.1080/13640461.1999.11819281>
21. Farajollahi R., Aval H.J., Jamaati R. Effects of Ni on the microstructure, mechanical and tribological properties of AA2024-Al₃NiCu composite fabricated by stir casting process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021; 887:161433. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161433>
22. Mahan H.M., Konovalov S.V., Najm S.M., Mihaela O., Trzepieciński T. Experimental and numerical investigations of the fatigue life of AA2024 aluminum alloy-based nanocomposite reinforced by TiO₂ nanoparticles under the effect of heat treatment. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2023;1-13.<https://doi.org/10.1007/s12541-023-00906-4>
2. Liu F., Zhu X., Ji S. Effects of Ni on the microstructure, hot tear and mechanical properties of Al–Zn–Mg–Cu alloys under as-cast condition. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020; 821:153458. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153458>
3. Aynalem G.F. Processing methods and mechanical properties of aluminum matrix composites. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2020;2020:1–19. <https://doi.org/10.1155/2020/3765791>
4. Ramesh R., Roseline V.A., Gowrishankar. Production and characterization of aluminum metal matrix composite reinforced with Al₃Ni by stir and squeeze casting. *Applied Mechanics and Materials*. 2015;766–767:315–319. <http://dx.doi.org/10.4028/www.scientific.net/A MM.766-767.315>
5. Op A.R.N., Arul S. Effect of nickel reinforcement on micro hardness and wear resistance of aluminum alloy Al7075. *Materials Today: Proceedings*. 2020; 24:1042–1051. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.04.418>
6. Krishna M.G., Kumar K.P., Swapna M.N., Rao J.B., Bhargava N.R.M.R. Fabrication, characterization and mechanical behavior of A356/copper particulate reinforced metallic composites. *Materials Today: Proceedings*. 2018;5(2):7685–7691. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.11.444>
7. Mondal D.P., Jha N., Badkul A., Das S., Yadav M.S., Jain P. Effect of calcium addition on the microstructure and compressive deformation behavior of 7178 aluminum alloy. *Materials & Design*. 2011;32(5):2803–2812. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.12.056>
8. Hekmat-Ardakan A., Ajersch F. Effect of isothermal ageing on the semi-solid microstructure of reprocessed and partially remelted of A390 alloy with 10% Mg addition. *Materials characterization*. 2010;61(8):778–785. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2010.04.012>
9. Mahan H.M., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Pashkova D.D. Investigation of the properties and structure of aluminum matrix composites reinforced with TiO₂ particles. *Polzunovsky bulletin*. 2022;4–2:7–13. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2022.4.2.001>
10. Deevi S.C., Sikka V.K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*.

REFERENCES

1. Gnanavelbabu A., Surendran K.T.S., Kumar S. Process optimization and studies on mechanical characteristics of AA2014/Al₂O₃ nanocom-

- 1996;4(5):357–375. [https://doi.org/10.1016/0966-9795\(95\)00056-9](https://doi.org/10.1016/0966-9795(95)00056-9)
11. Vishwanatha A.D., Panda B., Shivanna D.M. Effect of a T6 aging treatment on the corrosion behavior of in-situ AlxNiy reinforced AA6061 composite. *Materials Today: Proceedings*. 2021;44(6):4112–4117. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.10.455>
 12. Xiao L., Yu H., Qin Y., Liu G., Peng Z., Tu X., Zhao X. The evolution of microstructure and mechanical properties at elevated temperature of cast Al–Li–Cu–Mg alloys with Ni addition. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020; 9:11069–11079. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.098>
 13. Han J.Q., Wang J.S., Zang M.-S., Niu K.M. Relationship between amounts of low-melting-point eutectics and hot tearing susceptibility of ternary Al– Cu– Mg alloys during solidification. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2020;30(9):2311–2325. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(20\)65381-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(20)65381-X)
 14. Mahan H.M., Konovalov S.V., Osintsev K., Panchenko I. The influence of TiO₂ nanoparticles on the mechanical properties and microstructure of AA2024 aluminum alloy. *Materials and Technology*. 2023;57(4):379–384. <https://doi.org/10.17222/mit.2023.898>
 15. Gxowa-Penxa Z., Daswa P., Modiba R., Mathabathe M.N., Bolokang A.S. Development and characterization of Al–Al₃Ni–Sn metal matrix composite. *Materials Chemistry and Physics*. 2021; 259:124027. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2020.124027>
 16. Mahan H.M., Konovalov S.V., Panchenko I. Effect of heat treatment on the mechanical properties of the aluminium alloys AA2024 with nanoparticles. *International Journal of Applied Science and Engineering*. 2023;20(2):2022324. [https://doi.org/10.6703/IJASE.202306_20\(2\).011](https://doi.org/10.6703/IJASE.202306_20(2).011)
 17. Mohamed A.M.A., Samuel F.H., Al kahtani S. Microstructure, tensile properties and fracture behavior of high temperature Al–Si–Mg–Cu cast alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2013;577: 64–72. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.03.084>
 18. Mahan H.M., Konovalov S.V., Panchenko I., Al-Obaidi M.A. The effects of titanium dioxide (TiO₂) content on the dry sliding behaviour of AA2024 aluminium composite. *Journal of Mechanical Engineering*. 2023;20(3):1823–5514. <https://doi.org/10.24191/jmeche.v20i3.23910>
 19. Wang, Y., Lu, Y., Zhang, S., Zhang, H., Wang, H., Chen, Z. Characterization and strengthening effects of different precipitates in Al-7Si-Mg alloy *Journal of Alloys and Compounds*. 2021; 885: 161028. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161028>
 20. Taylor R.P., McClain S.T., Berry J.T. Uncertainty analysis of metal-casting porosity measurements using Archimedes' principle. *International Journal of Cast Metals Research*. 1999;11(4):247–257. <https://doi.org/10.1080/13640461.1999.11819281>
 21. Farajollahi R., Aval H.J., Jamaati R. Effects of Ni on the microstructure, mechanical and tribological properties of AA2024-Al₃NiCu composite fabricated by stir casting process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021; 887:161433. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161433>
 22. Mahan H.M., Konovalov S.V., Najm S.M., Mihaela O., Trzepieciński T. Experimental and numerical investigations of the fatigue life of AA2024 aluminum alloy-based nanocomposite reinforced by TiO₂ nanoparticles under the effect of heat treatment. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2023;1–13. <https://doi.org/10.1007/s12541-023-00906-4>

Сведения об авторах

Хамид Мохаммед Махан, аспирант, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева; инженер кафедры машиностроения, средний технический университет, Технический институт Бакуба
E-mail: hamid19812020@gmail.com
ORCID: 0000-0002-8421-2996

Information about the authors

Hamid Mohammed Mahan, Postgraduate student, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev; engineer of the Department of Mechanical Engineering, Secondary Technical University, Bakuba Technical Institute
E-mail: hamid19812020@gmail.com
ORCID: 0000-0002-8421-2996

Поступила в редакцию 29.11.2023

После доработки 05.12.2023

Принята к публикации 08.12.2023

Received 29.11.2023

Revised 05.12.2023

Accepted 08.12.2023

Краткое сообщение

УДК 669.162.1:549.08:544.3.03

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-107-111

**ТЕХНОЛОГО-МИНЕРАЛОГИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА
ПРОФИЛАКТИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОРУДНОГО КОНЦЕНТРАТА
ОБОЖЖЕННЫМ ИЗВЕСТНЯКОМ**

© 2023 г. Н. И. Кувшинникова, А. А. Пермяков, М. В. Темлянцев

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

Аннотация. Выполнены технолого-минералогические исследования проб обожженного известняка и профилактированного концентрата. Изучены процессы изменения минерального состава и влажности концентрата мокрой магнитной сепарации при профилактировании его обожженным известняком. Описаны механизм и кинетика связывания воды влажного железорудного концентрата в процессе гидратации минералов. Показано, что почти все минералы обожженного известняка в определенной степени участвуют в процессе профилактирования концентрата. Экспериментально установлено, что процесс профилактирования протекает в течение суток, но наиболее интенсивно процесс идет в первые четыре часа после смешивания влажного концентрата с обожженным известняком.

Ключевые слова: железорудный концентрат, обожженный известняк, профилактирование, минералообразование, влажность, кальцит, портландит

Для цитирования: Кувшинникова Н.И., Пермяков А.А., Темлянцев М.В. Технолого-минералогические исследования процесса профилактирования железорудного концентрата обожженным известняком. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):107–111. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-107-111](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-107-111)

Short report

**TECHNOLOGICAL AND MINERALOGICAL STUDIES OF THE PROCESS OF
PROPHYLAXIS OF IRON ORE CONCENTRATE WITH CALCINED LIMESTONE**

© 2023 N. I. Kuvshinnikova, A. A. Permyakov, M. V. Temlyantsev

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

Abstract. Technological and mineralogical studies of samples of burnt limestone and pre-treated concentrate were performed. The processes of changing the mineral composition and moisture content of the MMC concentrate during its prophylaxis with burnt limestone have been studied. The mechanism and kinetics of water binding of wet iron ore concentrate in the process of mineral hydration are described. It is shown that almost all the minerals of burnt limestone participate to a certain extent in the process of concentrate prophylaxis. It has been experimentally established that the prophylaxis process takes place during the day, but the process is most intense in the first 4 hours after mixing the wet concentrate with burnt limestone.

Keywords: iron ore concentrate, calcined limestone, prophylaxis, mineral formation, humidity, calcite, portlandite

For citation: Kuvshinnikova N.I., Permyakov A.A., Temlyantsev M.V. Technological and mineralogical studies of the process of prophylaxis of iron ore concentrate with calcined limestone. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):107–111. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-107-111](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-107-111)

Введение

Концентрат, получаемый мокрой магнитной сепарацией, обычно содержит около 8,5 – 9,0 % влаги. Влага в концентрате негативно сказывается на его конечных свойствах. Она является балластом при транспортировке в морозное время, приводит к смерзанию концентрата в прочный монолит, снижая качество и затрудняя его отгрузку потребителем. Для уменьшения влажности товарного железорудного концентрата большинство предприятий используют барабанные сушилки, однако уменьшение влаги в товарном концентрате мокрой магнитной сепарации возможно также путем введения в его состав обожженного известняка непосредственно на обогатительной фабрике [1 – 6].

Одним из способов обезвоживания концентрата мокрой магнитной сепарации известью является получение профилированного концентрата [7], который получают в условиях Абагурского филиала ОАО «Евразруда» и далее поставляют на ОАО «ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат». В силу технологических особенностей расстояние 50 км составы с концентратом проходят в течение суток и более. За это время концентрат успевает смерзаться. Для уменьшения влажности товарного концентрата и получения профилированного концентрата на Абагурском филиале ОАО «Евразруда» используют известь, обжиг которой происходит на агломерационной машине № 7 (МАК-90) высвободившейся от производства агломерата [8]. Процесс получения профилированного концентрата мокрой магнитной сепарации породил у технологов ряд вопросов.

Для решения проблемы технолого-минералогического обоснования процесса профилирования в Лаборатории экологии и комплексного исследования минеральных отходов ЦКП «Материаловедения» Сибирского государственного индустриального университета были выполнены необходимые исследования проб природного и обожженного известняка, а также железорудного концентрата до и после профилирования обожженным известняком. Особое внимание в ходе исследования было уделено изучению процессов минералообразования и физико-химических процессов, протекающих при профилировании. В настоящей работе была изучена также кинетика перехода воды из жидкого состояния в кристаллогидратное. В процессе работы отобранные пробы были детально изучены при помощи химического, рентгенофазового и дифференциально-термического анализов с постоянным контролем микроскопическим способом.

Основные результаты

Технолого-минералогический анализ природного известняка показал, что кальцит в используемых известняках представлен в двух генерациях (мелкокристаллический кальцит I и крупнокристаллический (перекристаллизованный) кальцит II). При обжиге известняка кальцит первой генерации диссоциирует почти весь, крупнокристаллический кальцит диссоциации полностью не подвергается даже в очень мелких обломках. В табл. 1 приведен химический состав обожженного известняка по классам крупности.

Т а б л и ц а 1

Химический состав обожженного известняка по классам крупности
Table 1. Chemical composition of calcined limestone by size grades

Компоненты	Содержание компонентов, %, по классам крупности							
	+10,0	+5,0	+2,0	+1,0	+0,5	+0,2	+0,1	–0,1
Выход фракций	14,0	42,8	11,3	22,2	2,8	3,2	1,6	2,1
CaO	66,8	79,0	85,2	87,1	84,0	82,0	77,8	71,5
CaO _{акт}	31,1	59,1	79,1	84,0	76,6	71,6	66,6	56,0
MgO	0,94	1,03	1,03	0,75	1,01	0,64	1,09	1,37
Fe ₂ O ₃	1,36	1,07	0,45	0,51	1,15	0,97	1,47	3,18
SiO ₂	1,57	2,06	2,26	2,78	4,40	5,12	5,73	8,21
S	0,08	0,1	0,12	0,11	0,18	0,24	0,35	0,35
ППП	28,63	16,14	10,68	8,34	6,66	7,87	9,97	9,06

Расчетное количество влаги, переходящее в кристаллогидратное состояние
 Table 2. Estimated amount of moisture passing into the crystalhydrate state

Минерал	Формула	Количество влаги, кг, перешедшее в кристаллогидратное состояние, при добавлении извести, кг на 1 т концентрата			
		80	100	120	140
Портландит	$\text{Ca}(\text{OH})_2$	17,44	21,80	26,16	30,52
Гидрокальцит	$\text{CaCO}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$	3,02	3,58	4,54	5,29
Ольдгамит	CaS	0,36	0,45	0,54	0,63
Кальциоферриты	CaFe_2O_4	0,05	0,06	0,07	0,09
Кальциоливин	Ca_2SiO_4	1,67	2,1	2,51	2,93

Полученный на агломерационной ленте обожженный известняк смешивается с влажным концентратом. При этом активно происходит гидратация минералов. В процессе гидратации почти все минералы обожженного известняка участвуют в процессе профилирования. Процесс гидратации сопровождается образованием ряда минералов переменного состава. Было установлено, что в процессе профилирования железорудного концентрата обожженным известняком образуется не только портландит, но гидрокальцит, который переводит часть влаги концентрата из жидкого в кристаллическое состояние. Гидрокальцит в профилированном концентрате установлен в процессе микроскопических исследований и достаточно четко подтвержден результатами дифференциально-термического исследования.

Динамика перехода воды в кристаллическое состояние зависит от химического состава обожженного известняка, содержания в нем активного соединения СаО и частично от содержания кальцита и кальциоливина, а также от массы обожженного известняка, использованного на профилирование концентрата.

При смешивании концентрата с сухим обожженным известняком влажность концентрата заметно уменьшается. Рассчитать количество воды, которое переходит в процессе минералообразования из жидкого в кристаллическое состояние можно по следующей формуле:

$$W = C_{\text{мин}} m_{\text{изв}} \frac{nM_{\text{H}_2\text{O}}}{M_{\text{мин}}}, \quad (1)$$

где W – масса воды, перешедшей в кристаллическое состояние в результате минералообразования, кг; $m_{\text{изв}}$ – масса добавляемого обожженного известняка, кг; $C_{\text{мин}}$ – доля содержания минерала в массе обожженного известняка (в расчетах используется среднее содержание минеральных компонентов извести по классам круп-

ности из табл. 2); $\frac{M_{\text{H}_2\text{O}}}{M_{\text{мин}}}$ – отношение молеку-

лярной массы воды к молекулярной массе минерала обожженного известняка при гидратации; n – число молекул воды, которое приходится на одну молекулу минерала при гидратации (для ольдгамита $n = 6$, для кальциоферрита $n = 1,3$).

В табл. 2 представлено расчетное количество влаги, которое переходит в результате гидратации из жидкого в твердое кристаллогидратное состояние.

При профилировании концентрата обожженным известняком известь очень активно взаимодействует с гидратной и парообразной водой, превращаясь в портландит, при этом прирост веса составит примерно 32 % [9].

Опытным путем было установлено, что процесс профилирования влажного железорудного концентрата обожженным известняком происходит в четыре стадии и сопровождается гетерогенными кристаллохимическими, кристаллофизическими и эндотермическими (или экзотермическими) энергетическими явлениями.

На первой стадии в процессе смешивания концентрата с известью происходит усреднение тепловой энергии, температуры и влажности профилируемого концентрата. В результате происходит испарения большей части воды. Видимое испарение наблюдается на конвейерном тракте особенно в моменты каскадного пересыпания с одного конвейера на другой (в бункер или вагон). Источником энергии на испарение воды является горячий (иногда температура выше 200 °С) обожженный известняк (тепло выделяется в процессе гидратации обожженного известняка). Локально температура реакции гидратации может достигать 460 °С.

Вторая стадия сопровождается поглощением тепловой энергии в процессе растворения, способствуя образованию гетерогенного ионно-коллоидного структурированного водного раствора. Растворение минеральных компонентов обожженного известняка в воде влажного кон-

концентрата сопровождается поглощением тепловой энергии, которая была привнесена горячим обожженным известняком в профилируемый концентрат. На второй стадии влажность концентрата не меняется, но существенно меняются физико-химические свойства и структура водного раствора.

На третьей стадии профилирования в процессе реакций гидратации происходит образование гидрокальцита, портландита, брусита, гипса и других гидроминералов, переводящих воду из жидкого в твердое кристаллогидратное состояние. Образование новых минералов в процессе профилирования концентрата сопровождается выделением тепловой энергии минералообразования и скрытой теплоты кристаллизации.

Во время четвертой стадии происходят процессы испарения и сушки, которые сопровождаются поглощением тепловой энергии и ее рассеиванием во времени и пространстве. Только при испарении без учета естественной сушки влажность концентрата, профилированного разным количеством обожженного известняка и в разных погодных условиях, уменьшилась на 0,4 – 2,5 %.

В зависимости от условий профилирования остаточная влажность концентрата колеблется в пределах от 1,5 до 7,0 %. Эта зависимость определяется погодными-временными условиями и количеством обожженного известняка, вносимого на профилирование концентрата мокрой магнитной сепарации. Влажность железорудного концентрата в зимнее время должна быть не более 4 % [10]. Именно при такой влажности не происходит смерзание концентрата при его транспортировке. При этом влажность концентрата в летнее время должна быть около 7 %, чтобы предотвратить «пыление» концентрата во время транспортировки, а также облегчить его выгрузку потребителем.

Выводы

С помощью технолого-минералогических исследований было установлено, что в процессе профилирования обезвоживание концентрата происходит в несколько стадий. Определено, что удаление влаги происходит не только за счет ее испарения при смешении влажного железорудного концентрата с горячим известняком, но и за счет процесса минералообразования, протекающего при гидратации минералов обожженного известняка с влагой концентрата. При этом было установлено, что почти все минералы в той или иной степени участвуют в переводе воды из жидкого состояния в твердое кристаллогидратное.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Базилевич С.В., Вегман Е.Ф. *Агломерация*. Москва: Металлургия, 1967:367.
2. Бережной Н.Н., Булычев В.В., Костин А.И. *Производство железорудных окатышей*. Москва: Недра, 1977:240.
3. Пат. 2425155 РФ. *Способ сушки тонкоизмельченного железорудного концентрата* / С.А. Напольских, Р.А. Гельбинг, А.Г. Сухарев; опубл. 27.07.2011.
4. Hong C., Xing Y., Si Y.X. et al. Lime-Mediated Sewage Sludge and Gas Ash use as Metallurgy Sintering Ingredients. *Advanced Materials Research*. 2013;779-780(9): 1623–1628.
5. Gen-Sheng Feng, Sheng-Li Wu, Hong-Liang Han et al. Sintering characteristics of fluxes and their structure optimization. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2011;18(6):270–276.
6. Loo C. E., Ellis B. G. Changing Bed Bulk Density and other Process Conditions during Iron Ore Sintering. *ISIJ International*. 2014; 54(1):19–28.
7. Пермяков А.А., Кувшинникова Н.И., Калиногорский А.Н., Бутов П.Ю., Ганженко И.М., Осокин Н.А. Технолого-минералогические исследования кинетики процессов при профилировании концентрата, производимого на Абагурском филиале ОАО «ЕВРАЗРУДА». В кн.: *Металлургия: технологии, управление, инновации, качество. Труды XVII Всероссийской научно-практической конференции*, 8-11 октября 2013; 2013:12–17.
8. Берсенева И.С., Клейн В.И., Зарщиков П.И., Осокин Н.А., Щеглов В.Н. Производство известня на агломерационной машине МАК-90. *Сталь*. 2013;4:2–5.
9. Бойтон Р.С. *Химия и технология известня*. Москва: Стройиздат, 1972:240.
10. Кулибин В.А. *Подготовка руд к плавке*. Москва: Металлургиздат, 1959:518.

REFERENCES

1. Bazilevich S.V., Vegman E.F. *Agglomeration*. Moscow: Metallurgiya, 1967:367. (In Russ.).
2. Berezhnoi N.N., Bulychev V.V., Kostin A.I. *Production of iron ore pellets*. Moscow: Nedra, 1977:240. (In Russ.).
3. Napol'skikh S.A., Gel'bing R.A., Sukharev A.G. *Method of drying of finely ground iron ore concentrate*. Pat. 2425155 RF; opubl. 27.07.2011. (In Russ.).
4. Hong C., Xing Y., Si Y.X. et al. Lime-Mediated Sewage Sludge and Gas Ash use as Metallurgy Sintering Ingredients. *Advanced*

- Materials Research*. 2013;779-780(9):1623–1628.
5. Gen-Sheng Feng, Sheng-Li Wu, Hong-Liang Han et al. Sintering characteristics of fluxes and their structure optimization. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2011;18(6):270–276.
 6. Loo C. E., Ellis B. G. Changing Bed Bulk Density and other Process Conditions during Iron Ore Sintering. *ISIJ International*. 2014;54(1):19–28.
 7. Permyakov A.A., Kuvshinnikova N.I., Kalinogorskii A.N., Butov P.Yu., Ganzhenko I.M., Osokin N.A. Technological and mineralogical studies of the kinetics of processes in the prevention of concentrate produced at the Abagursky branch of JSC “EURASRUDA”. In: *Metallurgy: Technologies, management, innovation, quality. All-Russian Scientific and practical conferences*, 8-11 October 2013; 2013:12–17. (In Russ.).
 8. Bersenev I.S., Klein V.I., Zarshchikov P.I., Osokin N.A., Shcheglov V.N. Production notified to agglomeration machine MAK-90. *Stal'*. 2013;4:2–5. (In Russ.).
 9. Boiton R.S. *Chemistry and technology of lime*. Moscow: Stroiizdat, 1972:240. (In Russ.).
 10. Kulibin V.A. *Preparation of ores for smelting*. Moscow: Metallurgizdat, 1959:518. (In Russ.).

Сведения об авторах

Наталья Игоревна Кувшинникова, ведущий инженер лаборатории экологии и комплексного использования минеральных отходов, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: n.kuvshinnikova@rambler.ru

Арнольд Аркадьевич Пермяков, к.г.-м.н., научный руководитель лаборатории экологии и комплексного использования минеральных отходов, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: permyakovarnold@mail.ru

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

Information about the authors

Natalia I. Kuvshinnikova, Leading Engineer of the Laboratory of Ecology and Integrated Use of Mineral Waste, Siberian State Industrial University
E-mail: n.kuvshinnikova@rambler.ru

Arnold A. Permyakov, Candidate of Geologo-Mineralogical Sciences, scientific supervisor of the Laboratory of Ecology and Integrated Use of Mineral Waste Siberian State Industrial University
E-mail: permyakovarnold@mail.ru

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

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

Поступила в редакцию 30.11.2023

После доработки 04.12.2023

Принята к публикации 06.12.2023

Received 30.11.2023

Revised 04.12.2023

Accepted 06.12.2023

Оригинальная статья

УДК 338.2

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-112-117

РОЛЬ НАЦИОНАЛЬНЫХ ПРОЕКТОВ В РАЗВИТИИ КАЛИНИНГРАДСКОЙ ОБЛАСТИ

© 2023 г. Л. С. Есенжулова, М. О. Тищук

Западный филиал Российской Академии народного хозяйства и государственной службы при президенте РФ (Россия, 236016, Калининград, ул. Артиллерийская, 62)

Аннотация. Национальные проекты получили свое развитие начиная с 2000 г. На первом этапе развития стратегии страны были разработаны федеральные целевые программы, которые начали реализовывать с 2002 г. Второй этап развития стратегии страны – реализация национальных проектов в 2005 г., которая началась после того как была создана специальная Комиссия при Президенте РФ. Были реализованы следующие проекты: «Образование», «Здоровье», «Доступное и комфортное жилье гражданам России», «Развитие агропромышленного комплекса». Все эти направления имели свои цели, задачи и планы реализации. Были выделены из федерального бюджета денежные средства. Представлено понятие национального проекта, сделан краткий обзор национальных проектов разных стран. Рассмотрены национальные проекты, которые реализуются в Калининградской обл. Изучено какое влияние они оказывают на развитие региона. На основе опубликованных правительством Калининградской обл. и статистических данных были изучены основные направления развития национальных проектов. Было выявлено, что жители региона принимают активное участие по разработке проектов в рамках создания комфортной среды, учувствуют во Всероссийском конкурсе лучших проектов, что позволяет улучшать территории всего региона. Проведен хронологический анализ структуры относительно источников финансирования национальных проектов (из какого бюджета осуществляется финансирование проектов). Проведенное исследование показало, что национальные проекты финансируются в большем объеме из федерального бюджета и частично из регионального. Безусловно, такие проекты влияют на экономическое развитие региона. Калининградская область является одним из привлекательных регионов для туристов, за счет которых увеличиваются поступления в областной бюджет. Это позволяет финансировать региональные проекты.

Ключевые слова: национальные проекты, экономика, финансирование, бюджет, бизнес, регион, инфраструктурные планы, инициативные проекты, мероприятия, доход

Для цитирования: Есенжулова Л.С., Тищук М.О. Роль национальных проектов в развитии Калининградской области. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):112–117. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-112-117](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-112-117)

Original article

THE ROLE OF NATIONAL PROJECTS IN THE DEVELOPMENT OF THE KALININGRAD REGION

© 2023 L. S. Esenzhulova, M. O. Tishchuk

Western Branch of the Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration (62 Artilleryskaya str., Kaliningrad, 236016, Russian Federation)

Abstract. National projects have been developed since 2000. At the first stage of the development of the country's strategy, federal targeted programs were developed, which began to be implemented in 2002. The second stage of the development of the country's strategy is the implementation of national projects in 2005, which began after a

special commission under the President of the Russian Federation was established. The following projects were implemented: "Education", "Health", "Affordable and comfortable housing for Russian citizens", "Development of the agro-industrial complex". All these areas had their own goals, objectives and implementation plans. Monetary funds were allocated from the federal budget. The concept of a national project is presented, a brief overview of national projects from different countries is made, which national projects are being implemented in the Kaliningrad region and what impact they have on the development of the region. On the basis of the data published by the Government of the Kaliningrad region and statistical data, the main directions of development of national projects were studied. It was revealed that the residents of the region take an active part in the development of projects within the framework of creating a comfortable environment, participate in the All-Russian competition for the best projects, which allows to improve the territories of the entire region. A chronological analysis of the structure regarding the sources of financing of national projects was carried out, the sources of the budget for financing projects were determined. The conducted research has shown that national projects are financed to a greater extent from the federal budget and partially from the regional one. Of course, such projects affect the economic development of the region. The Kaliningrad region is one of the attractive regions for tourists, due to which revenues to the regional budget increase. This makes it possible to finance regional projects.

Keywords: national projects, economy, financing, budget, business, region, infrastructure plans, initiative projects, events, income

For citation: Esenzhulova L.S., Tishchuk M.O. The Role of National Projects in the Development of the Kaliningrad Region. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):112–117. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-112-117](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-112-117)

Введение

Многие страны в мире создают национальные проекты [1, 2], под которыми понимаются комплексные мероприятия с общенациональной важности. Например, в Германии для развития рыночной экономики восточногерманских земель в 1990 г. был разработан национальный проект «Подъем на Востоке» (Aufbau Ost) [3 – 5], в Великобритании выполняются пятилетние Национальные инфраструктурные планы (National Infrastructure Delivery Plan) [6], в Сингапуре реализуется национальная программа очищения сточных вод (NEWater) [7], в Индии разработана программа экономической модернизации Make in India [8], Китай реализует национальную стратегию «Сделано в Китае 2025» [9], в Саудовской Аравии был разработан план комплексных экономических и социальных реформ «Видение 2030» [10] и т.д.

Основу методологии исследования составляют общенаучные методы экономического анализа и синтеза, а также анализ статистического материала и исторического подхода. Совокупность используемых методов создает платформу результативности исследования и базируется на определенных условиях (системности, комплексности, историзма и результативности), позволяющие выявить эволюционную преемственность развития национальных проектов в целом, а также их влияние на развитие Калининградской обл. в частности.

Формирование системного подхода к реализации национальных проектов как основного

фактора, влияющего на развитие бизнеса в регионе и создание дополнительных рабочих мест.

В связи с этим целью настоящей работы заключается в обосновании влияния национальных проектов на развитие Калининградской обл.

Основные результаты

Разработанные национальные проекты в разных странах направлены на решение глобальных проблем. В России в соответствии с указом президента РФ [11] разработанные национальные проекты сконцентрированы на решение экономических и социальных задач, а также улучшение уровня жизни населения.

Основной целью национальных проектов является внесение структурных изменений в экономику субъектов РФ и социальную сферу, и как следствие, можно видеть то, что в рамках национальных проектов реализуются социальные проекты.

Проблема, связанная с реализацией национальных проектов, всегда является актуальным вопросом и это в первую очередь связано с финансированием. Общий бюджет составляет 25,7 трлн. рублей, из региональных бюджетов планируют потратить 4,9 млрд. рублей, оставшиеся выделять из внебюджетных источников и внебюджетных фондов [12].

Особое внимание к реализации Национальных проектов в России, начиная с 2019 г., приводит к положительному экономическому эффекту. Основное развитие получили три направления, которые созданы в соответствии с национальными целями развития государства,

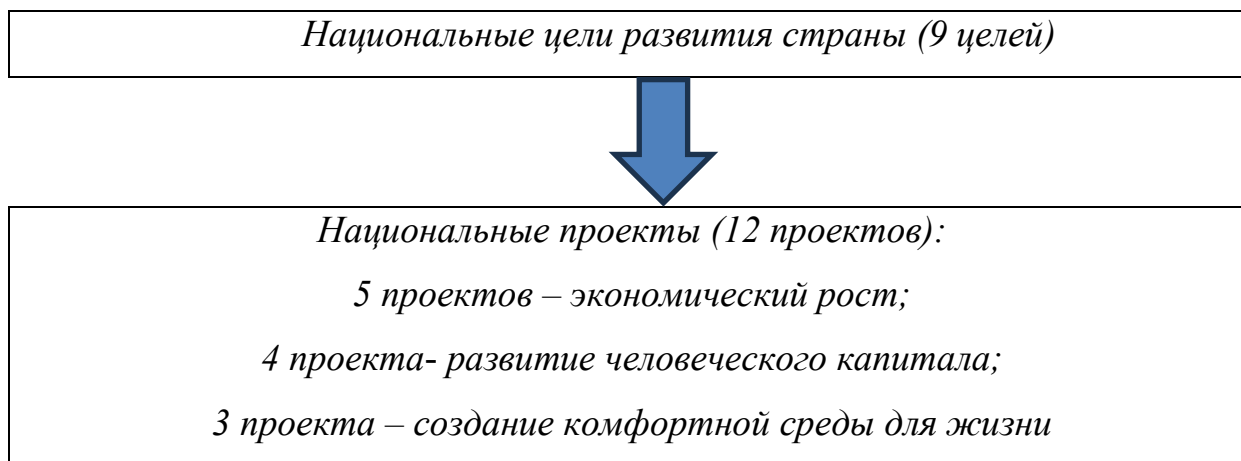


Рис. 1. Структура национальных целей развития страны [13]

Fig. 1. Structure of the country's national development goals [13]

национальные проекты [13] (рис 1). Основными направлениями Национальных проектов [14 – 18] представлены на рис. 2.

Проект «Безопасные и качественные дороги» – это самый большой по объему финансирования проект.

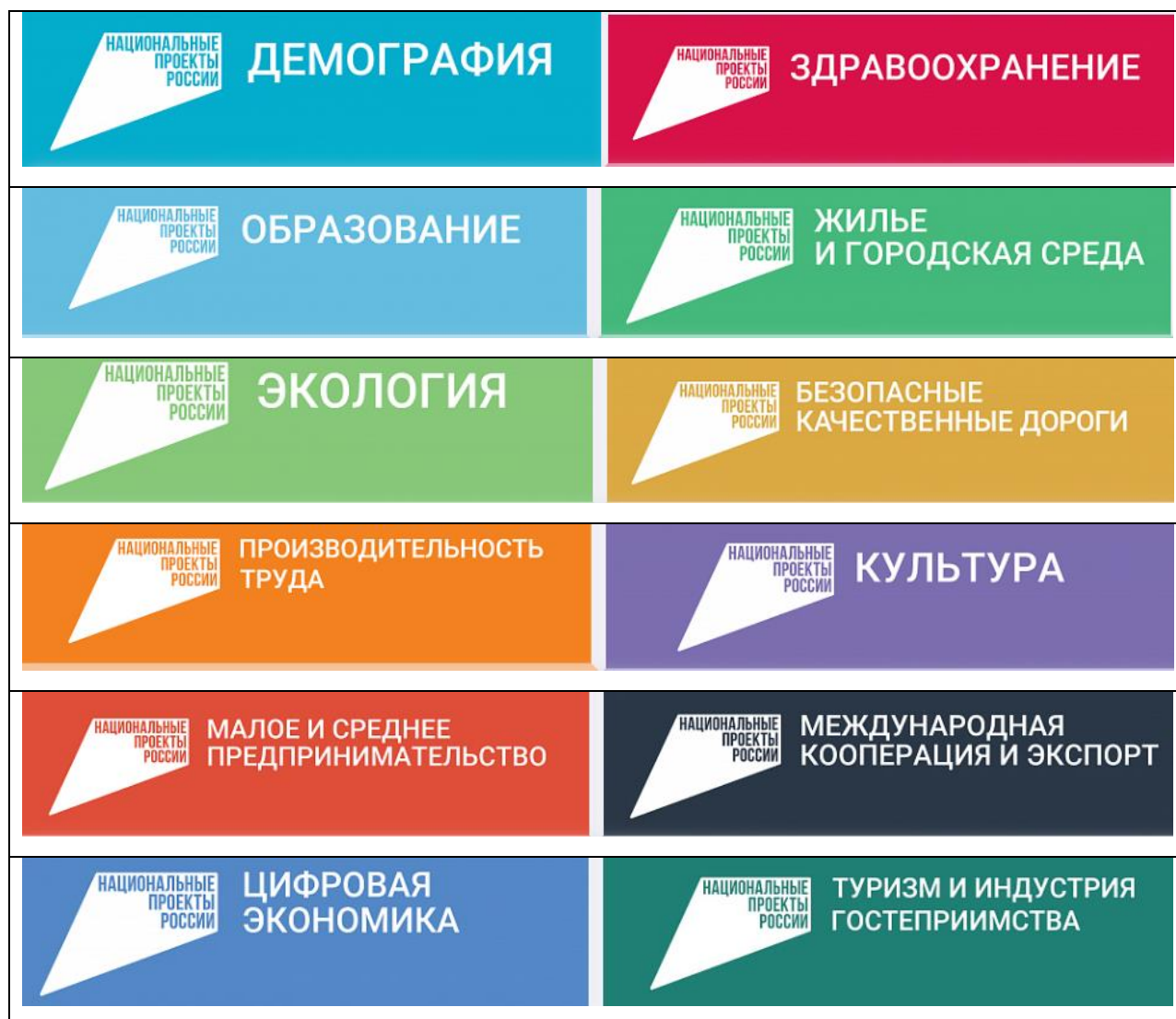


Рис. 2. Основные направления национальных проектов в Калининградской обл. [14 – 18]

Fig. 2. Main directions of national projects in the Kaliningrad region [14 – 18]

Объемы финансирования на основные национальные проекты**Калининградской обл. [19]****Table 1. Amounts of financing for the main national projects of the Kaliningrad region [19]**

Национальный проект	Сумма, млрд. рублей, по годам		
	2020 год	2021	2022
«Демография»	3,20	2,6	2,1
«Безопасные и качественные дороги»	2,40	7,0	7,2
«Здравоохранение»	1,70	1,7	1,9
«Образование»	0,95	2,2	1,7
«Жилье и городская среда»	1,20	3,0	1,9
«Культура»	0,80	1,2	2,0

В рамках двенадцати национальных проектов Калининградская обл. реализует сорок девять региональных проектов.

В 2019 г. на реализацию мероприятий по национальным проектам в Калининградской обл. было израсходовано 9 млрд. рублей (в том числе 5,2 млрд. рублей из федерального бюджета), в 2020 г. объем финансирования увеличился до 10,6 млрд. рублей (в том числе 6,3 млрд. рублей получено из федерального бюджета) [19]. Финансирование осуществляется как из федерального, так и регионального бюджетов (табл. 1).

Объем средств на реализацию национальных проектов в Калининградской обл. в 2022 г. было использовано почти 18 млрд. рублей, 70 % из которых были средства федерального бюджета, а остальные из регионального [20]. По объему финансирования самым крупным проектом является «Безопасные и качественные дороги» – объем финансирования за 2022 г. составил 7 млрд. рублей. Это позволило привести в нормативное состояние 183,5 км автомобильных дорог и 259 погонных метров искусственных сооружений. На реализацию проекта «Жилье и городская среда» было затрачено 3 млрд. рублей, благодаря этому было организовано благоустройство двенадцати дворовых территорий и восьми общественных территорий в Калининградской обл. На проект «Образование» было потрачено 2,2 млрд. рублей. В переулке Рассветный в г. Калининград в большом жилом районе «Сельма» с 1 сентября 2022 г. начала работать самая большая в регионе общеобразовательная школа на 1 725 мест. Она построена в рамках реализации социального национального проекта «Образование». В рамках национальных проектов в 2022 г. в регионе были построены четыре детских сада, два из которых находятся в г. Калининград, один в п. Добровольск Краснознаменского округа и один в п. Чехово Багратионовского округа. Дошкольные учреждения в г. Калининград, расположенные на улицах 3-го Белорусского фронта и Новгородская [20], а также в

п. Добровольское, которые работают с максимальной нагрузкой.

Культурно-досуговый центр в п. Яснополянка Славского округа был реализован в рамках социального национального проекта «Культура». Это центр открылся в июне 2022 г. Также в рамках социального национального проекта «Культура» построен культурно-досуговый центр в п. Медовое Багратионовского округа.

Несмотря на целевое финансирование национальных проектов, жители Калининградской обл. также принимают активное участие в разработке инициативных проектов в рамках создания комфортной городской среды и стали победителями во Всероссийском конкурсе лучших проектов. Это позволило оперативно в г. Светлогорск реализовать проект «Отрадное 2.0. Отрадное – территория легенд» [20].

В Полесске разработали и реализовали два замечательных проекта («Благоустройство территории набережной» и «Полесск Русская Голландия»). Завершили проект «Благоустройство территории привокзальной площади» в г. Гусев. Началась реализация проектов победителей конкурса в городах Зеленоградск, Багратионовск, Черняховск и Гурьевск [20].

В рамках реализации социального национального проекта в Калининградской обл. в 2023 г. идет строительство и реконструкция более двух десятков социальных учреждений и объектов инфраструктуры, среди которых два детских сада, десять школ, два учреждения здравоохранения, три спортивных объекта. Реализация национальных проектов влияет на доход бюджета региона (табл. 2).

Как видно из представленных показателей полученных доходов происходит абсолютный рост поступлений в бюджет Калининградской области, который составил 32305,42 млн. руб.

Выводы

В ходе настоящей работы был проведен анализ развития национальных проектов в зарубежных странах, России и Калининградской обл.

Доходы областного бюджета с 2019 по 2022 гг. [20]
Table 2. Regional budget revenues from 2019 to 2022 [20]

Показатель	Значение показателя по годам			
	2019	2020	2021	2022
Доход, млн руб.	131473,96	59776,34	141575,44	147720,45
в том числе неналоговые, млн руб.	55199,10	26609,63	71874,55	87504,52

Роль национальных проектов для развития региона достаточно велика, так как создаются условия для привлечения бизнеса в регион, дополнительные рабочие места, что приводит к увеличению доходов регионального бюджета.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Finanzamt*. URL: <https://allaboutberlin.com/glossary/Finanzamt> (дата обращения 30.09.2023).
2. *Bundeszentralamt für Steuern*. URL: https://www.bzst.de/DE/Home/home_node.html (дата обращения 26.09.2023 г.).
3. *Немецкое финансовое развитие*. URL: <https://www.deutsche-finance-group.de/investment-plattform/development/> (дата обращения 17.09.2023 г.).
4. *Годовой отчет Управления инфраструктуры и проектов (IPA) о портфеле крупных государственных проектов (GMPP) на 2022 – 2023 гг.* URL: <https://www.gov.uk/government/organisations/infrastructure-and-projects-authority> (дата обращения 17.09.2023 г.).
5. *План устойчивого развития Сингапура*. URL: <https://www.clc.gov.sg/docs/default-source/books/ssbcombined-cover-text.pdf> (дата обращения 17.09.2023 г.).
6. *Делай в Индии*. URL: <https://www.makeinindia.com/> (дата обращения 17.09.2023 г.).
7. *Сделано в Китае 2025*. URL: <https://isd.eu/content/uploads/2018/06/Made-in-China-Backgrounder.pdf> (дата обращения 17.09.2023 г.).
8. *Видение 2030, Саудовская Аравия*. URL: <https://oceandecade.org/ru/news/vision-2030-ocean-decade-launches-new-global-ambition-setting-process/> (дата обращения 17.09.2023 г.).
9. *Указ Президента от 7 мая 2018 г. «О национальных целях и стратегических задачах развития Российской Федерации на период до 2024 г.»*. URL: <http://publication.pravo.gov.ru/Document/View/0001201805070038> (дата обращения 25.09.2023 г.).
10. *Официальная статистика Калининградской области*. URL: <https://39.rosstat.gov.ru/ofstatistics/> (дата обращения 18.09.2023 г.).
11. *Министерство просвещения Российской Федерации. Национальный проект «Образование»*. URL: <https://edu.gov.ru/national-project/about/> (дата обращения 14.09.2023 г.).
12. *Министерство культуры Российской Федерации. Национальный проект «Культура»*. URL: <https://edu.gov.ru/national-project/about/> (дата обращения 15.09.2023 г.).
13. *Министерство здравоохранения Российской Федерации. Национальный проект «Здравоохранение»*. URL: <https://minzdrav.gov.ru/poleznye-resursy/natsproektzdravooхранenie> (дата обращения 15.09.2023 г.).
14. *Министерство здравоохранения Российской Федерации. Национальный проект «Демография»*. URL: <https://minzdrav.gov.ru/poleznye-resursy/natsproektzdravooхранenie> (дата обращения 15.09.2023 г.).
15. *Национальные проекты Калининградской области*. URL: <https://gov39.ru/vazhnoe/national-projects/> (дата обращения 17.09.2023 г.).
16. *Официальный сайт Правительства Калининградской области*. URL: <https://gov39.ru/> (дата обращения 15.09.2023 г.).
17. *АНО «Национальные приоритеты». Продвижение национальных проектов*. URL: <https://xn--80aapamcavoccigmpc9ab4d0fkj.xn--p1ai/prodvizhenie-nacproektov/> (дата обращения 11.09.2023 г.).
18. *Национальные проекты России*. URL: <https://xn--80aapampemcchfmo7a3c9ehj.xn--p1ai/> (дата обращения 20.09.2023 г.).
19. *The President's Climate Action Plan*. URL: <https://obamawhitehouse.archives.gov/sites/default/files/image/president27sclimateactionplan.pdf> (Дата обращения: 18.09.2023).
20. *The American Recovery and Reinvestment Act*. URL: <https://www.govinfo.gov/content/pkg/BILLS-111hr1enr/pdf/BILLS111hr1enr.pdf> (Дата обращения: 18.09.2023).

REFERENCES

1. *Finanzamt*. URL: <https://allaboutberlin.com/glossary/Finanzamt> (Accessed: 30.09.2023 г.).
2. *Bundeszentralamt für Steuern*. URL: https://www.bzst.de/DE/Home/home_node.html (Accessed: 30.09.2023).
3. *German financial development*. URL: <https://www.deutsche-finance-group.de/investment-plattform/development/> (Accessed: 17.09.2023). (In Russ.).
4. *Infrastructure and Projects Authority (IPA) Annual Report on the Government Major Project Portfolio (GMPP) 2022–23*. URL: <https://www.gov.uk/government/organisations/infrastructure-and-projects-authority> (Accessed: 17.09.2023). (In Russ.).

5. *Sustainable Development Plan, Singapore*. URL: <https://www.clc.gov.sg/docs/default-source/books/ssbcombined-cover-text.pdf> (Accessed: 17.09.2023). (In Russ.).
6. *Make in India*. URL: <https://www.makeinindia.com/> (Accessed: 19.09.2023). (In Russ.).
7. *Made in China 2025*. URL: <https://isdpeu.com/content/uploads/2018/06/Made-in-China-Background.pdf> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
8. *Vision 2030, Saudi Arabia*. URL: <https://oceanecade.org/ru/news/vision-2030-ocean-decade-launches-new-global-ambition-setting-process/> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
9. *Presidential Decree of May 7, 2018 "On national goals and strategic objectives of the development of the Russian Federation for the period until 2024."* URL: <http://publication.pravo.gov.ru/Document/View/0001201805070038> (Accessed: 25.09.2023). (In Russ.).
10. *Official statistics of the Kaliningrad region*. URL: <https://39.rosstat.gov.ru/ofstatistics> (Accessed: 18.09.2023). (In Russ.).
11. *Ministry of Education of the Russian Federation. National project "Education"*. URL: <https://edu.gov.ru/national-project/about/> (Accessed: 14.09.2023). (In Russ.).
12. *Ministry of Culture of the Russian Federation. National project "Culture"*. URL: <https://edu.gov.ru/national-project/about/> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
13. *Ministry of Health of the Russian Federation. National project "Healthcare"*. URL: <https://minzdrav.gov.ru/poleznye-resursy/natsproektzdravooхранenie> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
14. *Ministry of Health of the Russian Federation. National project "Demography"*. URL: <https://minzdrav.gov.ru/poleznye-resursy/natsproektzdravooхранenie> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
15. *National projects of the Kaliningrad region*. URL: <https://gov39.ru/vazhnoe/national-projects/> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
16. *Official website of the Government of the Kaliningrad Region*. URL: <https://gov39.ru/> (Accessed: 15.09.2023). (In Russ.).
17. *ANO "National Priorities". Promotion of national projects*. URL: <https://xn--80aapamcavocigmpc9ab4d0fkj.xn--p1ai/prodvizhenie-nacproektov/> (Accessed: 11.09.2023). (In Russ.).
18. *National projects of Russia*. URL: <https://xn--80aapampemcchfmo7a3c9ehj.xn--p1ai/> (Accessed: 20.09.2023). (In Russ.).
19. *The President's Climate Action Plan*. URL: <https://obamawhitehouse.archives.gov/sites/default/files/image/president27sclimate-actionplan.pdf> (Accessed: 29.09.2023).
20. *The American Recovery and Reinvestment Act*. URL: <https://www.govinfo.gov/content/pkg/BILLS-111hr1enr/pdf/BILLS111hr1enr.pdf> (Accessed: 29.09.2023). (In Russ.).

Сведения об авторе

Любовь Семеновна Есенжулова, к.э.н., доцент, доцент кафедры региональной экономики и менеджмента, Западный филиал Российской Академии народного хозяйства и государственной службы при президенте РФ

E-mail: genzels@mail.ru

Марина Олеговна Тищук, к.э.н., доцент, доцент кафедры региональной экономики и менеджмента, Западный филиал Российской Академии народного хозяйства и государственной службы при президенте РФ

E-mail: vivamary@ya.ru

Information about the authors

Lyubov S. Yesenzhulova, Ph.D, associate Professor, Associate Professor of the Department of Regional Economics and Management, Western Branch of the Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration

E-mail: sib_eco@mail.ru

Marina Olegovna Tishchuk, Ph.D, associate Professor, Associate Professor of the Department of Regional Economics and Management, Western Branch of the Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration

E-mail: vivamary@ya.ru

Поступила в редакцию 02.11.2023

После доработки 13.11.2023

Принята к публикации 15.11.2023

Received 02.11.2023

Revised 13.11.2023

Accepted 15.11.2023

Оригинальная статья

УДК 338.2:004

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-118-123

**РОЛЬ ЦИФРОВИЗАЦИИ В ПОВЫШЕНИИ ЭФФЕКТИВНОСТИ
ЦЕНООБРАЗОВАНИЯ В ОСОБЫХ ЭКОНОМИЧЕСКИХ ЗОНАХ**

© 2023 г. Д. Г. Синицина, А. Е. Чунина

Западный филиал Российской Академии народного хозяйства и государственной службы при президенте РФ (Россия, 236016, Калининград, ул. Артиллерийская, 62)

Аннотация. Описаны особенности и роль цифровизации в развитии особых экономических зон (ОЭЗ). Цифровизация представляет собой общий термин для цифровой трансформации общества и экономики. Применение технологий цифровизации позволяет автоматизировать процессы производства и снизить издержки, а также повысить качество продукции. В качестве примера рассмотрена Калининградская обл. В Калининградской обл. на сегодняшний день цифровые технологии успешно используются в различных отраслях. Это помогает привлечь инвестиции в регион и создать новые рабочие места для населения. Выделены существующие особенности цифровой трансформации региона. Рассмотрены инструменты цифровизации, которые оказывают влияние на повышение эффективности ценообразования в особых экономических зонах, так как ценообразование в этих зонах имеет решающее значение для привлечения инвесторов и создания конкурентоспособной среды. Проанализированы цифровые коммуникационные каналы, логистические особенности в ОЭЗ и цифровые платформы, которые влияют на эффективность ценообразования в регионе. Отмечено, что преимуществом развития ценообразования в условиях цифровизации является создание условий для развития электронной коммерции и онлайн-торговли, что открывает новые возможности для предпринимателей и потребителей, улучшая доступность и удобство покупок. Выделен ряд важных факторов для повышения эффективности и развития ценообразования в ОЭЗ (улучшение аналитики, оптимизация складирования и логистики, рост коммуникаций с клиентами, эффективное распространение информации). Благодаря инструментам цифровизации, появляется возможность снизить цены на товар или услугу, сделать цены прозрачнее для потребителя, а также развивать электронную коммерцию в регионе, наращивая поставки на локальные склады через порты Калининградской обл.

Ключевые слова: цифровизация, ценообразование, развитие региона, особые экономические зоны, Калининградская обл., повышение эффективности ценообразования

Для цитирования: Синицина Д.Г., Чунина А.Е. Роль цифровизации в повышении эффективности ценообразования в особых экономических зонах. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):118–123. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-118-123](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-118-123)

Original article

**THE ROLE OF DIGITALIZATION IN IMPROVING EFFICIENCY PRICING IN
SPECIAL ECONOMIC ZONES**

© 2023 D. G. Sinitsina, A. E. Chunina

Western Branch of the Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration (62 Artilleriyskaya str., Kaliningrad, 236016, Russian Federation)

Abstract. The features and role of digitalization in the development of special economic zones (SEZ) are described. Digitalization is a general term for the digital transformation of society and the economy. The use of digitalization technologies makes it possible to automate production processes and reduce costs, as well as improve product quality. The Kaliningrad region is considered as an example. Today, digital technologies are successfully used in various industries in the Kaliningrad region. This helps to attract investments to the region and create new jobs for

the population. The existing features of the digital transformation of the region are highlighted. Digitalization tools that have an impact on improving the efficiency of pricing in special economic zones are considered, since pricing in these zones is crucial for attracting investors and creating a competitive environment. Digital communication channels, logistical features in the SEZ and digital platforms that affect the effectiveness of pricing in the region are analyzed. It is noted that the advantage of the development of pricing in the context of digitalization is the creation of conditions for the development of e-commerce and online commerce, which opens up new opportunities for entrepreneurs and consumers, improving the accessibility and convenience of purchases. A number of important factors have been identified to increase the efficiency and development of pricing in the SEZ (improvement of analytics, optimization of warehousing and logistics, increased communication with customers, effective dissemination of information). Thanks to digitalization tools, it becomes possible to reduce prices for goods or services, make prices more transparent to consumers, and also develop e-commerce in the region, increasing supplies to local markets through the ports of the Kaliningrad region.

Keywords: digitalization, pricing, regional development, special economic zones, Kaliningrad region, improving pricing efficiency

For citation: Sinitsina D.G., Chunina A.E. The Role of Digitalization in Increasing the Efficiency of pricing in Special Economic Zones. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):118–123. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4\(46\)-118-123](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-4(46)-118-123)

Введение

Ежедневно каждый из нас сталкивается с процессами цифровизации (оплата счетов, покупки в магазинах, заказ такси или доставки, поход в театр или музей). Любая сфера жизни «пронизана» цифровизацией, а повышение эффективности ценообразования напрямую зависит от того, насколько развиты цифровые инструменты и ресурсы.

Благодаря цифровизации, в последние годы появилось множество новых инструментов, которые позволяют усовершенствовать процесс ценообразования: управление сделками, сегментация и CRQ (решения для настройки продуктов, ценообразования и создания коммерческих предложений).

Целью настоящей работы является анализ роли цифровизации в повышении эффективности ценообразования в особых экономических зонах (ОЭЗ) на примере Калининградской обл.

Актуальность исследуемой темы обусловлена в первую очередь стремительным развитием Калининградской обл., ее внутренней экономики, цифровых технологий, современной цифровой инфраструктуры.

Понятие цифровизации

Цифровизация представляет собой общий термин для цифровой трансформации общества и экономики. В нем описывается переход от индустриальной эпохи, характеризующейся аналоговыми технологиями, к эпохе знаний и творчества, определяющей цифровыми технологиями и цифровыми бизнес-инновациями.

Цифровая трансформация – это широкий термин, используемый для обозначения значительных технологических изменений в человеческой деятельности. Она может принимать различные формы: от добавления возможностей

электронной коммерции до предоставления новых цифровых предложений и переноса внутренних систем в облако.

При переходе компании в цифровую среду расширяются их возможности по оптимизации существующих ресурсов (выход на рынок онлайн-коммерции). Все это позволяет принимать более обоснованные решения о ценообразовании на предприятии.

Цифровизация играет важную роль в развитии Калининградской обл., помогает увеличить производственную эффективность в регионе и ускорить процесс инновационного развития, кроме того влияет на развитие ценообразования в регионе.

Применение технологий цифровизации позволяет автоматизировать процессы производства и снизить издержки, а также повысить качество продукции. Применение Big Data и анализа данных помогает исследовать потребности рынка и оптимизировать управление производственными процессами. Цифровые технологии также помогают создать новые бизнес-модели и предложения для потребителей.

В Калининградской обл. на сегодняшний день цифровые технологии успешно используются в следующих отраслях: производство медицинского оборудования; авиационная промышленность (150 авиационных ремонтных заводов); сельское хозяйство; логистика и другие. Внедрение цифровых технологий также помогает привлечь инвестиции в регион и создать новые рабочие места для населения.

Цифровизация в особых экономических зонах

Цифровизация играет важную роль в повышении эффективности ценообразования в особых экономических зонах.

Особые экономические зоны (ОЭЗ) – это территории с определенными льготами и преимуществами для привлечения инвестиций и развития бизнеса. Ценообразование в этих зонах имеет решающее значение для привлечения инвесторов и создания конкурентоспособной среды [1].

Благодаря процессам цифровизации, можно автоматизировать и упрощать процессы ценообразования, повышая его эффективность.

Например, цифровизация позволяет автоматизировать процессы анализа и сбора данных о ценах на тот или иной товар (услугу), чтобы иметь представление об изменениях цен. Это поможет сократить время на принятие решений по ценообразованию и снизить риски ошибок. Цифровизация также позволяет предприятиям иметь высокую конкурентоспособность и прозрачность цен на товары и услуги в особых экономических зонах [2].

Цифровые платформы и рынки позволяют инвесторам и предпринимателям сравнивать цены, выбирать наиболее выгодные предложения, что стимулирует конкуренцию и снижение цен [3, 4].

Немаловажным преимуществом развития ценообразования в условиях цифровизации является то, что она позволяет создать условия для развития электронной коммерции и онлайн-торговли. Это открывает новые возможности для предпринимателей и потребителей, улучшая доступность и удобство покупок. [5, 6]

В Калининградской обл. в условиях ограничения транзита товаров из центральной России создаются склады онлайн-магазинов, что позволяет осуществлять доставки с маркетплейсов, магазинов техники буквально на следующий день [7, 8]. Цифровые решения облегчают контроль за соблюдением ценовой политики и борьбу с недобросовестной конкуренцией [9].

Таким образом, цифровизация играет важную роль в повышении эффективности ценообразования в особых экономических зонах, содействуя привлечению инвестиций, конкурентоспособности и развитию бизнеса. Она автоматизирует процессы ценообразования, повышает прозрачность цен и стимулирует развитие электронной коммерции [10, 11].

Важными факторами для повышения эффективности и развития ценообразования в ОЭЗ являются следующие инструменты цифровизации:

- автоматизация процессов (благодаря цифровым технологиям можно автоматизировать процессы ценообразования, что уменьшает человеческие ошибки, связанные с ручным вводом данных, снижает время, затрачиваемое на обработку информации; все это позволит повысить

эффективность и точность ценообразования в ОЭЗ) [12];

- улучшение аналитики (цифровые инструменты предоставляют мощные возможности для анализа данных, позволяют лучше понимать тенденции на рынке и предсказать спрос и предложение в ОЭЗ; все это способствует более точному ценообразованию и эффективному использованию ресурсов) [13];

- оптимизация складирования и логистики (благодаря цифровым технологиям можно улучшить управление запасами и оптимизировать логистические процессы в ОЭЗ, что позволит снизить затраты на хранение и перевозку товаров; это может сказаться на ценах в ОЭЗ) [14 – 16];

- улучшение коммуникации с клиентами (цифровые коммуникационные каналы (Интернет и социальные сети) позволяют прямо взаимодействовать с клиентами, улучшают понимание их потребностей и предпочтений; это помогает лучше адаптировать предложение в ОЭЗ и устанавливать более точные цены) [17];

- распространение информации, маркетинг (цифровые платформы позволяют эффективно распространять информацию о товарах и услугах, предлагаемых в ОЭЗ, а также о новых ценовых политиках, что помогает привлекать больше клиентов и повышает прозрачность ценовых решений) [14, 18].

Цифровизация может значительно улучшить эффективность ценообразования в ОЭЗ, обеспечить более точное и адаптированное предложение, эффективное использование ресурсов и удовлетворение потребностей клиентов [19, 20].

Развитие новых методов ценообразования в особых экономических зонах (в Калининградской обл.) является очень важным. Цифровизация в этом плане – это ключевой помощник по устранению проблемы, связанной с постоянным повышением цен в области.

Благодаря инструментам цифровизации, возможным является автоматизация процессов в бизнесе. Это позволяет снизить цены на товар или услугу, сделать цены прозрачнее для потребителя, а также развивать электронную коммерцию в регионе, наращивая поставки на локальные склады через порты Калининградской обл. [21].

Выводы

Цифровизация играет ключевую роль в развитии особых экономических зон (в Калининградской обл.), что является необходимым условием для ускорения экономического роста и улучшения качества жизни населения.

Таким образом, после изучения влияния теоретических основ цифровизации на развитие

ценообразования в ОЭЗ можно сделать следующие выводы:

– цифровизация позволяет автоматизировать процессы сбора и анализа данных о ценах, упрощает принятие решений по ценообразованию и создает условия для развития электронной коммерции в ОЭЗ;

– способствует улучшению прозрачности и конкурентоспособности цен внутри ОЭЗ.

Калининградская обл. активно развивает цифровизацию, придавая особое значение использованию новых технологий для повышения конкурентоспособности экономики региона и улучшения качества жизни населения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Вылкова Е.С., Тарасевич А.Л. Особые экономические зоны как драйверы экономического развития России. *Известия СПбГЭУ*. 2019;5-1(119). URL: <https://cyberleninka.ru/article/n/osobyie-ekonomicheskie-zony-kak-drayvery-ekonomicheskogo-razvitiya-rossii> (дата обращения: 20.12.2020).
2. Синенко О.А. Анализ практик оценки эффективности налогового стимулирования развития особых экономических зон. *Инновационное развитие экономики*. 2016;3(33):224–232.
3. Синицина Д.Г., Чунина А.Е. Основные аспекты цифровой экономики и их влияние на ценообразование. *Социальные и экономические системы*. 2023;5-1(47):101–109.
4. Чунина А.Е., Синицина Д.Г. Методы ценообразования на рынке цифровых услуг. *Социальные и экономические системы*. 2022;6-5(34):192–202.
5. Global Free Zone of the Year 2019 – Winners. Awards Special. *fDi Magazine*. 2020:4–14
6. Hamrouni S. What Makes a Successful Free Zone? *fDi Magazine*. 2020:16–18.
7. Интернет-издательство РБК. URL: <https://kaliningrad.rbc.ru/kaliningrad/31/01/2022/61f793df9a7947615434892d> (дата обращения: 12.12.2023).
8. Калининградская область в 2022 году: горизонты развития. Вып. 2. / Под ред. Л.И. Сергеева, М.Ю. Плюхина. Калининград: ООО «РА Полиграфычъ», 2023:324.
9. World investment report, 2019 – World investment report 2019. *Special economic zones*. URL: https://unctad.org/en/Publications-Library/wir2019_en.pdf (Accessed: 20.12.2023).
10. Чунина А.Е. Стратегии цифровизации и их роль в управлении социально-экономическим развитием. В кн.: *Цивилизационный потенциал территории субъекта РФ. Всероссийская научно-практическая конференция, Калининград, 25 декабря 2021 г.* Калининград: РА Полиграфычъ, 2021:62–64.
11. Беларусь в современном мире = Беларусь у сучасным свеце. Материалы XVII Междунар. науч. конф., посвящ. 97-летию образования Белорус. гос. ун-та, Минск, 26 окт. 2018 г. / Под ред. В.Г. Шадурский и др. Минск: БГУ, 2018:385 с.
12. Jensen C., Winiarczyk M. *Special Economic Zones – Twenty Years Late*. CASE Network Studies and Analyses. 2014;467. Centrum Analiz Społeczno-Ekonomicznych, Warszawa URL: <https://www.econstor.eu/bitstream/10419/128279/1/778427536.pdf> (Accessed: 20.12.2023).
13. Wang Jin. The economic impact of special economic zones: evidence from chinese municipalities. *Journal of development economics*. 2013;10:133–147.
14. *Special Economic Zones and Economic Development in China and India: The Role of Governance and Institutions* by Miao Zhang, Routledge. 2018. URL: <https://www.routledge.com/Special-Economic-Zones-and-Economic-Development-in-China-and-India-The/Zhang/p/book/9781138643577> (Accessed: 20.12.2023).
15. *Special Economic Zones in Africa: The Role of Global Value Chains in Economic Development*. Edited by John Rand and Finn Tarp, Oxford University Press. 2019. URL: https://global.oup.com/academic/product/special-economic-zones-in-africa-9780198832342?cc=us&lang=en&_ (Accessed: 20.12.2023).
16. *Special Economic Zones in Asia: Progress, Challenges, and Future Directions*. Edited by Shujiro Urata and Dionisius Narjoko, Palgrave Macmillan. 2018. URL: <https://www.palgrave.com/gp/book/9789811300856> (Accessed: 20.12.2023).
17. *Special Economic Zone And Their Role And Impact On The International Business Environment*. URL: https://blog.ipleaders.in/special-economiczone-role-impact-international-businessenvironment_ (Accessed: 20.12.2023).
18. *Special Economic Zones in the Pacific: Progress, Challenges, and Prospects* edited by Mahendra Reddy and Satish Chand, Springer. 2018. URL: <https://link.springer.com/book/10.1007/978-3-319-77230-6> (Accessed: 20.12.2023).
19. Особые экономические зоны. Зарубежный и отечественный опыт. Кн. 2. / Под ред. И.А. Майбурова, Ю.Б. Иванова. Москва: ЮНИТИДАНА, 2017:287.

20. *Свободные экономические зоны* / Под ред. Р.И. Зименкова. Москва: Юнити-Дана, 2015:222.
21. Чунина А.Е. Цифровой потенциал Калининградского региона: основные аспекты и методы оценки. В кн.: *Цивилизационный потенциал Российского региона: проблемы измерения, интерпретации и оценки. Материалы II Всероссийской научно-практической конференции*, Калининград, 01 декабря 2022 года. Калининград: РА «Полиграфыч», 2022:77–83.

REFERENCES

1. Vylkova E.S., Tarasevich A.L. Special economic zones as drivers of Russia's economic development. *Izvestia of St. Petersburg State University*.2019;5-1(119). URL: [https:// cyberleninka.ru/article/n/osobyie-ekonomicheskie-zony-kak-drayvery-ekonomicheskogo-razvitiya-rossii](https://cyberleninka.ru/article/n/osobyie-ekonomicheskie-zony-kak-drayvery-ekonomicheskogo-razvitiya-rossii) (Accessed: 20.12.2020)._(In Russ.).
2. Sinenko O.A. Analysis of the practice of evaluating the effectiveness of tax incentives for the development of special economic zones. *Innovatsionnoe razvi-tie ekonomiki*. 2016;3(33):224–232. (In Russ.).
3. Sinitsina D.G., Chunina A.E. The main aspects of the digital economy and their impact on pricing. *Sotsial'nye i ekonomicheskie sistemy*. 2023;5-1(47):101–109. (In Russ.).
4. Chunina A.E., Sinitsina D.G. Pricing methods in the digital services market. *Sotsial'nye i ekonomicheskie sistemy*. 2022;6-5(34): 192–202. (In Russ.).
5. Global Free Zone of the Year 2019 – Winners. Awards Special. *fDi Magazine*. 2020:4–14
6. Hamrouni S. What Makes a Successful Free Zone? *fDi Magazine*. 2020:16–18.
7. RBC Online Publishing house. URL: <https://kaliningrad.rbc.ru/kaliningrad/31/01/2022/61f793df9a7947615434892d> (Accessed: 12.12.2023).
8. Sergeev L.I., Plyukhin M.Yu. ed. *Kaliningrad region in 2022: development horizons. Issue 2*. Kaliningrad: ООО «РА Поли-графыч», 2023:324. (In Russ.).
9. *World investment report, 2019 – World investment report 2019. Special economic zones*. URL: https://unctad.org/en/Publications_Library/wir2019_en.pdf (Accessed: 20.12.2023).
10. Chunina A.E. Digitalization strategies and their role in managing socio-economic development. In *The civilizational potential of the territory of the subject of the Russian Federation. All-Russian Scientific and Practical Conference*, Kaliningrad, 25 Desember 2021. Kaliningrad: RA Poligrafych, 2021:62–64. (In Russ.).
11. Shadurskii V.G. etc. ed. *Belarus in the modern world = Belarus by the Holy Candle. Materials of the XVII International Scientific Conference, dedicated to 97th anniversary of the Belarusian State University*, Minsk, October 26, 2018. Minsk: BGU, 2018:385. (In Russ.).
12. Jensen C., Winiarczyk M. *Special Economic Zones – Twenty Years Late*. CASE Network Studies and Analyses. 2014;467. Centrum Analiz Społeczno-Ekonomicznych, Warszawa URL: <https://www.econstor.eu/bitstream/10419/128279/1/778427536.pdf> (Accessed: 20.12.2023).
13. Wang Jin. The economic impact of special economic zones: evidence from chinese municipalities. *Journal of development economics*. 2013;10:133–147.
14. *Special Economic Zones and Economic Development in China and India: The Role of Governance and Institutions* by Miao Zhang, Routledge. 2018. URL: <https://www.routledge.com/Special-Economic-Zones-and-Economic-Development-in-China-and-India-The/Zhang/p/book/9781138643577> (Accessed: 20.12.2023).
15. *Special Economic Zones in Africa: The Role of Global Value Chains in Economic Development*. Edited by John Rand and Finn Tarp, Oxford University Press. 2019. URL: <https://global.oup.com/academic/product/special-economic-zones-in-africa-9780198832342?cc=us&lang=en&> (Accessed: 20.12.2023).
16. *Special Economic Zones in Asia: Progress, Challenges, and Future Directions*. Edited by Shujiro Urata and Dionisius Narjoko, Palgrave Macmillan. 2018. URL: <https://www.palgrave.com/gp/book/9789811300856> (Accessed: 20.12.2023).
17. *Special Economic Zone And Their Role And Impact On The International Business Environment*. URL: https://blog.ipleaders.in/special-economiczone-role-impact-international-businessenvironment_ (Accessed: 20.12.2023).
18. *Special Economic Zones in the Pacific: Progress, Challenges, and Prospects* edited by Mahendra Reddy and Satish Chand, Springer. 2018. URL: <https://link.springer.com/book/10.1007/978-3-319-77230-6> (Accessed: 20.12.2023).
19. Maiburov I.A., Ivanov Yu.B. ed. *Special economic zones. Foreign and domestic experience. Book 2*. Moscow: YuNITIDA-NA, 2017:287. (In Russ.).

20. Zimenkova R.I. ed *Free economic zones*. Moscow: Yuniti-Dana, 2015:222. (In Russ.).
21. Chunina A.E. Digital potential of the Kaliningrad region: main aspects and methods of assessment. In: *The civilizational potential of the Russian region: problems of measurement, interpretation and evaluation. Materials of the II All-Russian Scientific and Practical Conference, Kaliningrad, December 01, 2022*. Kaliningrad: RA «Poligrafych», 2022:77–83. (In Russ.).

Сведения об авторе

Диана Гариевна Синицина, к.э.н., доцент кафедры региональной экономики и менеджмента, Западный филиал Российской Академии народного хозяйства и государственной службы при президенте РФ

E-mail: sin-diana@yandex.ru

Александра Евгеньевна Чунина, к.э.н., заведующий кафедрой региональной экономики и менеджмента, Западный филиал Российской Академии народного хозяйства и государственной службы при президенте РФ

E-mail: aechunina@mail.ru

Information about the authors

Diana G. Sinitsina, Ph.D. in Economics, Associate Professor of the Department of Regional Economics and Management, Western Branch of the Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration

E-mail: sin-diana@yandex.ru

Alexandra E. Chunina, Ph.D. in Economics, Head of the Department of Regional Economics and Management, Western Branch of the Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration

E-mail: aechunina@mail.ru

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.12.2023

После доработки 12.12.2023

Принята к публикации 14.12.2023

Received 01.12.2023

Revised 12.12.2023

Accepted 14.12.2023

Оригинальная статья

УДК 656.02

DOI: 10.57070/2304-4497-2023-4(46)-124-134

РАЗВИТИЕ ТРАНСПОРТНОЙ СИСТЕМЫ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОПЛОТНОЙ ГОРОДСКОЙ ЗАСТРОЙКИ (НА ПРИМЕРЕ Г. МУРИНО)

© 2023 г. А. Э. Юницкий, Е. Н. Власовец, О. В. Кулик, В. О. Подворный, А. Г. Климков

Закрытое акционерное общество «Струнные технологии» (Республика Беларусь, 220089, Минск, ул. Железнодорожная, 33)

Аннотация. В условиях стремительного научно-технического прогресса роль транспорта (и связанной с ним транспортной безопасности, сопутствующей инфраструктуры, имеющих место проблемных факторов и т.д.) крайне значительна. Однако для многих крупных городов (включая российские) характерны стремительные темпы строительства, застройки спальных и новых микрорайонов без соответствующего развития (либо со значительно более медленными темпами) транспортных маршрутов, подъездных дорог, остановочных пунктов, станций метро, соответствующей инфраструктуры и т. д. Одним из ярко выраженных подобных примеров является город Мурино (пригород Санкт-Петербурга), численность населения которого выросла за последние девять лет с 9,9 (2014 г.) до 104 тыс. человек (2023 г.), при этом к 2030 г. предполагается средний ежегодный прирост на 10 тыс. человек. С учетом имеющих место транспортных проблем, из-за которых жители города преодолевают расстояние в 2 – 3 км до ближайшей станции метро за 50 минут, авторами предложено новое решение, испытанное и подтверждающее свою надежность и эффективность: транспортно-инфраструктурные комплексы Unitsky String Technologies (uST) как разновидность рельсового внеуличного транспорта. В частности, на основе имеющихся аналитических и расчетных данных в исследовании предложено строительство коммерческого проекта по маршруту от г. Мурино до станции метро Девяткино протяженностью 3,4 км с 6 станциями. В работе представлен ряд преимуществ uST, обоснована экономическая эффективность проекта (на основе оценки срока окупаемости), приведены финансово-организационные сценарии его реализации и дальнейшие перспективы.

Ключевые слова: транспортная доступность, автомобилизация, градостроительство, пассажирские перевозки, инновационный транспорт, транспортно-инфраструктурные решения uST, компьютерное моделирование, экономическая эффективность, организационно-экономический механизм

Благодарности: авторы выражают признательность за помощь в подготовке материала специалистам научно-инжиниринговой компании ЗАО «Струнные технологии», его доработке и опубликовании – Сибирскому государственному индустриальному университету.

Для цитирования: Юницкий А.Э., Власовец Е.Н., Кулик О.В., Подворный В.О., Климков А.Г. Развитие транспортной системы в условиях высокоплотной городской застройки (на примере г. Мурино). *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;(4(46)):124–134. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-124-134](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-124-134)

Original article

THE TRANSPORT SYSTEM DEVELOPMENT IN CONDITIONS OF HIGH-DENSITY URBAN DEVELOPMENT (ON THE EXAMPLE OF MURINO)

© 2023 A. E. Unitsky, E. N. Vlasovets, O. V. Kulik, V. O. Podvorniy, A. G. Klimkov

Unitsky String Technologies, Inc. (33 Zheleznodorozhnaya St., Minsk, 220089, Republic of Belarus)

Abstract. In conditions of rapid scientific and technological progress, the role of transport (and related transport safety, infrastructure, problematic factors, etc.) is extremely significant. At the same time, many large cities (including

Russian cities) are characterized by the high rates of construction and development of suburbs and new neighborhoods without the corresponding facilities (or at a much slower pace) of transport routes, access roads, stops, subway stations, appropriate infrastructure, etc. One of the most pronounced examples is the town of Murino (a suburb of St. Petersburg), whose population has grown over the last 9 years from 9.9 thousand people (2014) to 104 thousand people (2023), with an average annual increase of 10 thousand by 2030. Existing transportation problems cause suburban residents travel 2-3 km to the nearest metro station for 50 minutes. Authors proposed a new solution, tested it, and confirmed its reliability and efficiency: transport-infrastructure complexes developed by Unitsky String Technologies (uST) as a kind of rail off-street transport. In particular, based on available analytical and calculation data, the study proposes the construction of a commercial project on the route from Murino to Devyatkinno metro station with a length of 3.4 km and 6 stations. The article also presents a number of advantages of uST, substantiates the economic efficiency of the project (based on payback period estimation), provides financial and organizational scenarios of its implementation, and provides further prospects.

Keywords: transport accessibility, motorization, urban development, passenger transportation, innovative transport, transport-infrastructure solutions uST, computer modeling, economic efficiency, organizational and economic mechanism

Acknowledgements: the authors express their gratitude to the specialists of the scientific and engineering company Unitsky String Technologies, Inc. for their assistance in preparing the material, and for its revision and publication – to the Siberian State Industrial University.

For citation: Unitsky A.E., Vlasovets E.N., Kulik O.V., Podvorniy V.O., Klimkov A.G. The Transport system development in conditions of high-density urban development (on the example of Murino). *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;(4(46)):124–134. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4\(46\)-124-134](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2023-4(46)-124-134)

Введение

Проведенные в 2015 – 2019 гг. исследования [1] показывают, что наблюдается прямая связь между временем, затраченным на маятниковые миграции (дом – работа) и состоянием здоровья жителей города. В частности, жители Гонконга, которые тратят на дорогу до места работы от 90 до 180 минут (жители категории А), имеют риск ожирения почти в два раза выше, чем люди, у которых это занимает не более 30 минут (жители категории Б); жители категории А по сравнению с Б имеют значительно более низкую удовлетворенность жизнью в целом.

В Российской Федерации на сегодняшний день транспортные проблемы, связанные с постоянным ростом количества автомобилей на единицу численности населения, пробок и трафика, с несовершенством дорожной (и связанной с ней) инфраструктуры, актуальны как никогда. Например, если в 1965 г. в Советском союзе на 1000 жителей приходилось 4 автомобиля, в 1993 году в России – 75,7 [2], то к настоящему времени – более 300 [3]. Особенно остро выглядит указанная проблематика для крупных городов с высокоплотной застройкой, одним из примеров которой является Санкт-Петербург (317 легковых автомобилей на 1000 жителей города в 2020 г.) и его пригороды, включая стремительно строящийся и развивающийся город Мурино, численность населения которого выросла за последние девять лет с 9,9 (2014 г.) до 104 тыс. человек (2023 г.) [4].

К настоящему времени окраины Санкт-Петербурга застроены высотными жилыми домами (25 и более этажей), что связано с необходимостью сохранения исторического образа центра города [5]. Наибольшие проблемы с транспортным обслуживанием населения возникают именно в новых районах массовой жилой застройки, где ввод в эксплуатацию многоэтажных жилых зданий в значительном количестве за последние годы не сопровождался активным развитием пассажирского транспорта. Мурино является одним из наиболее проблемных пригородов.

Указанная проблематика изучалась и представлена в научных трудах [2; 5 – 9], а также в стратегических, программных и иных нормативных документах [10; 11].

В частности, в работе [5] приводится ряд преимуществ (по провозной способности и некоторым другим характеристикам) рельсового транспорта по сравнению с другими видами транспорта, в связи с чем предлагается развивать в первую очередь рельсовый транспорт, к которому относится и uST, в условиях плотной городской застройки Мурино.

В работе [8] в качестве рекомендации по модернизации системы общественного транспорта в Мурино предложено создание рядом со станцией метро «Девяткино» объектов подземной велопарковки и велосипедной инфраструктуры, что, однако, не является комплексным и всепогодным (с учетом климатических особенностей) решением для региона.

В работе [2] на основе обзора существующих транспортных проблем крупных российских городов/агломераций (в том числе непосредственно в Мурино) в целом конкретных идей, направленных на улучшение существующей транспортной (связанной с ней) проблематики, не предложено.

Одной из особенностей строительства в городах с высокоплотной застройкой (на примере Мурино) является ограниченность территорий, выделенных под строительную площадку, где, помимо прочего, необходимо обеспечить стройплощадку эвакуационными выездами, противопожарным водоснабжением, ограждением с защитными козырьками в местах прохода людей, рядом административно-бытовых помещений. При этом строители также осуществляют передвижение на транспорте (включая общественный). Возведение сооружений в условиях плотной городской застройки вызывает необходимость обеспечения поддержания эксплуатационных свойств существующих близлежащих строений, а также разработку специальных мероприятий, направленных на оптимизацию процессов строительства.

Следствием совокупности имеющихся проблемных факторов в Мурино являются дорожные заторы и очереди на остановках с ожиданием посадки в транспорт до получаса, а общее время преодоления пути в 2 – 3 км с учетом ожидания составляет до 50 минут.

Вместе с тем, согласно утвержденной в 2022 г. Стратегии развития транспортной системы Санкт-Петербурга и Ленинградской области на период до 2030 года (исследование [9], в котором представлены подходы проекта Стратегии, издано шестью годами ранее – в 2016 г.), запланировано [10]:

- развитие трамвайной сети с ускоренным режимом движения (строительство двухпутной трамвайной линии от конечной станции трамвая «Светлановский проспект» с выходом на Петровский бульвар Мурино до конечной станции «Девяткино»), в результате чего будут введены в эксплуатацию два новых трамвайных маршрута общей протяженностью 46,2 км и существенно улучшится транспортная доступность населенных пунктов Мурино, Новое Девяткино и Кудрово;

- строительство нового выхода из Санкт-Петербурга от Кольцевой автомобильной дороги (КАД) в обход населенных пунктов Мурино и Новое Девяткино с подключением к автомобильной дороге «Санкт-Петербург – Матокса»;

- развитие скоростных внеуличных видов пассажирского транспорта и формирование современного парка подвижного состава для по-

вышения скорости перевозок, что в целом направлено на рост качества транспортного обслуживания населения в Санкт-Петербурге и Ленинградской области.

Таким образом, целью настоящего исследования является разработка для Ленинградского региона (на примере Мурино) альтернативных, отличных от предлагаемых иными авторами и в то же время коррелирующих с государственной политикой в области развития транспортной инфраструктуры решений, которые позволят сократить время нахождения пассажиров в пути с увеличением пассажиропотока в будущем и обеспечением высокого уровня транспортной безопасности. За основу будут взяты транспортно-инфраструктурные решения uST, уже реализуемые в настоящее время, с их возможным внедрением в Ленинградской области.

Методы и принципы исследования

Оценка величины потенциального, необходимого для расчетов параметров эксплуатационной деятельности пассажиропотока в регионе проводилась:

- экспертно-аналитическим методом с использованием информации о городских транспортных потоках и среднесуточном пассажиропотоке по смежным межрегиональным (Ленинградской области и Санкт-Петербурга), межмуниципальным и муниципальным маршрутам регулярных перевозок;

- на основании фактической численности проживающих – 104 тыс. в 2023 г. [4], а также с учетом планируемой численности населения Муринского городского поселения к 2030 году (порядка 170 тыс. согласно ряду региональных нормативных документов);

- на основании общеприменяемой методики расчета ежедневного пассажиропотока маятниковой трудовой миграции в городских агломерациях, согласно которой в среднем по России прогнозный пассажиропоток может составлять порядка 30 % от численности проживающего населения [12].

Вместе с тем для Санкт-Петербургской агломерации авторами принято целесообразным использовать повышенное значение маятниковой и местной трудовой миграции в 1,5 – 1,7 раза от среднего показателя по стране ввиду нехватки социальных и учебных заведений, рабочих мест и транспортной инфраструктуры, высокой плотности застройки на столь быстрорастущее население.

Для расчета параметров эксплуатационной деятельности (необходимого количества транспортных средств, интервалов движения, времени в пути и иных параметров) использован инструмент имитационного моделирования AnyLogic,

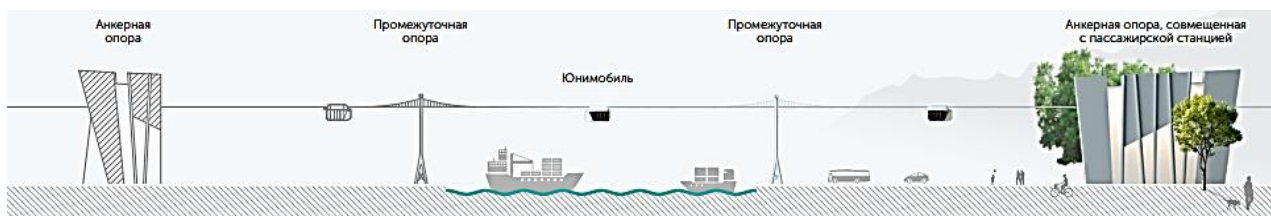


Рис. 1. Схематическое представление состава комплекса uST
Fig. 1. Schematic representation of the composition of the uST-complex

который является одним из лучших в своем сегменте на сегодняшний день. При моделировании учитывалась сменность пассажиров на промежуточных станциях, заданная треугольным распределением вероятностей параметров (10, 40, 20 %), на конечных станциях – 100 %.

Проектирование конструкций транспортного комплекса uST выполнено с использованием технологии информационного моделирования зданий (BIM) в программе Autodesk Revit. В отличие от традиционных систем компьютерного проектирования, создающих геометрические образы, результатом информационного моделирования возводимого здания становится объектно-ориентированная цифровая модель всего сооружения, по которой можно моделировать процесс организации его строительства [13 – 15].

Расчеты несущих конструкций в представленном в работе маршруте выполнены в программе Dlubal RFEM, которая поддерживает проектирование по российским нормативам и обладает удобным алгоритмом выполнения геометрически нелинейного расчета. Дополнительные модули программы позволяют рассчитать конструкцию совместно с основанием, оценить динамические свойства конструкций, выполнить расчет на устойчивость.

Эффективность проекта оценивалась исходя из окупаемости инвестиционных вложений за счет будущих доходов (построение финансовой модели) в течение расчетного периода, охватывающего временной интервал, включая инвестиционную и эксплуатационную стадии.

Основные результаты

Одним из возможных вариантов решения обозначенной актуальной проблемы повышения уровня транспортной доступности населения Мурино (и иных городов с высокоплотной застройкой) и развития городской маршрутной сети может стать создание и эксплуатация автоматизированного транспортно-инфраструктурного комплекса uST эстакадного типа на базе беспилотных рельсовых электромобилей на стальных колесах (юнимобилей) [16 – 18]. Реализованные к настоящему моменту разработчиком – белорусской научно-инжиниринговой компанией ЗАО «Струнные технологии» [19] –

проекты показали, что осуществление движения на «втором уровне» обеспечивает высокие уровни безопасности и точность соблюдения графика перевозок при любых погодных условиях в любое время года, а также способствует перераспределению пассажиропотока и позволяет снизить загруженность дорог для наземного транспорта.

Решение uST является комплексным, в основе – современные инженерные разработки и ноу-хау ученого, инженера и изобретателя А.Э. Юницкого. Особенность комплекса заключается в использовании технологий струнного рельса и предварительно напряженной рельсо-струнной транспортной эстакады, по которой в автоматизированном режиме управления перемещаются рельсовые электромобили-беспилотники (рис. 1).

Пассажирский транспортно-инфраструктурный комплекс uST обладает рядом преимуществ по сравнению с традиционными транспортными решениями по таким параметрам, как производительность, материалоемкость, энергопотребление, землеотвод под строительство, эксплуатационные издержки, экологичность и т. д. Например, по сравнению с другими видами транспорта uST отличается высокой энергоэффективностью, обусловленной конструктивными особенностями. На основании данных работ [18, 20, 21] на рис. 2 представлены сравнительные характеристики удельного энергопотребления транспорта для равных условий (пассажиропоток свыше 1000 пассажиров/ч).

Данные преимущества обоснованы и детально структурированы в научных работах [18, 22], в связи с чем в настоящей статье не дублированы.

Проведенные авторами расчеты показали, что функционирование комплекса uST позволит создать высокопроизводительную пассажирскую транспортную систему, способную интегрироваться в существующую транспортную инфраструктуру Мурино и Санкт-Петербурга (рис. 3).

В частности, формирование маршрутной сети uST на территории Мурино может быть организовано несколькими маршрутами, обеспечивающими перемещения пассажиров от поселка Бугры, деревни Лаврики и Новое Девяткино к станции метро «Девяткино».



Рис.2. Удельный расход энергоресурсов различных видов транспорта
 Fig. 2. Specific consumption of energy resources of various types of transport

Моделирование и расчет производительности указанных трасс выполнено на основании планируемых значений пассажиропотока по маршрутам («станция метро Девяткино – Мурино» из расчета 3500 пассажиров/ч, «станция метро Девяткино – г. п. Бурги» из расчета 5000 пассажиров/ч) с использованием инструмента имитационного моделирования AnyLogic, а также на основе практического опыта разработчика в проведенных испытаниях и реализации проектов транспортных комплексов uST. Рассчитанные параметры эксплуатационной деятельности по двум обозначенным маршрутам приведены в таблице, схемы данных маршрутов – на рис. 4.

Предварительные расчеты показывают, что для обеспечения требуемого пассажиропотока необходимо задействовать подвижной состав в количестве 35 и 55 16-местных электрических юнимобилей собственного производства соответственно. Обоснованность выбора данного транспортного средства определена его техническими характеристиками, оптимально подходящими по параметрам эксплуатационной дея-

тельности (пассажиропоток, длина трассы, количество и размер станций и т. д.). В часы пик, помимо вывода дополнительных единиц транспорта на линию в режиме реального времени (например, время вывода/ввода 10 дополнительных юнимобилей на линию может составлять от 3 до 10 мин), подвижной состав может быть организован в электронную сцепку из 2 или 3 модулей для максимального охвата ожидающих пассажиров.

Адаптация к пикам и спадам пассажиропотока, а также регулирование интервалов движения рельсовых электромобилей осуществляется через маршрутное задание или изменение программы оператором с помощью системы управления, охватывающей все аспекты функционирования комплекса.

Расчетное время в пути (без учета времени ожидания, которое будет минимальным в связи с интервалом движения около 30 с) от начальной станции до конечной будет составлять 8 и 12 минут соответственно, что является значительным преимуществом, так как в существую-



Рис. 3. Варианты визуализации двухпутного маршрута uST и пассажирских станций «второго уровня» в Мурино
 Fig. 3. Visualization of the uST route in Murino

Параметры эксплуатационной деятельности по рассматриваемым маршрутам
Parameters of operational activities along the considered routes

Параметр	Значение	
	станция метро «Девяткино» – Мурино	станция метро «Девяткино» – г.п. Бугры
Протяженность, км	3,4	4,5
Подвижной состав	16-местный подвесной юнимобиль	
Время в пути от начальной до конечной станции, мин	8	12
Количество юнимобилей на маршруте, ед.	35*	55*
из них используемых в сцепке	3	7
Пассажиропоток в двух направлениях, пассажиров/ч	3 500	5 000
Интервал движения юнимобилей, мин	0,52 (31 с)	0,50 (30 с)
Средняя скорость движения, км/ч	31	29
*Показатель рассчитан с применением инструмента имитационного моделирования AnyLogic, который в том числе учитывает использование в наиболее загруженные часы работы на маршруте подвижного состава в сцепке		

щей транспортной обстановке Мурино, как указывалось ранее, только время ожидания маршрутного такси (общественного транспорта) может составлять до получаса в часы пик. Время в пути (в примере 8 мин.) рассчитано исходя из средней скорости маршрута (см. таблицу) протяженностью 3,4 км с учетом времени ожидания посадки/высадки пассажиров на промежуточных платформах (25 с). Аналогично проводился расчет для второго маршрута.

Следует отметить, что каждый из рассматриваемых маршрутов является масштабируемым, а количество станций может изменяться (на рис. 4 станции обозначены опционально и их количество вариабельно).

Согласно применяемой в ЗАО «Струнные технологии» методике расчета стоимости строительства комплексов uST, ориентировочные капитальные затраты (в ценах 2023 г.) проекта составят в среднем 1,37 млрд руб. за 1 км, в том числе по маршрутам в комплексе (транспортная эстакада, станции, промежуточные и анкерные опоры, подвижной состав нужного количества, депо, инфраструктура «второго уровня» и др.):

- «станция метро Девяткино – Мурино» – около 4,5 млрд рублей;
- «станция метро Девяткино – г. п. Бугры» – 6,3 млрд рублей.

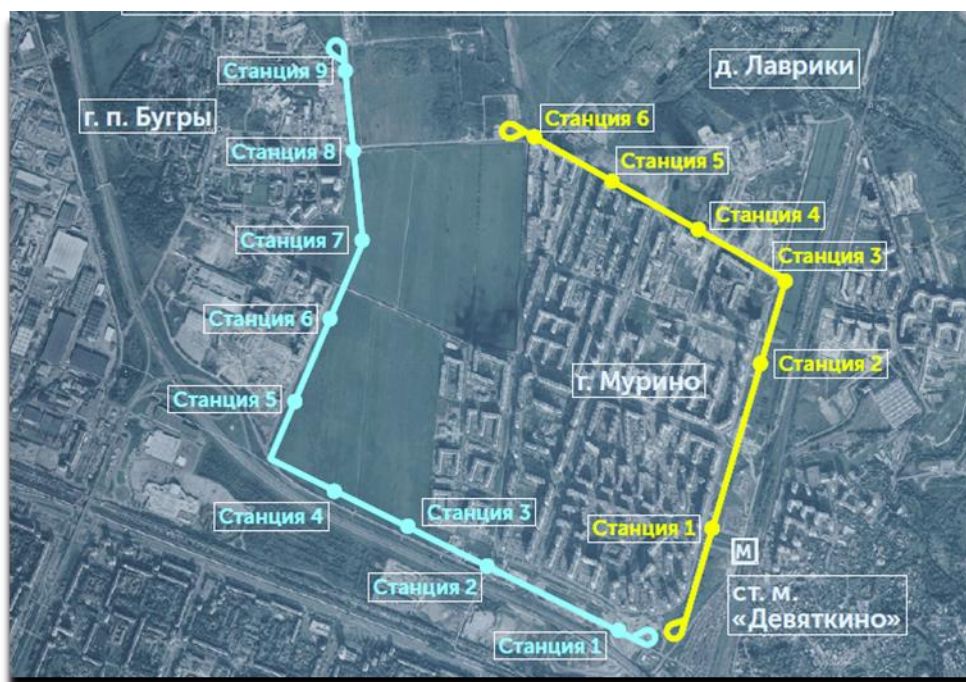


Рис. 4. Вариант организации двух маршрутов в Мурино с помощью комплекса uST
 Fig. 4. Option for organizing 2 routes in Murino thanks to uST complex

Стоимость проектов рассчитана с учетом таких определяющих факторов, как назначение комплекса и его производительность; расчетная скорость движения; рельеф местности и природно-климатические условия; конструктивные характеристики комплекса и объектов инфраструктуры и др.

Ориентировочный расчетный срок реализации комплекса составляет около трех лет (от начала инвестиционной фазы/предпроектных исследований до ввода готового объекта в эксплуатацию).

Для определения экономической эффективности и расчета финансовой модели проекта была установлена стоимость проездного билета на уровне 55 рублей. Предварительная стоимость билета сформирована исходя из совокупности факторов, определяющих ее величину (текущий тариф на проезд в Ленинградской области, качество и комфорт оказания услуги, инфляционная составляющая с учетом трехлетнего периода длительности инвестиционной стадии). Финансирование капитальных затрат на инвестиционной стадии предусматривает использование заемных средств со сроком погашения до 15 лет (банковский кредит, акционерный займ).

С точки зрения коммерческой составляющей, согласно предварительной оценке эффективности проекта на основе построения финансовой модели, привлекательность комплекса uST как инвестиционного проекта обусловлена положительным сальдо проекта на протяжении всего периода эксплуатации, так как билетная выручка с первого года эксплуатации формирует объем доходной части, покрывающей не только среднегодовые затраты на эксплуатацию комплекса (на транспортную работу), затраты на обслуживание долга в случае заемного финансирования (выплата основного долга и процентов согласно графику платежей), но и обеспечивает дополнительные ежегодные поступления средств.

В случае недостижения заданного уровня пассажиропотока по ряду обстоятельств (уменьшение значений пассажиропотока до 40 %) билетная выручка позволит проекту обеспечивать ежегодное положительное сальдо.

Поскольку обозначенная информация имеет признаки конфиденциальности, более конкретные сведения (таблицы расчетов, в том числе их фрагменты), подтверждающие данные выводы, в настоящей работе не приведены.

По финансово-организационным моментам реализации проекта предлагается несколько сценариев:

– государственно-частное партнерство (ГЧП) как форма средне- и долгосрочного взаимодей-

ствия государства и бизнеса на взаимовыгодных условиях, где концедентом будет являться правительство Ленинградской области; в этом случае положительное сальдо по проекту с начала стадии эксплуатации будет возвращено в региональный бюджет области в качестве концессионной платы;

– транспортно-инфраструктурный комплекс uST может рассматриваться в качестве инвестиционного проекта, в том числе с привлечением заемного финансирования: высокий уровень пассажиропотока (от 3000 пассажиров/ч) и конкурентный ценовой уровень проездного билета (55 руб.), согласно расчетам авторов, обеспечат положительное сальдо с первого года эксплуатации комплекса uST, то есть полученная билетная выручка будет полностью покрывать затраты на эксплуатацию комплекса и обслуживание долга (погашение кредита).

Готовность и техническая возможность реализации комплекса uST на территории Российской Федерации подтверждена тем фактом, что технология uST имеет низкий уровень зависимости от импортных комплектующих. Степень локализации запасных частей и комплектующих, используемых для реализации проекта, исходя из практики, составляет более 90 %. С учетом предполагаемой организации производства на территории Союзного государства России и Беларуси, в условиях санкционного давления данное обстоятельство является положительным фактором. Стратегия реализации проекта предполагает, что все строительные материалы и конструкции, необходимые для возведения комплекса (сталь, бетон, металлоконструкции, арматура и др.), будут приобретаться на территории Ленинградской области или в близлежащих областях России.

Реализация проекта транспортно-инфраструктурного комплекса uST на территории Ленинградской области позволит:

– повысить уровень транспортной доступности населения Мурино за счет обеспечения регулярного доступа к станции метро «Девяткино», предложив жителям альтернативный вариант и в значительной степени избавив их от существующей проблемы;

– повысить качество оказываемых транспортных услуг населению путем обеспечения комфортных и безопасных для жителей условий поездки, а также сокращения времени на передвижение участниками транспортных перевозок;

– улучшить существующую дорожно-транспортную обстановку (уменьшить количество заторов на дороге, снизить уровень аварийности за

счет поднятия рельсо-струнной путевой структуры комплекса uST над поверхностью земли);

– снизить трафик наземного автотранспорта за счет перераспределения пассажирских потоков, с учетом ряда факторов – мотивировать водителей пересесть с личного автотранспорта на общественный (uST);

– улучшить экологическую обстановку в городе за счет сокращения количества автотранспорта, в том числе использующего двигатели внутреннего сгорания; разгрузки дорожной сети; применения высокоэкологичных транспортно-инфраструктурных комплексов uST, отличающихся минимальным воздействием на окружающую среду и низким уровнем шума (до 70 дБ);

– повысить конкурентоспособность и инвестиционную привлекательность населенных пунктов Ленинградской области, стимулируя уровень экономического роста и способствуя расширению региональной интеграции.

Обсуждение

В 2023 г. на основе результатов экспертизы транспортных решений uST было получено заключение (вх. от 03.08.2023 г. № ДЗ/22105-ИС) от Департамента государственной политики в области автомобильного и городского пассажирского транспорта Минтранса России о том, что струнный транспорт является разновидностью внеуличного транспорта, при этом комплекс uST может являться объектом концессионного соглашения.

Проведенные и представленные расчеты легли в основу аналитических материалов для обсуждения с Правительством Ленинградской области, которое в 2023 году обозначило свою заинтересованность в проекте транспортно-инфраструктурного комплекса uST в городе Мурино [23]. При этом проект получил широкую огласку в средствах массовой информации ввиду своей актуальности для региона [24].

Значения пассажиропотока получены от заказчика: реальные данные с учетом показателей перевозки пассажиров в Мурино (Муринского городского поселения) общественным транспортом.

Таким образом, представленное исследование имеет подкрепленную практикой основу. В настоящее время продолжается (и будет продолжаться) верификация представленных расчетов и подготовка к более детальному технико-экономическому обоснованию (с расчетом почасовых величин пассажиропотока на рассматриваемом маршруте), а также обсуждение иных возможных форм и финансово-юридических аспектов реализации проекта.

Выводы

С учетом темпов роста уровня автомобилизации, градостроительства в ряде городов существует проблема транспортной доступности и пробок, скорости перемещения, качества транспортного обслуживания, что актуально для Мурино Ленинградской области. В качестве альтернативы традиционным решениям (в том числе маршрутные такси, метро, канатная дорога и т. д.) для региона предложен проект строительства инновационного транспортного комплекса uST, имеющего ряд обоснованных преимуществ (протяженность маршрутов: станция метро «Девяткино» – Мурино – 3,4 км; станция метро «Девяткино» – г. п. Бугры – 4,5 км). Расчетное время в пути между конечными станциями в целом составляет около 10 мин вне зависимости от загруженности трафика (в настоящее время – до 50 минут). Реализация проекта является экономически оправданной (выход на положительное сальдо (безубыточную работу) уже в первый год эксплуатации проекта с возможностью различных финансово-организационных сценариев (ГЧП, инвестиционный проект с привлечением средств инвесторов и др.). Реализация проекта комплекса uST в Мурино с целью создания городской пассажирской сети и интеграцией в существующую городскую сеть общественного транспорта может стать не только решением сложившейся дорожно-транспортной проблемы населенного пункта, но и оказать положительное влияние на Санкт-Петербургскую моноцентрическую городскую агломерацию.

Представленный проект является лишь одним из предлагаемых. С учетом ряда преимуществ и перспектив применения технологии и решений uST возможно его использование в ряде иных российских регионов для обеспечения эффективных грузопассажирских перевозок, направленных на повышение уровня экономической безопасности и социально-экономического развития.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Sha F., Li B., Law Y.W., Yip P.S.F. Associations between commuting and well-being in the context of a compact city with a well-developed public transport system. *Journal of Transport & Health*. 2016;13:103–114. <https://doi.org/10.1016/j.jth.2019.03.016>
2. Удинкан В.А., Воронцова С.Д. Транспортные проблемы крупных городов Российской Федерации. В кн.: *Транспорт. Экономика. Социальная сфера (актуальные проблемы и их решения)*. Пенза: Пензенский государственный аграрный университет; 2019:134–143.

3. АВТОСТАТ. Аналитическое агентство. URL: <https://m.autostat.ru/tags/628/#:~:text=На%20каждую%20тысячу%20россиян%20приходится,парка%20легковых%20автомобилей%20в%20России> (Дата обращения: 22.11.2023)
4. Федеральная служба государственной статистики. URL: <https://rosstat.gov.ru/> (Дата обращения: 22.11.2023)
5. Ионова Е.Д., Линин М.М., Хайкара В.С. Проблема транспортных коллапсов в Санкт-Петербурге и ближайших пригородах и способы ее разрешения. В кн.: *Неделя науки СПбПУ*. Санкт-Петербург: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»; 2019:78–81.
6. Тимошенко В.А. Повышение качества транспортного обслуживания г. Мурино. В кн.: *Транспортные системы: сборник материалов Международной научной онлайн-конференции для молодых ученых и аспирантов, 29 ноября 2022 года*. Санкт-Петербург: ПОЛИТЕХ-ПРЕСС; 2023:35–38. <https://doi.org/10.18720/SPBPU/2/id23-7>
7. Романченко В. Ленивые жители или отсутствие альтернативы: пять причин гигантских очередей на маршрутки в Мурино. URL: <https://peterburg2.ru/articles/pyat-prichin-gigantskih-ocheredey-na-marshrutki-v-murino-109351.html> (Дата обращения: 22.11.2023)
8. Кандабаров Н.А. Модернизация систем общественного транспорта в городах-спутниках Московской и Санкт-Петербургской агломераций. *Инновации и инвестиции*. 2023;(6):266–270.
9. Поляков К.В., Никулина С.В. Стратегия развития транспортной системы Санкт-Петербурга и Ленинградской области до 2030 г. *Транспорт Российской Федерации. Журнал о науке, практике, экономике*. 2023;(5):36–41.
10. Стратегия развития транспортной системы Санкт-Петербурга и Ленинградской области на период до 2030 года (утверждена 22.02.2022). Санкт-Петербург; 2022:317.
11. Распоряжение Правительства Ленинградской области от 23.01.2023 № 32-р. Об утверждении проекта планировки территории и проекта межевания территории в целях размещения линейного объекта регионального значения «Обход города Мурино и деревни Новое Девяткино с западной стороны» (по титулу: «Строительство обхода пос. Мурино и дер. Новое Девяткино с западной стороны»). Санкт-Петербург; 2023:139.
12. Соколова А.А. Масштабы маятниковой трудовой миграции в регионах России. *Проблемы развития территории*. 2023;27(4): 52–70. <http://doi.org/10.15838/ptd.2023.4.126.4>
13. Moss E. *Autodesk Revit 2022 Architecture Basics: From the Ground Up*. Mission: SDC Publications; 2021:724.
14. Netscher P. *Construction Management: From Project Concept to Completion*. Subiaco: CreateSpace Independent Publishing Platform; 2017:372.
15. Elbeltagi E. *Construction Site Layout Planning: Identifying, Sizing and Locating Temporary Facilities on Construction Sites*. Rabat: LAP LAMBERT Academic Publishing; 2014:196.
16. Юницкий А.Э., Кривицкий А.И., Артющевский С.В., Сокур М.В., Цырлин М.И. Высокоскоростной струнный транспорт uST для перевозки пассажиров: преимущества и перспективы развития. *Инновационный транспорт*. 2022;(2(44)):3–7. <http://doi.org/10.20291/2311-164X-2022-2-3-7>
17. Юницкий А.Э., Гарах В.А., Зайцев А.Д., Цырлин М.И. Конструктивные особенности юникара тропического для городских перевозок пассажиров. *Инновационный транспорт*. 2021;(1(39)):8–15. <http://doi.org/10.20291/2311-164X-2021-1-8-15>
18. Unitsky A. *String Transport Systems: on Earth and in Space*. Silakrogs: PNB Print; 2019:560.
19. *Transport & Infrastructure Solutions of Unitsky String Technologies Inc.* URL: <https://ust.inc/?lang=en> (Accessed: 22.11.2023)
20. Mwambeleko J.J., Kulworawanichpong T., Greyson K. Tram and trolleybus net traction energy consumption comparison. In: *18th International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS)*. Pattaya: IEEE; 2015:2164–2169. <https://doi.org/10.1109/ICEMS.2015.7385399>
21. Unitsky A. *Transport Complex SkyWay in Questions and Answers. 100 Questions – 100 Answers*. Available at URL: https://unitsky.engineer/assets/files/shares/2016/2016_98.pdf (Accessed: 22.11.2023)
22. Анатолий Юницкий. Публикации. URL: <https://unitsky.engineer/author> (Дата обращения: 22.11.2023).
23. На телеканале «Россия 1» вышел репортаж о транспорте uST. URL: <https://ust.inc/news/a-report-about-the-ust-transport-has-been-released-on-russia-1-tv-channel?lang=ru> (Дата обращения: 22.11.2023)

24. Карпович П. От Мурино и Бугров до Девяткино – на юнимобиле: что с проектом и в какие сроки он может заработать. URL: <https://www.rzd-partner.ru/logistics/interview/ot-murino-i-bugrov-do-devyatkino-na-yunimobile-cto-s-proektom-i-v-kakie-sroki-on-mozhet-zarabotat/> (Дата обращения: 21.11.2023)

REFERENCES

1. Sha F., Li B., Law Y.W., Yip P.S.F. Associations between commuting and well-being in the context of a compact city with a well-developed public transport system. *Journal of Transport & Health*. 2016;13:103–114. <https://doi.org/10.1016/j.jth.2019.03.016>
2. Udinkan V.A., Vorontsova S.D. Transport problems of large cities of the Russian Federation. In: *Transport. Economy. Social sphere (current problems and their solutions)*. Penza: Penza State Agrarian University; 2019:134–143. (In Russ.).
3. AUTOSTAT. Analytical agency. URL: <https://m.autostat.ru/tags/628/#:~:text=На%20каждую%20тысячу%20россиян%20приходит,парка%20легковых%20автомобилей%20в%20России> (Accessed: 22.11.2023). (In Russ.).
4. Federal State Statistics Service. URL: <https://rosstat.gov.ru/> (Accessed: 22.11.2023). (In Russ.).
5. Ionova E.D., Linin M.M., Khaikara V.S. The problem of transport collapses in St. Petersburg and the nearest suburbs and ways to solve it. In: *SPbPU Science Week*. St. Petersburg: Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education "Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University"; 2019:78–81. (In Russ.).
6. Timoshenko V.A. Improving the quality of transport services in Murino. In: *Transport systems*. St. Petersburg: POLYTECH PRESS; 2023:35–38. (In Russ.). <https://doi.org/10.18720/SPBPU/2/id23-7>
7. Romanchenko V. Lazy residents or lack of alternatives: five reasons for the giant queues for minibuses in Murino. (Accessed: 22.11.2023). (In Russ.).
8. Kandabarov N.A. Modernization of public transport systems in satellite cities of the Moscow and St. Petersburg agglomerations. *Innovations and investments*. 2023;(6):266–270. (In Russ.).
9. Polyakov K.V., Nikulina S.V. Strategy for the development of the transport system of St. Petersburg and the Leningrad region until 2030. *Transport of the Russian Federation. A journal about science, practice, and economics*. 2023;(5):36–41. (In Russ.).
10. The strategy for the development of the transport system of St. Petersburg and the Leningrad region for the period up to 2030 (approved on 02/22/2022). Saint Petersburg; 2022:317. (In Russ.).
11. Order of the Government of the Leningrad Region No. 32-r dated 01/23/2023. On approval of the draft territory planning and the project of the territory boundary in order to place a linear object of regional significance "Bypass of the city of Murino and the village of Novoe Devyatkinno from the west side" (by title: "Construction of a bypass of the village. Murino and der. New Devyatkinno on the west side"). Saint Petersburg; 2023:139. (In Russ.).
12. Sokolova A.A. Scale of commuting in Russian regions. *Problems of Territory's Development*. 2023;27(4): 52–70. (In Russ.). <http://doi.org/10.15838/ptd.2023.4.126.4>
13. Moss E. *Autodesk Revit 2022 Architecture Basics: From the Ground Up*. Mission: SDC Publications; 2021:724.
14. Netscher P. *Construction Management: From Project Concept to Completion*. Subiaco: CreateSpace Independent Publishing Platform; 2017:372.
15. Elbeltagi E. *Construction Site Layout Planning: Identifying, Sizing and Locating Temporary Facilities on Construction Sites*. Rabat: LAP LAMBERT Academic Publishing; 2014:196.
16. Unitsky A.E., Kryvitski A.I., Artyushevsky S.V., Sokur M.V., Tsyrlin M.I. uST high-speed string transport for passenger transportation: advantages and development prospects. *Innotrans*. 2022;(2):3–7. (In Russ.). <http://doi.org/10.20291/2311-164X-2022-2-3-7>
17. Unitsky A.E., Harakh V.A., Zaitsev A.D., Tsyrlin M.I. Design features of the tropical unicar for urban passenger transport. *Innotrans*. 2021;(1):8–15. (In Russ.). <http://doi.org/10.20291/2311-164X-2021-1-8-15>
18. Unitsky A. *String Transport Systems: on Earth and in Space*. Silakrogs: PNB Print; 2019:560.
19. *Transport & Infrastructure Solutions of Unitsky String Technologies Inc.* URL: <https://ust.inc/?lang=en> (Accessed: 22.11.2023).
20. Mwambeleko J.J., Kulworawanichpong T., Greyson K. Tram and trolleybus net traction energy consumption comparison. In: *18th International Conference on Electrical Machines and Systems (ICEMS)*. Pattaya: IEEE; 2015:2164–2169. <https://doi.org/10.1109/ICEMS.2015.7385399>

21. Unitsky A. *Transport Complex SkyWay in Questions and Answers. 100 Questions – 100 Answers*. URL: https://unitsky.engineer/assets/files/shares/2016/2016_98.pdf (Accessed: 22.11.2023).
22. Anatoli Unitsky. Publications. Available at URL: <https://unitsky.engineer/author> (Accessed: 22.11.2023). (In Russ.).
23. A report on uST transport was released on the Rossiya 1 TV channel. Available at URL: <https://ust.inc/news/a-report-about-the-ust-transport-has-been-released-on-russia-1-tv-channel?lang=ru> (Accessed: 22.11.2023). (In Russ.).
24. Karpovich P. From Murino and Bugrov to Devyatkin – on a unimobile: what's with the project and in what time frame it can earn. URL: <https://www.rzd-partner.ru/logistics/interview/ot-murino-i-bugrov-do-devyatkin-na-yunimobile-chto-s-proektom-i-v-kakie-sroki-on-mozhet-zarabotat/> (Accessed: 22.11.2023). (In Russ.).

Сведения об авторах

Анатолий Эдуардович Юницкий, PhD in Transport, генеральный конструктор, Закрытое акционерное общество «Струнные технологии»

E-mail: a@unitsky.com

ORCID: 0000-0003-1574-3539

Екатерина Николаевна Власовец, начальник отдела аналитики, Закрытое акционерное общество «Струнные технологии»

E-mail: e.vlasovets@unitsky.com

Ольга Владимировна Кулик, ведущий аналитик отдела аналитики, Закрытое акционерное общество «Струнные технологии»

E-mail: o.kulik@unitsky.com

Владимир Олегович Подворный, главный специалист КБ «Железобетонные конструкции», Закрытое акционерное общество «Струнные технологии»

E-mail: v.podvorniy@unitsky.com

Алексей Григорьевич Климков, к.э.н., начальник научно-исследовательского отдела, Закрытое акционерное общество «Струнные технологии»

E-mail: a.klimkov@unitsky.com

ORCID 0000-0002-1104-8849

Information about the authors

Anatoli E. Unitsky, PhD in Transport, General Design Engineer, Unitsky String Technologies, Inc.

E-mail: a@unitsky.com

ORCID 0000-0003-1574-3539

Ekaterina N. Vlasovets, Head of analytics Division, Unitsky String Technologies, Inc.

E-mail: e.vlasovets@unitsky.com

Olga V. Kulik, Leading analyst of Analytics Division, Unitsky String Technologies, Inc.

E-mail: o.kulik@unitsky.com

Vladimir O. Podvorniy, Chief Specialist of Design Engineering Department, Unitsky String Technologies, Inc.

E-mail: v.podvorniy@unitsky.com

Alexey G. Klimkov, Dr. Sci. (Econ.), Head of R&D department, Unitsky String Technologies, Inc.

E-mail: a.klimkov@unitsky.com

ORCID 0000-0002-1104-8849

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 30.11.2023

После доработки 08.12.2023

Принята к публикации 13.12.2023

Received 30.11.2023

Revised 08.12.2023

Accepted 13.12.2023

ВИКТОРУ НИКОЛАЕВИЧУ ФРЯНОВУ – 85 ЛЕТ



4 декабря 2023 г. исполнилось 85 лет со дня рождения и 60 лет научно-педагогической деятельности выдающегося горного инженера, известного ученого, профессора, доктора технических наук, Почетного работника угольной промышленности, Заслуженного работника высшей школы Российской Федерации, заведующего кафедрой геотехнологии Сибирского государственного индустриального университета Виктора Николаевича Фрянова.

Виктор Николаевич родился в г. Киселевск Кемеровской обл. в семье шахтера. В 1958 г. окончил Прокопьевский горный техникум, а в 1963 г. Кемеровский горный институт. В 1969 г. защитил кандидатскую диссертацию на тему «Исследование характера сдвижения горных пород при выемке пологих угольных пластов короткими забоями в условиях Кузбасса», а в 1989 г. в Институте угля и углехимии СО РАН защитил докторскую диссертацию «Управление геомеханическими процессами и обоснование параметров систем разработки гидрошахт Кузбасса». В 1991 г. ему присвоено ученое звание профессора.

С 1970 г. Виктор Николаевич работал в научно-исследовательском институте «ВНИИгидроуголь» старшим научным сотрудником, руководителем сектора лаборатории систем разработки и горного давления.

С 1972 г. вся трудовая и научная деятельность Виктора Николаевича тесно связана с Сибирским государственным индустриальным университетом (СибГИУ).

С 1984 г. по настоящее время Виктор Николаевич Фрянов является заведующим кафедрой

геотехнологии, которая занимает передовые позиции в образовательном процессе СибГИУ. Ежегодно в государственных аттестационных комиссиях защищается 100 – 120 дипломных проектов и работ, в которых кроме подтверждения своих знаний горного дела, студенты проводят научные исследования по проблемам наукоемких технологий угледобычи.

Вклад Виктора Николаевича в создание кадрового потенциала науки трудно переоценить. Под его руководством в СибГИУ создана научная школа «Создание интенсивных нетрадиционных информационно-материальных технологий добычи и переработки минерального сырья».

Фрянов В.Н. является признанным специалистом и консультантом по развитию технологии отработки угольных месторождений и внедрению численных методов в геомеханику не только на юге Кузбасса, но и в России. На основе этого метода им разработан пакет компьютерных программ «Геомеханика», который развивается аспирантами и докторантами при проведении научных исследований и выполнении хозяйственных работ по заказам горных предприятий.

Виктор Николаевич Фрянов проявил качества талантливого педагога и организатора высшего образования: ему присвоено почетное звание «Заслуженный работник высшей школы РФ», звания «Почетный профессор Кузбасса», «Почетный профессор СибГИУ». Он пользуется уважением студентов и коллег.

Целеустремленность В.Н. Фрянова убеждает, что нет невыполнимых задач, надо лишь найти нестандартное решение.

Под руководством Виктора Николаевича подготовлено свыше 40 кандидатов и 8 докторов наук, которые успешно работают преподавателями высших учебных заведений, ведущими специалистами на предприятиях, руководителями городского, областного и федерального уровней.

Виктор Николаевич Фрянов – действительный член (академик) Российской Академии Естественных Наук, Академии Инженерных наук. Виктор Николаевич Фрянов активный участник международных выставок-ярмарок, конференций и форумов. В течение 25 лет он постоянно участвует в подготовке и проведении Международной научно-практической конфе-

ренции «Наукоемкие технологии разработки и использования минеральных ресурсов» в рамках Международной выставки-ярмарки «Уголь России и Майнинг». Является ответственным редактором в подготовке научного журнала по материалам этой конференции. Основные результаты работы конференции опубликованы, систематизированы в виде решений и рекомендаций Администрации Кемеровской области. За активное участие в специализированных выставках технологий горного производства награжден знаком «За вклад в выставочную деятельность».

Высокая эрудиция, обязательность, ответственность, взвешенность принимаемых решений, доверительное отношение к людям – все это направлено на эффективное развитие интенсивных технологий добычи угля. При всем громаде уже реализованных и еще только составляемых планов, при всей интенсивности своей научной и административной жизни, Виктор Николаевич не утрачивает той оптики, которая позволяет ему видеть ценность и важность каждого отдельного человека, с которым ему приходится сталкиваться.

В Викторе Николаевиче удивительным образом сочетаются самые разные достоинства: твердость характера с житейском мудростью, инновационные подходы в принятии решений с умением найти подход к каждому, высокая требовательность и организованность с доброжелательностью и теплотой.

Виктор Николаевич является автором более 550 научных статей, 22 монографий, 27 учебно-методических пособий, им получено более 50 патентов и авторских свидетельств.

Благодаря многолетней активной деятельности, фантастической работоспособности и увлеченности наукой одним из перспективных направлений исследований Фрянова В.Н. и возглавляемого им научного коллектива стала раз-

работка научных основ создания роботизированной технологии подземной угледобычи без постоянного присутствия людей в горных работах.

За многолетнюю и плодотворную деятельность профессор В.Н. Фрянов неоднократно отмечался благодарностями и почетными грамотами РФ по высшему образованию, областной и городской администрацией. Он награжден медалями «За особый вклад в развитие Кузбасса» III степени, «За доблестный труд», «Лауреат премии Академии горных наук», «60 лет Дню шахтера», «65 лет Кемеровской области», «75 лет СибГИУ», «Ветеран труда», знаком «Трудовая слава» III степени, «Горняцкая слава» I, II, III степеней, «Почетный работник угольной промышленности», «Лауреат премии Кузбасса», серебряным знаком «Горняк России». Указом президента Российской Федерации от 24.10.17 № 512 Виктор Николаевич награжден медалью ордена «За заслуги перед Отечеством» II степени. За большой вклад в социально-экономическое развитие Кузбасса и подготовку кадров высшей квалификации Виктор Николаевич Фрянов неоднократно получал премию губернатора Кемеровской области. Как главе большой дружной шахтерской семьи в 2015 г. губернатор Кемеровской области выразил благодарность научной династии Фряновых за большой личный вклад в развитие Кузбасса и бережное сохранение трудовых семейных традиций.

Коллеги, ученики, друзья и редакция журнала сердечно поздравляют Виктора Николаевича с юбилеем и от всей души желают крепкого здоровья, жизненной энергии, семейного благополучия и дальнейшей плодотворной деятельности на благо горного образования и науки!

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

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).

Журналу «Вестнику Сибирского государственного индустриального университета» присвоена категория К2.

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:

- физика конденсированного состояния;
- информационные технологии;
- металлургия и материаловедение;
- региональная и отраслевая экономика.

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: vestnicsibgiu@sibsiiu.ru*. При направлении материалов в редакцию необходимо указывать раздел, в котором статья будет опубликована.

Таблицы, библиографический список и подристочный 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 распространенных 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 конце статьи 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 несложно-

го 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 (Журнал «Вестник СибГИУ»)).

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

Бащенко Л.П., ведущий редактор

Гашиникова А.О., ведущий редактор

Темлянцева Е.Н., верстка

Олендаренко Е.В., менеджер по работе с клиентами

Безродная Е.А., администратор сайта