

Министерство науки и высшего образования Российской Федерации

Научный журнал

ВЕСТНИК
Сибирского государственного
индустриального университета

№ 2 (48), 2024

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. 2 (48), 2024

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

30.06.2024 г.

Выход в свет

30.06.2024 г.

Формат бумаги 60×88 1/8.

Бумага писчая.

Печать офсетная.

Усл. печ. л. 5,2.

Уч.-изд. л. 5,6.

Тираж 300 экз.

Заказ № 137.

Цена свободная

Signed to the press

30.06.2024

Coming out

30.06.2024

The paper size is 60×88 1/8.

Writing paper.

Offset printing.

Usl. pech. l. 5,2.

Uch.-ed. l. 5,6.

The circulation is 300 copies.

Order no. 137.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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 Джамиа 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, член-корреспондент Российской академии наук, д.ф.-м.н., 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

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

Executive Secretary

Zapolskaya Ekaterina Mikhailovna, 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, Novokunetsk, Russia

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Shiplyuk Alexander Nikolaevich, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Institute of Theoretical and Applied Mechanics named after S.A. Khristianovich 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

- Чжан П., Иванов Ю.Ф., Семин А.П., Боровский С.В., Громов В.Е., Шляров В.В.** Металлические стекла из высокоэнтропийных сплавов: свойства, особенности получения и использования.....10
- Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Колубаев Е.А.** Формирование структуры композиционных материалов на основе титанового сплава ВТ1-0 методом фрикционной перемешивающей обработки с введением порошков меди, никеля и алюминия.....23
- Черемнов А.М., Гурьянов Д.А., Чумаевский А.В., Кобзев А.Е., Рубцов В.Е.** Особенности взаимодействия инструмента из сплава ЖС6У и аддитивно полученного титанового сплава при фрикционной перемешивающей обработке.....33
- Володин Т.В., Невский С.А., Громов В.Е., Башенко Л.П., Шамсутдинова Д.В.** Структурно-фазовые состояния и свойства быстрорежущей стали после импульсных энергетических воздействий.....43

ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

- Столбоушкин А.Ю., Крылова Е.А., Лактионов С.А., Умнов В.С.** Перспективы использования нейросетей в педагогическом образовании.....53

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

- Иванов Ю.Ф., Семин А.П., Громов В.Е., Боровский С.В., Юрьев А.Б., Миненко С.С.** Перспективные направления разработки и применения: высокоэнтропийные сплавы...61
- Ефимов М.О., Громов В.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А., Семин А.П.** Изменение механических свойств сплава Cantor при легировании.....69
- Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Башенко Л.П., Жуков А.В., Шурупов В.М.** Термодинамические аспекты восстановления WO_3 титаном.....79
- Абабков Н.В.** Анализ структурно-фазового

CONTENTS

CONDENSED MATTER PHYSICS

- Zhang P., Ivanov Yu.F., Semin A.P., Borovskii S.V., Gromov V.E., Shlyarov V.V.** Metal glasses made of high-entropy alloys: properties, features of production and use.....10
- Gusarova A.V., Chumaevskii A.V., Panfilov A.O., Knjazhev E.O., Kolubaev E.A.** Structure formation of composite materials based on grade 2 titanium alloy by friction stir processing with adding of copper, nickel and aluminum powders.....23
- Cheremnov A.M., Gurianov D.A., Chumaevskii A.V., Kobzev A.E., Rubtsov V.E.** Features of interaction between tool made of zhs6u alloy and additively produced titanium alloy during friction stir processing.....33
- Volodin T.V., Nevskii S.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Shamsutdinova D.V.** Structural and phase states and properties of high-speed steel after pulsed energy effects.....43

INFORMATION TECHNOLOGY

- Stolboushkin A.Yu., Krylova E.A., Laktionov S.A., Umnov V.S.** Prospects for the use of neural networks in teacher education.....53

METALLURGY AND MATERIALS SCIENCE

- Ivanov Yu.F., Semin A.P., Gromov V.E., Borovskii S.V., Yuriev A.B., Minenko S.S.** Perspective trends of creation and application: high-entropy glasses.....61
- Efimov M.O., Gromov V.E., Konovalov S.V., Panchenko I.A., Semin A.P.** Changing the mechanical properties of Cantor alloy during alloying.....69
- Kozyrev N.A., Bendre Yu.V., Bashchenko L.P., Zhukov A.V., Shurupov V.M.** Thermodynamic aspects of recovery WO_3 titanium.....79
- Ababkov N.V.** Analysis of structural-phase

состояния и полей внутренних напряжений на расстоянии от зоны локализации деформации для образцов из теплоустойчивой стали.....	85	state and internal stress fields at a distance from the zone of deformation localization for specimens made of heat-resistant steel.....	85
Носова Е.А., Нешин А.С. Исследование изменения толщины отдельных слоев при сборке пятислойного образца из алюминиевых сплавов.....	94	Nosova E.A., Neshin A.S. Research of thickness of individual layers during the assembly of a five-layer aluminium based samples.....	94
Павловец В.М., Домнин К.И. Анализ механизма формирования структурных агрегатов, входящих в состав шихты железосодержащих брикетов.....	103	Pavlovets V.M., Domnin K.I. Analysis of the mechanism of structural aggregates formation included in the composition of a charge of iron containing briquettes.....	103
Осинская Ю.В., Макеев С.Р., Воронин С.В., Терентьева Е.В. Старение алюминиевого сплава В95пч в постоянном магнитном поле.....	117	Osinskaya Ju.V., Makeev S.R., Voronin S.V., Terentyeva E.V. Ageing of aluminum alloy V95pch in a constant magnetic field.....	117
Думова Л.В., Протопопов Е.В., Уманский А.А. Исследование и совершенствование режимов продувки расплава рельсовой электростали в процессе обработки на агрегате ковш-печь.....	127	Dumova L.V., Protopopov E.V., Uanskii A.A. Research and improvement of modes for blowing electric rail steel melt during processing on the ladle-furnace unit.....	127
Пимахин А.В., Осколкова Т.Н., Кузнецова О.В., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Запольская Е.М. Исследование угара рельсовой стали Э90ХАФ при нагреве под прокатку.....	136	Pimakhin A.V., Oskolkova T.N., Kuznetsova O.V., Temlyantsev M.V., Temlyantseva E.N., Zapol'skaya E.M. Investigation of the carbon monoxide of E90AF rail steel when heated for rolling.....	136

РЕГИОНАЛЬНАЯ И ОТРАСЛЕВАЯ ЭКОНОМИКА

Мирюкова М.А., Кан И.А. Социально-демографическое развитие как фактор социально-экономической безопасности государства.....	141
Трейстарь Д.М., Бобошко Д.Ю. Методика трехстороннего анализа деятельности банковской экосистемы «организация – рынок – платформа»	149
Муминова Э.А., Усманова З.М. Исследование влияния налоговых реформ на функционирование системы налогообложения Республики Узбекистан. Часть 1.....	159

К сведению авторов.....168

REGIONAL AND SECTORAL ECONOMY

Miryukova M.A., Kan I.A. Social and democratic development as a factor of social and economic security of the country.....	141
Treistar D.M., Boboshko D.Yu. The methodology of the tripartite analysis of an banking ecosystem "organization – market – platform".....	149
Muminova E.A., Usmanova Z.M. Investigation of the impact of tax reforms on the functioning of the taxation system of the Republic of Uzbekistan. Part 1....	159

For the information of the authors.....169

Оригинальная статья

УДК 669.018.2:536.425

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-10-22

МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ СТЕКЛА ИЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ: СВОЙСТВА, ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ И ИСПОЛЬЗОВАНИЯ

© 2024 г. П. Чжан¹, Ю. Ф. Иванов², А. П. Семин³, С. В. Боровский³,
В. Е. Громов³, В. В. Шляров³

¹Шанхайский университет инженерных наук (КНР, Сунцзян, Шанхай)

²Институт сильноточной электроники СО РАН (Россия, 634055, Томская область, Томск,
пр. Академический, 2/3)

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

Аннотация. Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) – это твердые растворы, содержащие пять или более основных элементов, находящихся в сплаве в равных или почти в равных пропорциях (ат. %). Концепция таких сплавов открывает новые пути для создания необычных металлических материалов с уникальными физическими и механическими свойствами, которые невозможно получить в известных сплавах, в составе которых обычно один основной элемент. В отдельную группу можно выделить металлические стекла (МС) на основе высокоэнтропийных сплавов (МС ВЭС). Металлические стекла – это материал, полученный резкой закалкой ВЭС из жидкого состояния и поэтому такие стекла имеют аморфную стеклоподобную структуру. Основными составляющими элементами МС ВЭС могут быть цирконий, медь, железо, никель, хром, иттрий, церий. Эти материалы весьма перспективны для применения в промышленности из-за их превосходных механических свойств, таких как высокая прочность (близка к теоретической прочности), износостойкость, твердость, исключительные магнитные свойства. Формирование, кристаллизация и кинетика этих материалов являются предметом пристального изучения. Металлические стекла ВЭС более устойчивы, по сравнению с обычными МС, за счет высокой конфигурационной энтропии. В настоящей работе представлен краткий обзор работ отечественных и зарубежных исследователей по различным аспектам металлических стекол. Показано, что изучение свойств МС ВЭС может обеспечить прорыв и новые подходы в формировании и изучении новых систем ВЭС, а также в возможности потенциального применения этих новых материалов.

Ключевые слова: металлические стекла, высокоэнтропийные сплавы, использование, свойства, спиннингование

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00145, <https://rscf.ru/project/23-29-00145/>.

Для цитирования: Чжан П., Иванов Ю.Ф., Семин А.П., Боровский С.В., Громов В.Е., Шляров В.В. Металлические стекла из высокоэнтропийных сплавов: свойства, особенности получения и использования. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):10–22. [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-10-22](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-10-22)

Original article

METAL GLASSES MADE OF HIGH-ENTROPY ALLOYS: PROPERTIES, FEATURES OF PRODUCTION AND USE

© 2024 P. Zhang¹, Yu. F. Ivanov², A. P. Semin³, S. V. Borovskii³,
V. E. Gromov³, V. V. Shlyarov³

¹ Shanghai University of Engineering Sciences (PRC, Songjiang, Shanghai)

² Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskoy Ave., Tomsk, 634055, Russian Federation)

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

Abstract. High-entropy alloys (HES) are solid solutions containing five or more basic elements in an alloy in equal or almost equal proportions (at. %). The concept of such alloys opens up new ways to create unusual metallic materials with unique physical and mechanical properties that cannot be obtained in known conditions alloys, which usually contain one main element. Metal glasses (MS) based on high-entropy alloys (MS WES) can be distinguished into a separate group. Metal glasses are a material obtained by sharp hardening of WPP from a liquid state and therefore such glasses have an amorphous glass-like structure. The main constituent elements of MS WPP can be zirconium, copper, iron, nickel, chromium, yttrium, cerium. These materials are very promising for industrial applications due to their superior mechanical properties, such as high strength (close to theoretical strength), wear resistance, hardness, and exceptional magnetic properties. The formation, crystallization and kinetics of these materials are the subject of close study. WPP metal glasses are more stable than conventional MS due to the high configuration entropy. This paper provides a brief overview of the work of domestic and foreign researchers on various aspects of metal glasses. It is shown that the study of the properties of MS WPP can provide a breakthrough and new approaches both in the formation and study of new WPP systems, as well as in the possibility of potential application of these new materials.

Keywords: metallic glasses, high-entropy alloys, use, properties, spinning

Funding: The research was supported by a grant from the Russian Science Foundation № 23-29-00145, <https://rscf.ru/project/23-29-00145/>.

For citation: Zhang P., Ivanov Yu.F., Semin A.P., Borovskii S.V., Gromov V.E., Shlyarov V.V. Metal glasses made of high-entropy alloys: properties, features of production and use. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):10–22. (In Russ.). [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-10-22](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-10-22)

Введение

Одной из фундаментальных и практически важных задач материаловедения является разработка физических основ создания новых металлических материалов с комплексом необходимых физико-механических и эксплуатационных характеристик и технологий их получения. В самом конце XX века появились первые работы по созданию и комплексному исследованию новых, так называемых высокоэнтروпийных сплавов (ВЭС), включающих до 5 – 6 основных элементов, каждый в большой концентрации (например, от 5 до 35 %) [1]. Данные материалы наряду с характеристиками, типичными для металлических сплавов, обладают уникальными и необычными свойствами, присущими, например, металлокерамике.

Многокомпонентные сплавы могут быть интересны тем, что они могут быть основой для других композиций, которые обладают лучшими свойствами, чем сплавы, основанные на одном элементе.

В отдельную группу можно выделить металлические стекла (МС) на основе высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) (рис. 1) из-за того, что этим материалам (МС ВЭС) присущи замечательные свойства составляющих: высокая твердость и эластичность МС и высокая пластичность при растяжении ВЭС [1].

Поэтому формирование, кристаллизация и кинетика таких материалов в настоящее время является предметом пристального изучения. Металлические стекла ВЭС более устойчивы по сравнению с обычными металлическими стеклами за счет высокой конфигурационной энтропии, также они обладают улучшенными механическими и магнитными свойствами. Кроме этого, в этих материалах интересны сопротивление износу, ползучесть, сопротивление окислению, высокая коррозионная стойкость и динамика релаксации [2 – 5]. Эти свойства меняются при добавлении различных химических элементов – хрома, железа, иттрия, церия [6 – 9].

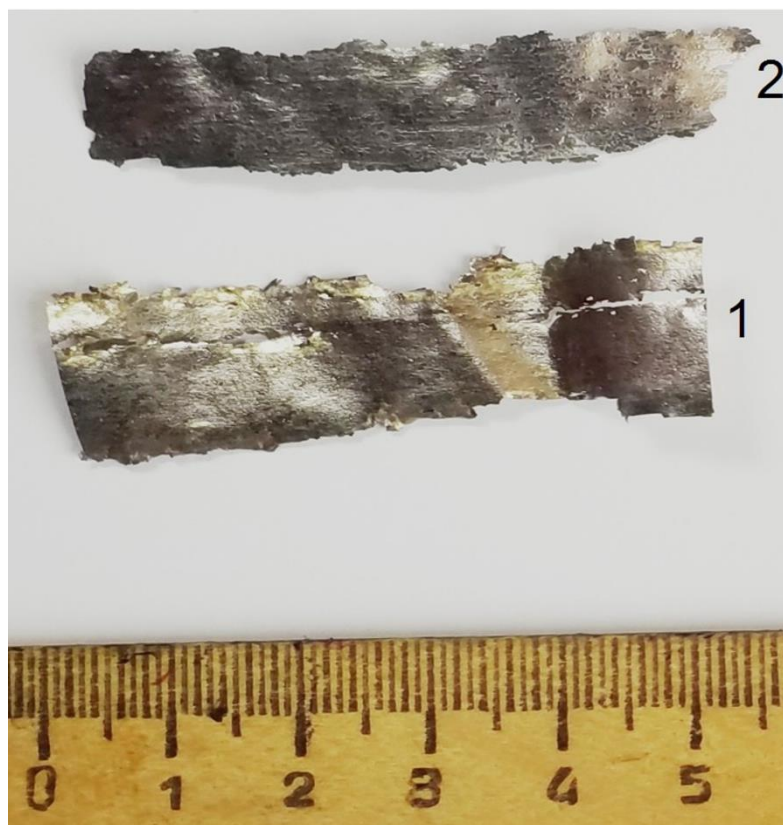


Рис. 1. Лента металлического стекла ВЭС CoCrFeNiMn после закалки (1) и после прокатки (2)

Fig. 1. CoCrFeNiMn HEA MS tape after quenching (1) and after rolling (2)

Современные подходы к проблеме пластичности и вязкости являются важными в природе этих материалов. При этом необходимо иметь в виду и своевременно решать возникающие проблемы в технике и технологии металлургии при получении этих сплавов. Возможно, возникающая при смешении высокая энтропия не может быть условием возникновения микроструктуры типа твердого раствора. Современные исследования подчеркивают влияние размера образца на устойчивость развития полосы сдвига. Этому посвящены новые разработки и успехи в технологии получения пластичных МС [1, 2].

Превращения, вызванные напряжениями внутри дендритов пластичных фаз, могут быть другим перспективным методом получения достаточной пластичности при сохранении высокой прочности и твердости [10]. Это направление привлекало внимание исследователей, пока не появились новые методы получения и трансформирования МС ВЭС при жидкостно-твердом преобразовании.

Вопрос получения пластичных композитов МС ВЭС с оптимальной пластичностью продолжает оставаться важным направлением, которое привлекает внимание исследователей. В этом направлении больших успехов добились исследователи из США и Китая.

Для получения структур, обладающих оптимальными показателями по прочности, пластичности и другими полезными свойствами, необходимы дальнейшие исследования, направленные на изучение влияния легирующих элементов, деформационной обработки на свойства ВЭС. Рассмотрим некоторые основные направления анализа структуры и свойств МС.

Результаты работы и их обсуждение

Структура МС

Для понимания структуры МС необходимо разбираться и правильно применять знания и понятия в области физики конденсированного состояния для объяснения образования центров кристаллизации. Это поможет понять, каким образом образуется структура МС. Образование структуры – это главный процесс, определяющий свойства материалов.

Одной из первых попыток понять развитие центров кристаллизации было изучение природы стабильных переохлажденных жидкостей и МС. Понятно, что стеклообразование начинается только в случае, если расплав охладить ниже температуры стеклоперехода, когда не происходит зарождения центров кристаллизации. До недавнего времени считалось, что стеклообразование может происходить только при быстром охлаждении расплава. Дальнейшее изучение

этого вопроса показало, что на возможность стеклообразования [11, 12] может влиять метастабильность [14], легирующие элементы [12, 13, 15], а также температура и скорость охлаждения [11, 14, 15].

Недавние исследования показали, что для сплавов с эвтектикой возможно получение МС при медленном охлаждении. Поэтому термодинамические свойства метастабильных стекол и переохлажденных расплавов можно напрямую определять по температуре, соответственно, выше или ниже температуры стеклоперехода. Эти данные открывают новые перспективы для изучения стабильности переохлажденных жидкостей и природы стеклообразования МС.

Расстеклование МС ВЭС

Расстеклование – это явление, когда полностью аморфный (стекловидный) материал вдруг частично или полностью кристаллизуется. Это может произойти в результате нагрева или деформирования, а также при совместном действии этих факторов. Этим процессом можно управлять при помощи особых микроструктурных легирующих добавок [16]. При помощи добавок можно придать МС ВЭС специальные механические свойства, такие как самоупрочнение, поверхностную твердость, произвести модификацию поверхности, чтобы увеличить текучесть [17], коррозионную стойкость и термостойкость [18]. Расстеклование – очень важное свойство МС ВЭС, так как им можно регулировать размеры, распределение расстеклованных структур в каждом слое МС ВЭС, что поможет уточнить технологию послойной обработки объемных ВЭС.

Теория кристаллизации постоянно пересматривается, это позволяет получать значимые и полезные результаты. Без сомнения, МС формируются в результате распределения и замедления кристаллизации. Сходные явления вызывают проявления полиморфизма [19], образования кристаллов в тонких и сверхтонких фольгах [20]. Недавние исследования [21, 22] показывают точные механизмы и причины этих явлений. Применение сверхбыстрой калориметрии, управление фазовыми превращениями на стадии кристаллизации, расчет этих стадий и тайминг этих явлений обеспечивают точность расчетов и понимания механизмов протекания кристаллизации в стеклорасплавах.

Релаксация

Релаксацию можно рассматривать отдельно или можно выделить первичную [23], вторичную [24], структурную [25], динамическую [26], термическую [27], химическую релаксацию, зависящую от состава [28], α -релаксацию,

β -релаксацию [29], γ -релаксацию [27], а также релаксацию Джохари-Гольдштейна.

Каждый вид релаксации имеет свои особенности и может быть изучен с помощью спектроскопии [30 – 32], измерения молекулярной динамики, закалки [33], энтальпии, дилатометрии и плотности. В основном β -релаксация протекает в стеклах на основе La/Ce [25, 34, 35], это может наблюдаться во время отпуска [24], криогенной обработки [33], облучения ионными пучками, во время корректировки состава и во время деформаций [36 – 39].

Динамическая релаксация – это универсальное и присущее МС свойство, обладающее большим разнообразием проявлений. Это разнообразие влияет на поведение и эволюцию стекловидных систем. Механическая релаксация особенно сильно проявляется при добавках легирующих элементов [5, 26, 31], при отпуске [40], деформациях или при воздействии на материал двух или более различных видов релаксации.

Релаксация зависит от состава и протекает в разных формах: одноступенчатая, двухступенчатая [41], динамическая [26], динамико-механическая.

Деформационно-восстановительное упрочнение

Деформационно-восстановительное упрочнение (ДВУ) – это такое явление, при котором происходит перераспределение атомов в материале, что уменьшает упорядоченность и повышает энтропию системы [42]. Это увеличивает энергию системы и пластичность материала, при этом увеличиваются твердость и энтальпия. Однако высокие степени ДВУ наблюдаются только на микроуровне. Высокая степень деформационно-восстановительного упрочнения сравнима с закалкой при скорости 10^{10} К/с. Во многих случаях это явление является антагонистом релаксации и протекает совместно с пластическими деформациями.

Упорядочение

Упорядочение – это структурное регулирование, протекающее в МС таким образом, что способствует гомогенности и уменьшает энтропию [25, 43]. Это может проявляться в виде структурного упорядочения, упорядочения ближнего и среднего порядка [44, 45]. Явление может протекать совместно с разделением фаз (сепарацией фаз).

Явление сепарации фаз может протекать в МС и предшествовать упорядочению и кристаллизации. При этом жидкая фаза разделяется на две, кристаллизация в каждой фазе протекает независимо, в результате образуется кристаллический материал [46, 47]. Ранее считалось, что

явление разделения фаз может протекать только в жидкостях. Современные исследования на синхротроне показали глубинную природу этого явления, что способствует дальнейшему его изучению.

Жидкостно-жидкостный переход

Жидкостно-жидкостный переход – интересное явление, обнаруженное недавно при исследовании на синхротроне с целью глубже понять зарождение, рост и кристаллизацию в МС выше уровня ликвидуса [48, 49]. Хорошо известно, что никаких фаз выше ликвидуса не существует, и, стало быть, формирования фаз не ожидается. Однако жидкостно-жидкостный переход показывает, что преобразование фаз возможно, существует и наблюдается во многих жидких фазах, особенно при их твердении ниже T_L (температура ликвидуса). Во многих случаях эта температура наведенная и зависит от давления.

Деформационный сдвиг

Весьма интересно развитие так называемых полос (зон) деформационного сдвига, их появление, образование, распространение [48], механизмы и условия, при которых происходят структурные изменения (нагрев, охлаждение, действие давления). Изучение этих явлений представляет большой научный интерес. Деформации и разрушения в МС происходят по другим механизмам, а не из-за перемещения дислокаций, как в кристаллических материалах (рис. 2).

Зоны деформационного сдвига, их формирование, образование, рост, остановка распространения, текучесть и старение – предмет большого интереса и изучения, и, в общем, называется динамикой зон деформационного сдвига. Это, по сути, незначительное явление, но главная причина набора прочности при комнатной температуре,

что определяет жесткость материала, а при неблагоприятном стечении обстоятельств может служить причиной катастрофических разрушений. Эти явления управляются различными механизмами и факторами, такими как температура, уровень давления и внутренних напряжений. Это можно определить при помощи высокоскоростной оптической и инфракрасной диагностики.

«Зубцевание»

Явление зубцевания наблюдается во время пластических деформаций МС (деформационная кривая, полученная после испытания ленты ВЭС на одноосное растяжение, напоминает форму зубцов пилы) [50]. «Зубцевание» зависит от негетогенных деформаций, кавитации, локального нагрева (термоотпуск и β -релаксация) и образования линий среза. На возникновение и роль «зубцевания» в распространении зон сдвига, их динамику и развитие влияют различные факторы; наиболее значимые факторы – величина нагрузки и ее направление.

Наностекла

Наностекла – это новый вид нано-кристаллических материалов. Механические свойства этих материалов напрямую зависят от размера зерен, межфазных границ и размеров [51]. Пластичность зависит от распределения напряжений [52]. Поверхность раздела служит своеобразной армирующей прослойкой и увеличивает прочность материала. Наиболее распространенные изученные представители наностекол – системы Cu – Zr, N – Ti – Cu, Fe – Sc [53].

Отношение к коррозии

Коррозионные свойства МС усиленно изучаются, они зависят от таких параметров, как легирующие добавки [54], качество поверхности, обработка поверхности лазером, плакирование [55], магнетронная обработка.

Сплавы с памятью формы

Высокоэнтропийные сплавы с памятью формы – это особый вид сплавов, обладающих реверсивной мартенситной трансформацией от B2 до B19' [56, 57], которая используется как шаблон для управления эффектом памяти формы. Эти сплавы широко применяются на практике. Они производятся напылением, быстрой закалкой, отпуском, обработкой лазером.

Многие отрасли современной промышленности широко используют обыкновенные сплавы, но всегда существует потребность в материалах с новыми высокими свойствами, которыми могут обладать МС ВЭС (рис. 3). Можно выделить некоторые отрасли наукоемких технологий, в

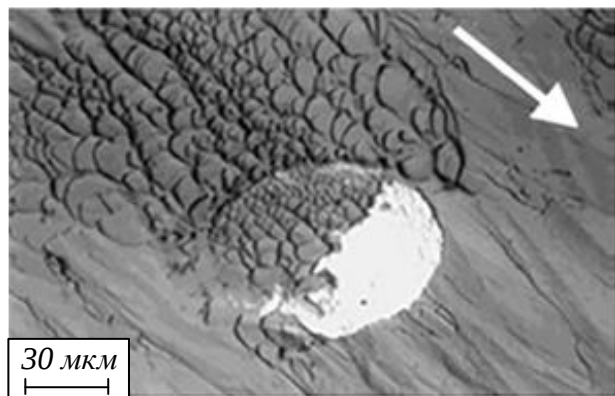


Рис. 2. Движение зоны сдвига в ВЭС (стрелкой указано направление движения) [48]

Fig. 2. Movement of the shear zone in the wind farm (the arrow indicates the direction of movement) [48]



Рис. 3. Вид изделий из ВЭС
(детали для трубопроводов) [58]
Fig. 3. Type of products from wind farms
(parts for pipelines) [58]

которых уже сейчас имеется и возрастает потребность в материалах с улучшенными технологическими свойствами:

- материалы для производства двигателей;
- материалы для использования в ядерных установках;
- материалы для производства инструментов и деталей машин с улучшенными свойствами;
- устройства, материалы и приспособления для работы с отходами и вредными веществами;
- легкие и прочные конструкционные материалы для строительства и машиностроения;
- высокорезистивные материалы для электро-технической промышленности;
- материалы для водородных энергоустановок и суперконденсаторов.

Несмотря на преимущества этих материалов, имеется ряд ограничений, препятствующих широкому использованию МС ВЭС. Эти ограничения связаны с производством МС (химия, физика, металлургия), с техникой и технологией (использование сплавов для инструментов, механизмов и т.д.), со структурой сплавов (идентификация фаз и их свойства), со свойствами сплавов (механическими, физическими и функциональными) [58]. Для решения этих задач необходим комплекс целенаправленных исследований в вышеуказанных направлениях методами современного физического материаловедения.

Выводы

Необходимо отметить, что высокоэнтروпийные сплавы имеют потенциальное применение в различных областях техники и, как предполагается, заменят известные металлы и сплавы во многих областях человеческой деятельности.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chen Yu., Dai Z.-W., Jiang J.-Z. High entropy metallic glasses: Glass formation, crystallization and properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;866:158852. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158852>
2. Рогачев А.С. Структура, стабильность и свойства высокоэнтропийных сплавов. *Физика металлов и металловедение*. 2020;121(8):807–841. <https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
3. Zhang M., Gong P., Li N., Zheng G., Deng L., Jin J., Li Q., Wang X. Oxidation behavior of a Ti16.7Zr16.7Hf16.7Cu16.7Ni16.7Be16.7 high-entropy bulk metallic glass. *Materials Letters*. 2019;236:135–138. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.10.056>
4. Gong P., Li F., Deng L., Wang X., Jin J. Research on nano-scratching behavior of TiZrHfBeCu(Ni) high entropy bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;817:153240. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153240>
5. Zhang L.T., Duan Y.J., Wada T., Kato H., Pelletier J.M., Crespo D., Pineda E., Qiao J.C. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr35Hf17.5Ti5.5Al12.5Co7.5Ni12Cu10 high entropy bulk metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;83:248–255. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.074>
6. Li M., Guan H., Yang S., Ma X., Li Q. Minor Cr alloyed Fe–Co–Ni–P–B high entropy bulk metallic glass with excellent mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;805:140542. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140542>
7. Li N., Wu S., Ouyang D., Zhang J., Liu L. Fe-based metallic glass reinforced FeCoCrNiMn high entropy alloy through selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;822:153695. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153695>
8. Pang C.M., Yuan C.C., Chen L., Xu H., Guo K., He J.C., Li Y., Wei M.S., Wang X.M., Huo J.T., Shen B.L. Effect of Yttrium addition on magnetocaloric properties of Gd-Co-Al-Ho high entropy metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020;549:120354. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120354>
9. Zhao Y., Zhao P., Li W., Kou S., Jiang J., Mao X., Yang Z. The microalloying effect of Ce on the mechanical properties of medium entropy bulk metallic glass composites. *Crystals*. 2019;9(9):483. <https://doi.org/10.3390/cryst9090483>
10. Yang Y., Liu C.T. Size effect on stability of shear-band propagation in bulk metallic glasses: an overview. *Journal of Materials Science*.

- 2012;47:55–67.
<https://doi.org/10.1007/s10853-011-5915-8>
11. Rashidi R., Malekan M., Gholamipour R. Crystallization kinetics of Cu₄₇Zr₄₇Al₆ and (Cu₄₇Zr₄₇Al₆)₉₉Sn₁ bulk metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2018;498:272–280.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.06.042>
 12. Shao L., Xue L., Wang Q., Ma K., Huang J., Shen B. Effects of Si addition on glass-forming ability and crystallization behavior of DyCoAl bulk metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;874:159964.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159964>
 13. Lu S., Sun S., Li K., Li H., Huang X., Tu G. The effect of Y addition on the crystallization behaviors of Zr-Cu-Ni-Al bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;799:501–512.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.219>
 14. Rahvard M.M., Tamizifar M., Boutorabi S.M.A. The effect of Ag addition on the non-isothermal crystallization kinetics and fragility of Zr₅₆Co₂₈Al₁₆ bulk metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2018;481:74–84.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2017.10.026>
 15. Sohrabi S., Gholamipour R. Effect of Nb minor addition on the crystallization kinetics of Zr-Cu-Al-Ni metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2021;560:120731.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.120731>
 16. Liu H., Jiang Q., Huo J., Zhang Y., Yang W., Li X. Crystallization in additive manufacturing of metallic glasses: A review. *Additive Manufacturing*. 2020;36:101568.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101568>
 17. Pogatscher S., Leutenegger D., Schawe J.E.K., Maris P., Schäublin R., Uggowitzer P.J., Löffler J.F. Monotropic polymorphism in a glass-forming metallic alloy. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2018;30:234002.
<https://doi.org/10.1088/1361-648X/aac054>
 18. Kumar A., Nayak S.K., Bijalwan P., Dutta Mo., Banerjee A., Laha T. Optimization of mechanical and corrosion properties of plasma sprayed low-chromium containing Fe-based amorphous/nanocrystalline composite coating. *Surface and Coatings Technology*. 2019;370:255–268.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.05.010>
 19. Schawe J.E.K., Pogatscher S., Löffler J.F. Thermodynamics of polymorphism in a bulk metallic glass: Heat capacity measurements by fast differential scanning calorimetry. *Thermochimica Acta*. 2020;685:178518.
<https://doi.org/10.1016/j.tca.2020.178518>
 20. Ketov S.V., Ivanov Yu.P., Şopu D., Louzguine-Luzgin D.V., Suryanarayana C., Rodin A.O., Schöberl T., Greer A.L., Eckert J. High-resolution transmission electron microscopy investigation of diffusion in metallic glass multilayer films. *Materials Today Advances*. 2019;1:100004.
<https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2019.01.003>
 21. Li Z., Huang Z., Sun F., Li X., Ma J. Forming of metallic glasses: mechanisms and processes. *Materials Today Advances*. 2020;7:100077.
<https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2020.100077>
 22. Hu Z., Lei X., Wang Y., Zhang K. Oxidation feature and diffusion mechanism of Zr-based metallic glasses near the glass transition point. *Materials Research Express*. 2018;5:036511.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/aab309>
 23. Liu B.B., Hu L., Wang Z.Y., Ye F. Viscosity, relaxation and fragility of the Ca₆₅Mg₁₅Zn₂₀ bulk metallic glass. *Intermetallics*. 2019;109:8–15.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.03.002>
 24. He N., Song L., Xu W., Huo J., Wang J.-Q., Li R.-W. The evolution of relaxation modes during isothermal annealing and its influence on properties of Fe-based metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2019;509:95–98.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.12.035>
 25. Louzguine-Luzgin D.V., Zadorozhnyy M.Yu., Ketov S.V., Jiang J., Golovin I.S., Aronin A.S. Influence of cyclic loading on the structure and double-stage structure relaxation behavior of a Zr-Cu-Fe-Al metallic glass. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;742:526–531.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.031>
 26. Wang W.H. Dynamic relaxations and relaxation-property relationships in metallic glasses. *Progress in Materials Science*. 2019;106:100561.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.03.006>
 27. Das A., Derlet P.M., Liu C., Dufresne E.M., Maaß R. Stress breaks universal aging behavior in a metallic glass. *Nature Communications*. 2019;10:5006.
<https://doi.org/10.1038/s41467-019-12892-1>
 28. Zhang L.T., Duan Y.J., Wada T., Kato H., Pelletier J.M., Crespo D., Pineda E., Qiao J.C. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr₃₅Hf_{17.5}Ti_{5.5}Al_{12.5}Co_{7.5}Ni₁₂Cu₁₀ high entropy bulk metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;83:248–255.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.074>
 29. Zhang Y.R., Zhang W., Xiang Q.C., Li Q.F., Ren Y.L., Qiu K.Q. Relating activation of brittle-to-ductile transition to β relaxation in Cu₄₆Zr₄₄Al₇Y₃ metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020;544:120189.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120189>
 30. Cheng Y.T., Hao Q., Qiao J.C., Crespo D., Pineda E., Pelletier J.M. Effect of minor addi-

- tion on dynamic mechanical relaxation in ZrCu-based metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2021;553:120496. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120496>
31. Qiao J.C., Cong J., Wang Q., Pelletier J.M., Yao Y. Effects of iron addition on the dynamic mechanical relaxation of Zr₅₅Cu₃₀Ni₅Al₁₀ bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;749:262–267. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.285>
 32. Qiao J., Pelletier J.-M., Casalini R. Relaxation of bulk metallic glasses studied by mechanical spectroscopy. *Journal of Physical Chemistry B*. 2013;117(43):13658–13666. <https://doi.org/10.1021/jp4067179>
 33. Zhang W., Xiang Q.C., Ma C.Y., Ren Y.L., Qiu K.Q. Relaxation-to-rejuvenation transition of a Ce-based metallic glass by quenching/cryogenic treatment performed at sub-T_g. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;825:153997. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153997>
 34. Qiao J.C., Chen Y.H., Casalini R., Pelletier J.M., Yao Y. Main α relaxation and slow β relaxation processes in a La₃₀Ce₃₀Al₁₅Co₂₅ metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019; 35(6):982–986. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.003>
 35. Zhai W., Wang C.H., Qiao J.C., Pelletier J.M., Dai F.P., Wei B. Distinctive slow β relaxation and structural heterogeneity in (LaCe)-based metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;742:536–541. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.237>
 36. Michalik S., Michalikova J., Pavlovic M., Sovak P., Liermann H.-P., Miglierini M. Structural modifications of swift-ion-bombarded metallic glasses studied by high-energy X-ray synchrotron radiation. *Acta Materialia*. 2014;80:309–316. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.072>
 37. Lu Z., Zhang Y., Li W., Wang J., Liu X., Wu Y., Wang H., Ma D., Lu Z. Materials genome strategy for metallic glasses. *Journal of Materials Science & Technology*. 2023;166:173–199. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.04.074>
 38. Lv Z., Yuan C., Ke H., Shen B. Defects activation in CoFe-based metallic glasses during creep deformation. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;69:42–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.08.012>
 39. Wang T., Ma X., Chen Y., Qiao J., Xie L., Li Q. Structural heterogeneity originated plasticity in Zr–Cu–Al bulk metallic glasses. *Intermetallics*. 2020;121:106790. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106790>
 40. Cui X., Qiao J.C., Li J.J., Meng L.Z., Guo J., Zu F.Q., Zhang X.F., Bian B.C., Zhang Q.D., Ma Y.B. Room temperature activated slow β relaxation and large compressive plasticity in a LaCe-based bulk metallic glass. *Intermetallics*. 2020;122:106793. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106793>
 41. Song L., Xu W., Huo J., Wang J.-Q., Wang X., Li R. Two-step relaxations in metallic glasses during isothermal annealing. *Intermetallics*. 2018;93:101–105. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.11.016>
 42. Pan J., Wang Y.X., Guo Q., Zhang D., Greer A.L., Li Y. Extreme rejuvenation and softening in a bulk metallic glass. *Nature Communications*. 2018; 9:560. <https://doi.org/10.1038/s41467-018-02943-4>
 43. Zhu Y., Wang H., Wu L., Li M. Development of one-dimensional periodic packing in metallic glass spheres. *Scripta Materialia*. 2020;177:132–136. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.10.026>
 44. Lou H., Zeng Z., Zhang F., Chen S., Luo P., Chen X., Ren Y., Prakapenka V.B., Prescher C., Zuo X., Li T., Wen J., Wang W.-H., Sheng H., Zeng Q. Two-way tuning of structural order in metallic glasses. *Nature Communications*. 2020;11:314. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-14129-7>
 45. Michalik Š., Jóvári P., Saksl K., Ďurišin M., Balga D., Darpentigny J., Drakopoulos M. Short range order and crystallization of Cu–Hf metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;853:156775. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156775>
 46. Feng S., Fu H., Zhou H., Wu Y., Lu Z., Dong H. A general and transferable deep learning framework for predicting phase formation in materials. *Computational Materials*. 2021;7:10. <https://doi.org/10.1038/s41524-020-00488-z>
 47. Zheng J., Zhang H., Miao Y., Chen S., Vlassak J.J. Temperature-resistance sensor arrays for combinatorial study of phase transitions in shape memory alloys and metallic glasses. *Scripta Materialia*. 2019;168:144–148. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.04.027>
 48. Cao C.R., Huang K.Q., Shi J.A., Zheng D.N., Wang W.H., Gu L., Bai H.Y. Liquid-like behaviours of metallic glassy nanoparticles at room temperature. *Nature Communications*. 2019;1966. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-09895-3>
 49. Chen E.-Y., Peng S.-X., Peng L., Michiel M.D., Vaughan G.B.M., Yu Y., Yu H.-B., Ruta B., Wei S., Liu L. Glass-forming ability correlated with the liquid-liquid transition in Pd_{42.5}Ni_{42.5}P₁₅ alloy. *Scripta Materialia*. 2021;193:117–121. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.10.042>

50. Xie X., Lo Y.-C., Tong Y., Qiao J., Wang G., Ogata S., Qi H., Dahmen K.A., Gao Y., Liaw P.K. Origin of serrated flow in bulk metallic glasses. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2019;124:634–642.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2018.11.015>
51. Adjaoud O., Albe K. Microstructure formation of metallic nanoglasses: Insights from molecular dynamics simulations. *Acta Materialia*. 2018;145:322–330.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.12.014>
52. Adjaoud O., Albe K. Influence of microstructural features on the plastic deformation behavior of metallic nanoglasses. *Acta Materialia*. 2019;168:393–400.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.02.033>
53. Wang C., Mu X., Chellali M.R., Kilmametov A., Ivanisenko Yu., Gleiter H., Hahn H. Tuning the Curie temperature of Fe₉₀Sc₁₀ nanoglasses by varying the volume fraction and the composition of the interfaces. *Scripta Materialia*. 2019;159:109–112.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.09.025>
54. Maaß R. Beyond serrated flow in bulk metallic glasses: what comes next? *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020;51:5597–5605.
<https://doi.org/10.1007/s11661-020-05985-w>
55. Ibrahim M.Z., Sarhan A.A.D., Kuo T.Y., Yusof F., Hamdi M. Characterization and hardness enhancement of amorphous Fe-based metallic glass laser clad on nickel-free stainless steel for biomedical implant application. *Materials Chemistry and Physics*. 2019;235:121745.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.121745>
56. Escher B., Kaban I., Kühn U., Eckert J., Pauly S. Stability of the B2 CuZr phase in Cu-Zr-Al-Sc bulk metallic glass matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;790:657–665.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.139>
57. Schultz L.E., Afflerbach B., Szlufarska I., Morgan D. Molecular dynamic characteristic temperatures for predicting metallic glass forming ability. *Computational Materials Science*. 2022;201:110877.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2021.110877>
58. Ali Rafique M.M. Bulk Metallic Glasses and Their Composites: Additive Manufacturing and Modeling and Simulation. Berlin. Boston: De Gruyter. 2021.
<https://doi.org/10.1515/9783110747232>
1. Chen Yu., Dai Z.-W., Jiang J.-Z. High entropy metallic glasses: Glass formation, crystallization and properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;866:158852.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158852>
2. Rogachev A.S. Structure, stability and properties of high-entropy alloys. *Fizika metallov i metallovedenie*. 2020;121(8):807–841. (In Russ.). EDN:REFBUL.
<https://doi.org/10.31857/S0015323020080094>
3. Zhang M., Gong P., Li N., Zheng G., Deng L., Jin J., Li Q., Wang X. Oxidation behavior of a Ti_{16.7}Zr_{16.7}Hf_{16.7}Cu_{16.7}Ni_{16.7}Be_{16.7} high-entropy bulk metallic glass. *Materials Letters*. 2019;236:135–138.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.10.056>
4. Gong P., Li F., Deng L., Wang X., Jin J. Research on nano-scratching behavior of TiZrHfBeCu(Ni) high entropy bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;817:153240.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153240>
5. Zhang L.T., Duan Y.J., Wada T., Kato H., Pelletier J.M., Crespo D., Pineda E., Qiao J.C. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr₃₅Hf_{17.5}Ti_{5.5}Al_{12.5}Co_{7.5}Ni₁₂Cu₁₀ high entropy bulk metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;83:248–255.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.074>
6. Li M., Guan H., Yang S., Ma X., Li Q. Minor Cr alloyed Fe–Co–Ni–P–B high entropy bulk metallic glass with excellent mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;805:140542.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140542>
7. Li N., Wu S., Ouyang D., Zhang J., Liu L. Fe-based metallic glass reinforced FeCoCrNiMn high entropy alloy through selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;822:153695.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153695>
8. Pang C.M., Yuan C.C., Chen L., Xu H., Guo K., He J.C., Li Y., Wei M.S., Wang X.M., Huo J.T., Shen B.L. Effect of Yttrium addition on magnetocaloric properties of Gd-Co-Al-Ho high entropy metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020;549:120354.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120354>
9. Zhao Y., Zhao P., Li W., Kou S., Jiang J., Mao X., Yang Z. The microalloying effect of Ce on the mechanical properties of medium entropy bulk metallic glass composites. *Crystals*. 2019;9(9):483.
<https://doi.org/10.3390/cryst9090483>
10. Yang Y., Liu C.T. Size effect on stability of shear-band propagation in bulk metallic glasses: an overview. *Journal of Materials Science*. 2012;47:55–67.
<https://doi.org/10.1007/s10853-011-5915-8>

REFERENCES

1. Chen Yu., Dai Z.-W., Jiang J.-Z. High entropy metallic glasses: Glass formation, crystalliza-

11. Rashidi R., Malekan M., Gholamipour R. Crystallization kinetics of Cu₄₇Zr₄₇Al₆ and (Cu₄₇Zr₄₇Al₆)₉₉Sn₁ bulk metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2018;498:272–280.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.06.042>
12. Shao L., Xue L., Wang Q., Ma K., Huang J., Shen B. Effects of Si addition on glass-forming ability and crystallization behavior of DyCoAl bulk metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;874:159964.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159964>
13. Lu S., Sun S., Li K., Li H., Huang X., Tu G. The effect of Y addition on the crystallization behaviors of Zr-Cu-Ni-Al bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;799:501–512.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.05.219>
14. Rahvard M.M., Tamizifar M., Boutorabi S.M.A. The effect of Ag addition on the non-isothermal crystallization kinetics and fragility of Zr₅₆Co₂₈Al₁₆ bulk metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2018;481:74–84.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2017.10.026>
15. Sohrabi S., Gholamipour R. Effect of Nb minor addition on the crystallization kinetics of Zr-Cu-Al-Ni metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2021;560:120731.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2021.120731>
16. Liu H., Jiang Q., Huo J., Zhang Y., Yang W., Li X. Crystallization in additive manufacturing of metallic glasses: A review. *Additive Manufacturing*. 2020;36:101568.
<https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101568>
17. Pogatscher S., Leutenegger D., Schawe J.E.K., Maris P., Schäublin R., Uggowitzer P.J., Löffler J.F. Monotropic polymorphism in a glass-forming metallic alloy. *Journal of Physics: Condensed Matter*. 2018;30:234002.
<https://doi.org/10.1088/1361-648X/aac054>
18. Kumar A., Nayak S.K., Bijalwan P., Dutta Mo., Banerjee A., Laha T. Optimization of mechanical and corrosion properties of plasma sprayed low-chromium containing Fe-based amorphous/nanocrystalline composite coating. *Surface and Coatings Technology*. 2019;370:255–268.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.05.010>
19. Schawe J.E.K., Pogatscher S., Löffler J.F. Thermodynamics of polymorphism in a bulk metallic glass: Heat capacity measurements by fast differential scanning calorimetry. *Thermochimica Acta*. 2020;685:178518.
<https://doi.org/10.1016/j.tca.2020.178518>
20. Ketov S.V., Ivanov Yu.P., Şopu D., Louzguine-Luzgin D.V., Suryanarayana C., Rodin A.O., Schöberl T., Greer A.L., Eckert J. High-resolution transmission electron microscopy investigation of diffusion in metallic glass multilayer films. *Materials Today Advances*. 2019;1:100004.
<https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2019.01.003>
21. Li Z., Huang Z., Sun F., Li X., Ma J. Forming of metallic glasses: mechanisms and processes. *Materials Today Advances*. 2020;7:100077.
<https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2020.100077>
22. Hu Z., Lei X., Wang Y., Zhang K. Oxidation feature and diffusion mechanism of Zr-based metallic glasses near the glass transition point. *Materials Research Express*. 2018;5:036511.
<https://doi.org/10.1088/2053-1591/aab309>
23. Liu B.B., Hu L., Wang Z.Y., Ye F. Viscosity, relaxation and fragility of the Ca₆₅Mg₁₅Zn₂₀ bulk metallic glass. *Intermetallics*. 2019;109:8–15.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.03.002>
24. He N., Song L., Xu W., Huo J., Wang J.-Q., Li R.-W. The evolution of relaxation modes during isothermal annealing and its influence on properties of Fe-based metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2019;509:95–98.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.12.035>
25. Louzguine-Luzgin D.V., Zadorozhnyy M.Yu., Ketov S.V., Jiang J., Golovin I.S., Aronin A.S. Influence of cyclic loading on the structure and double-stage structure relaxation behavior of a Zr–Cu–Fe–Al metallic glass. *Materials Science and Engineering: A*. 2019;742:526–531.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.031>
26. Wang W.H. Dynamic relaxations and relaxation-property relationships in metallic glasses. *Progress in Materials Science*. 2019;106:100561.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2019.03.006>
27. Das A., Derlet P.M., Liu C., Dufresne E.M., Maaß R. Stress breaks universal aging behavior in a metallic glass. *Nature Communications*. 2019;10:5006.
<https://doi.org/10.1038/s41467-019-12892-1>
28. Zhang L.T., Duan Y.J., Wada T., Kato H., Pelletier J.M., Crespo D., Pineda E., Qiao J.C. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr₃₅Hf_{17.5}Ti_{5.5}Al_{12.5}Co_{7.5}Ni₁₂Cu₁₀ high entropy bulk metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;83:248–255.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.11.074>
29. Zhang Y.R., Zhang W., Xiang Q.C., Li Q.F., Ren Y.L., Qiu K.Q. Relating activation of brittle-to-ductile transition to β relaxation in Cu₄₆Zr₄₄Al₇Y₃ metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020;544:120189.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120189>
30. Cheng Y.T., Hao Q., Qiao J.C., Crespo D., Pineda E., Pelletier J.M. Effect of minor addition

- on dynamic mechanical relaxation in ZrCu-based metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2021;553:120496.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120496>
31. Qiao J.C., Cong J., Wang Q., Pelletier J.M., Yao Y. Effects of iron addition on the dynamic mechanical relaxation of Zr₅₅Cu₃₀Ni₅Al₁₀ bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;749:262–267.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.03.285>
 32. Qiao J., Pelletier J.-M., Casalini R. Relaxation of bulk metallic glasses studied by mechanical spectroscopy. *Journal of Physical Chemistry B*. 2013;117(43):13658–13666.
<https://doi.org/10.1021/jp4067179>
 33. Zhang W., Xiang Q.C., Ma C.Y., Ren Y.L., Qiu K.Q. Relaxation-to-rejuvenation transition of a Ce-based metallic glass by quenching/cryogenic treatment performed at sub-T_g. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;825:153997.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.153997>
 34. Qiao J.C., Chen Y.H., Casalini R., Pelletier J.M., Yao Y. Main α relaxation and slow β relaxation processes in a La₃₀Ce₃₀Al₁₅Co₂₅ metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019; 35(6):982–986.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.003>
 35. Zhai W., Wang C.H., Qiao J.C., Pelletier J.M., Dai F.P., Wei B. Distinctive slow β relaxation and structural heterogeneity in (LaCe)-based metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;742:536–541.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.01.237>
 36. Michalik S., Michalikova J., Pavlovic M., Sovak P., Liermann H.-P., Miglierini M. Structural modifications of swift-ion-bombarded metallic glasses studied by high-energy X-ray synchrotron radiation. *Acta Materialia*. 2014;80:309–316.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.07.072>
 37. Lu Z., Zhang Y., Li W., Wang J., Liu X., Wu Y., Wang H., Ma D., Lu Z. Materials genome strategy for metallic glasses. *Journal of Materials Science & Technology*. 2023;166:173–199. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.04.074>
 38. Lv Z., Yuan C., Ke H., Shen B. Defects activation in CoFe-based metallic glasses during creep deformation. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;69:42–47.
<https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.08.012>
 39. Wang T., Ma X., Chen Y., Qiao J., Xie L., Li Q. Structural heterogeneity originated plasticity in Zr–Cu–Al bulk metallic glasses. *Intermetallics*. 2020;121:106790.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106790>
 40. Cui X., Qiao J.C., Li J.J., Meng L.Z., Guo J., Zu F.Q., Zhang X.F., Bian B.C., Zhang Q.D., Ma Y.B. Room temperature activated slow β relaxation and large compressive plasticity in a LaCe-based bulk metallic glass. *Intermetallics*. 2020;122:106793.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2020.106793>
 41. Song L., Xu W., Huo J., Wang J.-Q., Wang X., Li R. Two-step relaxations in metallic glasses during isothermal annealing. *Intermetallics*. 2018;93:101–105.
<https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.11.016>
 42. Pan J., Wang Y.X., Guo Q., Zhang D., Greer A.L., Li Y. Extreme rejuvenation and softening in a bulk metallic glass. *Nature Communications*. 2018; 9:560.
<https://doi.org/10.1038/s41467-018-02943-4>
 43. Zhu Y., Wang H., Wu L., Li M. Development of one-dimensional periodic packing in metallic glass spheres. *Scripta Materialia*. 2020;177:132–136.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.10.026>
 44. Lou H., Zeng Z., Zhang F., Chen S., Luo P., Chen X., Ren Y., Prakapenka V.B., Prescher C., Zuo X., Li T., Wen J., Wang W.-H., Sheng H., Zeng Q. Two-way tuning of structural order in metallic glasses. *Nature Communications*. 2020;11:314.
<https://doi.org/10.1038/s41467-019-14129-7>
 45. Michalik Š., Jóvári P., Saksl K., Ďurišin M., Balga D., Darpentigny J., Drakopoulos M. Short range order and crystallization of Cu–Hf metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;853:156775.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156775>
 46. Feng S., Fu H., Zhou H., Wu Y., Lu Z., Dong H. A general and transferable deep learning framework for predicting phase formation in materials. *Computational Materials*. 2021;7:10.
<https://doi.org/10.1038/s41524-020-00488-z>
 47. Zheng J., Zhang H., Miao Y., Chen S., Vlassak J.J. Temperature-resistance sensor arrays for combinatorial study of phase transitions in shape memory alloys and metallic glasses. *Scripta Materialia*. 2019;168:144–148.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.04.027>
 48. Cao C.R., Huang K.Q., Shi J.A., Zheng D.N., Wang W.H., Gu L., Bai H.Y. Liquid-like behaviours of metallic glassy nanoparticles at room temperature. *Nature Communications*. 2019;1966. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-09895-3>
 49. Chen E.-Y., Peng S.-X., Peng L., Michiel M.D., Vaughan G.B.M., Yu Y., Yu H.-B., Ruta B., Wei S., Liu L. Glass-forming ability correlated with the liquid-liquid transition in Pd_{42.5}Ni_{42.5}P₁₅ alloy. *Scripta Materialia*. 2021;193:117–121.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.10.042>

50. Xie X., Lo Y.-C., Tong Y., Qiao J., Wang G., Ogata S., Qi H., Dahmen K.A., Gao Y., Liaw P.K. Origin of serrated flow in bulk metallic glasses. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2019;124:634–642.
<https://doi.org/10.1016/j.jmps.2018.11.015>
51. Adjaoud O., Albe K. Microstructure formation of metallic nanoglasses: Insights from molecular dynamics simulations. *Acta Materialia*. 2018;145:322–330.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.12.014>
52. Adjaoud O., Albe K. Influence of microstructural features on the plastic deformation behavior of metallic nanoglasses. *Acta Materialia*. 2019;168:393–400.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.02.033>
53. Wang C., Mu X., Chellali M.R., Kilmametov A., Ivanisenko Yu., Gleiter H., Hahn H. Tuning the Curie temperature of Fe₉₀Sc₁₀ nanoglasses by varying the volume fraction and the composition of the interfaces. *Scripta Materialia*. 2019;159:109–112.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.09.025>
54. Maaß R. Beyond serrated flow in bulk metallic glasses: what comes next? *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020;51:5597–5605.
<https://doi.org/10.1007/s11661-020-05985-w>
55. Ibrahim M.Z., Sarhan A.A.D., Kuo T.Y., Yusof F., Hamdi M. Characterization and hardness enhancement of amorphous Fe-based metallic glass laser clad on nickel-free stainless steel for biomedical implant application. *Materials Chemistry and Physics*. 2019;235:121745.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.121745>
56. Escher B., Kaban I., Kühn U., Eckert J., Pauly S. Stability of the B2 CuZr phase in Cu-Zr-Al-Sc bulk metallic glass matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;790:657–665.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.03.139>
57. Schultz L.E., Afflerbach B., Szlufarska I., Morgan D. Molecular dynamic characteristic temperatures for predicting metallic glass forming ability. *Computational Materials Science*. 2022;201:110877.
<https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2021.110877>
58. Ali Rafique M.M. Bulk Metallic Glasses and Their Composites: Additive Manufacturing and Modeling and Simulation. Berlin. Boston: De Gruyter. 2021.
<https://doi.org/10.1515/9783110747232>

Сведения об авторах

Чжан Пэй, доктор, профессор, Школа материаловедения и инженерии, Шанхайский совместный инновационный центр передовых лазерных производственных технологий

E-mail: peilei@sues.edu.cn
ORCID: 0000-0002-2342-5832

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

Александр Петрович Семин, к.т.н., старший научный сотрудник, доцент кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: syomin53@gmail.com
ORCID: 0000-0002-3989-7420

Сергей Владимирович Боровский, научный сотрудник, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: sbnk@mail.ru

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.sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343
SPIN-код: 2834-4090

Виталий Владиславович Шляров, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: shlyarov@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8130-648X
SPIN-код: 5074-3309

Information about the authors

Zhang Peilei, Dr. Sci., Prof, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Collaborative Innovation Center of Laser Advanced Manufacturing Technology
E-mail: peilei@sues.edu.cn
ORCID: 0000-0002-2342-5832

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences
E-mail: yufi55@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8022-7958
SPIN-код: 7576-4810

Alexander P. Semin, Cand. Sci. (Eng.), senior researcher, associate professor of the department of engineering structures, construction technologies and materials, Siberian State Industrial University
E-mail: syomin53@gmail.com
ORCID: 0000-0002-3989-7420

Sergei V. Borovskii, Researcher, Siberian State Industrial University
E-mail: sbnk@mail.ru

E-mail: shlyarov@mail.ru
ORCID: 0000-0001-8130-648X
SPIN-код: 5074-3309

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

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 06.10.2023

После доработки 10.06.2024

Принята к публикации 11.06.2024

Vitalii V. Shlyarov, Postgraduate of the Department of Science named after V.M. Finkel', Researcher of Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing, Siberian State Industrial University

Received 06.10.2023

Revised 10.06.2024

Accepted 11.06.2024

Оригинальная статья

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-23-32

**ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА
ОСНОВЕ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT1-0 МЕТОДОМ ФРИКЦИОННОЙ
ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ С ВВЕДЕНИЕМ ПОРОШКОВ МЕДИ,
НИКЕЛЯ И АЛЮМИНИЯ**

© 2024 г. А. В. Гусарова, А. В. Чумаевский, А. О. Панфилов, Е. О. Княжев,
Е. А. Колубаев

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

Аннотация. Исследованы особенности структурообразования в композиционных материалах с металлической матрицей на основе титанового сплава BT1-0 при фрикционной перемешивающей обработке с введением порошковых частиц меди, никеля и алюминия. Полученные результаты свидетельствуют о сложном и неоднородном характере пластического течения металла по контуру инструмента при обработке с введением порошков различных металлов и их смеси. При обработке образуется достаточно неоднородная структура с неравномерным распределением порошков в объеме зоны перемешивания. Порошковые частицы за счет реакции с титановой матрицей образуют ряд интерметаллидных фаз различного состава. При этом однородного перемешивания смесей порошковых материалов с достижением образования сложных по составу интерметаллидов не было достигнуто. В зоне перемешивания в областях, обогащенных смесью вводимого порошка, наблюдается образование неоднородного материала из исходных порошков и интерметаллидов на их основе без реакции между ними и титановой матрицей. Наиболее обогащенными упрочняющими частицами на основе вводимых порошков являются подплечевая область зоны перемешивания, ее нижняя часть и наступающая сторона. Отступающая сторона зоны перемешивания является обедненной упрочняющими фазами. При использованных параметрах процесса обработки четырех проходов инструментом было недостаточно для обеспечения однородного распределения интерметаллидных фаз в зоне перемешивания. Механические свойства образцов из-за формируемых неоднородностей находятся на невысоком уровне. Пластичность полученных композитов не превышает 1,0 – 1,5 %. Наибольшие пределы прочности (680 МПа) и текучести (620 МПа) характерны для наиболее однородных по структуре образцов, модифицированных при обработке порошковыми частицами меди, никеля и алюминия в соотношении 1 : 1 : 1.

Ключевые слова: фрикционная перемешивающая обработка, композиционные материалы, механические свойства, структура, интерметаллиды, твердые растворы, неоднородности строения, формирование дефектов

Благодарность. Исследования проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ».

Финансирование. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00929, <https://rscf.ru/project/23-29-00929/>.

Для цитирования: Гусарова А.В., Чумаевский А.В., Панфилов А.О., Княжев Е.О., Колубаев Е.А. Формирование структуры композиционных материалов на основе титанового сплава BT1-0 методом фрикционной перемешивающей обработки с введением порошков меди, никеля и алюминия. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):23–32. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)23-32](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)23-32)

Original article

STRUCTURE FORMATION OF COMPOSITE MATERIALS BASED ON GRADE 2 TITANIUM ALLOY BY FRICTION STIR PROCESSING WITH ADDING OF COPPER, NICKEL AND ALUMINUM POWDERS

© 2024 A. V. Gusarova, A. V. Chumaevskii, A. O. Panfilov, E. O. Knjazhev, E. A. Kolubaev

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

Abstract. The paper studies the characteristics of structure formation in composite materials with a metal matrix based on Grade2 titanium alloy during friction stir processing with the adding of powder particles of copper, nickel and aluminum. The obtained results indicate a complex and heterogeneous character of plastic flow of metal along the contour of the tool during processing with the adding of powders of different metals and their mixture. During processing, a rather inhomogeneous structure with uneven distribution of powders in the volume of the stir zone is formed. Powder particles react with titanium matrix to form a number of intermetallic phases of different composition. At the same time, homogeneous dispersion of mixtures of powder materials with formation of complex intermetallics was not achieved. In the stirring zone, in the areas enriched with the mixture of added powders, the formation of a heterogeneous mixture of initial powders and intermetallics based on them is observed, without any reaction between them and the titanium matrix. The most enriched hardening particles based on the added powders are located in the sub-shoulder region of the stir zone, its lower part and the advancing side. The retreating side of the stir zone is depleted in the hardening phases. With the processing parameters used, 4 tool passes were not sufficient to ensure a homogeneous distribution of intermetallic phases in the stir zone. Mechanical properties of the samples are at a low level due to the formed inhomogeneities. Plasticity of the obtained composites does not exceed 1.0–1.5 %. The highest values of the ultimate strength (680 MPa) and yield strength (620 MPa) are characteristic of the most homogeneous in structure samples modified by processing with powder particles of copper, nickel and aluminum in the ratio 1:1:1.

Keywords: friction stir processing, composite materials, mechanical properties, structure, intermetallic compounds, solid solutions, structural inhomogeneities, formation of defects

Acknowledgements. The studies were carried out using the equipment of the NANOTECH Shared-use Center of ISPMS SB RAS.

Funding: The investigation was supported by the Russian Science Foundation; Project no. 23-29-00929, <https://rscf.ru/project/23-29-00929/>.

For citation: Gusarova A.V., Chumayevskii A.V., Panfilov A.O., Knyazhev E.O., Kolubaev E.A. Structure formation of composite materials based on grade 2 titanium alloy by friction stir processing with adding of copper, nickel and aluminum powders *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):23–32. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)23-32](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)23-32)

Введение

В настоящее время интенсивно развиваются технологии получения неразъемных соединений и упрочнения материалов, основанные на процессе сварки трением с перемешиванием [1]. Рассматриваемые технологии позволяют соединять детали без плавления с сохранением химического состава изделий, отсутствием вредных выбросов в атмосферу и высокой экологичностью [2]. Относительно невысокие температуры при сварке трением с перемешиванием [3] позволяют использовать ее для достаточно широкого спектра материалов, в том числе и для тех, которые не свариваемы методами традиционных технологий. Значительные

преимущества сварки трением с перемешиванием были использованы и для обработки поверхности различных металлов и сплавов, в том числе для изготовления композиционных материалов [4]. Такая технология получила название фрикционной перемешивающей обработки и успешно применяется для упрочнения деталей, в том числе полученных аддитивными методами [5]. Благодаря фрикционной обработке, возможно модифицировать структуру широкого спектра материалов, в том числе титана и его сплавов [6]. Для титановых сплавов большое значение начинает иметь не только форма, но и материал инструмента [7]. Такое положение обусловлено высокой интенсивностью износа

инструмента в процессе сварки или обработки [8]. Жаропрочные или инструментальные стали не выдерживают температуры и напряжений, имеющих при сварке или обработке титана. Поэтому для обработки необходимо применение различных никелевых жаропрочных сплавов [9]. Температура и напряжения не единственный фактор, осложняющий процессы, происходящие при сварке или обработке трением с перемешиванием [10]. Интенсивное химическое или диффузионное взаимодействия титана и инструмента способствуют его ограниченной годности даже при применении твердых сплавов [11; 12] или кубического нитрида бора [13; 14]. Основным механизмом износа инструмента при обработке титановых сплавов связан с формированием на поверхности трибологического механически перемешанного слоя интерметаллидного состава (например, при использовании инструментов на основе кобальта) [15]. Аналогичный механизм износа инструмента характерен и при обработке титановых сплавов инструментом из никелевого жаропрочного сплава [16]. Износ инструмента при этом хотя и имеет много большую интенсивность в сравнении со сваркой и обработкой алюминиевых сплавов стальным инструментом, но имеет с ним общую природу [17]. В процессе взаимодействия инструмента с материалом происходит постепенное образование интерметаллидов и формирование трибологического слоя, который постепенно изнашивается и замещается в материал образца [18]. Это приводит к образованию неоднородной структуры зоны перемешивания и изменению состава композита в процессе обработки [16]. Несмотря на описанные сложности в обработке титановых сплавов, рассматриваемый процесс имеет значительные перспективы для формирования композитов на основе титана, так как при помощи процессов, зависящих от плавления, невозможно получение дисперсно-упрочненных материалов с введением в изделие алюминия, меди или никеля. Применение фрикционной перемешивающей обработки при этом может позволить получить композиты такого состава с упрочнением интерметаллидами, сформированными непосредственно при обработке и равномерно распределенными в поверхностных слоях [19; 20]. Исследованиям в этом направлении посвящена настоящая работа.

Материалы и методы исследования

Образцы получали на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН (рис. 1). В пластине титанового сплава VT1-0 толщиной 2,5 мм были просверлены отверстия диаметром 1,0 мм на глубину 2,0 мм через каждые 5,0 мм и заполнены порошковым материалом. Такие параметры

подготовки пластины были использованы для получения в объеме зоны перемешивания 5,0 % (объем.) порошковых частиц. В настоящей работе были использованы порошки чистой меди (Ti + Cu), никеля (Ti + Ni), смеси меди и никеля (1 : 1; Ti + Cu/Ni), а также смеси меди, никеля и алюминия (1 : 1 : 1; Ti + Cu/Ni/Al). Порошковые смеси перед введением в отверстие были подготовлены с использованием шаровой мельницы. Обработку проводили инструментом из никелевого жаропрочного сплава на глубину 2,5 мм. Инструмент имел гладкие плечи диаметром 20,0 мм и конический пин длиной 2,5 мм. Образцы получали при скорости вращения инструмента 950 об/мин, скорости продольного перемещения 90 мм/мин и усилии прижима 16,0 – 17,0 кН для всех образцов, кроме Ti – Ni, для которого последняя величина была снижена до 13,5 – 14,0 кН. После обработки из полученных пластин вырезали образцы для структурных исследований и механических испытаний на проволочном электроэрозионном станке DK7750. Образцы для механических испытаний вырезали вдоль направления обработки с размерами рабочей части 2,7 × 2,7 × 12,0 мм. Металлографические шлифы вырезали в поперечном сечении относительно направления обработки. Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Altami MET 1C, лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEXT 4100, совмещенном с приставкой для энергодисперсионного анализа. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине УТС 110М на растяжение.

Результаты и их обсуждение

После обработки материала Ti – Cu в один проход в образцах формируется неоднородная структура с макроскопически неравномерным распределением упрочняющих фаз (рис. 2, а).

После одного прохода в подплечевой (рис. 2, б), центральной (рис. 2, в) частях зоны перемешивания и на ее периферии (рис. 2, г) отмечается формирование достаточно крупных агломератов порошка, вытянутых в направлении течения металла, частично компактированных и прореагировавших с титановым сплавом. По краям зоны влияния плеч инструмента отмечается формирование грат или наплывов, что свидетельствует о его избыточном внедрении в материал заготовки. В подплечевой и нижней частях зоны перемешивания можно выделить обогащение частицами порошкового материала, что также наблюдалось в ранее. Центральная часть зоны перемешивания при этом характеризуется значительно меньшим содержанием упрочняющих фаз.

После проведения четырех проходов инструментом

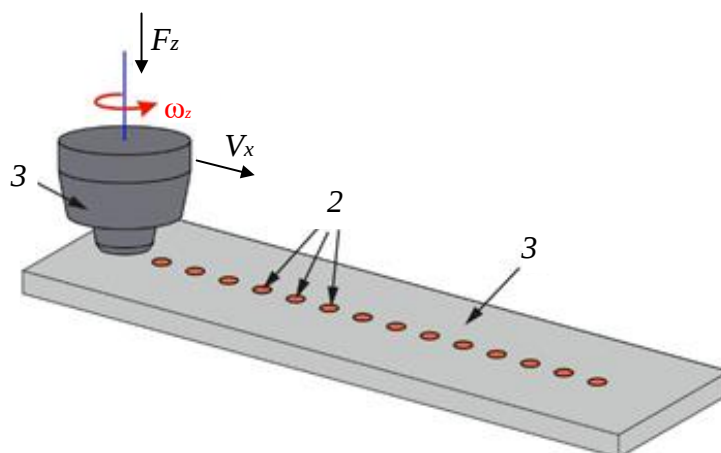


Рис. 1. Схема процесса получения композиционных материалов на основе титана методом фрикционной перемешивающей обработки:

1 – заготовка; 2 – отверстия с порошком; 3 – инструмент

Fig. 1. Scheme of the process of obtaining composite materials on the basis of titanium by friction stir processing:

1 – workpiece; 2 – holes with powder; 3 – tool

вдоль линии обработки происходит с одной стороны формирование более однородного распределения частиц в структуре зоны перемешивания (рис. 1, *д*), а с другой стороны происходит замешивание фрагментов подложки в материал на отступающей стороне. При этом как в подплечевой (рис. 2, *е*) и центральной (рис. 2, *жс*), так и периферийной (рис. 2, *з*) частях зоны перемешивания происходит образование слоистой структуры, демонстрирующей формирование потоков металла при обработке. По данным энергодисперсионного анализа основными элементами в структуре являются при этом интерметаллидные фазы на основе титана и меди, а также твердый раствор на основе титана и примесей.

Для образцов Ti + Ni после четырех проходов характерно аналогичное распределение компонентов (рис. 3, *а*). Наибольшая объемная доля порошкового материала расположена в подплечевой (рис. 3, *б, з*) или нижней (рис. 3, *е*) частях зоны перемешивания и на ее наступающей стороне. В центральной части зоны перемешивания порошкового материала замешано меньше, а его распределение отличается меньшей однородностью (рис. 3, *в, д, жс*). В структуре образцов основными компонентами помимо титана являются интерметаллидные фазы на основе титана и никеля, а также агломераты компактированного порошка никеля (рис. 3, *в, д*).

При введении в материал смеси порошков Cu/Ni происходит образование достаточно неоднородной структуры даже после проведения четырех проходов инструментом вдоль линии обработки (рис. 4, *а*). Зона перемешивания в центральной части менее однородна и содержит

меньше порошкового материала (рис. 4, *б*). В подплечевой области (рис. 4, *з*), нижней части (рис. 4, *д, е*) и на наступающей стороне (рис. 4, *в, жс*) можно выделить формирование более обогащенной порошковыми частицами структуры. При этом присутствуют агломераты, не перемешанного с титановой матрицей порошка, и его распределение в них достаточно неоднородно (рис. 4, *жс*). Можно предположить, что из-за разных свойств порошков меди и никеля при обработке они по-разному перемешиваются с титановой матрицей. Энергодисперсионный анализ в рассматриваемом случае показал наличие интерметаллидных фаз различного состава (от бинарных до тройных интерметаллидов различного состава). Причем неоднородным является распределение интерметаллидов внутри описанных областей зоны перемешивания. Особенности образования интерметаллидов различного состава при обработке планируется исследовать далее.

Формирование образцов Ti + Cu/Ni/Al связано со значительной неоднородностью зоны перемешивания (рис. 5, *а*). Обогащенной порошком является подплечевая (рис. 5, *б – д*) и нижняя части зоны перемешивания (рис. 5, *е – и*). Аналогично описанным ранее образцам в этом случае отмечается формирование агломератов частиц (рис. 5, *в*). В целом для рассматриваемых образцов характерно более однородное распределение упрочняющих фаз. В структуре формируется широкий спектр двойных и тройных интерметаллидов.

Механические свойства исследованных образцов характеризуются низкой пластичностью, не превышающей 1,0 – 1,5 % (рис. 6).

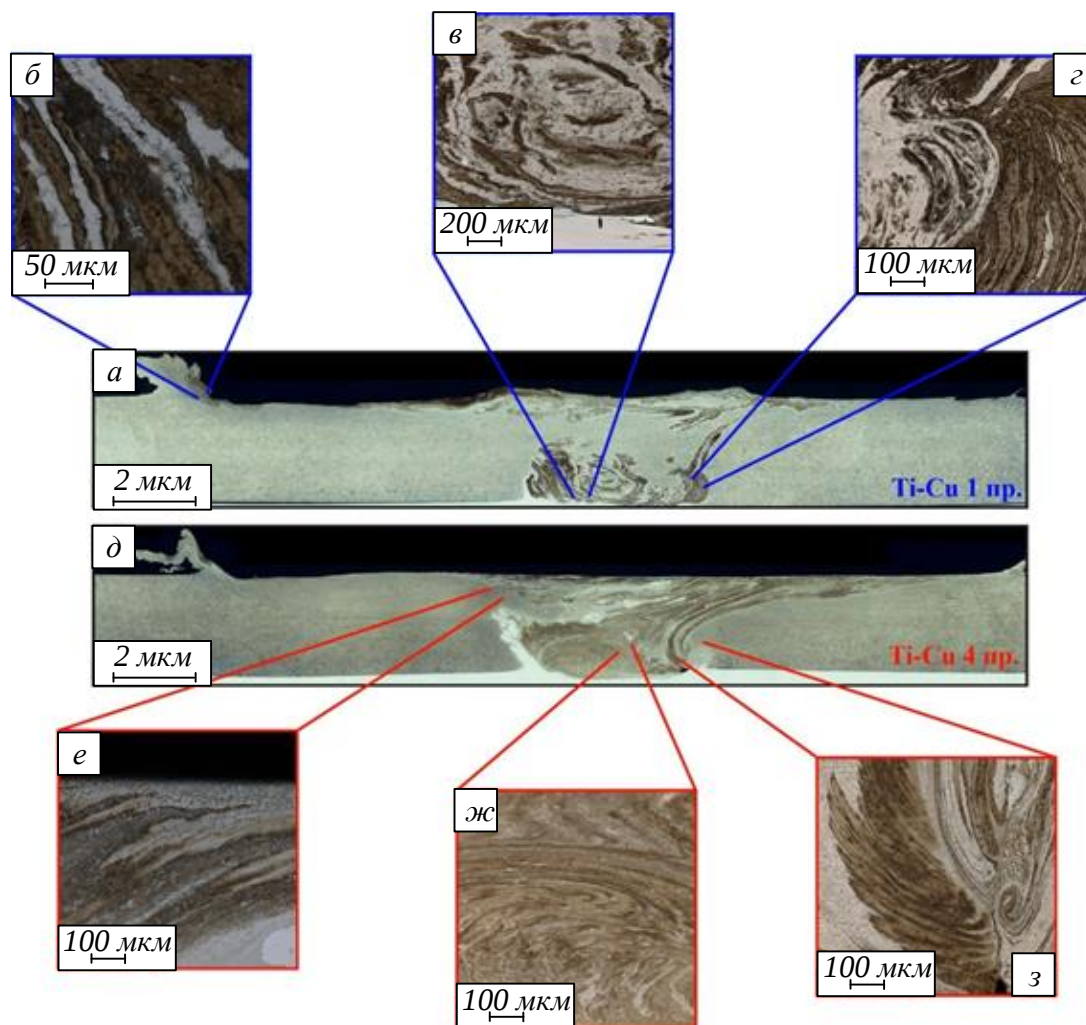


Рис. 2. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) порошка меди после одного ($a - z$) и четырех ($д - з$) проходов инструментом вдоль линии обработки
 Fig. 2. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with the adding of 5 % (vol.) copper powder after the 1st ($a - z$) and 4th ($д - з$) tool passes along the processing line

Для образцов Ti + Ni и Ti + Cu/Ni механические свойства находятся на низком уровне и предел прочности их не превышает 500 МПа при практически отсутствующей пластичности. Для образцов Ti + Cu характерны несколько большие прочностные показатели с пределами прочности примерно 650 МПа, текучести 400 МПа и пластичностью порядка 1,5 %. Наиболее прочными были образцы, полученные со смесью трех порошков Ti + Cu/Ni/Al. Предел прочности рассматриваемых образцов составлял 680 МПа, предел текучести 620 МПа, что до 1,5 – 2,0 раз выше, чем у образцов исходного сплава.

Выводы

Полученные результаты свидетельствуют о высокой неравномерности распределения упрочняющих фаз после обработки, даже при проведении четырех проходов. Существенное значение для получения композиционных материалов

методом фрикционной перемешивающей обработки имеет точность изготовления инструмента и его взаимодействие с заготовкой. Взаимная диффузия материала с инструментом приводит к тому, что в зону перемешивания внедряется достаточно большое количество интерметаллидов на основе титана и никеля, что приводит к изменениям в составе образцов. Неточность при изготовлении инструмента с увеличением длины пина приводит к замешиванию в материал заготовки фрагментов подложки и еще более существенным изменениям в составе и свойствах полученных композитов. Следует отметить, что даже при неоднородной структуре зоны перемешивания в образцах, полученных с введением смеси порошков Ti + Cu/Ni/Al, было достигнуто увеличение пределов прочности до 680 МПа и текучести до 620 МПа.

Для получения качественных композитных материалов исследованных составов одной из

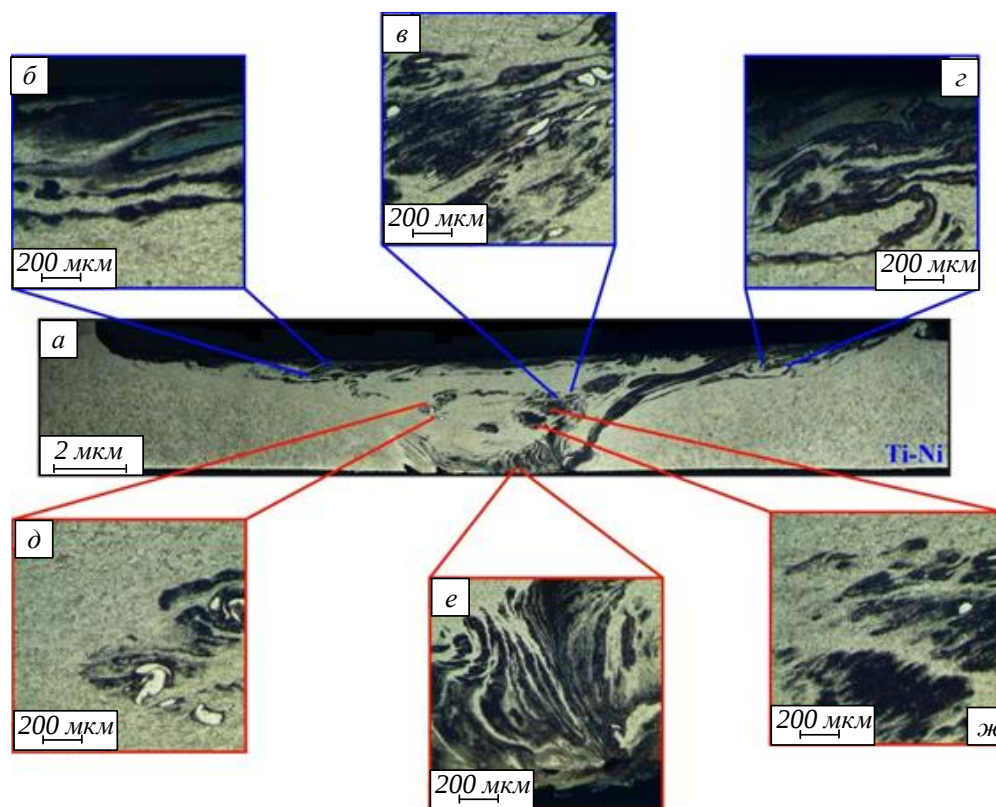


Рис. 3. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) порошка никеля после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки:
 а – макроструктура; б – г – микроструктура в подплечевой области; д – ж – микроструктура в зоне перемешивания
 Fig. 3. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with 5 % (vol.) nickel powder added after 4 tool passes along the processing line:

а – macrostructure; б – г – microstructure in the sub-shoulder region; д – ж – microstructure in the stir zone

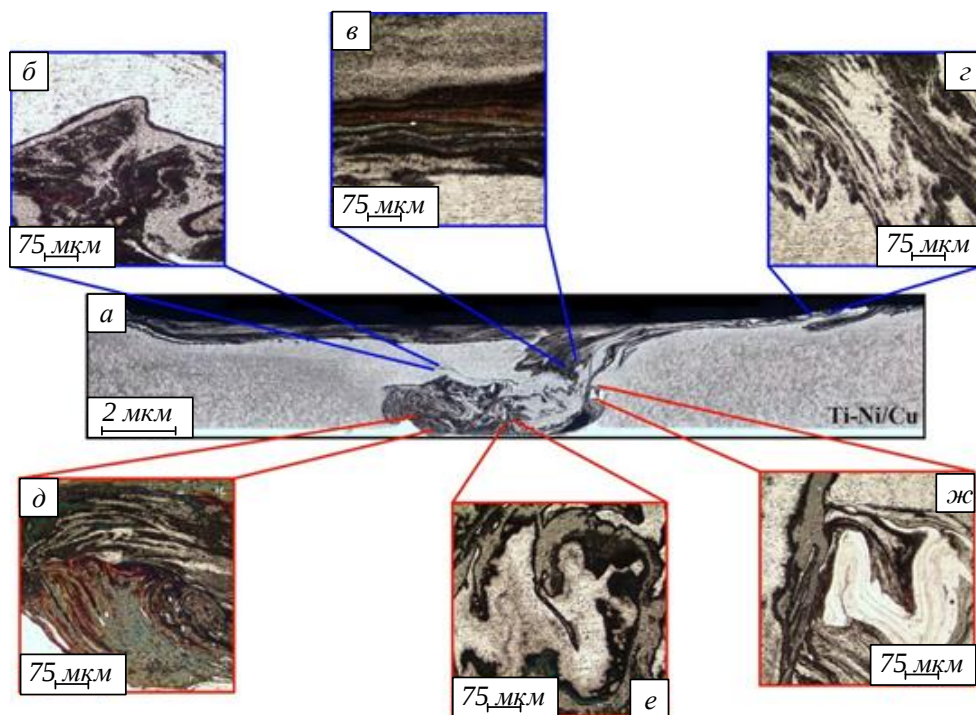


Рис. 4. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) смеси порошковых частиц никеля и меди после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки:
 а – макроструктура; б – г – микроструктура в подплечевой области; д – ж – микроструктура в зоне перемешивания
 Fig. 4. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with adding of 5 % (vol.) by volume mixture of nickel and copper powder particles after 4 tool passes along the processing line:

а – macrostructure; б – г – microstructure in the sub-shoulder region; д – ж – microstructure in the stir zone

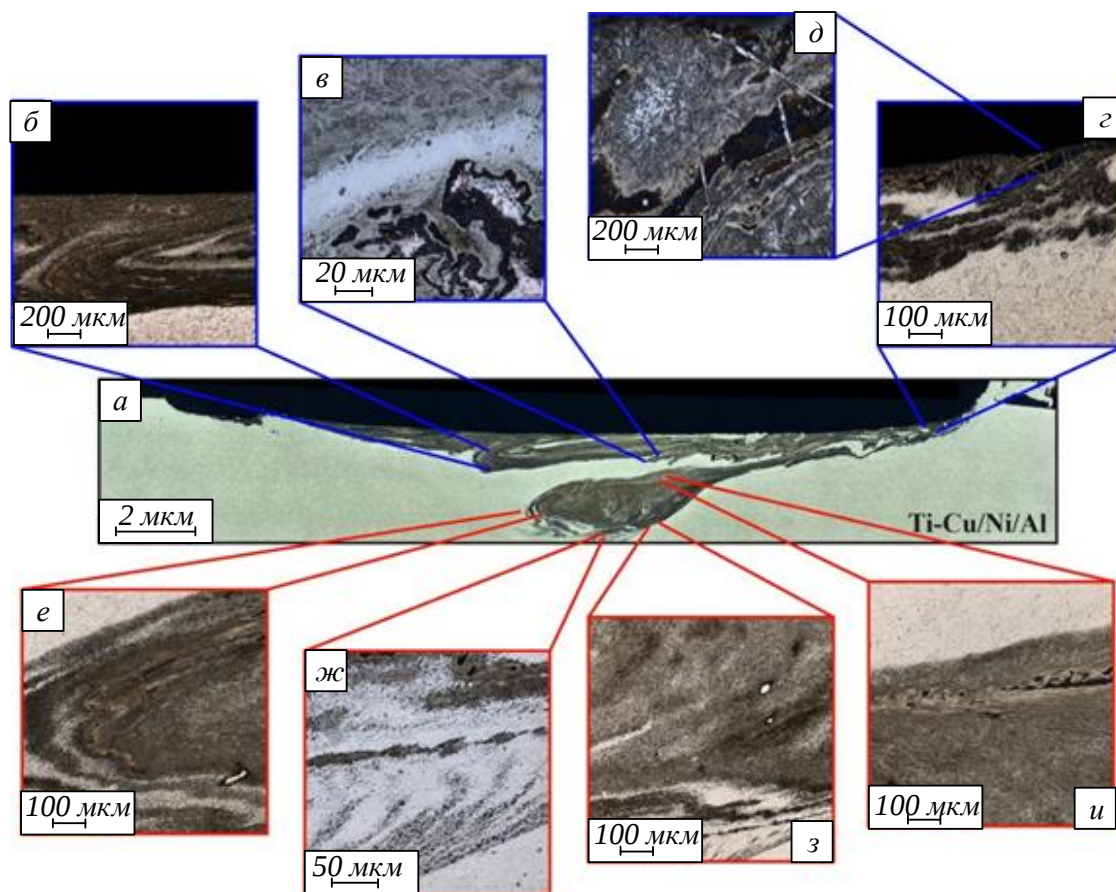


Рис. 5. Формирование структуры при фрикционной перемешивающей обработке титанового сплава с введением 5 % (объем.) смеси порошковых частиц никеля, меди и алюминия после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки:
 а – макроструктура; б – з – микроструктура в подплечевой области; д – з – микроструктура в зоне перемешивания
 Fig. 5. Structure formation during friction stir processing of titanium alloy with adding of 5 % (vol.) by volume mixture of powder particles of nickel, copper and aluminum after 4 tool passes along the processing line:

а – macrostructure; б – з – microstructure in the sub-shoulder region; д – з – microstructure in the stir zone

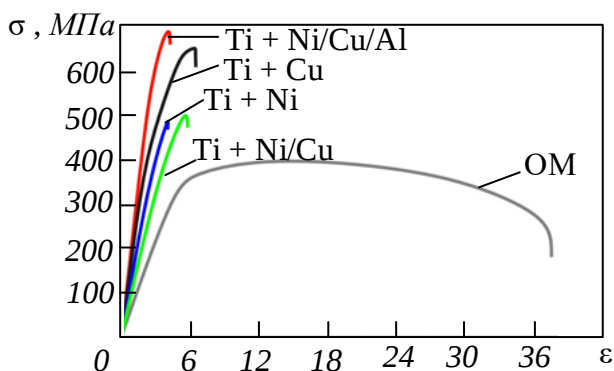


Рис. 6. Диаграммы напряжение – деформация образцов различных по составу композитов после четырех проходов инструментом вдоль линии обработки

Fig. 6. Stress-strain diagrams of composite specimens of different composites after tool passes along the processing line

основных задач для дальнейшего изучения является увеличение равномерности распределения интерметаллидных фаз и устранение образования дефектов при обработке. Повышение однородности распределения упрочняющих фаз возможно с одной стороны за счет изготовления более оптимального по своей конфигурации ин-

струмента, а с другой стороны посредством проведения большего количества проходов инструментом вдоль линии обработки. В настоящее время можно установить, что для получения однородной структуры зоны перемешивания необходимо проведение порядка шести – восьми проходов инструментом вдоль линии обработки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31. EDN: QUSALM; <https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
2. Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiquee A.N. Green welding. exploring the environmental and health benefits of friction stir welding over conventional welding methods. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;1(43):83–88. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88)
3. Mironov S.Yu. Temperature Distribution within the Friction Stir Welding Tool. *Physical Mesomechanic*. 2023;26(1):33–38.

4. Jayalakshmi S., Arvind Singh R., Vivek Anand A., Srinivas Rao K., Konovalov S. Microstructure dependence of AL6061 surface composite on tool rotation speed during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022;3(41):45–55.
5. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(6):479–491.
<http://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
6. Mashinini P.M., Dinaharan I., Raja J.D., Hattingh D.G. Materials Characterization Microstructure Evolution and Mechanical Characterization of Friction Stir Welded Titanium Alloy Ti-6Al-4V Using Lanthanated Tungsten Tool. *Materials Characterisation*. 2018;139:328–336.
<https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2018.03.020>
7. Seighalani K.R., Givi M.K.B., Nasiri A.M., Bahemmat P. Investigations on the Effects of the Tool Material, Geometry, and Tilt Angle on Friction Stir Welding of Pure Titanium. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010;19:955–962.
<http://doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>
8. Du S., Liu H., Gao Y., Hu Y., Zhou L. Effects of Process Parameters on Joint Formation and Tool Wear Behavior in Friction Stir Welded TA5 Alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technologies*. 2022;123:2531–2547.
<http://doi.org/10.1007/s00170-022-10366-1>
9. Costa A.M.S., Oliveira J.P., Pereira V.F., Nunes C.A., Ramirez A.J. Tschiptschin, A.P. Ni-Based Mar-M247 Superalloy as a Friction Stir Processing Tool. *Journal of Materials Technologies*. 2018;262:605–614.
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2018.07.034>
10. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods. *Metals*. 2020;10(6):772.
<http://doi.org/10.3390/met10060772>
11. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco R., Delijaicov S. Tool Wear Evaluations in Friction Stir Processing of Commercial Titanium Ti-6Al-4V. *Wear*. 2013;302(1–2):1327–1333.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2012.10.025>
12. Fall A., Fesharaki M.H., Khodabandeh A.R., Jahazi M. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti-6Al-4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016;6(11):275.
<https://doi.org/10.3390/met6110275>
13. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H., Park S.H.C., Hirano S. DuStir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering A*. 2008;488:25–30.
14. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti-6Al-4V. *Materials Chemistry and Physics*. 2014;146(3):512–522.
<http://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.04.002>
15. Du S., Liu H., Jiang M., Zhou L., Gao F. The Performance of a Co-Based Alloy Tool in the Friction Stir Welding of TA5 Alloy. *Wear*. 2022;488–489:204180.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204180>
16. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. Structural Evolution of Contact Parts of the Friction Stir Processing Heat-Resistant Nickel Alloy Tool Used for Multi-Pass Processing of Ti6Al4V/(Cu+Al) System. *Wear*. 2022;488–489:204138.
17. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A Proposed Diffusion-Controlled Wear Mechanism of Alloy Steel Friction Stir Welding (FSW) Tools Used on an Aluminum Alloy. *Wear*. 2014;318(1–2):130–134.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
18. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Savchenko N., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. In Situ Intermetallics-Reinforced Composite Prepared Using Multi-Pass Friction Stir Processing of Copper Powder on a Ti6Al4V Alloy. *Materials*. 2022;15(7):2428. EDN: KFFTDE;
<https://doi.org/10.3390/ma15072428>
19. Mahmoud, E.R.I.; Al-qozaim, A.M.A. Fabrication of In-Situ Al-Cu Intermetallics on Aluminum Surface by Friction Stir Processing. *Arabian journal of Science and Engineering*. 2016;41:1757–1769.
<http://doi.org/10.1007/s13369-015-1889-1>
20. Qian J., Li J., Xiong J., Zhang F., Lin X. In situ synthesizing Al3Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:279–285.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.070>

REFERENCES

1. Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31. EDN: QUSALM;
<https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
2. Arif M., Malik W., Mir M.A., Ahmad T., Lone N.F., Siddiquee A.N. Green welding. exploring the environmental and health benefits of fric-

- tion stir welding over conventional welding methods. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;1(43):83–88.
[http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-83-88](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-83-88)
3. Mironov S.Yu. Temperature Distribution within the Friction Stir Welding Tool. *Physical Measurings*. 2023;26(1):33–38.
 4. Jayalakshmi S., Arvind Singh R., Vivek Anand A., Srinivas Rao K., Konovalov S. Microstructure dependence of AL6061 surface composite on tool rotation speed during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022;3(41):45–55.
 5. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Measurings*. 2022;25(6):479–491.
<http://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
 6. Mashinini P.M., Dinaharan I., Raja J.D., Hattingh D.G. Materials Characterization Microstructure Evolution and Mechanical Characterization of Friction Stir Welded Titanium Alloy Ti–6Al–4V Using Lanthanated Tungsten Tool. *Materials Characterisation*. 2018;139:328–336.
<https://doi.org/10.1016/J.MATCHAR.2018.03.020>
 7. Seighalani K.R., Givi M.K.B., Nasiri A.M., Bahemmat P. Investigations on the Effects of the Tool Material, Geometry, and Tilt Angle on Friction Stir Welding of Pure Titanium. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010;19:955–962.
<http://doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>
 8. Du S., Liu H., Gao Y., Hu Y., Zhou L. Effects of Process Parameters on Joint Formation and Tool Wear Behavior in Friction Stir Welded TA5 Alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technologies*. 2022;123:2531–2547.
<http://doi.org/10.1007/s00170-022-10366-1>
 9. Costa A.M.S., Oliveira J.P., Pereira V.F., Nunes C.A., Ramirez A.J. Tschiptschin, A.P. Ni-Based Mar-M247 Superalloy as a Friction Stir Processing Tool. *Journal of Materials Technologies*. 2018;262:605–614.
<https://doi.org/10.1016/J.JMATPROTEC.2018.07.034>
 10. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods. *Metals*. 2020;10(6):772.
<http://doi.org/10.3390/met10060772>
 11. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco R., Delijaicov S. Tool Wear Evaluations in Friction Stir Processing of Commercial Titanium Ti–6Al–4V. *Wear*. 2013;302(1–2):1327–1333.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2012.10.025>
 12. Fall A., Fesharaki M.H., Khodabandeh A.R., Jahazi M. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti–6Al–4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016;6(11):275.
<https://doi.org/10.3390/met6110275>
 13. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa H., Park S.H.C., Hirano S. DuStir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering A*. 2008;488:25–30.
 14. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti–6Al–4V. *Materials Chemistry and Physics*. 2014;146(3):512–522.
<http://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.04.002>
 15. Du S., Liu H., Jiang M., Zhou L., Gao F. The Performance of a Co-Based Alloy Tool in the Friction Stir Welding of TA5 Alloy. *Wear*. 2022;488–489:204180.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204180>
 16. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. Structural Evolution of Contact Parts of the Friction Stir Processing Heat-Resistant Nickel Alloy Tool Used for Multi-Pass Processing of Ti6Al4V/(Cu+Al) System. *Wear*. 2022;488–489:204138.
 17. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A Proposed Diffusion-Controlled Wear Mechanism of Alloy Steel Friction Stir Welding (FSW) Tools Used on an Aluminum Alloy. *Wear*. 2014;318(1–2):130–134.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.06.014>
 18. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Savchenko N., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. In Situ Intermetallics-Reinforced Composite Prepared Using Multi-Pass Friction Stir Processing of Copper Powder on a Ti6Al4V Alloy. *Materials*. 2022;15(7):2428. EDN: KFFTDE;
<https://doi.org/10.3390/ma15072428>
 19. Mahmoud, E.R.I.; Al-qozaim, A.M.A. Fabrication of In-Situ Al–Cu Intermetallics on Aluminum Surface by Friction Stir Processing. *Arabian journal of Science and Engineering*. 2016;41:1757–1769.
<http://doi.org/10.1007/s13369-015-1889-1>
 20. Qian J., Li J., Xiong J., Zhang F., Lin X. In situ synthesizing Al3Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:279–285.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.070>

Сведения об авторах:

Анастасия Владимировна Гусарова, младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии

в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: gusarova@ispms.ru

ORCID: 0000-0002-4208-7584

Андрей Валерьевич Чумаевский, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: tch7av@gmail.com

ORCID: 0000-0002-1983-4385

Александр Олегович Панфилов, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: alexpl@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8648-0743

Евгений Олегович Княжев, аспирант, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: clothoid@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0002-1984-9720

Евгений Александрович Колубаев, д.т.н., заведующий лабораторией локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: eak@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0001-7288-3656

Information about the authors:

Anastasia V. Gusarova, Junior Researcher of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: gusarova@ispms.ru

ORCID: 0000-0002-4208-7584

Andrey V. Chumaevskii, Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: tch7av@gmail.com

ORCID: 0000-0002-1983-4385

Aleksandr O. Panfilov, postgraduate student, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: alexpl@ispms.ru

ORCID: 0000-0001-8648-0743

Evgeny O. Knyazhev, postgraduate student, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: clothoid@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0002-1984-9720

Evgeny A. Kolubaev, Dr. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences

Email: eak@ispms.tsc.ru

ORCID: 0000-0001-7288-3656

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.12.2023

После доработки 06.12.2023

Принята к публикации 10.12.2023

Received 01.12.2023

Revised 06.12.2023

Accepted 10.12.2023

Оригинальная статья

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-33-42

**ОСОБЕННОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ИНСТРУМЕНТА ИЗ СПЛАВА ЖС6У И
АДДИТИВНО ПОЛУЧЕННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПРИ ФРИКЦИОННОЙ
ПЕРЕМЕШИВАЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ**

© 2024 г. А. М. Черемнов, Д. А. Гурьянов, А. В. Чумаевский, А. Е. Кобзев, В. Е. Рубцов

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

Аннотация. Исследованы особенности взаимодействия титанового сплава ВТ6св, подложки из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т и инструмента из никелевого жаропрочного сплава ЖС6У при фрикционной перемешивающей обработке. Показано, что механизм взаимодействия инструмента и материала при фрикционной перемешивающей обработке может претерпевать значительные изменения за счет внедрения в зону контакта второго материала. Последовательность процесса изнашивания инструмента в виде постепенного формирования трибологического слоя из механической смеси интерметаллидных фаз и карбидов сохраняется, но интенсивность износа увеличивается. Обнаружено, что даже небольшое избыточное внедрение пина инструмента в подложку приводит к замешиванию ее фрагментов в материал заготовки, что изменяет процесс течения и переноса металла по контуру инструмента. Исследования с применением методики быстрой остановки процесса обработки с вырезкой участка с внедренным в заготовку инструментом позволили определить, каким образом в материал заготовки внедряются фрагменты инструмента и подложки. Обнаружено, что это происходит за счет образования узких потоков по контуру инструмента с ярко выраженной вертикальной направленностью. Внедрение фрагментов инструмента в материал зоны перемешивания происходит непрерывно в процессе обработки, показывая реализацию как ламинарных, так и вихревых потоков металла. Взаимодействие потоков металла титанового сплава и потоков от подложки имеет сложный и неоднородный характер. Это связано с давлением, оказываемым инструментом на заготовку за счет силы прижима и усилия сопротивления продольному перемещению инструмента.

Ключевые слова: электронно-лучевая аддитивная технология, подача двух проволок в ванну расплава, функционально-градиентный материал, механические свойства, фрикционная перемешивающая обработка, взаимодействие инструмента и материала

Благодарность. Исследования проводились с использованием оборудования Центра коллективного пользования ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ».

Финансирование. Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, грант № 22-29-20172, <https://rscf.ru/project/22-29-20172/>.

Для цитирования: Черемнов А.М., Гурьянов Д.А., Чумаевский А.В., Кобзев А.Е., Рубцов В.Е. Особенности взаимодействия инструмента из сплава ЖС6У и аддитивно полученного титанового сплава при фрикционной перемешивающей обработке. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):33–42. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-33-42](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-33-42)

Original article

**FEATURES OF INTERACTION BETWEEN TOOL MADE OF ZHS6U ALLOY AND
ADDITIVELY PRODUCED TITANIUM ALLOY DURING FRICTION STIR
PROCESSING**

© 2024 A. M. Cheremnov, D. A. Gurianov, A. V. Chumaevskii, A. E. Kobzev, V. E. Rubtsov

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

Abstract. In the work the characteristics of interaction of titanium alloy Ti–6Al–4V, substrate from stainless steel SS321 and tool from nickel-based superalloy ZhS6U at friction stir processing are studied. It is shown that the mechanism of tool-material interaction during friction stir processing can undergo significant changes due to the penetration of a second material into the contact zone. The basic sequence of tool wear process in the form of gradual formation of tribological layer from mechanical mixture of intermetallic phases and carbides is preserved, but the wear intensity increases. It was found that even a small excessive penetration of the tool pin into the substrate leads to stirring of its fragments into the workpiece material, which changes the process of flow and metal transfer along the tool contour. Studies using the technique of quick stopping the processing with cutting out the area with the tool penetrated into the workpiece allowed us to determine how tool and substrate fragments are penetrated into the workpiece material. It was found that the substrate material is penetrated into the stir zone by the formation of narrow streams along the contour of the tool with a pronounced vertical orientation. The penetration of tool fragments into the material of the stir zone occurs continuously during the processing, showing the realization of both laminar and vortex metal flows. The interaction between the metal flows of the titanium alloy and the flows from the substrate has a complex and heterogeneous character and is related to the pressure exerted by the tool on the workpiece due to the clamping force and the force resisting the longitudinal movement of the tool.

Keywords: electron beam additive manufacturing, two wire-feed into melt bath, functional gradient material, mechanical properties, friction stir processing, tool-material interaction

Acknowledgements: The studies were carried out using the equipment of the NANOTECH Shared-use Center of ISPMS SB RAS.

Funding: This research project was supported by the Russian Science Foundation under grant no. 22-29-20172, <https://rscf.ru/en/project/22-29-20172/>.

For citation: Cheremnov A.M., Gurianov D.A., Chumayevskii A.V., Kobzev A.E. Rubtsov V.E. Features of interaction between tool made of ZhS6U alloy and additively produced titanium alloy during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):33–42. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-33-42](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-33-42)

Введение

Технологии аддитивного производства позволяют изготавливать детали машин и механизмов из различных металлов и сплавов в широком диапазоне возможных форм и размеров [1]. Одними из наиболее ярко выраженных положительных сторон аддитивного получения деталей из металлов и сплавов являются снижение времени производства, затрат ресурсов и возможность получения в изделии уникальных сочетаний механических и эксплуатационных характеристик. В настоящее время интенсивно развиваются технологии высокопроизводительного аддитивного производства изделий с использованием для печати проволоочных филаментов [2; 3]. К ним относятся проволоочная дуговая [2] и электронно-лучевая [3] аддитивные технологии. Электронно-лучевая аддитивная технология за счет осуществления процесса в вакууме, возможности плавного изменения теплового баланса, управления структурой и свойствами изделий в процессе печати и других положительных

сторон является одним из наиболее актуальных способов аддитивного производства для промышленного применения [4]. К основным недостаткам рассматриваемой технологии относятся формируемые при печати титановых сплавов крупные столбчатые зерна, вытянутые в направлении выращивания [4]. Их измельчение для повышения механических свойств возможно с использованием дополнительных воздействий при печати или проведения постобработки [4]. Одной из наиболее эффективных для измельчения структуры металлов или сплавов методик является фрикционная перемешивающая обработка [5; 6]. Она позволяет упрочнять различные детали, в том числе непосредственно между нанесением слоев материала при печати, что применяется при проволоочной дуговой печати [6]. Помимо обработки различных материалов рассматриваемой технологией позволяет получать различные композиты [7; 8] и формировать биметаллические [9; 10] или мультиметаллические изделия [11; 12]. При обработке в изделиях формируется

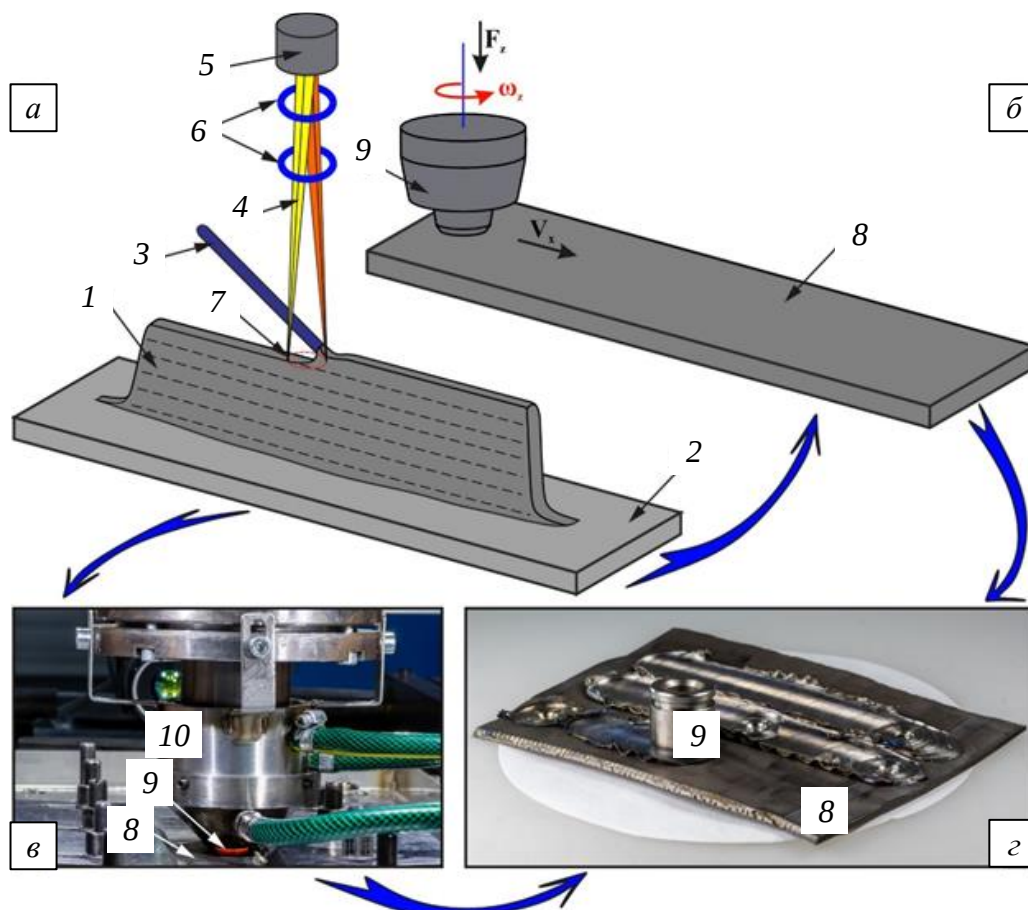


Рис. 1. Схема процесса проволоочной электронно-лучевой печати (а), фрикционной перемешивающей обработки (б), снимок процесса обработки (в) и внешний вид полученного образца (з):

1 – напечатанный образец; 2 – подложка; 3 – подаваемая проволока; 4 – электронный пучок; 5 – электронная пушка; 6 – система фокусировки; 7 – развертка пучка; 8 – подготовленная для обработки пластина; 9 – инструмент; 10 – система охлаждения инструмента и подачи аргона

Fig. 1. Schematic diagram of the wire electron beam printing process (a), friction stir processing (б), snapshot of the processing (в) and appearance of the obtained sample (з):

1 – printed sample; 2 – substrate; 3 – fed wire; 4 – electron beam; 5 – electron gun; 6 – focusing system; 7 – beam sweep; 8 – plate prepared for processing; 9 – tool; 10 – tool cooling and argon supply system

в основном ультрамелкодисперсная структура с высокими механическими свойствами. Особенно актуально применение фрикционной перемешивающей обработки является с точки зрения упрочнения именно титановых сплавов, механические свойства которых являются достаточно невысокими после электронно-лучевой печати [13]. При этом, процесс обработки титановых сплавов является одним из наиболее сложных с технологической точки зрения, что обусловлено интенсивным диффузионным, химическим и деформационным взаимодействием материала и применяемого инструмента из кобальтовых [14], вольфрамовых [15], никелевых [16; 17], твердых сплавов [18; 19], поликристаллического кубического нитрида бора [20; 21] и др. Такое положение приводит к изменению структуры и свойств обрабатываемых материалов, так как продукты износа инструмента в виде крупных фрагментов или мелких частиц замешиваются в материал вместе с потоками металла. По этой причине

важным является понимание процессов структурно-фазового взаимодействия инструмента и потоков материала при обработке титановых сплавов, в том числе полученных аддитивными методами, что и является целью настоящей работы.

Материалы и методы исследования

Образцы были получены на экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН (рис. 1). Образцы 1 титанового сплава ВТ6св получали на подложке 2 из сплава ВТ1-0 за счет плавления проволоки 3 электронным пучком 4 от электронной пушки 5, проходящим через систему магнитной фокусировки 6 и формирующим в зоне печати развертку в виде эллипса 7. Применение развертки электронного пучка обусловлено необходимостью одновременного оплавления подложки или нижележащих слоев и плавления проволоки. Это необходимо по причине доста точно неравномерной проволоки с высокими остаточными

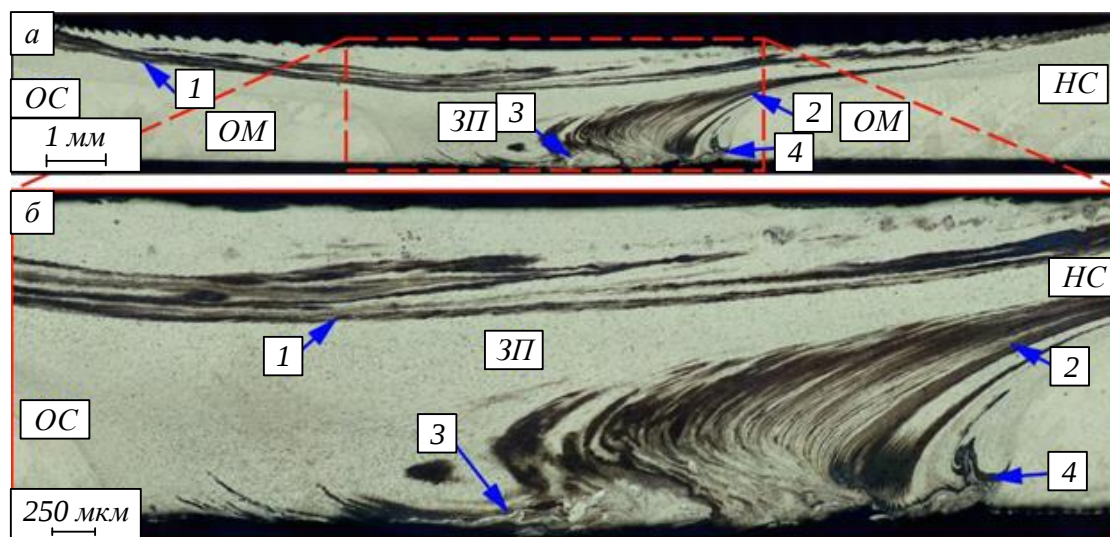


Рис. 2. Формирование структуры в зонах обработки (а) и перемешивания (б) при фрикционной обработке:
 1 – внедрение фрагментов инструмента в подплечевой части зоны перемешивания; 2 – внедрение фрагментов инструмента с наступающей стороны зоны перемешивания; 3 – внедрение частиц подложки в материал; 4 – внедрение крупного агломерата частиц инструмента в нижней части наступающей стороны зоны перемешивания
 Fig. 2. Structure formation in the processing zone (a) and the stir zone (б) during friction processing:
 1 – penetration of tool fragments in the shoulder part of the stir zone; 2 – penetration of tool fragments from the advancing side of the stir zone; 3 – penetration of substrate particles into the material; 4 – penetration of a large agglomerate of tool particles in the lower part of the advancing side of the stir zone

напряжениями, имеющейся на рынке, что обуславливает невозможность точной фокусировки на ней при печати. Печать осуществляли при ускоряющем напряжении 30 кВ, токе пучка 45 мА и скорости печати 440 мм/мин. Диаметр проволоки из сплава ВТ6св составлял 2,0 мм.

После печати полученные образцы в виде вертикальных стенок размером $8 \times 120 \times 80$ мм разрезали на пластинки толщиной 2,2 мм электроэрозионным станком Dk7750. Дальнейшую обработку полученных пластин 8 после шлифовки проводили инструментом 9. Пластины помещали на поверхности подложки из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т. Усилие прижима инструмента к заготовке составляло 33 – 34 кН, скорость перемещения инструмента – 90 мм/мин, скорость вращения инструмента – 400 об/мин. Инструмент был изготовлен из сплава ЖС6У с коническим гладким пином и гладкими плечами диаметром 20 мм. Для обработки использовали систему подачи защитного газа в виде аргона и охлаждение инструмента 10.

Для изучения характерных особенностей процесса взаимодействия инструмента и материала использовали технику остановки процесса обработки (stop action technic). После завершения нескольких проходов инструментом до достижения не менее одного метра суммарной наработки на последнем проходе проводили остановку процесса с оставлением инструмента в поверхности заготовки (рис. 1, з). После завершения эксперимента вырезали металлогра-

фические шлифы из зоны обработки перпендикулярно оси шва и из зоны с остановленным инструментом в продольном сечении. Дальнейшие исследования полированных шлифов проводили с использованием оптической (Altami MET 1С), лазерной сканирующей (Olympus LEXT 4100) и растровой электронной (Zeiss LEO EVO 50) микроскопии, а также энергодисперсионного химического анализа.

Результаты и их обсуждение

В процессе печати в материале формируется крупнокристаллическая структура из вытянутых в направлении печати столбчатых зерен. Фрикционная перемешивающая обработка приводит к значительным изменениям в структуре материала, особенно при проведении нескольких проходов инструментом вдоль линии обработки. Структура аддитивного титанового сплава после обработки состоит из измельченного зерна титанового сплава и замешанных частиц инструмента различного размера (рис. 2). Наиболее обогащенной фрагментами никелевого инструмента является подплечевая область зоны 1 перемешивания и ее наступающая сторона 2. В нижней части зоны перемешивания избыточное внедрение пина инструмента на глубину до 0,1 – 0,2 мм обуславливает замешивание частиц подложки 3. Совокупность таких эффектов в нижней части зоны перемешивания на наступающей стороне привела к образованию дефекта в виде трещины 4.

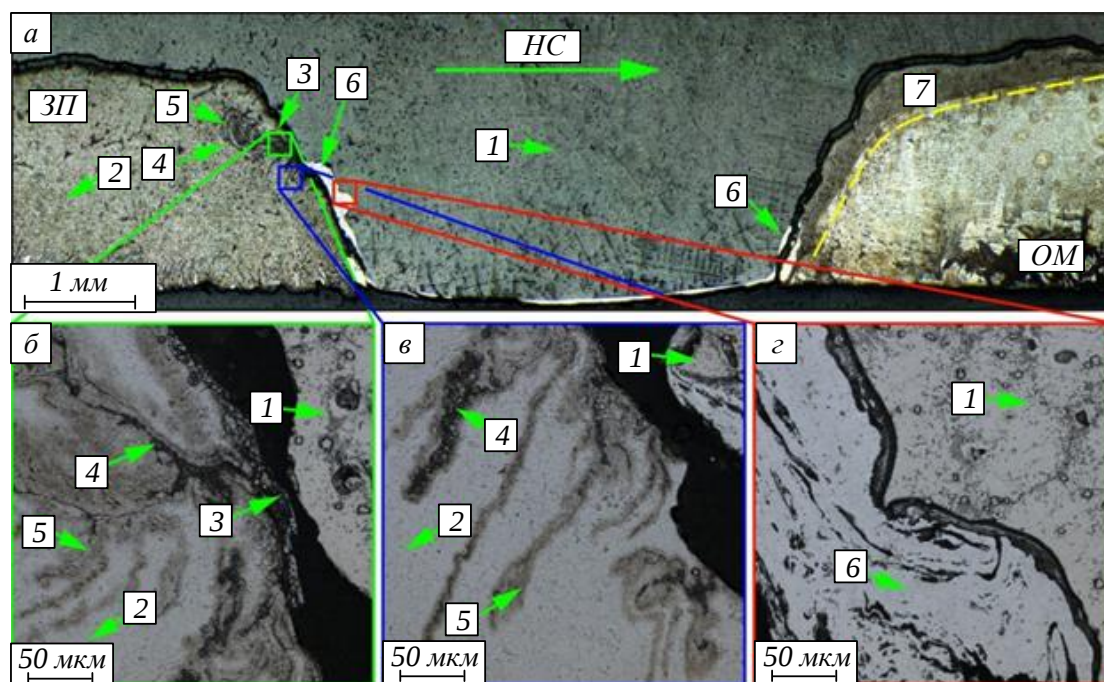


Рис. 3. Структура в продольном сечении инструмента и материала заготовки (а), внедрение фрагментов инструмента в материал заготовки (б, в) и фрагмент подложки на поверхности центральной части пина инструмента (з): НС – направление обработки; ОМ – основной металл; ЗП – зона перемешивания; 1 – инструмент; 2 – зерна титана; 3 – механически перемешанный слой из материала инструмента и титанового сплава; 4 – частицы инструмента; 5 – твердые растворы и интерметаллидные фазы на основе титана и никеля; 6 – фрагмент подложки; 7 – слой деформированного материала перед инструментом

Fig. 3. Structure in longitudinal section of tool and workpiece material (a), penetration of tool fragments into the workpiece material (б, в) and substrate fragment on the surface of the central part of the tool pin (з):

НС – processing direction; ОМ – base metal; ЗП – stir zone; 1 – tool; 2 – titanium grains; 3 – mechanically mixed layer of tool material and titanium alloy; 4 – tool particles; 5 – solid solutions and intermetallic phases based on titanium and nickel; 6 – substrate fragment; 7 – layer of deformed material in front of the tool

После наработки порядка одного метра обработки был проведен эксперимент с остановкой инструмента в процессе обработки с его оставлением в материале пластины (рис. 3). Как показывает структура металла в области контакта титанового сплава 2 и никелевого инструмента 1 происходит образование механически перемешанного слоя 3, фрагменты 4 которого внедряются в потоках металла внутри зоны перемешивания при взаимодействии с титановым сплавом, образуя слои с плавно изменяющимся содержанием никеля. По контуру инструмента отмечается замешивание стали 6 на расстояние порядка 2/3 длины пина от подложки.

Такое положение обусловлено значительным давлением, оказываемым инструментом на материал, и высокой степенью деформации как титанового сплава, так и подложки. Таким образом, пластифицированный металл подложки увлекается адгезионными силами и давлением вверх вдоль инструмента, образуя отдельные потоки вокруг пина. При этом, внедрение стали характерно также и спереди инструмента, где значительная деформация титанового сплава приводит к образованию ультрамелкодисперсной структуры с размером зерна менее 1 мкм.

Ширина деформированного слоя перед инструментом составляет 350 – 400 мкм. Вокруг инструмента формирование потоков металла происходит с реализацией как ламинарного, так и вихревого течений (рис. 3, б, в).

Исследования химического состава материала механически перемешанного слоя методом энергодисперсионного анализа показывают, что в нем образуются интерметаллидные частицы преимущественного состава Ti_2Ni (рис. 4). В замешанных в титановый сплав фрагментах слоя происходит образование достаточно крупных частиц интерметаллидов 6 рассматриваемого типа (рис. 4, б, в). В слоях с плавно изменяющейся структурой 7 содержание никеля значительно меньше и соответствует твердым растворам на основе титана. Внедрение частиц стали 8 в материал зоны перемешивания по данным энергодисперсионного анализа не приводит к образованию крупных зон с диффузионным перемешиванием компонентов или с интерметаллидной структурой вокруг частиц (рис. 4, д). Для частиц стали характерно преимущественно механическое перемешивание и формирование достаточно тонких интерметаллидных прослоек.

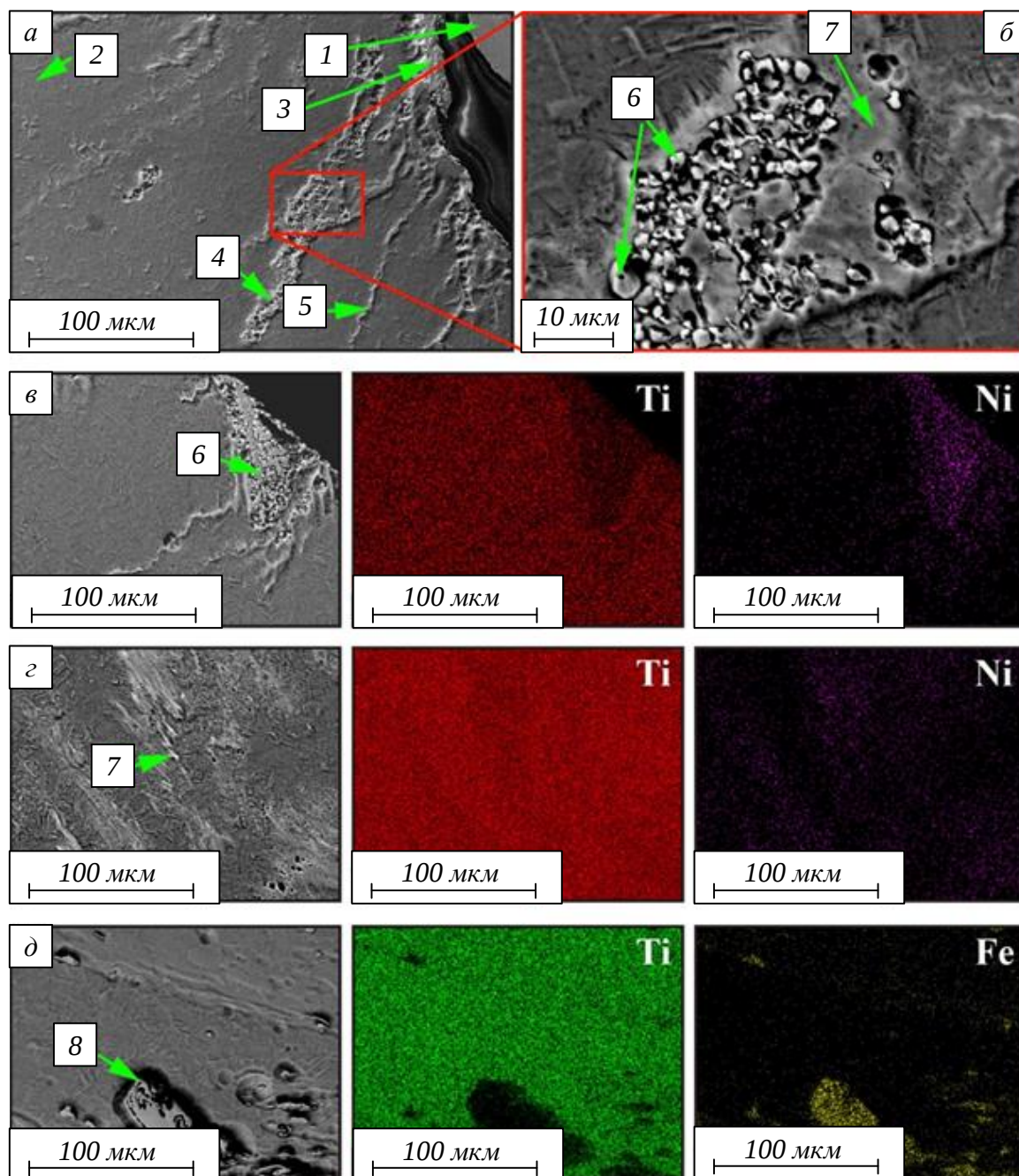


Рис. 4. Растровые электронные изображения структуры металла вблизи инструмента (а, б), структура и карты распределения химических элементов во включениях никелевого сплава (в, г) и подложки (д) в материале зоны перемешивания: 1 – инструмент; 2 – зерна титана; 3 – механически перемешанный слой из материала инструмента и титанового сплава; 4 – частицы инструмента; 5 – твердые растворы и интерметаллидные фазы на основе титана и никеля;

6 – частицы интерметаллидов; 7 – твердый раствор на основе титана; 8 – частицы подложки

Fig. 4. Scanning electron microscopy images of the metal structure near the tool (а, б), structure and distribution maps of chemical elements in the inclusions of nickel alloy (в, г) and substrate (д) in the material of the stir zone:

1 – tool; 2 – titanium grains; 3 – mechanically mixed layer of tool material and titanium alloy; 4 – tool particles; 5 – solid solutions and intermetallic phases based on titanium and nickel; 6 – intermetallic particles; 7 – solid solution based on titanium; 8 – substrate particles

Проведенные исследования показывают, что в процессе обработки в материал зоны перемешивания внедряются частицы инструмента (рис. 5), причем механизм их внедрения основан на взаимной диффузии компонентов, образовании механически перемешанного слоя, его изнашивании и замешивании частиц износа в потоки переносимого титанового сплава. Давление ин-

струмента на материал и внедрение пина в подложку приводят к вовлечению в процесс стали с ее замешиванием в нижней части зоны обработки и образованием потоков по контуру инструмента на разную глубину с наступающей 1 и отступающей 2 сторон. Это обусловлено динамикой процесса обработки, формированием потоков металла по контуру инструмента адгези-

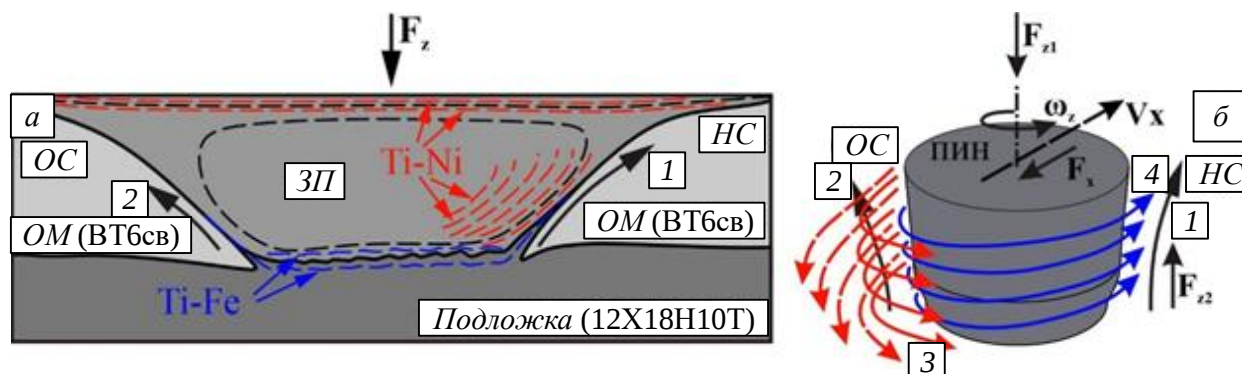


Рис. 5. Схематическое изображение внедрения частиц инструмента и подложки в материал при фрикционной перемешивающей обработке (а) и течения металла по контуру пина (б):

1 и 2 – вертикальное течение металла на наступающей и отступающей сторонах; 3 – течение металла за инструментом; 4 – потоки металла вокруг пина

Fig. 5. Schematic illustration of tool and substrate particles penetrating in the material during friction stir processing (а) and metal flow along the pin contour (б):

1 and 2 – vertical flow of metal on the advancing and retreating side; 3 – metal flow behind the tool; 4 – metal flows around the pin

онной и экструзионной природы. По контуру пина инструмента наиболее близкие потоки металла 4 имеют адгезионную природу, основанную на контакте материала и инструмента. Давление инструмента на деформированный материал при его продольном перемещении приводит к реализации в более широких слоях потоков металла с несколько отличной физической природой, основанной на экструдировании 3 металла из зоны перед инструментом – за инструмент (рис. 5, б). При этом помимо горизонтальной направленности формируемых потоков имеется и вертикальная составляющая, обуславливающая перемещение металла снизу-вверх от отступающей стороны – к наступающей. Это приводит к большей высоте замешивания стали от подложки и никеля от инструмента на наступающей стороне в сравнении с отступающей. Внедрение стали в процесс обработки не только усложняет течение металла по контуру инструмента, но и ускоряет износ рабочего инструмента при обработке.

Выводы

Проведенные исследования показывают, что в процессе фрикционной перемешивающей обработки аддитивно-полученного титанового сплава реализуются процессы, аналогичные происходящим при обработке листового проката. Деформационное воздействие, оказываемое на материал, и фрикционный нагрев приводят к пластификации материала, его фрагментации, диффузионному, адгезионному и механическому взаимодействиям с инструментом. По контуру инструмента при этом формируются потоки металла различной конфигурации, а образующиеся частицы износа уносятся в потоках и попадают в материал зоны перемешивания. Образующая структура зоны перемешивания является

макроскопически неоднородной и содержит обогащенные продуктами взаимодействия инструмента и материала области в верхней подплечевой части и на наступающей стороне зоны перемешивания. Внедрение стали от подложки усложняет процесс взаимодействия инструмента и материала, а также интенсифицирует износ инструмента.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018;92:112–224. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
2. Ван Я., Коновалов С.В., Чэн С., Панченко И.А., Коток М.М. Исследование влияния термической обработки на сплавы системы Cu – Al, полученные проволочно-дуговым аддитивным способом. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;1(43):89–97. EDN: DWMDLS. [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-89-97](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97)
3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanics*. 2022;25(1):1–11. EDN: FXWPYU. <https://doi.org/10.1134/S1029959922010015>
4. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-

- Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(6):479–491.
<http://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
5. Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31. EDN: QUSALM.
<https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
 6. Qie M., Wei J., He C. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-arc additive manufactured Al–Zn–Mg–Cu alloy assisted by interlayer friction stir processing. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:2891–2906.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.03.205>
 7. Jayalakshmi S., Arvind Singh R., Vivek Anand A., Srinivas Rao K., Konovalov S. Microstructure dependence of AL6061 surface composite on tool rotation speed during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022;3 (41):45–55.
 8. Qian J., Li J., Xiong J., Zhang F., Lin X. In situ synthesizing Al₃Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:279–285.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.070>
 9. Bhattacharjee R. Biswas P. Review on thermo-mechanical and material flow analysis of dissimilar friction stir welding. *Welding International*. 2021;35(7-9):295–332.
<http://doi.org/10.1080/09507116.2021.1992256>
 10. Isa M.S.M., Moghadas K., Ariffin M.A., Raja S., Muhamad M.R.B., Yusof F., Jamaludin M.F., Yusoff N.B., Ab Karim M.S.B. Recent research progress in friction stir welding of aluminium and copper dissimilar joint: A review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;15:2735–2780.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.037>
 11. Sharma S., Handa A., Singh S.S., Verma D. Influence of tool rotation speeds on mechanical and morphological properties of friction stir processed nano hybrid composite of MWCNT-Graphene-AZ31 magnesium. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2019;7(3):487–500.
<https://doi.org/10.1016/j.jma.2019.07.001>
 12. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods. *Metals*. 2020;10(6):772.
<https://doi.org/10.3390/met10060772>
 13. Klimenov V., Kolubaev E., Klopotov A., Chumaevskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S. et al. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti-4Al-3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture. *Materials*. 2023;16(11):3901.
<https://doi.org/10.3390/ma16113901>
 14. Du S., Liu H., Jiang V., Zhou L., Gao F. The performance of a Co-based alloy tool in the friction stir welding of TA5 alloy. *Wear*. 2022;488–489:204180.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204180>
 15. Mashinini P.M., Dinaharan I., David Raja Selvam J., Hattingh D.G. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti – 6Al – 4V using lanthanated tungsten tool. *Materials Characterization*. 2018;139:328–336.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.020>
 16. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. Structural evolution of contact parts of the friction stir processing heat-resistant nickel alloy tool used for multi-pass processing of Ti6Al4V/(Cu + Al) system. *Wear*. 2022;488–489:204138. EDN: SPJDGX;
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204138>
 17. Costa A.M.S., Oliveira J.P., Pereira V.F., Nunes C.A., Ramirez A.J., Tschiptschin A.P. Ni-based Mar-M247 superalloy as a friction stir processing tool. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;262:605–614.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.034>
 18. Fall A., Fesharaki M.H., Khodabandeh A.R., Jahazi M. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti – 6Al – 4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016;6:275.
 19. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco, R., Delijaicov S. Tool Wear Evaluations in Friction Stir Processing of Commercial Titanium Ti – 6Al – 4V. *Wear*. 2013;302:1327–1333.
 20. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti – 6Al – 4V. *Materials Chemistry and Physics*. 2014;146(3):512–522.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.04.002>
 21. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa, H., Park S.H.C., Hirano S., Du S. Stir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering A*. 2008;488:25–30.
<https://doi.org/10.1179/136217110X12785889549624>

REFERENCES

1. DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S. Mukherjee, T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W. Additive manufacturing of metallic components – Process,

- structure and properties. *Progress in Materials Science*. 2018;92:112–224.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>
2. Van Ya., Konovalov S.V., Chen S., Panchenko I.A., Kotok M.M. Investigation of the effect of thermal treatment on alloys of the Si–Al system obtained by the wire-arc additive method. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;1(43):89–97. EDN: DWMDLS.
[https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(43\)-89-97](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(43)-89-97)
 3. Astafurova E.A., Astafurov S.V., Reunova K.A., Melnikov E.V., Moskvina V.A., Panchenko M.Yu., Maier G.G., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. Structure Formation in Vanadium-Alloyed Chromium-Manganese Steel with a High Concentration of Interstitial Atoms C + N = 1.9 wt % during Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(1):1–11. EDN: FXWPYU.
<https://doi.org/10.1134/S1029959922010015>
 4. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanic*. 2022;25(6):479–491.
<http://doi.org/10.1134/S1029959922060017>
 5. Mironov S.Yu., Sato Y.S., Kokawa H. Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding. *Physical Mesomechanic*. 2020;23(1):21–31. EDN: QUSALM.
<https://doi.org/10.1134/S1029959920010038>
 6. Qie M., Wei J., He C. Microstructure evolution and mechanical properties of wire-arc additive manufactured Al – Zn – Mg – Cu alloy assisted by interlayer friction stir processing. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:2891–2906.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.03.205>
 7. Jayalakshmi S., Arvind Singh R., Vivek Anand A., Srinivas Rao K., Konovalov S. Microstructure dependence of AL6061 surface composite on tool rotation speed during friction stir processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2022;3 (41):45–55.
 8. Qian J., Li J., Xiong J., Zhang F., Lin X. In situ synthesizing Al₃Ni for fabrication of intermetallic-reinforced aluminum alloy composites by friction stir processing. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;550:279–285.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.070>
 9. Bhattacharjee R. Biswas P. Review on thermomechanical and material flow analysis of dissimilar friction stir welding. *Welding International*. 2021;35(7-9):295–332.
<http://doi.org/10.1080/09507116.2021.1992256>
 10. Isa M.S.M., Moghadasi K., Ariffin M.A., Raja S., Muhamad M.R.B., Yusof F., Jamaludin M.F., Yusoff N.B., Ab Karim M.S.B. Recent research progress in friction stir welding of aluminium and copper dissimilar joint: A review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;15:2735–2780.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.09.037>
 11. Sharma S., Handa A., Singh S.S., Verma D. Influence of tool rotation speeds on mechanical and morphological properties of friction stir processed nano hybrid composite of MWCNT-Graphene-AZ31 magnesium. *Journal of Magnesium and Alloys*. 2019;7(3):487–500.
<https://doi.org/10.1016/j.jma.2019.07.001>
 12. Zykova A.P., Tarasov S.Y., Chumaevskiy A.V., Kolubaev E.A. A review of friction stir processing of structural metallic materials: Process, properties, and methods. *Metals*. 2020;10(6):772.
<https://doi.org/10.3390/met10060772>
 13. Klimenov V., Kolubaev E., Klopotov A., Chumaevskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S. et al. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti – 4Al – 3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture. *Materials*. 2023;16(11):3901.
<https://doi.org/10.3390/ma16113901>
 14. Du S., Liu H., Jiang V., Zhou L., Gao F. The performance of a Co-based alloy tool in the friction stir welding of TA5 alloy. *Wear*. 2022;488–489:204180.
<http://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204180>
 15. Mashinini P.M., Dinaharan I., David Raja Selvam J., Hattingh D.G. Microstructure evolution and mechanical characterization of friction stir welded titanium alloy Ti – 6Al – 4V using lanthanated tungsten tool. *Materials Characterization*. 2018;139:328–336.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.03.020>
 16. Zykova A., Vorontsov A., Chumaevskii A., Gurianov D., Gusarova A., Kolubaev E., Tarasov S. Structural evolution of contact parts of the friction stir processing heat-resistant nickel alloy tool used for multi-pass processing of Ti6Al4V/(Cu + Al) system. *Wear*. 2022;488–489:204138. EDN: SPJDGX.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204138>
 17. Costa A.M.S., Oliveira J.P., Pereira V.F., Nunes C.A., Ramirez A.J., Tschiptschin A.P. Ni-based Mar-M247 superalloy as a friction stir processing tool. *Journal of Materials Processing Technology*. 2018;262:605–614.
<https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.07.034>

18. Fall A., Fesharaki M.H., Khodabandeh A.R., Jahazi M. Tool Wear Characteristics and Effect on Microstructure in Ti – 6Al – 4V Friction Stir Welded Joints. *Metals*. 2016;6:275.
19. Farias A., Batalha G.F., Prados E.F., Magnabosco, R., Delijaicov S. Tool Wear Evaluations in Friction Stir Processing of Commercial Titanium Ti – 6Al – 4V. *Wear*. 2013;302:1327–1333.
20. Wu L.H., Wang D., Xiao B.L., Ma Z.Y. Tool wear and its effect on microstructure and properties of friction stir processed Ti – 6Al – 4V. *Materials Chemistry and Physics*. 2014;146(3):512–522.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2014.04.002>
21. Zhang Y., Sato Y.S., Kokawa, H., Park S.H.C., Hirano S., Du S. Stir zone microstructure of commercial purity titanium friction stir welded using pcBN tool. *Materials Science and Engineering A*. 2008;488:25–30.
<https://doi.org/10.1179/136217110X12785889549624>

Сведения об авторах:

Андрей Максимович Черемнов, младший научный сотрудник лаборатории структурного дизайна перспективных материалов, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: amc@ispms.ru.

Денис Андреевич Гурьянов, к.т.н., младший научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: desa-93@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0725-1219

Андрей Валерьевич Чумаевский, д.т.н., ведущий научный сотрудник лаборатории локальной металлургии в аддитивных технологиях, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385

Александр Евгеньевич Кобзев, младший научный сотрудник лаборатории контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН
Email: kobzev.tomsk@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869

Валерий Евгеньевич Рубцов, к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией контроля качества материалов и конструкций, Институт физики прочности и материаловедения СО РАН

Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869

Information about the authors:

Andrey M. Cheremnov, postgraduate student, Junior researcher at the Laboratory of Structural Design of Advanced Materials, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: amc@ispms.ru.

Denis A. Gurianov, Cand. Sci. (Eng.), Junior researcher at the Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: desa-93@mail.ru
ORCID: 0000-0003-0725-1219

Andrey V. Chumaevskii, Cand. Sci. (Eng.), Leading researcher of Laboratory of Local Metallurgy in Additive Technologies, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: tch7av@gmail.com
ORCID: 0000-0002-1983-4385

Aleksandr E. Kobzev, Junior researcher of Laboratory of quality control of materials and structures, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869

Valery E. Rubtsov, Cand. Sci. (Phys.-math.), Leading researcher, Head of Laboratory of quality control of materials and structures, Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences
Email: rvy@ispms.ru
ORCID: 0000-0003-0348-1869

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 11.12.2023
После доработки 10.01.2024
Принята к публикации 22.01.2024

Received 11.12.2023
Revised 10.01.2024
Accepted 22.01.2024

Оригинальная статья

УДК 539.2;669.017

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-43-52

**СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ
СТАЛИ ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ**

© 2024 г. Т. В. Володин, С. А. Невский, В. Е. Громов, Л. П. Башенко,
Д. В. Шамсутдинова

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

Аннотация. Методами современного физического материаловедения проведен сравнительный анализ структуры, фазового состава и механических свойств (микротвердости) быстрорежущей стали марки P18 после магнитно-импульсной и электронно-пучковой обработок. Магнитно-импульсная обработка образцов стали в отожженном состоянии проводилась на установке МИУ 10/30 при значении энергии магнитного поля индуктора 40 кДж, количество импульсов 6, длительность импульса 200 мкс, частота следования 20 кГц. Электронно-пучковой обработке подвергали образцы, полученные плазменно-дуговой наплавкой и подвергнутые четырехкратному высокотемпературному отпуску. Режим электронно-пучковой обработки: плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см², длительность импульса пучка электронов 50 мкс, количество импульсов облучения 5 имп., частота следования импульсов 0,3 с⁻¹. При воздействии импульсного магнитного поля в поверхностном слое стали толщиной примерно 100 мкм наблюдалось измельчение карбидов с 13,2 до 2,9 мкм и формирование мелкоигольчатого мартенсита размерами от 200 до 1 нм, объемная доля которого составляет 0,54. Это обуславливает высокие значения микротвердости: до 5,7 ГПа. Электронно-пучковая обработка отпущенных образцов также приводит к дроблению карбидов в поверхностном слое 50 мкм до размеров 10 – 45 нм и формированию ячеистой субмикроструктуры размерами 100 – 250 нм. Установлено, что основными механизмами упрочнения являются упрочнение мартенситной структурой в случае магнитно-импульсной обработки и ячеистой субструктурой при обработке электронным пучком. Полученные результаты могут быть использованы для разработки комбинированных видов обработки, которые сочетают импульсное магнитное поле и электронных пучок.

Ключевые слова: быстрорежущая сталь, магнитно-импульсная обработка, электронно-пучковая обработка

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

Для цитирования: Володин Т.В., Невский С.А., Громов В.Е., Башенко Л.П., Шамсутдинова Д.В. Структурно-фазовые состояния и свойства быстрорежущей стали после импульсных энергетических воздействий. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):43–52. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-43-52](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-43-52)

Original article

**STRUCTURAL-PHASE STATES AND PROPERTIES OF HIGH-SPEED STEEL AFTER
PULSED ENERGY EFFECTS**

© 2024 T. V. Volodin, S. A. Nevskii, V. E. Gromov, L. P. Bashchenko, D. V. Shamsutdinova

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

Abstract. Using the methods of modern physical materials science, a comparative analysis of the structure, phase composition and mechanical properties (micro-confirmation) of high-speed steel P18 after magnetic pulse and

electron beam treatments was carried out. Magnetic pulse treatment was carried out for annealed steel samples at the MIU 10/30 installation at the value of the magnetic field energy of the inductor 40 kJ and the number of pulses 6, pulse duration 200 microseconds, repetition frequency 20 kHz. Electron beam processing was carried out on samples obtained by plasma arc surfacing and subjected to fourfold high temperature tempering. Electron beam processing mode: electron beam energy density 30 J/cm², electron beam pulse duration 50 microseconds, number of irradiation pulses 5 pulses, pulse repetition rate 0.3 s⁻¹. Under the action of a pulsed magnetic field in a surface layer of steel with a thickness of ~ 100 microns, the grinding of carbides from 13.2 microns to 2.9 microns and the formation of small-needle martensite with sizes from 200 to 1 nm, the volume fraction of which is 0.54, was observed. This causes high microhardness values up to 5.7 GPa. Electron beam processing of the released samples also leads to fragmentation of the carbides in the surface layer of 50 microns to the size of 10 – 45 nm and the formation of a cellular submicrostructure with dimensions of 100 – 250 nm. It has been established that the main mechanisms of hardening are the hardening of the martensitic structure in the case of magnetic pulse treatment and the cellular substructure during electron beam treatment. The obtained results can be used to develop combined types of processing that combine a pulsed magnetic field and an electron beam.

Keywords: high speed steel, pulsed magnetic treatment, electron beam processing

Funding: The research was carried out at the expense of a grant from the Russian Science Foundation No. 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186>

For citation: Volodin T.V., Nevskii S.A., Gromov V.E., Bashchenko L.P., Shamsutdinova D.V. Structural-phase states and properties of high-speed steels after pulsed energy effects. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):43–52. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-43-52](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-43-52)

Введение

В настоящее время задачи, решаемые современным физическим материаловедением и физикой конденсированного состояния, тесно связаны с проблемами повышения надежности и долговечности изделий. Особенно это касается режущего инструмента, где очень высоки требования к прочностным и трибологическим свойствам материалов [1]. Для выполнения этих требований необходимы разработка новых и модернизация существующих технологий получения и обработки материалов – быстрорежущих сталей. Одним из наиболее интересных типов обработки является магнитно-импульсная, при применении которой за относительно короткое время формируются поверхностные слои, обладающие высокими физико-механическими свойствами [2], что позволяет увеличить износостойкость изделий [3]. В работах [4; 5] показано, что воздействие импульсных магнитных полей на сталь марки 20Cr2Ni4A, подвергнутую контактной усталости, приводит к увеличению ее ресурса на 42 %. По мнению авторов работ [4; 5], причиной этого является увеличение остаточных сжимающих напряжений, что вызвано стимулированием движения дислокаций и магнитострикцией. В работе [6] показано, что воздействие импульсного магнитного поля на сталь марки Cr4Mo4V приводит к образованию более однородной микроструктуры и обеспечивает более прочный барьер для дислокаций, регулируя характер распределения границ зерен. Действительно, оценки влияния импульсного магнитного поля на

стали типа P9 и P18, проведенные в работах [7 – 9], показали, что отдельные участки зерен феррита нагреваются до температур, близких к температуре Кюри, при которой происходит магнитное превращение стали, связанное с переходом из ферромагнитного в парамагнитное состояние. В итоге происходит уменьшение размеров ферромагнитных доменов и возникновение неоднородной структуры [8]. Домены в этой структуре окружены парамагнитными областями. При наличии сильных магнитных полей в области обработки вследствие магнитострикции происходит существенная деформация ферромагнитных участков, которые сдвигаются относительно областей с малой магнитной проницаемостью. Такие смещения способствуют разрыву связей между атомами на границе областей с различными магнитными свойствами и образованию межзеренной границы [8] и, как следствие, ведут к уменьшению размеров зерен. Оценки давления магнитного поля на поверхности обрабатываемой стали показали, что оно составляет примерно 100 ГПа [7], что создает условия для деформации феррита. Дислокации в направлении, параллельном приложенной нагрузке, вытесняются на границы зерен, а в перпендикулярном направлении возникают дополнительные (остаточные) механические напряжения. Эти напряжения препятствуют дальнейшей миграции дислокаций и создают условия для образования мелкодисперсной структуры вблизи границ зерен феррита. При этом может происходить также дробление карбидных включений. В работе

[9] указано, что одним из наиболее вероятных механизмов улучшения механических свойств является размножение дислокаций под действием магнитного давления. В работе [10] установлено, что магнитно-импульсная обработка быстрорежущей стали приводит к увеличению твердости на 50 HV, что также обусловлено ростом плотности дислокаций. Если магнитно-импульсная обработка проводится в режиме оплавления, то к вышеперечисленным процессам движения дислокаций и магнитострикции добавляются процессы высокоскоростной кристаллизации [11], что приводит к образованию мартенсита игольчатой морфологии. Расчет этих режимов и глубины зоны оплавления проведен в работе [12] путем решения распределения вихревых токов в образце и вычисления температуры, что позволило не только найти толщину жидкого слоя, но и время его существования. Таким образом, магнитно-импульсная обработка способствует изменению микроструктуры материала и улучшению его механических свойств.

Другим, не менее интересным методом улучшения механических свойств металлических материалов, является электронно-пучковая обработка [13, 14]. Воздействие сильнофокусированных электронных пучков на металлы и сплавы представляет собой сложный комплекс явлений, который включает в себя нагрев, распространение термоупругих волн, плавление, конвективные течения в жидком слое, испарение вещества и последующую кристаллизацию [15]. Данные явления будут определять, какая структура, фазовый состав и механические свойства сформируются в поверхностных слоях материалов.

Остановимся подробнее на инструментальных сталях. В работе [16] установлено, что после облучения микротвердость поверхности образцов из стали Т10 увеличивается с 252 HV до 839 HV, при этом толщина модифицированного слоя составляет 340 мкм. Микроструктура поверхностных слоев этой стали имеет градиентный характер. В зоне оплавления наблюдаются δ -феррит и игольчатый мартенсит, а в зоне термического влияния – мартенсит и цементит. Структура подложки представлена ферритом и перлитом. Такое структурно-фазовое состояние объясняет увеличение микротвердости и износостойкости стали Т10. В работе [17] исследовано совместное воздействие электронно-пучковой обработки (ЭПО) и плазменного азотирования (ПА) на структуру инструментальной стали W320. Установлено, что твердость после электронно-лучевой обработки и плазменного азотирования достигает 7600 МПа, в то время как твердость образца, обработанного по схеме ЭПО + ПА + ЭПО, составляет 7180 МПа. Теоре-

тические расчеты глубины модифицированного слоя показали, что глубина составляет 100 мкм, что соответствует экспериментальным данным ($h_{\text{exp}} = 117$ мкм). В работе [18] методом селективного электронно-лучевого плавления с предварительным подогревом порошка была получена быстрорежущая сталь М2 без трещин. Ее структура состоит из зерен матрицы α -Fe размером менее 7 мкм, а также мелкодисперсного карбида, образование которых вызвано высокой скоростью охлаждения ванны расплава, что объясняет высокую твердость (~70 HRC) и превосходные трибологические свойства. Степень износа стали М2 составляет 13,7 %, что ниже, чем у закаленных и отпущенных кованых объемных аналогов.

Таким образом, следует заключить, что магнитно-импульсная и электронно-пучковая обработки способствуют существенному преобразованию структуры и свойств инструментальных сталей. Однако сравнительный анализ воздействия магнитно-импульсной и электронно-пучковой обработок на структурно-фазовые состояния и свойства быстрорежущих сталей практически не проводился. Это обусловлено малым количеством работ по влиянию низкоэнергетических электронных пучков на такие стали.

Целью настоящей работы является проведение сравнительного анализа структурно-фазовых состояний и механических свойств на примере быстрорежущей стали марки Р18 после магнитно-импульсной и электронно-пучковой обработок.

Материал и методика исследования

В качестве объекта исследования была выбрана быстрорежущая сталь марки Р18 следующего химического состава, % (по массе): С 0,87; Cr 4,41; W 17,00; Mo 0,1; V 1,5; Ti 0,35; Al 1,15; N 0,06; остальное – железо.

В работе проводили магнитно-импульсную обработку (МИО) образцов стали в отожженном состоянии на установке МИУ 10/30 при значении энергии магнитного поля индуктора 40 кДж и количестве импульсов 6, длительность импульса составляла 200 мкс, частота следования 20 кГц. Индуктор имел форму соленоида длиной 20 см, диаметром 5 см, количество витков 14, диаметр проволоки, из которой он был изготовлен, составлял 1,4 см [11].

Электронно-пучковую обработку на установке «СОЛО» проводили по следующему режиму: плотность энергии пучка электронов 30 Дж/см², длительность импульса пучка электронов 50 мкс, количество импульсов облучения 5 имп., частота следования импульсов 0,3 с⁻¹, давление остаточной атмосферы (аргон) в рабочей камере установки 0,02 Па. Образцы быстрорежущей стали,

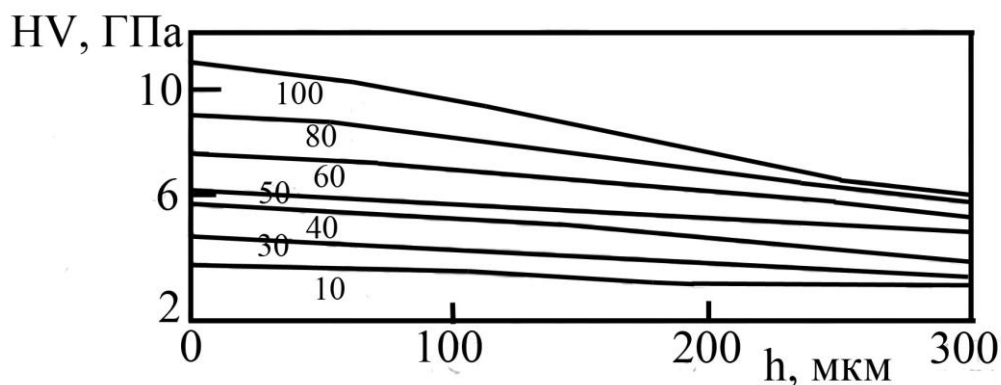


Рис. 1. Зависимость микротвердости стали марки P18 от толщины упрочненного слоя при магнитно-импульсной обработке при энергии магнитного поля индуктора 10, 30, 40, 50, 60, 80 и 100 кДж

Fig. 1. The dependence of the microhardness of steel P18 on the thickness of the hardened layer during magnetic pulse processing at the energy of the magnetic field of the inductor 10, 30, 40, 50, 60, 80 and 100 kJ

полученные электродуговой наплавкой [19], перед обработкой электронным пучком подвергали четырехкратному высокотемпературному отпуску при температуре нагрева 580 °С и времени выдержки 1 ч [19].

Металлографический анализ проводили на сканирующем электронном микроскопе КУКУ-ЕМ6900 с термоэмиссионным вольфрамовым катодом при заданных параметрах: ускоряющее напряжение 20 кВ; ток эмиссии 150 мкА; ток накала точки насыщения 2,4 А; рабочее расстояние между образцом и объективной линзой 15 мм [20]. Оптическую микроскопию осуществляли с помощью приборов OLYMPUS GX-51 и NEOPHOT-21. Фазовый состав определяли методами рентгенофазового анализа на дифрактометре Shimadzu XRD 600.

Испытания на микротвердость проводили методом Виккерса на приборах HVS-1000 и Micromet. Размеры структурных элементов определяли методом случайных секущих, а их объемную долю – планиметрическим методом [21].

Результаты и их обсуждение

В отожженном состоянии структура стали марки P18 представлена сорбитообразным перлитом и карбидами. Значение микротвердости составляет от 2,5 до 2,7 ГПа. Средний диаметр карбидных включений составляет от 13,2 до 26,5 мкм. Такой разброс значений этой характеристики свидетельствует о значительной неоднородности структуры стали по карбидам [22]. Оценка объемной доли карбидов по формуле $P_V = \frac{\pi}{6} \left(\frac{d}{l} \right)$ (где d –

средний размер включений карбида; l – межкарбидное расстояние) [23] показала, что при $16,0 < l < 17,5$ мкм значения P_V составляют от 0,43 до 0,79. Магнитно-импульсная обработка приводит к формированию упрочненного слоя, структура которого включает мелкоигольчатый мартенсит (средний

размер игл 200 – 1 нм), остаточный аустенит (объемная доля 0,04) и мелкодисперсные карбиды типа Me_6C , MeC , $Me_{23}C_6$ (в Me входят различные карбидообразующие элементы Cr, Mo, V, W, Fe, Mn) размерами 2,9 – 3,3 мкм. Объемная доля карбидных фаз составляет от 0,42 до 0,44 при значении межкарбидного расстояния 3,6 – 3,9 мкм. Наличие остаточного аустенита объясняется весьма высокими скоростями нагрева и охлаждения при магнитно-импульсной обработке. Такие изменения структуры не могут не отразиться на механических свойствах поверхностного слоя стали. На рис. 1 представлена зависимость микротвердости HV от толщины упрочненного слоя при различных (10 – 100 кДж) значениях энергии магнитного поля (I).

При энергии магнитного поля 40 кДж значение HV поверхностного слоя составляет 5,7 ГПа. Глубина модифицированного слоя согласно данным, представленным на рис. 2, для четырех импульсов составляет ~98 мкм. Расчет толщины скин-слоя по формуле $\delta = 503 \left(\frac{\rho}{\mu f} \right)^{1/2}$ [24]

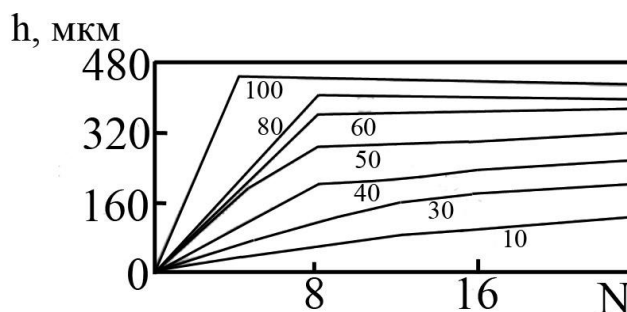


Рис. 2. Зависимость глубины модифицированного слоя стали марки P18 от количества импульсов при магнитно-импульсной обработке при энергии магнитного поля индуктора 10, 30, 40, 50, 60, 80 и 100 кДж

Fig. 2. The dependence of the depth of the modified layer of steel P18 on the number of pulses during magnetic pulse processing at the energy of the magnetic field of the inductor 10, 30, 40, 50, 60, 80 and 100 kJ

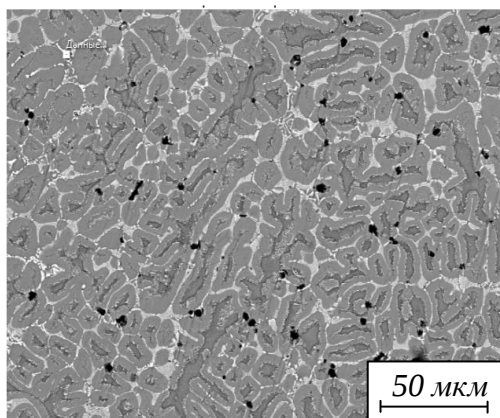


Рис. 3. Структура поверхности стали марки P18 после наплавки и высокотемпературного отпуска
Fig. 3. Surface structure of P18 steel after surfacing and high temperature tempering

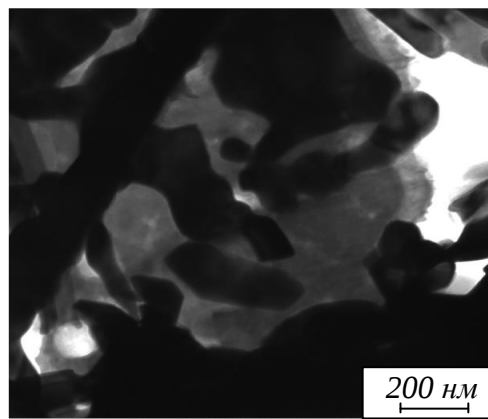


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение карбидных фаз после высокотемпературного отпуска
Fig. 4. Electron microscopic image of carbide phases after high temperature tempering

(где $\rho = 10^{-6}$ Ом·м – удельное электрическое сопротивление образца; μ – магнитная проницаемость; f – частота следования импульсов) показал, что при $f = 20$ кГц и $\mu = 200$ значение δ составляет 251 мкм. Если учесть тот факт, что при температуре выше A_{c3} сталь теряет свои ферромагнитные свойства ($\mu = 1$), то значение δ составляет 3,56 мм. Это значительно выше экспериментально наблюдаемой толщины модифицированного слоя. С другой стороны, результаты расчета толщины оплавленного слоя в работе [11] указывают на значение, находящееся в пределах от 300 до 500 мкм, что также выше экспериментально наблюдаемой толщины модифицированного слоя. Такое различие теоретических и экспериментальных данных может быть объяснено тем, что при температурах выше температуры ликвидуса значимыми становятся эффекты испарения вещества, которые приводят к потерям энергии и, соответственно, к уменьшению толщины модифицированного слоя [25].

Высокотемпературный отпуск и электронно-пучковая обработка также приводят к существенному изменению структуры и свойств быстрорежущих сталей. Если в состоянии после наплавки, как показали результаты работы [26], в поверхностном слое формируется ячейисто-дендритная структура с размерами ячеек от 4,0 до 13,5 мкм, то высокотемпературный отпуск приводит к увеличению их размеров до 7,0 – 22,5 мкм и более равномерному распределению химических элементов в сплаве (рис. 3).

Внутри ячеек после наплавки наблюдается остаточный аустенит и мартенсит игольчатого типа, размер игл которого составляет 1 – 3 мкм. После высокотемпературного отпуска размер

игл увеличивается в два раза (от 2 до 6 мкм). Помимо ячейистой структуры также наблюдаются карбиды типа Me_6C ($Me = Fe, W, Cr, Mo, V$), объемная доля которых по данным рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии составляет 0,5. После высокотемпературного отпуска объемная доля карбидов уменьшается до 0,44. Существенным отличием структурного состояния поверхностного слоя после отпуска является наличие высокой плотности карбидов наноразмерного диапазона. Размеры карбидных частиц находятся в интервале 80 – 350 нм (рис. 4). Это могут быть вторичные карбиды: как Me_6C , так и MeC .

Последующая обработка электронным пучком образцов стали марки P18 приводит к значительным преобразованиям структуры и фазового состава поверхностного слоя толщиной до 50 мкм [26]. В этом слое сформировались ячейки высокоскоростной кристаллизации размерами 100 – 250 нм, по границам которых располагаются частицы второй фазы, значения поперечных размеров которых находятся в интервале 10 – 15 нм (рис. 5). Это карбиды типа Me_6C и $Me_{23}C_6$ (здесь Me обозначены химические элементы (Cr, Fe, W), присутствие которых можно ожидать в данных карбидах). Внутри ячеек наблюдается феррит и, в отдельных случаях, частицы ограненной или глобулярной формы, размеры которых достигают 45 нм. Частицы второй фазы наблюдаются также и в объеме ячеек, их размеры составляют 5 – 10 нм.

Проведенный анализ структурных изменений быстрорежущей стали марки P18 позволяет сделать вывод о том, что поверхностный слой после ЭПО будет обладать высокими механическими свойствами. Значение микротвердости образцов после высокотемпературного отпуска составляет 5,3 ГПа и при последующей электронно-пучко-

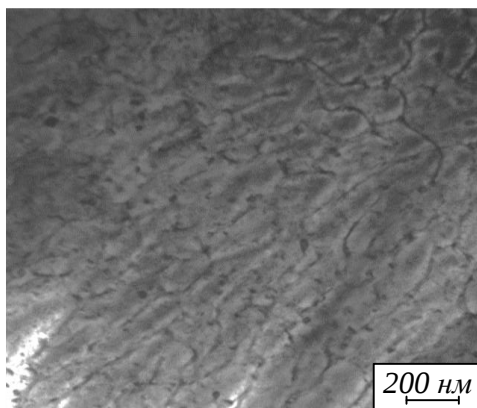


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение ячеистой структуры стали марки P18 после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки
Fig. 5. Electron microscopic image of the cellular structure of P18 steel after high-temperature tempering and electron beam processing

вой обработке практически не изменяется. Это в 1,13 раза выше, чем в наплавленном состоянии и в 2,12 раза выше, чем в отожженном.

В табл. 1 приведены характеристики структуры и свойства стали марки P18 после различных видов обработок.

Перейдем к оценке механизмов упрочнения быстрорежущей стали при МИО и ЭПО. Упрочнение большеугловыми границами зерен (пакетами мартенсита, кристаллами мартенсита и бейнита) рассчитывается по соотношению Холла-Петча [27]:

$$\sigma_b = \sigma_0 + k_y D^{-1/2}, \quad (1)$$

где σ_0 – напряжение трения решетки (для сталей $\sigma_0 = 30 \div 40$ МПа); k_y – коэффициент пропорциональности, характеризующий состояние границ зерен материала (значение изменяется в пределах от 0 до $1581,139 \cdot \text{МПа} \cdot \text{мкм}^{1/2}$); D – средний размер зерен.

Механизм упрочнения малоугловыми границами рассчитывается по формуле

$$\sigma_{sb} = k'_y l^{-m}, \quad (2)$$

где $m = 1$ или $1/2$; l – эффективный размер кристаллов мартенсита [23], определяемый эффективной длиной плоскости скольжения в мартенсите.

Установлено, что при $m = 1$, величина k'_y изменяется от 150 до 100 Н/м; при $m = 1/2$ значение k'_y изменяется от 63246 до $309903 \text{ Н/м}^{3/2}$.

Упрочнение частицами вторых фаз рассчитывается по соотношению Е. Орована:

$$\sigma_{Or} = M \frac{m G_m b}{2\pi |\lambda - d|} \Phi \ln \left(\left| \frac{\lambda - d}{2b} \right| \right), \quad (3)$$

где d – средний размер частиц; m – ориентационный множитель, равный для ОЦК материалов 2,75 [23, 27]; $\Phi = 1$ для винтовой и $\Phi = (1 - \nu)^{-1}$ для краевой дислокаций; λ – межчастичное расстояние; M – параметр, учитывающий неравномерность распределения частиц в матрице, равный 0,81 – 0,85 [23]; G_m – модуль сдвига матрицы (~ 80 ГПа); b – вектор Бюргерса.

Упрочнение дислокациями рассчитывается по формуле

$$\sigma_d = \chi m \alpha G b \sqrt{\langle \rho \rangle}, \quad (4)$$

где $\langle \rho \rangle$ – скалярная плотность дислокаций; m – ориентационный множитель; G – модуль сдвига; $\alpha = 0,1 \div 0,51$ – безразмерный коэффициент; $\chi = 0,84 \div 0,87$.

Твердорастворное упрочнение [23] рассчитывается следующим образом:

$$\sigma_{ss} = \sum_{i=1}^n k_i C_i, \quad (5)$$

где k_i – коэффициент упрочнения α -железа при легировании каким-либо элементом в количестве 1 % (по массе) (значения для различных

Т а б л и ц а 1

Характеристики структуры и свойств поверхностного слоя стали P18
Table 1. Characteristics of the structure and properties of the surface layer of steel P18

Состояние	Характеристика				
	Микротвердость, ГПа	Размер игл мартенсита, мкм	Объемная доля карбидов	Средний размер карбидов, мкм	Средний размер зерен, мкм
Отжиг + МИО	5,7	0,01 – 0,2	0,42	2,90 – 3,30	–
Наплавка + отпуск	5,3	2 – 6	0,44	0,08 – 0,35	7,0 – 22,5
Наплавка + отпуск + ЭПО	5,3	–	0,33	0,010 – 0,045	0,10 – 0,25
П р и м е ч а н и е. Для ЭПО в последнем столбце приведен средний размер ячеек кристаллизации.					

Механизмы упрочнения поверхностного слоя стали P18
Table 2. Hardening mechanisms of the surface layer of steel P18

Состояние	Характеристика				
	σ_b , МПа	σ_{sb} , МПа	σ_{Or} , МПа	σ_d , МПа	σ_{ss} , МПа
Отжиг + МИО	–	693	88 – 126	510	467
Наплавка + отпуск	368	127	106 – 152	–	–
Наплавка + отпуск + ЭПО	–	620	186 – 256	–	–

элементов определяются эмпирически [23, 27]); C_i – концентрация элемента, растворенного в α -железе (по массе).

В табл. 2 приведены результаты расчетов механизмов упрочнения поверхностного слоя стали марки P18 после различных видов обработок.

Сравнивая результаты, приведенные в табл. 1 и 2, можно заключить, что в случае МИО преобладающими механизмами упрочнения являются упрочнение игольчатым мартенситом, дислокационной субструктурой и твердым раствором, что обуславливает высокую твердость поверхностного слоя стали марки P18 (рис. 1). В состоянии «наплавка + отпуск» основным механизмом является упрочнение границами зерен, а игольчатый мартенсит вносит в 5,46 раз меньший вклад, чем при МИО. Частицы вторых фаз по модели Орована дают меньший вклад, чем иглы мартенсита и границы зерен, что может быть объяснено тем, что при расчете в качестве среднего расстояния между частицами брался размер зерен, что не совсем корректно. Если использо-

вать формулу $\lambda = d \left(\frac{0,82}{P_V^{1/3}} - 1 \right)$ [27], то соотноше-

ние (3) дает значение 149 МПа для винтовой дислокации и 213 МПа для краевой дислокации. Последующая ЭПО перераспределяет вклады механизмов упрочнения. Наибольший вклад дают ячейки кристаллизации, вклад которых рассчитан по формуле (2), и частицы карбидной фазы. Если провести расчет по соотношению Холла-Петча, то вклад границ зерен будет составлять ~3,2 ГПа. Корректировка значений σ_{Or} по ранее приведенной формуле межчастичного расстояния из работы [27] дает 220 и 314 МПа. Наличие таких напряжений дает объяснение тому, что микротвердость отпущенной стали марки P18 после облучения не меняется. Проведение анализа вклада твердорастворного упрочнения и внутренних напряжений в прочность стали осложняется тем, что соответствующие данные для расчетов в состоянии после наплавки, отпуска и ЭПО отсутствуют. Для решения этой задачи необходимы дополнительные исследования.

Выводы

Сравнительный анализ структуры, фазового состава и механических свойств быстрорежущей стали марки P18 после магнитно-импульсной и электронно-пучковой обработок показал, что данные виды обработки в зависимости от режимов приводят к существенным преобразованиям. Общим для этих обработок является протекание процессов высокоскоростной кристаллизации, измельчение карбидных фаз до микро- и нанометрового диапазонов, а также сравнимые значения микротвердости поверхностных слоев. Отличие между этими видами обработок заключается в том, что в поверхностном слое при электронно-пучковой обработке преобладают наноструктуры и, соответственно, осуществляются разные механизмы упрочнения: если при магнитно-импульсной обработке преобладает упрочнение иглами мартенсита и дислокационной субструктурой, то при электронно-пучковой обработке основной вклад в прочность вносят ячейки кристаллизации.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wang Y., Mao B., Chu S., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang S., Wang Y., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:8198–8240. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
2. Zhipeng C., Xinquan H. Residual stress reduction by combined treatment of pulsed magnetic field and pulsed current. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(19-20):6287–6292. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.078>
3. Yang Y., Yang Y., Liao C., Yang G., Qin Y., Li Q., Wu M. Enhancing tribological performance of cemented carbide (WC-12Co) by pulsed magnetic field treatment and magnetofluid. *Tribology International*. 2021;161:107086. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107086>
4. Yongfang Zhang, Chongyang Fang, Yanfei Huang, Weiling Guo, Zhiguo Xing, Haidou Wang, Zhinan Zhang. Enhancement of fatigue

- performance of 20Cr2Ni4A gear steel treated by pulsed magnetic treatment: influence mechanism of residual stress. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2021;540:168327. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.168327>
5. Shao Q., Wang G., Wang H., Xing Z., Fang C., Cao Q. Improvement in uniformity of alloy steel by pulsed magnetic field treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;799:140143. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140143>
 6. Qian C., Li K., Rui S.-S., Hou M., Zhang X., Wu Y., Cai Z. Magnetic induced re-dissolution and microstructure modifications on mechanical properties of Cr4Mo4V steel subjected to pulsed magnetic treatment. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;881:160471. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160471>
 7. Алифанов А.В., Попова Ж.А. Механизм упрочнения легированных сталей в импульсном магнитном поле. *Литье и металлургия*. 2012;(4(68)):151–155.
 8. Алифанов А.В., Ционенко Д.А., Милюкова А.М., Ционенко Н.М. Магнитострикционный механизм образования мелкодисперсной структуры в стальных изделиях при магнитно-импульсном воздействии. *Вестні Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. 2016;(4):31–36.
 9. Полетаев В.А., Потемкин Д.А. Энергетический анализ влияния магнитного поля на механические свойства стали. *Вестник ИГЭУ*. 2007;(3):1–4.
 10. Ma L., Zhao W., Liang Z., Wang X., Xie L., Jiao L., Zhou T. An investigation on the mechanical property changing mechanism of high speed steel by pulsed magnetic treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;609:16–25. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.100>
 11. Формирование структурно-фазовых состояний металлических сплавов при магнитно-импульсной обработке / В.Л. Володин, О.Л. Хасанов, Т.В. Володин, В.Е. Громов, С.В. Коновалов. Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2011:221.
 12. Гагарин А.Ю., Сарычев В.Д., Черемушкина Е.В., Грановский А.Ю., Громов В.Е. Импульсное магнитное поле для создания на поверхности металлов полей высоких температур. *Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки*. 2016;21(3):926–929.
 13. Gao B., Hu L., Li S., Y. Hao, Y. Zhang, Tu G. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2015;346:147–157.
 14. Cao X., Hu J., Huo W., Xi X., Zhao W. Surface microstructure and property modifications in AISI 304 stainless steel induced by pseudospark pulsed electron beam treatments. *Vacuum*. 2021;184:109914. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109914>
 15. Maier A.E., Yalovets A.P. Mechanical stresses in an irradiated target with a disturbed surface. *Tech. Phys.* 2006;51:459–465.
 16. Wang R., Cui H., Huang J., Jiang H. Effect of the continuous electron beam process treatment in the surface modification of T10 steel. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2018;436:29–34. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2018.09.004>
 17. Ormanova M., Petrov P., Kovacheva D. Electron beam surface treatment of tool steels. *Vacuum*. 2017;135:7–12. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.10.022>
 18. Wei Y., Qi S., Wang Y., Chu X., Sun Z., Wang J., Zhang L., Jia W., Yang X., Liu S. Microstructural evolution and tribological properties of M2 high-speed steel fabricated under various selective electron beam melting processing parameters. *Tribology International*. 2023;187:108749. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108749>
 19. Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Башенко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском. *Известия вузов. Физика*. 2019;62(10(742)):106–111.
 20. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
 21. Saltykov S.A. *Stereometric Metallography. Fort Belvoir: Defense Technical Information Center*. 1976;3:376.
 22. Гайдук В.В., Роккель В.Р., Гайдук Д.В., Володин В.Л., Володин Т.В. Поверхностное упрочнение материалов с помощью магнитно-импульсной установки. *Сталь*. 2004(7):87–89.
 23. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. *Дисперсионное упрочнение стали*. Москва: Металлургия, 1979:208.
 24. Слухоцкий А.Е., Рыскин С.Е. *Индукторы для индукционного нагрева*. Ленинград: Энергия, 1974:264.
 25. Samokhin A.A., Il'ichev N.N., Pivovarov P.A., Sidorin A.V. Laser vaporisation of absorbing liquid under transparent cover. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. 2016;43(5):156–159.

26. Иванов Ю.Ф., Чапайкин А.С., Гусева Т.П., Романов Д.А., Громов В.Е. Преобразование структуры и свойств наплавки Р18Ю после высокотемпературного отпуска и электронно-пучковой обработки. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2023;3:62–79.
27. Трефилов В.И., Моисеев В.Ф., Печковский Э.П., Горная И.Д., Васильев А.Д. *Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических материалов*. Киев: Наукова думка, 1989:256.

REFERENCES

1. Wang Y., Mao B., Chu S., Chen S., Xing H., Zhao H., Wang S., Wang Y., Zhang J., Sun B. Advanced manufacturing of high-speed steels: A critical review of the process design, microstructural evolution, and engineering performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:8198–8240.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.04.269>
2. Zhipeng C., Xinquan H. Residual stress reduction by combined treatment of pulsed magnetic field and pulsed current. *Materials Science and Engineering: A*. 2011;528(19-20):6287–6292.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.078>
3. Yang Y., Yang Y., Liao C., Yang G., Qin Y., Li Q., Wu M. Enhancing tribological performance of cemented carbide (WC-12Co) by pulsed magnetic field treatment and magnetofluid. *Tribology International*. 2021;161:107086.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2021.107086>
4. Yongfang Zhang, Chongyang Fang, Yanfei Huang, Weiling Guo, Zhiguo Xing, Haidou Wang, Zhinan Zhang. Enhancement of fatigue performance of 20Cr2Ni4A gear steel treated by pulsed magnetic treatment: influence mechanism of residual stress. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2021;540:168327.
<https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2021.168327>
5. Shao Q., Wang G., Wang H., Xing Z., Fang C., Cao Q. Improvement in uniformity of alloy steel by pulsed magnetic field treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;799:140143.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140143>
6. Qian C., Li K., Rui S.-S., Hou M., Zhang X., Wu Y., Cai Z. Magnetic induced re-dissolution and microstructure modifications on mechanical properties of Cr4Mo4V steel subjected to pulsed magnetic treatment. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;881:160471.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160471>
7. Alifanov A.V., Popova Zh.A. The mechanism of hardening of alloy steels in a pulsed magnetic field. *Casting and metallurgy*. 2012;(4(68)):151–155. (In Russ.).
8. Alifanov A.V., Zionenko D.A., Milyukova A.M., Tsyganenko N.M. Magnetostrictive mechanism of formation of a fine structure in steel products under magnetic pulse action. *Vesci National Academy of Sciences of Belarus. Gray fizika-tehnichnykh navuk*. 2016;4:31–36. (In Russ.).
9. Poletaev V.A., Potemkin D.A. Energy analysis of the influence of a magnetic field on the mechanical properties of steel. *Vestnik IGEU*. 2007;(3):1–4. (In Russ.).
10. Ma L., Zhao W., Liang Z., Wang X., Xie L., Jiao L., Zhou T. An investigation on the mechanical property changing mechanism of high speed steel by pulsed magnetic treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2014;609:16–25.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.04.100>
11. Volodin V.L., Khasanov O.L., Volodin T.V., Gromov V.E., Konovalov S.V. *Formation of structural and phase states of metal alloys during magnetic pulse processing*. Novokuznetsk: Publishing house "Inter-Kuzbass", 2011:221. (In Russ.).
12. Gagarin A.Yu. Sarychev V.D., Cheremushkina E.V., Granovsky A.Yu., Gromov V.E. Pulsed magnetic field for creating high temperature fields on the surface of metals. *Bulletin of the Tambov University. A series of Natural and technical sciences*. 2016;21(3):926–929. (In Russ.).
13. Gao B., Hu L., Li S., Y. Hao, Y. Zhang, Tu G. Study on the nanostructure formation mechanism of hypereutectic Al–17.5 Si alloy induced by high current pulsed electron beam. *Applied Surface Science*. 2015;346:147–157.
14. Cao X., Hu J., Huo W., Xi X., Zhao W. Surface microstructure and property modifications in AISI 304 stainless steel induced by pseudospark pulsed electron beam treatments. *Vacuum*. 2021;184:109914.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109914>
15. Maier A.E., Yalovets A.P. Mechanical stresses in an irradiated target with a disturbed surface. *Tech. Phys.* 2006;51:459–465.
16. Wang R., Cui H., Huang J., Jiang H. Effect of the continuous electron beam process treatment in the surface modification of T10 steel. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*. 2018;436:29–34
<https://doi.org/10.1016/j.nimb.2018.09.004>
17. Ormanova M., Petrov P., Kovacheva D. Electron beam surface treatment of tool steels. *Vacuum*. 2017;135:7–12.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.10.022>
18. Wei Y., Qi S., Wang Y., Chu X., Sun Z., Wang J., Zhang L., Jia W., Yang X., Liu S. Microstructural evolution and tribological properties of M2 high-speed steel fabricated under various selective electron beam melting processing parameters. *Tribology International*. 2023;187:108749.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.108749>
19. Malushin N.N., Romanov D.A., Kovalev A.P., Osetkovsky V.L., Bashchenko L.P. Structural and phase state of a heat-resistant alloy of high hardness formed by plasma surfacing in a nitrogen

- medium and high-temperature tempering. *Izvestiya vuzov. Physics*. 2019;62(10(742)):106–111.
20. Egerton F.R. *Physical Principles of Electron Microscopy*. Basel: Springer International Publishing, 2016:196.
 21. Saltykov S.A. *Stereometric Metallography*. Fort Belvoir: Defense Technical Information Center. 1976;3:376.
 22. Gaiduk V.V., Rokkel V.R., Gaiduk D.V., Volodin V.L., Volodin T.V. Surface hardening of materials using a magnetic pulse installation. *Steel*. 2004;(7):87–89. (In Russ.).
 23. Goldstein M.I., Farber V.M. *Dispersion hardening of steel*. Moscow: Metallurgy, 1979:208. (In Russ.).
 24. Slushotsky A.E., Ryskin S.E. *Inductors for induction heating*. Leningrad: Energiya, 1974:264. (In Russ.).
 25. Samokhin A.A., Il'ichev N.N., Pivovarov P.A., Sidorin A.V. Laser vaporisation of absorbing liquid under transparent cover. *Bulletin of the Lebedev Physics Institute*. 2016;43(5):156–159.
 26. Ivanov Yu.F., Chapaykin A.S., Guseva T.P., Romanov D.A., Gromov V.E. Transformation of the structure and properties of R18YU surfacing after high temperature tempering and electron beam processing. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*. 2023;(3):62–79. (In Russ.).
 27. Trefilov V.I., Moiseev V.F., Pechkovsky E.P., Gornaya I.D., Vasiliev A.D. *Deformation hardening and destruction of polycrystalline materials*. Kiev: Naukova dumka, 1989:256. (In Russ.).

Сведения об авторах

Тарас Витальевич Володин, начальник Управления научных исследований, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: volodin_tv@mail.ru

Сергей Андреевич Невский, д.т.н., доцент, профессор кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
SPIN-код: 1424-5899

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.sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343
SPIN-код: 2834-4090

Людмила Петровна Бащенко, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: luda.baschenko@gmail.com
ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145

Диана Витальевна Шамсутдинова, студент Института педагогического образования, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: dianas1009hamsutdinova@gmail.com

Information about the authors:

Taras V. Volodin, Head of Scientific Department, Siberian State Industrial University
E-mail: volodin_tv@mail.ru

Sergey A. Nevskii, Dr. Sci. (Eng.), Assist. Professor, Professor of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: nevskiy.sergei@yandex.ru
ORCID: 0000-0001-7032-9029
SPIN-код: 1424-5899

Victor E. Gromov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Head of the Department of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University
E-mail: gromov@physics.sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University
E-mail: luda.baschenko@gmail.com
ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145

Diana V. Shamsutdinova, student of Institute of Pedagogical Education, Siberian State Industrial University
E-mail: dianas1009hamsutdinova@gmail.com

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 10.01.2024
 После доработки 16.04.2024
 Принята к публикации 19.04.2024

Received 10.01.2024
 Revised 16.04.2024
 Accepted 19.04.2024

Оригинальная статья

УДК 378.637:004.89

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-53-60

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НЕЙРОСЕТЕЙ В ПЕДАГОГИЧЕСКОМ ОБРАЗОВАНИИ

© 2024 г. А. Ю. Столбоушкин, Е. А. Крылова, С. А. Лактионов, В. С. Умнов

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

Аннотация. Приведены условия, необходимые для функционирования искусственного интеллекта. Определены основные правила успешного ведения образовательной деятельности. Приведены группы математических методов интеллектуального анализа данных. Показана эффективность применения современных методов Data Mining, Big Data и Learning Analytics в сфере образования. Выделены основные типы исследовательских вопросов для анализа и улучшения образовательных технологий с использованием Learning Analytics. Предложен принцип накопительного измерения для оценки условия соответствия, определяющего пропускную способность алгоритмов нейросети и влияющего на успешность обучения. Выделено направление использования искусственного интеллекта при формировании адаптивной среды обучения, предназначенной для конкретного индивидуума с учетом его когнитивных особенностей. Показана возможность использования нейросети для анализа эмоционального состояния учащихся, а также настройки учебной среды в соответствии с этим состоянием. По аналогии с упрощенной блок-схемой обучения нейронной сети разработана модель адаптивного обучения на основе технологий искусственного интеллекта. При адаптивном обучении с учетом индивидуальных когнитивных способностей обучаемого система обрабатывает процесс получения знаний в виде анализа его достижений, ошибок, физического, эмоционального состояний и других параметров. В результате собранной и обобщенной информации дорабатывается программа, адаптированная под ученика, при этом происходит постоянное самообучение и усовершенствование самой системы. Обоснованы актуальность и перспективы дальнейшего внедрения нейронных сетей в образовательный процесс в целом, и в педагогическое образование в частности, позволяющие обеспечить индивидуальную траекторию обучения по каждому предмету для каждого ученика с учетом его возможностей и способностей.

Ключевые слова: искусственная нейронная сеть, педагогическое образование, адаптивная среда обучения, синаптическая связь

Для цитирования: Столбоушкин А.Ю., Крылова Е.А., Лактионов С.А., Умнов В.С. Перспективы использования нейросетей в педагогическом образовании. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):53–60. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-53-60](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-53-60)

Original article

PROSPECTS FOR THE USE OF NEURAL NETWORKS IN TEACHER EDUCATION

© 2024 A. Yu. Stolboushkin, E. A. Krylova, S. A. Laktionov, V. S. Umnov

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

Abstract. The conditions necessary for the functioning of artificial intelligence are given. The basic rules for successfully conducting educational activities are defined. Groups of mathematical methods for data mining are presented. The effectiveness of using modern methods of Data Mining, Big Data and Learning Analytics in the

field of education is shown. The main types of research questions for analyzing and improving educational technologies using Learning Analytics are highlighted. The principle of cumulative measurement is proposed for assessing the compliance condition, which determines the throughput of neural network algorithms and affects the success of training. The direction of using artificial intelligence in the formation of an adaptive learning environment designed for a specific individual, taking into account his cognitive characteristics, is highlighted. The possibility of using a neural network to analyze the emotional state of students and adjust the learning environment in accordance with this state is shown. By analogy with the simplified block diagram of neural network training, an adaptive learning model based on artificial intelligence technologies has been developed. With adaptive learning, taking into account the individual cognitive abilities of the student, the system processes the process of acquiring knowledge in the form of an analysis of his achievements, mistakes, physical, emotional state and other parameters. As a result of the collected and summarized information, a program adapted to the student is finalized, while constant self-learning and improvement of the system itself occurs. The relevance and prospects for the further implementation of neural networks in the educational process in general and in teacher education in particular are substantiated, allowing for an individual learning trajectory in each subject for each student, taking into account his capabilities and abilities.

Keywords: artificial neural network, teacher education, adaptive learning environment, synapse communication

For citation: Stolboushkin A.Yu., Krylova E.A., Laktionov S.A., Umnov V.S. Prospects for the use of neural networks in teacher education. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):53–60. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-53-60](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-53-60)

Введение

Современный мир характеризуется внедрением цифровых технологий во все сферы человеческого общества. Не обошли эти процессы и сферу педагогического образования. Развитие научно-технического прогресса в прошлом столетии привело к научно-технической революции, чему во многом способствовало создание и совершенствование компьютерной техники.

Развитие всемирной сети интернет и формирование нейросетей осуществили сегодня огромный скачок вперед, что дало толчок появлению новых технологий и возможности их реализации. Попытки привить компьютеру способности мыслительной деятельности связывают с определением искусственного интеллекта (ИИ) [1].

Функционирование ИИ связано с обработкой большого массива данных (Big Data). Применение технологии Big Data позволяет следующее:

- работать с большими объемами информации;
- давать точные прогнозы;
- принимать более «правильные» решения на основе анализа многофакторных данных;
- мгновенно реагировать на сбои и уязвимости;
- выстраивать долгосрочные стратегии;
- обнаруживать и исправлять ошибки.

Несмотря на отмеченные достоинства технологии Big Data имеют и отрицательные стороны:

- трудности с масштабированием;
- высокие риски, связанные с возможной потерей (кражей) информации;
- необходимость высокого уровня безопасности, обеспечивающего защиту от взлома баз данных;

– высокие затраты, связанные с использованием больших вычислительных мощностей для хранения и обработки информации.

Однако для успешного функционирования ИИ необходим интеллектуальный анализ Big Data. Специалисты из Ташкентского университета информационных технологий имени Мухаммада ал-Хоразми [2] выделяют на сегодняшний день четыре группы математических методов интеллектуального анализа данных:

- статистические;
- кибернетические;
- оптимизационные;
- экспертные.

Под интеллектуальным анализом данных обычно подразумевают извлечение ценной информации из большого объема неструктурированных данных и обозначают термином Data Mining [3].

Методы интеллектуального анализа данных с успехом могут быть использованы и применены в системе образования. Для успешного ведения образовательной деятельности необходимо соблюдать следующие правила:

- четкая постановка целей;
- обоснованный выбор объектов, методов и средств их достижения;
- анализ промежуточных результатов педагогической деятельности;
- функционирование в диалоговом режиме, предполагающем своевременный отклик и коррекцию при осуществлении педагогической деятельности.

Таким образом, использование методов Data Mining и Big Data в сфере образования позволяет прогнозировать с высокой вероятностью весь

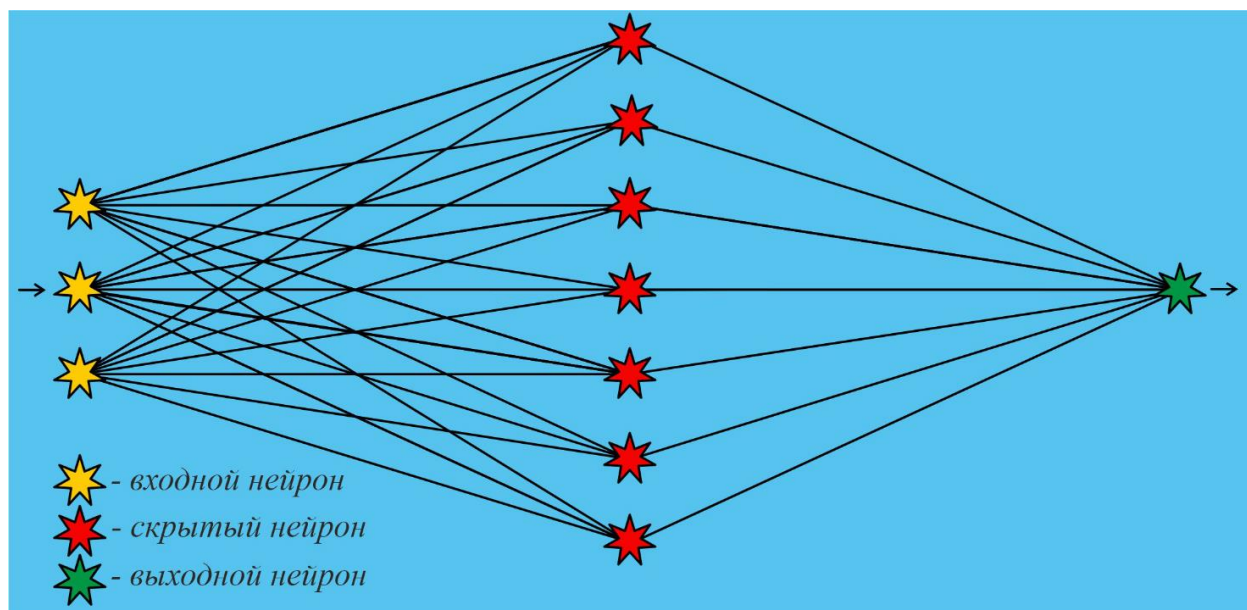


Рис. 1. Условная схема простой нейронной сети
Fig. 1. Conventional diagram of a simple neural network

процесс обучения, благодаря обработке большого потока разноплановой информации. А это, в свою очередь, дает возможность адаптировать учебный процесс под уровень обучающихся.

Цель настоящей работы заключается в оценке необходимости и перспектив использования нейросетей в педагогическом образовании.

Методы

В последнее время для оптимизации процесса обучения с использованием цифровых технологий часто используется учебная аналитика (Learning Analytics) как модель прогнозирования при сборе, обработке и анализе данных об участниках учебного процесса.

Learning Analytics как новое направление исследований включает в себя использование широкого спектра данных и методов для анализа. Для улучшения и совершенствования обучения студентов применяются статистические тесты, модели объяснения и прогнозирования, визуализация данных [4]. Для анализа и улучшения образовательных технологий можно выделить шесть типов исследовательских вопросов [5]:

- качественная оценка;
- количественные показатели использования и посещаемости;
- дифференциация между группами студентов;
- дифференциация между предложениями обучения;
- консолидация данных;
- эффективность.

Перечисленные методы исследования включают онлайн-опросы, файлы журналов, наблюдения, групповые интервью, посещаемость занятий студентами и анализ оценок экзаменов.

Таким образом, эффективная аналитика Learning Analytics базируется на Data Mining и Big Data, а также требует использования больших вычислительных мощностей.

Результаты и обсуждение

Сегодня реализация рассмотренных технологий в образовании практически не возможна без создания и применения систем искусственного интеллекта, которые представляют собой совокупность искусственных нейронных сетей.

По определению большинства интернет-ресурсов искусственная нейронная сеть (ИНС) или просто нейросеть представляет собой математическую модель, построенную по принципу организации биологических нейронных сетей, аналогично работе живых нервных клеток (нейронов). Искусственная нейронная сеть состоит из элементов, которые аналогично нейронам мозга работают по принципу «соответствовать» или «не соответствовать», реализуемому в ЭВМ на основе двоичного кода [6]. Таким образом, осуществляется выстраивание этих элементов или простых процессоров в связанные цепочки и их соединения.

Каждый простой процессор (или нейрон) имеет дело только с сигналами, которые он периодически получает, и сигналами, которые он периодически посылает (рис. 1). Несмотря на их простое устройство, процессоры все вместе способны выполнять довольно сложные задачи. Соединенные в достаточно большую сеть с управляемым взаимодействием они обучаются на основе опыта, обобщают предыдущие прецеденты и применяют их в новых ситуациях, извлекают существенные данные из поступающей обширной

информации [7]. Нейросеть – это самообучающаяся программа, которая создает правила и алгоритмы в процессе обработки исходных данных.

Особенность нейросети заключается в том, что алгоритмы в ней связаны между собой сигналами, могут передавать или не передавать друг другу сигналы. Именно от силы этих сигналов зависит успешность обучения. Сила сигнала возрастает в зависимости от частоты совпадения условия «соответствовать» и обычно учитывается по принципу «накопительного измерения», часто используемого в научных исследованиях при выделении слабых полезных сигналов из общего шумового потока [8].

Для более быстрого решения задач нейроны (простые процессоры) располагаются на разных слоях.

На входной слой (рис. 1, желтые нейроны) поступают исходные данные. На этом слое загружаемая информация разделяется на отдельные составные части или элементы (например, визуальное изображение раскладывается на пиксели), каждая из которых поступает на отдельный нейрон.

Далее идет ряд скрытых слоев (рис. 1, красные нейроны). Именно в них происходит обработка данных, направленная на распознавание, группировку элементов и другое. При этом, чем больше красных слоев, тем умнее нейросеть.

На выходном слое (рис. 1, зеленые нейроны) нейросеть, собрав воедино всю обработанную информацию, выдает конечный результат согласно поставленной задаче.

В современном мире глобальной цифровизации «всего без исключения», нейронные сети очень быстро эволюционируют. Сегодня их развитие происходит практически в геометрической прогрессии. Во-первых, за счет непрерывного роста стартового уровня самообучающихся программ, лежащих в основе ИНС, в процессе работы с Big Data. Во-вторых, за счет постоянного совершенствования «железа» (прежде всего, увеличения быстродействия его вычислительных мощностей), обеспечивающего функционирование ИНС.

Образование в целом (и педагогическое образование в частности) является одним из перспективных направлений практического применения искусственных нейронных сетей. Ожидаемый объем рынка искусственного интеллекта в образовании в 2025 г. может превысить 3 млрд. долларов [2].

Искусственные нейронные сети за счет точных вычислений своих самообучающихся программ позволяет представить в явной форме и проанализировать образовательные, психологические и социальные знания гуманитарных дис-

циплин для разработки соответствующих моделей обучения.

Одним из направлений искусственного интеллекта является возможность формирования адаптивных сред обучения, позволяющих на основе анализа определить индивидуальную траекторию обучаемого с учетом его когнитивных особенностей.

Каждый человек представляет собой микрокосмос или вселенную в миниатюре, его внутренний мир глубоко индивидуален и его личностные качества тоже. Таким образом, память, творческие способности, аналитика и другие «умственные параметры» у каждого человека разные. Применительно к образовательному процессу степень усвоения учебного материала у каждого обучающегося тоже разная. Использование в образовании классического подхода, основанного на обобщенном базовом уровне, не всегда бывает успешным для всех участников процесса.

Основу педагогического образования, которая дошла до настоящего времени в виде классно-урочной системы заложил Я.А. Коменский [9]. Изначально, система Советского, а затем и Российского образования строилась на лозунге «учить всех всему». Долгое время эта система работала достаточно успешно, но в связи с ускорением научно-технического прогресса выяснилось, что политехнических знаний, полученных в школе, оказывается недостаточно для успешного продолжения дальнейшего обучения. Эту проблему тем или иным образом пыталась решить профилизация обучения, которая на законодательном уровне появилась в России, начиная с 2004 г. [10].

Как показала практика внедрения профильного обучения, выбирая тот или иной профиль, школьник значительно сокращает себе спектр направлений для дальнейшего поступления в высшее учебное заведение. При этом выбор профиля происходит не всегда осознанно, зачастую без учета склонностей, способностей, темпераментальных и других психологических особенностей. Искусственный интеллект позволяет подбирать программу для каждого обучающегося индивидуально, учитывая массу особенностей. В число параметров для выбора образовательного набора курсов могут входить данные о пройденных тестах, производственном опыте, информация об интересах и социальном положении, результаты предыдущих занятий, психологический портрет и многое другое [11].

Существенную помощь в выявлении способностей и талантов обучающихся могут оказывать нейросети, которые возможно использовать для определения уникальных способностей обу-

чающихся и настройки обучения в соответствии с этими способностями. Например, проект TALENT работает с нейросетями, чтобы определить таланты в музыке, спорте и других областях [12].

Значительное влияние на успешность обучения оказывает актуальное эмоциональное состояние обучающегося. Это один из самых сложных аспектов в работе субъектов образовательного процесса (воспитателей, учителей, психологов) [13]. Нейросети могут использоваться для анализа эмоционального состояния обучающихся и настройки учебной среды в соответствии с этим состоянием [14].

Использование технологий Big Data, Data Mining, Learning Analytics, входящих в систему искусственного интеллекта [15], позволяет обеспечить индивидуальную траекторию образования для каждого обучающегося. Нейросети помогают учитывать индивидуальные потребности и особенности учащихся. Они способны автоматически адаптировать учебные программы и материалы, предлагать индивидуальные задания и рекомендации, что позволяет повысить эффективность обучения и достичь лучших результатов [16].

Это все способствует повышению уровня знаний обучающихся. Индивидуальное обучение и адаптация материала под каждого обучающегося позволяют больше времени уделять изучению сложных тем и концепций, в то время как более основательные учебные материалы могут быть предоставлены тем, кто уже хорошо владеет предметом [17].

Посредством нейросетей можно улучшить доступность образования для различных категорий обучающихся. Государственная политика последнего времени направлена на выравнивание регионов в плане социально-экономического развития, доступного и качественного медицинского обслуживания и образования. Однако, в некоторых районах отсутствует должное количество квалифицированных преподавателей. В этом случае свою роль могут сыграть нейросети, которые могут помочь обеспечить качественное обучение в таких регионах, а также обеспечить возможность обучения на удалении для социально уязвимых слоев населения [18].

Еще одной важной задачей современного образования является прогнозирование образовательных процессов. Сегодня становится понятно, что без инновационных образовательных и информационных технологий, без компьютерных интеллектуальных систем поддержки, которые могли бы с большой точностью описывать педагогические процессы и явления, решить проблему прогнозирования в области образования невозможно [19].

Суммируя сказанное выше, можно сделать вывод о том, что использование нейросетей позволяет подойти к проблеме моделирования процесса обучения с синергетических позиций, основываясь на динамике изменения свойств обучаемого [20], то есть сформировать интеллектуальную адаптивную платформу обучения.

В основе формирования интеллектуальной адаптивной платформы обучения лежат когнитивные технологии, создающие условия для понимания каждым учеником учебной информации. Применительно к учебному процессу в высшей школе это может быть совокупность следующих различных умений:

- подбор и обработка данных (информации);
- использование технических средств подбора и обработки данных;
- использование программных средств подбора и обработки данных;
- конспектирование данных;
- анализ данных;
- составление аннотации;
- резюмирование и др.

Таким образом, адаптивная среда обучения представляет собой цифровую среду, подстраивающую (адаптирующую) подходы и материалы к обучению и изучению возможностей и потребностей отдельных обучающихся.

Модель адаптивного обучения на основе технологий искусственного интеллекта можно представить по аналогии с упрощенной блок-схемой обучения нейронной сети (рис. 2).

В соответствии с поставленной задачей система последовательно формирует запрос для работы ИНС с определенной выборкой из базы данных. Последние после загрузки анализируются совокупностью скрытых нейронов (простых процессоров) и после установления «синаптических» связей «проскочившие» данные выводятся на выходной уровень нейронов.

На следующем этапе осуществляется анализ отобранных данных «на соответствие» критериям запроса (определяется количество расхождений). При их минимуме формируется «обученная» искусственная нейронная сеть; при максимуме – осуществляется обратный переход по аналогии с работой операторов цикла, при этом происходит подстройка параметров нейронной сети. В результате многократной подстройки осуществляется обучение нейронной сети.

При адаптивном обучении с учетом индивидуальных когнитивных способностей обучаемого система обрабатывает процесс получения знаний в виде анализа его достижений, ошибок, физического, эмоционального состояния и дру-

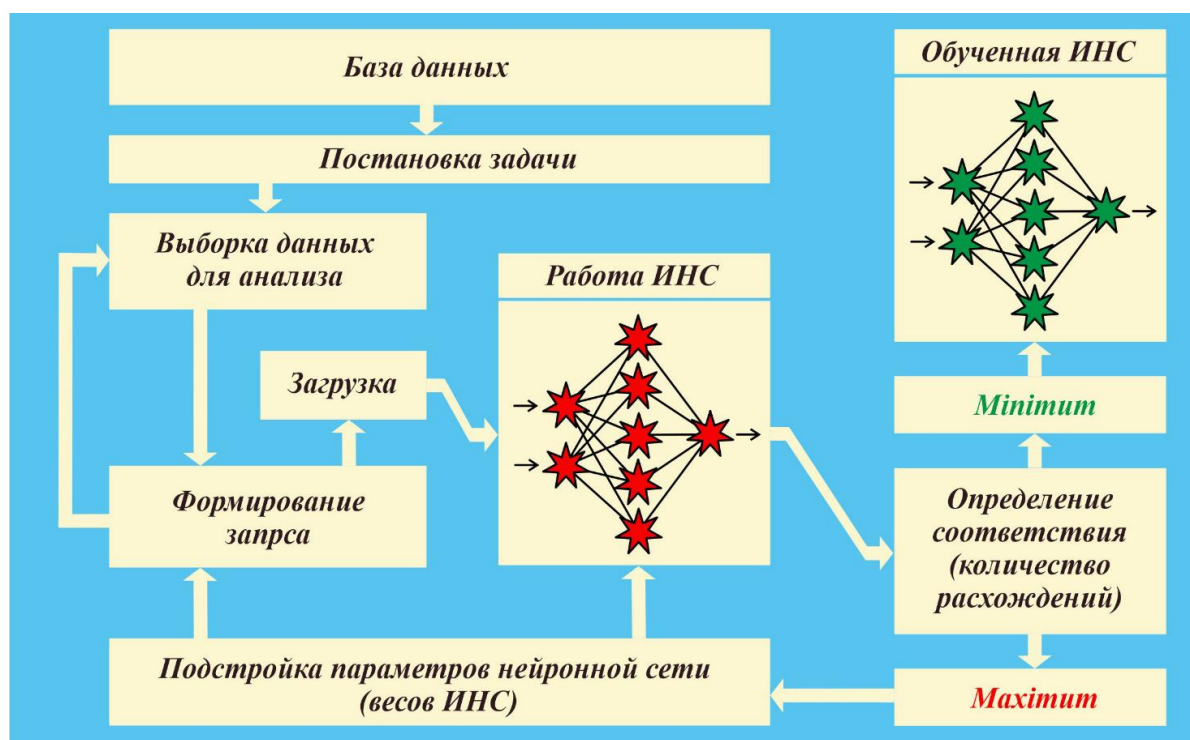


Рис. 2. Упрощенная блок-схема обучения нейронной сети
Fig. 2. Simplified block diagram of neural network training

гих параметров. В результате собранной информации дорабатывается программа, адаптированная под ученика, при этом происходит постоянное самообучение и усовершенствование самой системы.

Выводы

Цифровые технологии Data Mining, Big Data и Learning Analytics, используемые в современных нейросетях, позволяют обрабатывать и анализировать большие потоки разноплановой информации для оптимизации процесса обучения и его адаптации под определенный уровень обучающихся. Благодаря высокому быстродействию вычислительных мощностей ЭВМ последнего поколения, искусственные нейронные сети за счет точных вычислений своих самообучающихся программ обеспечивают адресную разработку моделей обучения по широкому спектру образовательных дисциплин, включая гуманитарное направление.

Применение нейросетей в педагогическом образовании позволяет сформировать индивидуальную траекторию обучения по каждому предмету для каждого ученика с учетом его возможностей и способностей, что в перспективе обеспечит максимальную эффективность образовательного процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гулбоев Н.А., Дусейнов Н.Э., Ахмедов Б.А., Рахманова Г.С. Модели систем управления электрическими сетями. *Молодой ученый*.

Технические науки. Узбекистан. 2020;22(312):105–107. EDN: KHYCYR.

2. Якубов М.С., Ахмедов Б.А., Дусейнов Н.Э., Абдураимов Ж.Г. Анализ и новые тенденции использования нейросетей и искусственного интеллекта в современной системе высшего образования. *Экономика и социум*. 2021;5–2(84):1148–1162. EDN: SHXNRV.
3. *Data Mining: все, что нужно знать бизнесу и будущим специалистам про майнинг данных.* – URL: <https://lpgenerator.ru/blog/chto-takoe-data-mining/?ysclid=loo4vpx3qe952428767> (дата обращения 07.11.2023).
4. Arroway P., Morgan G., O’Keefe M., Yanosky R. Learning analytics in higher education. *Journal of Data Analysis and Information Processing* 2016;3:148–155.
5. Dyckhoff A. Implications for learning analytics tools. *Meta-analysis of applied research questions*. 2011:594–601.
6. Буторина Т.С., Ширшов Е.В., Иванченко А.А. Теория и практика использования нейронных технологий в учебном процессе вуза. *Лесной журнал*. 2004;2:80–85.
7. Гидлевский А.В. Теоретико-методологические основы интеллектуальной модели образования. В кн.: *Интеллект. Культура. Образование: материалы Всерос. науч. юбил. конф., посвящ. 75-летию со дня рожд. акад. РАО И.С. Ладенко*. Новосибирск, 16-18 сент. 2008 г. – Новосибирск, 2008:59–60.

8. Полищук В.Р. *Как исследуют вещества*. Москва: Наука. Гл. ред. физ.-мат. литературы. 1989:224.
9. Коменский Я.А. *Избранные педагогические сочинения*. в 2-х т. Т.1. Москва: Педагогика. 1982:656.
10. Рябцева И.В. Идея предпрофильной подготовки и профильного обучения в истории педагогической науки. *Сибирский педагогический журнал*. 2003;3:217–225. EDN: NYGUFV.
11. Кузин А.Ю., Славутская Е.В., Славутский Л.А. Детерминированный нейросетевой алгоритм обработки данных психодиагностики. *Вестник Чувашского университета*. 2011;3:137–141. EDN: ODAMMX.
12. Хабибуллин И.Р., Азовцева О.В., Гареев А.Д. Актуальность использования нейросетей в образовательных целях. *Молодой ученый*. 2023;13(460):176–178. EDN: MCQBNQ.
13. Nur Alia Syahirah Badrulhisham, Nur Nabilah Abu Mangshor. Emotion Recognition Using Convolutional Neural Network (CNN). In: *Journal of Physics: Conference Series. The 1st International Conference on Engineering and Technology (ICoEngTech) 2021 15-16 March 2021*. Perlis, Malaysia. 2021;1962:012040. <http://doi.org/10.1088/1742-6596/1962/1/012040>
14. Филатова О.Н., Булаева М.Н., Гушин А.В. Применение нейросетей в профессиональном образовании. *Проблемы современного педагогического образования*. 2022;2:243–245. EDN: PHOBY5.
15. Ахмедов Б.А. Задачи обеспечения надежности кластерных систем в непрерывной образовательной среде. *Eurasian Education Science and Innovation Journal*. 2021;1(22):15–19.
16. Старовойт А.Н., Черпакова Н.А. Использование нейронных сетей в общеобразовательных организациях для повышения качества обучения. *Информация и образование: границы коммуникаций*. 2023;15:169–170.
17. Mukhamediev R., Popova Y., Kuchin Y., Zaitseva E., Kalimoldayev A. and oth. Review of Artificial Intelligence and Machine Learning Technologies: Classification, Restrictions, Opportunities and Challenges. *Mathematics*. 2022;10(15):2552. <https://doi.org/10.3390/math10152552>
18. Saenko E.S. The use of multimedia tools and technologies to increase the motivation of students in teaching foreign languages. В кн.: *Диалог языков и культур в современном образовательном пространстве, Материалы IV научно-практической конференции*. Воронеж. 2022: 59–61.
19. Вай Ян.М. Применение нейронных сетей для контроля и прогнозирования результатов учебного процесса в вузе. В кн.: *Четвертые декартовские чтения «Рационализм и универсалии культуры»*. Материалы международной научно-практической конференции. Москва-Зеленоград. 2017;2:213–218. EDN: NRYSSJ.
20. Мазурок Т.Л. Синергетическая модель индивидуализированного управления обучением. *Математические машины и системы*. 2010;3:124–134.

REFERENCES

1. Gulboev N.A., Duseinov N.E., Akhmedov B.A., Rakhmanova G.S. Models of electric grid management systems. *Molodoi uchenyi. Tekhnicheskie nauki. Uzbekistan*. 2020;22(312):105–107. EDN: KHYCYR. (In Russ.).
2. Yakubov M.S., Akhmedov B.A., Duseinov N.E., Abduraimov Zh.G. Analysis and new trends in the use of neural networks and artificial intelligence in the modern higher education system. *Ekonomika i sotsium*. 2021;5–2(84):1148–1162. EDN: SHXNRV. (In Russ.).
3. *Data Mining: Everything businesses and future professionals need to know about data mining*. – URL: <https://lpgenerator.ru/blog/chto-takoe-data-mining/?ysclid=loo4vpx3qe952428767> (date of application: 07.11.2023).
4. Arroway P., Morgan G., O’Keefe M., Yanosky R. Learning analytics in higher education. *Journal of Data Analysis and Information Processing* 2016;3:148–155.
5. Dyckhoff A. Implications for learning analytics tools. *Meta-analysis of applied research questions*. 2011: 594–601
6. Butorina T.S., Shirshov E.V., Ivanchenko A.A. Theory and practice of using neural technologies in the educational process of the university. *Lesnoi zhurnal*. 2004;2:80–85. (In Russ.).
7. Gidlevskii A.V. Theoretical and methodological foundations of the intellectual model of education. *Intelligence*. In: *Culture. Education: materials of the All-Russian Scientific Jubilee. conf., dedicated. The 75th anniversary of his birth. acad. RAO I.S. Ladenko. Novosibirsk, September 16-18*. – Novosibirsk. 2008:59–60. (In Russ.).
8. Polishchuk V.R. *How substances are investigated*. Moscow:Nauka. Gl. red. fiz.-mat. literature. 1989:224. (In Russ.).
9. Komenskii Ya.A. *Selected pedagogical works. in 2 vol. vol.1*. Moscow: Pedagogika. 1982:656. (In Russ.).
10. Ryabtseva I.V. The idea of pre-professional training and specialized education in the history of pedagogical science. *Sibirskii pedagogicheskii zhurnal*. 2003;3:217–225. EDN: NYGUFV. (In Russ.).
11. Kuzin A.Yu., Slavutskaya E.V., Slavutskii L.A. Deterministic neural network algorithm for processing psychodiagnostic data. *Vestnik*

- Chuvashskogo universiteta*. 2011;3:137–141. EDN: ODAMMX. (In Russ.).
12. Khabibullin I.R., Azovtseva O.V., Gareev A.D. The relevance of using neural networks for educational purposes. *Molodoi uchenyi*. 2023;13(460):176–178. EDN: MCQBNQ. (In Russ.).
 13. Nur Alia Syahirah Badrulhisham, Nur Nabilah Abu Mangshor. Emotion Recognition Using Convolutional Neural Network (CNN). In: *Journal of Physics: Conference Series. The 1st International Conference on Engineering and Technology (ICoEngTech) 2021 15-16 March 2021*. Perlis, Malaysia. 2021;1962:012040. <http://doi.org/10.1088/1742-6596/1962/1/012040>
 14. Filatova O.N., Bulaeva M.N., Gushchin A.V. The use of neural networks in professional education. *Problemy sovremennogo pedagogicheskogo obrazovaniya*. 2022;2:243–245. EDN: PHOBY5. (In Russ.).
 15. Akhmedov B.A. The tasks of ensuring the reliability of cluster systems in a continuous educational environment. *Eurasian Education Science and Innovation Journal*. 2021;1(22):15–19. (In Russ.).
 16. Starovoi A.N., Cherpakova N.A. The use of neural networks in educational institutions to improve the quality of education. *Informatsiya i obrazovanie: granitsy kommunikatsii*. 2023;15:169–170. (In Russ.).
 17. Mukhamediev R., Popova Y., Kuchin Y., Zaitseva E., Kalimoldayev A. and oth. Review of Artificial Intelligence and Machine Learning Technologies: Classification, Restrictions, Opportunities and Challenges. *Mathematics*. 2022;10(15):2552. <https://doi.org/10.3390/math10152552>
 18. Saenko E.S. The use of multimedia tools and technologies to increase the motivation of students in teaching foreign languages. *Dialog yazykov i kultur v sovremennom obrazovatel'nom prostranstve*. 2022:59–61. (In Russ.).
 19. Vai Yan.M. The use of neural networks to control and predict the results of the educational process at the university. In: *The Fourth Cartesian readings "Rationalism and the universals of culture". Materials of the international scientific and practical conference*. Moscow-Zelenograd. 2017;2:213–218. EDN: NRYSSJ. (In Russ.).
 20. Mazurok T.L. A synergetic model of individualized learning management. *Matematicheskie mashiny i sistemy*. 2010;3:124–134. (In Russ.).

Сведения об авторах:

Андрей Юрьевич Столбоушкин, д.т.н., доцент, профессор кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: stanyr@list.ru
ORCID: 0000-0002-5747-9070
SPIN-код: 7487-7522

Екатерина Алексеевна Крылова, студент гр. ПРИ-23, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: Krylova.kate@mail.ru

Сергей Андреевич Лактионов, к.ф.-м.н., доцент, доцент кафедры прикладной математики и информатики, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: lakt_s@mail.ru
SPIN-код: 7514-8216

Владислав Семенович Умнов, к.п.н., доцент, заведующий кафедрой дошкольного и начального образования, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: umnov.vlad@mail.ru
SPIN-код: 8915-0280

Information about the authors:

Andrei Yu. Stolboushkin, Dr. Sci. (Eng.), Associate Professor, Professor of the Department of Engineering Structures, Building Technologies and Materials, Siberian State Industrial University
E-mail: stanyr@list.ru
ORCID: 0000-0002-5747-9070
SPIN-код: 7487-7522

Ekaterina A. Krylova, student of group. PRI-23, Siberian State Industrial University
E-mail: Krylova.kate@mail.ru

Sergei A. Laktionov, Cand. Sci. (Phys.-math.), Associate Professor of the Department of Applied Mathematics and Informatics, Siberian State Industrial University
E-mail: lakt_s@mail.ru
SPIN-код: 7514-8216

Vladislav S. Umnov, к.п.н., доцент, Associate Professor, Head of the Department of Pre-School and Primary Education, Siberian State Industrial University
E-mail: umnov.vlad@mail.ru
SPIN-код: 8915-0280

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 01.04.2024
 После доработки 29.04.2024
 Принята к публикации 06.05.2024

Received 01.04.2024
 Revised 29.04.2024
 Accepted 06.05.2024

Original article

УДК 621.791.05:620.179

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-61-68

PERSPECTIVE TRENDS OF CREATION AND APPLICATION: HIGH-ENTROPY GLASSES

© 2024 Yu. F. Ivanov¹, A. P. Semin², V. E. Gromov², S. V. Borovskii², A. B. Yuriev²,
S. S. Minenko²

¹Institute of High Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences (2/3 Akademicheskii Ave., Tomsk 634055, Russian Federation)

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

Abstract. One of the main tasks of modern physical materials science to develop and study high-entropy alloys of the latest generation is formulated. A brief review of recent publications on promising areas of creation and application of high-entropy alloys is given. A set of high performance characteristics is identified for high-entropy alloys for use in modern science-intensive industries: wear resistance, strength and impact strength, chemical, radiation and corrosion resistance, low density, super plasticity and superconductivity, high and low thermal conductivity, diffusion resistance, low temperature coefficient of resistance, environmental friendliness, etc. The areas of promising applications of high-entropy alloys in nuclear reactors, aerospace engines, gas and oil pipelines, offshore structures, computers and electronic devices are indicated. It is noted that many high-entropy alloys can be used in dual-use products. As an example, a proposal for the creation of thin-film high-resistive materials with a low temperature coefficient of resistance by the spinning method is considered. A tape made of the high-entropy Cantor's alloy of a non-equiatomic composition has been obtained and its properties have been studied. An assumption about the further development of high-entropy alloys has been made and substantiated.

Keywords: spinning, tape, Cantor alloy, structure, properties, deformation curve

Funding. The work was supported by the RSF grant, project no. 23-29-001.

For citation: Ivanov Yu.F., Semin A.P., Gromov V.E., Borovskii S.V., Yuriev A.B., Minenko S.S. Perspective trends of creation and application: high-entropy glasses. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):61–68. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-61-68](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-61-68)

Оригинальная статья

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗРАБОТКИ И ПРИМЕНЕНИЯ: ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫЕ СПЛАВЫ

© 2024 г. Ю. Ф. Иванов¹, А. П. Семин², В. Е. Громов², С. В. Боровский², А. Б. Юрьев²,
С. С. Миненко²

¹Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН (Россия, 634055, Томск, пр. Академический, 2/3)

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

Аннотация. Сформулирована одна из основных задач современного физического материаловедения по разработке и изучению высокоэнтروпийных сплавов последнего поколения. Приведен краткий обзор

последних публикаций по перспективным направлениям создания и применения высокоэнтропийных сплавов. Определен набор высоких эксплуатационных характеристик высокоэнтропийных сплавов для использования в современных наукоемких отраслях промышленности: износостойкость, прочность и ударная вязкость, химическая, радиационная и коррозионная стойкость, низкая плотность, сверхпластичность и сверхтекучесть, высокая и низкая теплопроводность, диффузионное сопротивление, низкотемпературный коэффициент сопротивления, экологичность и др. Указаны области перспективного применения высокоэнтропийных сплавов в ядерных реакторах, аэрокосмических двигателях, газо- и нефтепроводах, морских конструкциях, компьютерах и электронных устройствах. Отмечено, что многие высокоэнтропийные сплавы могут быть использованы в продукции двойного назначения. В качестве примера рассмотрено предложение по созданию тонкопленочных высокорезистивных материалов с низким температурным коэффициентом сопротивления методом спиннинга. Получена лента из высокоэнтропийного сплава Кантора неэквивалентного состава и исследованы ее свойства. Высказано и обосновано предположение о дальнейшем развитии высокоэнтропийных сплавов.

Ключевые слова: спиннинг, лента, сплав Кантора, структура, свойства, кривая деформации

Финансирование. Работа выполнена при поддержке гранта РГНФ, проект № 23-29-001.

Для цитирования: Иванов Ю.Ф., Семин А.П., Громов В.Е., Боровский С.В., Юрьев А.Б., Миненко С.С. Перспективные направления разработки и применения: высокоэнтропийные сплавы. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):61–68. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-61-68](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-61-68)

Introduction

One of the fundamental and practice-oriented problems of modern material science is a development of physical bases of creation of novel metallic materials and technologies of their production with a complex of the required physical – mechanical and operational characteristics. At the end of the XX century the first scientific papers on creation and integrated study of new so-called high-entropy alloys (HEAs) including up to 5 – 6 principle elements, each being in a large concentration (for instance, from 5 to 35 %) have appeared [1]. Along with characteristics typical of metallic alloys the materials possess the unique and unusual properties common to, for instance, metal ceramics.

Multicomponent alloys may be interesting in that they can be a basis for other compositions which will possess better properties than other alloys, especially those based on a single element. Metallic glasses (MG) based on high-entropy alloys (HEAs) may be isolated into a separate group due to the fact that the materials (MG, HEAs) have remarkable properties of both constituents – the high hardness and elasticity of MG and the high tensile ductility of HEAs [1]. Therefore, a formation, crystallization and kinetics of the materials is a subject of a steady study nowadays.

Bulk amorphous alloys, so-called metallic glasses [2; 3] may be considered to be precursors of HEAs. The materials may also contain a large number of components in comparable concentrations, and on crystallization from a melt these form a single phase. But the phase is amorphous and metastable, existing only due to the fact that on rapid cool-

ing atoms have no time to form a crystal structure and ‘solidify’ in a disordered state when their mobility decreases due to a temperature drop.

Due to the difference in atom sizes of various metals a crystal lattice of HEAs turns out to be severely distorted therefore a structure of such phases may be considered as an intermediate one between the stable crystal phase with a relatively little equilibrium concentration of defects, including impurity atoms and metastable metallic glasses wherein a long-range order is absent. In consequence of structural peculiarities HEAs are characterized by the small coefficients of diffusion, corrosion resistance, increased plasticity at low temperatures and other particular properties that may be very useful for many perspective materials and technologies [2].

For the last two decades about 10 000 scientific articles (according to databases Scopus and Web of science), numerous reviews [4 – 12], monographs [13 – 16] have been published on the topic of high-entropy alloys (HEAs).

The aim of the present research is to analyze the recent publications and to estimate the most perspective trends of creation and application of tape glasses from HEAs in different science – intensive branches of industry.

Results and Discussion

As it has already been noted in [12 – 14] one of the most attractive features of HEAs is the high strength and plasticity at lower and even cryogenic temperatures. It is also reported about the high fracture toughness of HEAs at low temperature, for instance, 232 MPa/m^{1/2} at 77 K. A set of the properties

makes HEAs very perspective materials for application in conditions of the Arctic regions [2, 17].

The studies of magnetic properties carried out for HEAs based on ferromagnetic metals show a promising development of magnetosoft materials on their base [2] and also, the magnetic properties may be controlled by alloying, variation in stoichiometry and annealing [18 – 21]. The paramagnetic HEAs CuCrFeTiNi with a small fraction of a ferromagnetic phase has been obtained. The HEAs based on the rare-earth elements and the metal of iron group, for instance, GdT_bDyAlM (*M* = Fe, Co, Ni), wherein a magnetocaloric effect [14] was discovered, are of a considerable interest.

The achievements of HEAs application mentioned above give no grounds for saying about the immediate prospects for replacing the traditional alloys in any branches of industry. For this it is necessary to develop the new compositions of HEAs, to study their properties in connection with the specific conditions of the practical application. The trends in this field revealed for the recent two decades indicate that the leading development of this material class will be only intensified. For this time being, there goes an accumulation and conceptualization of a large volume of information [15; 16]. A development of HEAs compositions and their study should be accompanied by a creation of a new technologies and processes of production of unique alloys.

In addition to numerous techniques in [15; 16] these should provide a heat and mechanical treatment, high-speed crystallization, superplastic molding by spraying, equichannel angle extrusion and other types of severe plastic deformation, friction stir welding as well as combination of these [13]. In this connection it is necessary to take into account a technological production effectiveness of the processes, an accessibility of raw materials and possibility of recycling. From the commercial and engineering points of view the main considerations should be the cost criteria of finished products [22] besides a high level of properties.

By the present time the area of material properties requiring higher values has already been stabilized. These are first of all: the wear resistance, strength and impact toughness, resistance to temperatures, chemical, corrosion, radiation resistance, low density, superplasticity and superelasticity, magnetic properties, superconductivity and low temperature coefficient of resistance, high and low heat conductivity, resistance to diffusion, environmental friendliness, functional and biological properties, etc. It is apparent, this enumeration is far from being complete. A rapid development of science-intensive branches stimulates a development of principally new materials on the basis of minia-

turization, multifunctionality, environmental friendliness.

Among the perspective applications already now requiring the novel and improved materials are [23]: materials for surfacing, materials for nuclear constructions, materials for avia and spacecraft engines, chemical pipelines, sea vessels and off-shore structures, high-frequency communication materials and computers, materials to store hydrogen, thermoelectric materials and superconductors, light-weight transport materials, electrical and magnetic materials for precision electric and electronic devices. The series should include the materials of dual purpose.

For a detailed consideration of the perspective trends it is necessary to have at least the experience of research in the corresponding trend.

In our research generalized in monographs [15; 16]:

1. The mechanical properties of the Co – Cr – Fe – Ni – Mn HEAs under compression and tension, obtained at different regimes of a deposition complex, are determined. It enabled us to reveal a regime providing the best combination of strength and plasticity. In compression tests the conventional yield strength amounted to 279 MPa, the fracture strength 1689 MPa, the relative deformation 54 %, and in tension tests – 279 MPa, > 500 MPa and > 75 %, respectively. The wear parameter amounted to $2.9 \cdot 10^{-4} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$, the friction factor 0.62. A fracture surface has a tough pit character.

2. The electron beam processing (EBP) of the Co – Cr – Fe – Ni – Mn HEAs with the energy density of $E_s = 10 \text{ J/cm}^2$ is accompanied by a primary recrystallization with a formation of grains 1.5 – 3 μm in size. At $E_s = (15 – 30) \text{ J/cm}^2$ a process of the collective recrystallization is developed and is accompanied by a growth of grain medium size from 35 to 120 μm . The high-speed crystallization cells being formed in a bulk of grains increase from 310 nm at $E_s = 15 \text{ J/cm}^2$ to 800 nm at $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$. The scalar dislocation density decreases nonmonotonously to 130 μm with a greater distance from the irradiation surface. A type of dislocation substructure varies from a nondisoriented cellular to chaotic through nondisoriented cellular-net-like one. The bend extinction contours are absent.

3. The EBP is accompanied by a precipitation of the nanodimensional (1 – 3 nm) particles of round shape on dislocations. The increase in E_s under tension tests results in a decrease in the plasticity by more than 2 times, the hardness by 1.3 times, the microhardness by 1.6 times relative to the initial state. The material regions whose failure occurred with a formation of a the band (lamellar) structure are detected. The area of the lamellar-structure fracture increases from 25 % at $E_s = 10 \text{ J/cm}^2$ to 65 % at $E_s = 30 \text{ J/cm}^2$, which may be one of the reasons for



Fig. 1. A roll foil 70 μm thick from the $\text{Al}_5\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{28}\text{Ni}_{20}$ alloy obtained by arc melting and cold rolling (the elongation in rolling is 4.257 % depending on a blank with the initial thickness of ~ 3 mm and hardness of 147 HV [13; 23])

Рис. 1. Рулонная фольга толщиной 70 мкм из сплава $\text{Al}_5\text{Cr}_{12}\text{Fe}_{35}\text{Mn}_{28}\text{Ni}_{20}$, полученная дуговой плавкой и холодной прокаткой (удлинение при прокатке составляет 4,257 % для заготовки с исходной толщиной примерно 3 мм и твердостью 147 HV [13; 23])

reduction of strength and plasticity of a material in the irradiated state.

As the examples of HEAs application in the form of thin bands, foils and tapes the Al – Cr – Fe – Mn – Ni and Ni – Cr – Si – Fe – Ta alloys (Fig. 1) [13; 23] may be given.

Fig. 1 shows a foil 70 μm thick subjected to cold rolling with the elongation of 4.257 % without any cracking on edges [13; 23]. The curve of strengthening in processing shows that its hardness approaches the saturation of about 360 HV under a large deformation. In this state a foil still may be folded without a crack formation. This indicates that the ability of the alloy to bending is excellent. This readily rolled alloy may be used potentially as flexible substrates for solar cells and displays.

In many branches of electronic industry one of the principal components of electronic circuits is thin-film high-ohm Ni – Cr resistors (Fig. 2) to which the decisive requirements is the low-temperature resistance coefficient.

In the paper [24] the Ni – Cr – Si – Al – Ta HEA thin film resistors obtained by spraying on the Al_2O_3 substrate at a room temperature have been studied in order to produce thin films with a high specific resistance and a low temperature resistance coefficient. Different procedures of annealing in air were performed at various temperatures from 250 $^{\circ}\text{C}$ to 500 $^{\circ}\text{C}$. The authors have discovered that the $\text{Ni}_{23.5}\text{Cr}_{14.6}\text{Si}_{23.6}\text{Al}_{16.8}\text{Ta}_{21.5}$ sprayed films after annealing in air at 300 $^{\circ}\text{C}$ showed the least temperature resistance coefficient, 10 parts per million/ $^{\circ}\text{C}$, and the higher specific resistance, 2200 Ohm/cm.

Metallic glasses based on HEAs may become an alternative for production and application of thin tapes and foils [25] in different areas. The studies [26 – 30] which appeared in recent time indicate the principal possibility of producing the metallic glass

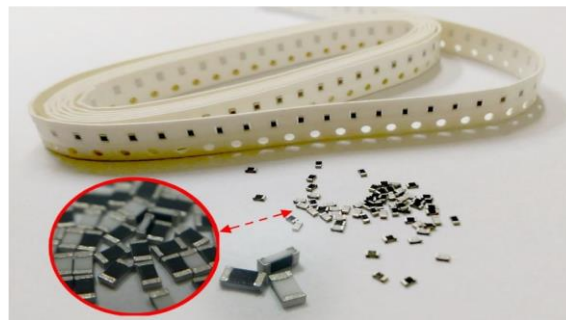


Fig. 2. Thin-film resistors fabricated from a HEA thin tape [24]

Рис. 2. Тонкопленочные резисторы, изготовленные из тонкой ленты ВЭС [24]

es from HEAs. However, these are bulk metallic glasses [31 – 35].

The information on amorphous tapes from HEAs is practically absent [25]. The metallic glasses in the form of tapes are usually produced by a spinning method known as early as 60's of the last century.

A melt is placed into a quartz nozzle which is heated by means of inductor. Under the action of a small excess pressure a melt is fed to a fast-revolving copper drum-cooler through a narrow opening in a nozzle with the result that a thin jet of a melt turns into a solid state in the form of a tape from 30 to 100 μm thick. The drum is cooling with a running water of temperature 8 $^{\circ}\text{C}$. A specific character of the melt consists in a 'abrupt quenching' of a melt at a rate of 10^6 deg/sec [2].

The process fits splendidly for production of long thin tapes practically of any composition of alloys. A speed of drum revolution can be controlled to obtain a maximum effectiveness of the tape production process.

For the Cantor's CoCrFeNiMn and CoCrFeNiAl HEAs of nonequatomic compositions corresponding to earlier ones studied in [2; 15; 16] the tape ~ 80 μm thick were produced. A satisfactory state of tapes has been obtained only for the Cantor HEA alloyed with aluminum at present time (Fig. 3). Technical parameters of HEA casting (spinning) are: the temperature of melt – 1480 $^{\circ}\text{C}$; the linear speed of a quenching drum – 32.6 m/sec; the value of extrusion (excess) pressure – 0.3 – 0.35 atm; the size of nozzle – 0.7×20 mm; the gap between a nozzle and a drum – 0.27 mm.

The parameters of tape of Cantor's HEA alloyed with aluminum, of nonequatomic composition has been studied by the methods of modern physical material science.

By the methods of micro-X-ray spectral analysis it has been established that the alloy under study has the following composition (at. %): Al – 9.6; Cr – 12.2; Fe – 39.6; Co – 12.5; Ni – 24.3; Mn – 2.0.

That is it can be referred to the HEA of a nonequatomic composition. The micro-X-ray spectral

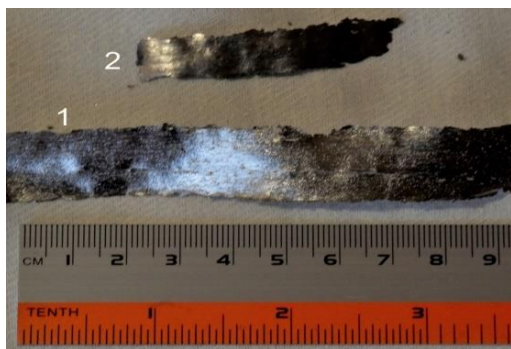


Fig. 3. The CoCrFeNiMn HEA tape after quenching (1) and after rolling (2)

Рис. 3. Лента ВЭС CoCrFeNiMn после закалки (1) и после прокатки (2)

analysis of the alloy performed by the methods 'by points' has detected a slight variation in a tape composition when passing from one area of scanning to another (Fig. 4; table). When analyzing the results presented in table it can be noted that the most liquating elements in the tape under study are aluminum and manganese i.e. chemical elements with a comparatively (relative to other elements of alloy) low temperature of melting.

The tape under study is a two-phase material. By the method of X-ray structural analysis (a diffractometer XDD-6000, CuK α – radiation) we have revealed a solid solution based on iron (bcc crystal lattice) with the

parameter $a = 0.28681$ nm and a compound Co_{0.8}Cr_{0.8}Fe_{0.8}Mn_{0.8}Ni_{0.8} (fcc crystal lattice) with the parameter $a = 0.35859$ nm. A relative content of phases is 82 mass % and 18 mass %, respectively.

The microhardness of the HEA tape determined on device PMT 3 under indenter load of 0.5 is 367 HV.

Conclusion

A shot review of published scientific papers of recent years on perspective areas of creation and application of high-entropy alloys in different science-intensive branches of industry has been carried out. A complex of high operational properties required for application in aerospace engines, nuclear reactors, seagoing vessels, gas –and oil pipelines, electronic devices and computers demanded by industry has been analyzed.

The attention is paid to the problems of creating the thin-film high-resistive materials with the low temperature coefficient of resistance.

The HEA-based metallic glasses are proposed to be used for the purposes. The tape ~ 80 μ m thick from the Cantor's HEA of nonequiatomic composition has been produced by the method of spinning and its properties have been studied.

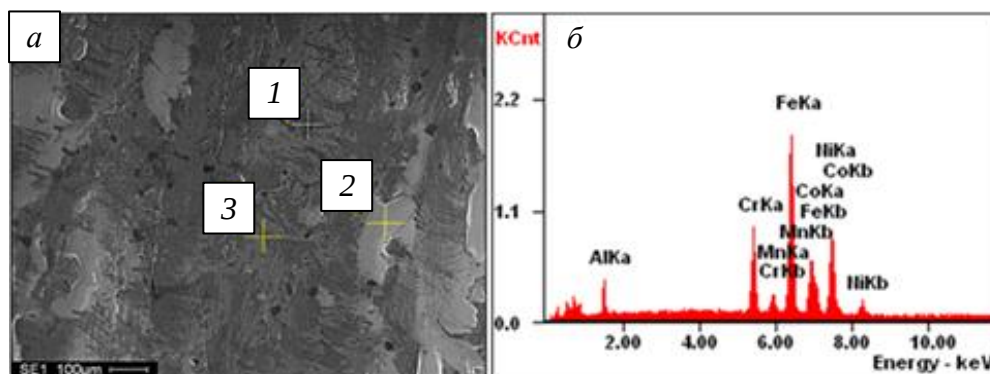


Fig. 4. Electron microscopic image of the HEA tape (a); δ – energy spectra corresponding to the area designated by digit 2 in a
Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение ВЭС-ленты (a); δ – энергетические спектры, соответствующие области, обозначенной цифрой 2 на поз. a

Results of the micro-X-ray spectral analysis performed by the method «by points» (areas of the analysis 1, 2, 3 are shown in Fig. 4, a)

Результаты микрорентгеноспектрального анализа, выполненного методом «по точкам»
(области анализа 1, 2, 3 показаны на рис. 4, a)

Element	area 1		area 2		area 3	
	w. %	at. %	w. %	at. %	w. %	at. %
Al(K α)	06.26	12.28	04.99	09.92	05.29	10.47
Cr(K α)	11.46	11.67	11.42	11.77	11.74	12.06
Mn(K α)	01.67	01.61	01.90	01.86	02.01	01.96
Fe(K α)	40.09	37.98	40.73	39.10	40.72	38.95
Co(K α)	12.95	11.62	13.80	12.56	13.54	12.27
Ni(K α)	27.56	24.83	27.15	24.80	26.70	24.29

REFERENCES

1. Yu C., Dai Z.-W., Jiang J.-Z. High entropy metallic glasses: Glass formation, crystallization and properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;866:158852. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158852>
2. Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys. *The physics of metals and metallography*. 2020;121(8):733–764. EDN: TYMYVL. <https://doi.org/10.1134/S0031918X20080098>
3. Khan M.M., Nemati A., Rahman Z.U., Shah U.H., Asgar H., Haider W. Recent advancements in bulk metallic glasses and their applications: a review. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*. 2018;43(3):233–268. <http://dx.doi.org/10.1080/10408436.2017.1358149>
4. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Gao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014;61:1–93. <https://doi.org/10.1016/J.PMATSCI.2013.10.001>
5. Cantor B. Multicomponent and high entropy alloys. *Entropy*. 2014;16(9):4749–4768. <http://dx.doi.org/10.3390/e16094749>
6. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts. *Acta Materialia*. 2017;122:448–511. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2016.08.081>
7. Zhang W., Liaw P.K., Zhang Y. Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*. 2018;61(1):2–22. <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
8. Gorban' V.F., Krapivka N.A., Firstov S.A. High-entropy alloys – electron concentration – phase composition – lattice parameter-properties. *The Physics of Metals and Metallography*. 2017;118(10):1017–1029. <http://dx.doi.org/10.1134/S0031918X17080051>
9. Ivchenko M.V., Pushin V.G., Wanderka N. High-entropy equiatomic alloys FeCrFeCoNiCu: Hypotheses and experimental facts. *Technical Physics*. 2014;84:57–69. <http://dx.doi.org/10.1134/S1063784214020108>
10. Yeh J.-W. Physical metallurgy of high-entropy alloys. *JOM*. 2015;67(10):2254–2261. <https://doi.org/10.1007/s11837-015-1583-5>
11. Tsai M.-H., Yeh J.-W. High-entropy alloys: a critical review. *Materials Research Letters*. 2014;2(3):107–123. <http://dx.doi.org/10.1080/21663831.2014.912690>
12. Alaneme K.K., Bodunrin M.O., Oke S.R. Processing, alloy composition and phase transition effect on the mechanical and corrosion properties of high entropy alloys: a review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2016;5(4):384–393. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jmrt.2016.03.004>
13. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High-Entropy Alloys. Second edition*. Amsterdam: Elsevier. 2019:374. <https://doi.org/10.1016/b978-0-12-816067-1.00006-0>
14. Zhang Y. *High-Entropy Materials. A brief introduction*. Singapore: Springer Nature. 2019:159. <http://dx.doi.org/10.1007/978-981-13-8526-1>
15. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. *Structure and properties of High entropy alloys*. Springer: Advanced structure materials. 2021;107:110. <http://dx.doi.org/10.1007/978-3-030-78364-8>
16. Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A. *High entropy alloys: Structure and properties*. Moscow: RuScience. 2022;202. EDN: XMPWTH.
17. Jo Y.H., Doh K.-Y., Kim D.G., Lee K., Kim D.W., Sung H., Sohn S.S., Lee D., Kim H.S., Lee B.-J., Lee S. Cryogenic-temperature fracture toughness analysis of non-equiatomic V10Cr10Fe45Co20Ni15 high-entropy alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;809:151864. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.151864>
18. Zhao R.-F., Ren B., Zhang G. -P., Liu Z.-X., Cai B., Zhang J.-J. CoCrxCuFeMnNi high-entropy alloy powders with superior soft magnetic properties. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*. 2019;491:165574. <https://doi.org/10.1016/j.jmmm.2019.165574>
19. Tian F., Zhao H., Wang Y., Chen N. Investigating effect of ordering on magnetic-elastic property of FeNiCoCr medium-entropy alloy. *Scripta Materialia*. 2019;166:164–167. 236. <http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.03.023>
20. Zuo T., Gao M.C., Ouyang L., Yang X., Cheng Y., Feng R., Chen S., Liaw P.K., Hawk J.A., Zhang Y. Tailoring magnetic behavior of CoFeMnNiX (X 1/4 Al, Cr, Ga, and Sn) high entropy alloys by metal doping. *Acta Materialia*. 2017;130:10–18. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.013>
21. Mishra R.K., Shahi R. A systematic approach for enhancing magnetic properties of CoCrFeNiTi-based high entropy alloys via stoichiometric variation and annealing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;821:153534. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153534>
22. Kalpajians S., Schmid S. *Manufacturing Engineering and technology*. Singapore: Prentice Hall. 2006:1299.
23. Yeh J.W. Recent progress in high entropy alloys. *Annales De Chimie – Science*. 2006;31:633–648. <http://dx.doi.org/10.3166/acsm.31.633-648>
24. Lin R.Ch., Lee T.H., Wu D.H., Li Y.Ch., Study of thin film resistors prepared using NiCrSiLeTa High entropy alloys. *Advanced in material science and engineering*. 2015;2015:1–7.

- <https://doi.org/10.1155/2015/847191>
25. Chen Yu., Dai Z.-W., Jiang, J.-Z. High metallic glasses: glass formation crystallization and properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;866:158852.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.158852>
 26. Zhang M., Gong P., Li N., Zheng G., Deng L., Jin J., Li Q., Wang X. Oxidation behavior of a Ti₁₆Zr₁₆Hf₁₆Cu₁₆Ni₁₆Be₁₆ high-entropy bulk metallic glass. *Materials Letters*. 2019;236:135–138.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.matlet.2018.10.056>
 27. Gong P., Li F., Deng L., Wang X., Jin J. Research on nano-scratching behavior of TiZrHfBeCu(Ni) high entropy bulk metallic glasses. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;817:153240.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153240>
 28. Gong P., Li F., Deng L., Wang X., Jin J. Dynamic mechanical relaxation behavior of Zr₃₅Hf_{17.5}Ti_{5.5}Al_{12.5}Co_{7.5}Ni₁₂Cu₁₀ high entropy bulk metallic glass. *Journal of Materials Science & Technology*. 2021;83:248–255.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.153240>
 29. Li M., Guan H., Yang S., Ma X., Li Q. Minor Cr alloyed Fe–Co–Ni–P–B high entropy bulk metallic glass with excellent mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*. 2021;805:140542.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140542>
 30. Li M., Guan H., Yang S., Ma X., Li Q. Fe-based metallic glass reinforced FeCoCrNiMn high entropy alloy through selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2020;822:153695.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140542>
 31. Pang C.M., Yuana C.C., Chena L., Xua H., Guoa K., Hea J.C., Lia Y., Weia M.S., Wang X.M., Huo J.T., Shen B.L. Effect of Yttrium addition on magnetocaloric properties of Gd–Co–Al–Ho high entropy metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2020;549:120354.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2020.120354>
 32. Zhao Y., Zhao P., Li W., Kou S., Jiang J., Mao X., Yang Z. The microalloying effect of Ce on the mechanical properties of medium entropy bulk metallic glass composites. *Crystals*. 2019;9(9):483.
<https://doi.org/10.3390/cryst9090483>
 33. Yang Y., Liu C.T. Size effect on stability of shear-band propagation in bulk metallic glasses: an overview. *Journal of Materials Science*. 2012;47(1):55–67.
<http://dx.doi.org/10.1007/s10853-011-5915-8>
 34. Rashidi R.M., Malekan M., Gholamipour R. Crystallization kinetics of Cu₄₇Zr₄₇Al₆ and (Cu₄₇Zr₄₇Al₆)₉₉Sn₁ bulk metallic glasses. *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2018;498:272–280.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.06.042>
 35. Shao L., Xue L., Wang Q., Ma K., Huang J., Shen B. Effects of Si addition on glass-forming ability and crystallization behavior of DyCoAl bulk metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;874:159964.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159964>

Information about the author:

Yurii F. Ivanov, Dr. Sci. (Phys.-Math.), Prof., Chief Researcher, Institute of High-Current Electronics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences

E-mail: yufi55@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8022-7958

SPIN-код: 7576-4810

Aleksandr P. Semin, Cand. Sci.(Eng.), Ass. prof. Chair of civil eng., sin. reseacher, Siberian State Industrial University

E-mail: syomin53@gmail.com

SPIN-код: 3170-1385

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.sibsiiu.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

SPIN-код: 2834-4090

Sergey V. Borovskii, research fellow of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: sbnk@mail.ru

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

E-mail: rector@sibsiiu.ru

ORCID: 0000-0003-4403-9006

SPIN-код: 1104-0168

Sergey S. Minenko, research fellow of the Chair of Science named after V.M. Finkel', Siberian State Industrial University

E-mail: mss121278@mail.ru

ORCID: 0009-0003-6592-2276

Сведения об авторе:

Юрий Федорович Иванов, д.ф.-м.н., профессор, главный научный сотрудник, Институт сильноточной электроники Сибирского отделения РАН

E-mail: yufi55@mail.ru

ORCID: 0000-0001-8022-7958

SPIN-код: 7576-4810

Александр Петрович Семин, к.т.н., к.т.н., доцент кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, с.н.с. УИИ, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: syomin53@gmail.com

SPIN-код: 3170-1385

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
SPIN-код: 2834-4090

Сергей Владимирович Боровский, соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: sbnk@mail.ru

Алексей Борисович Юрьев, д.т.н., ректор, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: rector@sibsiu.ru
ORCID: 0000-0003-4403-9006
SPIN-код: 1104-0168

Сергей Сергеевич Миненко, соискатель кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: mss121278@mail.ru
ORCID: 0009-0003-6592-2276

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 20.10.2023

После доработки 08.04.2024

Принята к публикации 10.04.2024

Received 20.10.2023

Revised 08.04.2024

Accepted 10.04.2024

Оригинальная статья

УДК 536.425:539.25:539.351

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-69-78

**ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА CANTOR
ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ**

© 2024 г. М. О. Ефимов, В. Е. Громов, С. В. Коновалов, И. А. Панченко, А. П. Семин

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

Аннотация. Перспективы использования высокоэнтропийного сплава Cantor CoCrFeNiMn в различных наукоемких отраслях промышленности связаны с хорошим сочетанием прочностных и пластических свойств. Начиная с 2004 года, когда был впервые создан и исследован сплав Cantor, в ведущих научных центрах мира выполнен большой объем исследований по влиянию термической обработки и других методов на его механические свойства. В научной школе СибГИУ в течение последних пяти лет решается проблема формирования высоких функциональных свойств высокоэнтропийных сплавов путем создания нанокристаллического состояния поверхности и ее упрочнения электронно-пучковой обработкой. В работе отмечена актуальность традиционного пути изменения свойств сплавов путем легирования. Выполнен краткий обзор работ за последние годы зарубежных исследователей по модифицированию (улучшению) механических свойств сплава Cantor путем легирования разными элементами. Особое внимание уделено легированию алюминием, ниобием, цирконием, широко используемыми при легировании традиционных сплавов. При анализе работ по легированию алюминием отмечено, что замена марганца на алюминий обеспечивает микроструктурную стабильность и высокие функциональные свойства в широком диапазоне температур. Обращено внимание на перспективную стратегию получения сплава Cantor с алюминием из отходов металлургического и машиностроительного производств. Это расширяет диапазон областей практического применения сплава Cantor. Отмечены преимущества легирования цирконием: быстрота индукционной плавки, хорошая химическая однородность, низкая температура плавления из-за образования эвтектики циркония со всеми компонентами сплава Cantor. Увеличение мольной доли ниобия значительно повышает прочностные свойства сплава и его твердость. Это во многом связано с образованием фазы Лавеса. Хорошее сочетание прочности и пластичности при микролегировании ниобием углеродсодержащего сплава Cantor связано с формированием мелкозернистой структуры. Рассмотрены и обсуждены различные механизмы упрочнения.

Ключевые слова: легирование, сплав Cantor, CoCrFeNiMn, упрочнение, механические свойства

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

Для цитирования: Ефимов М.О., Громов В.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А., Семин А.П. Изменение механических свойств сплава Cantor при легировании. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):69–78. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-69-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-69-78)

Original article

**CHANGING OF MECHANICAL PROPERTIES OF CANTOR ALLOY
DURING ALLOYING**

© 2024 M. O. Efimov, V. E. Gromov, S. V. Konovalov, I. A. Panchenko, A. P. Semin

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

Abstract. The prospects for using Cantor's high-entropy alloy CoCrFeNiMn in various high-tech industries are associated with a good combination of strength and plastic properties. Since 2004, when the Cantor alloy was first created and studied, a large amount of research has been carried out in leading scientific centers around the world on the effects of heat treatment and other methods of improving its mechanical properties. Over the past five years, the scientific school of SibSIU has been solving the problem of forming a high level of functional properties of high-entropy alloys by creating a nanocrystalline state of the surface and strengthening it by electron beam processing. The article notes the relevance of the traditional way of changing the properties of alloys by alloying. A brief review of the work of recent years by foreign researchers on modifying (improving) the mechanical properties of the Cantor alloy by alloying a number of elements has been carried out. Particular attention is paid to the alloying of Al, Nb, and Zr, which are widely used in the alloying of traditional alloys. When analyzing aluminum alloying work, it was noted that the replacement of manganese with aluminum provides microstructural stability and high functional properties over a wide temperature range. Attention is drawn to a promising strategy for producing Cantor's alloy with Al from metallurgical and mechanical engineering waste. This expands the range of practical applications of Cantor alloy. The advantages of Zr alloying are noted: fast induction melting, good chemical homogeneity, and a low melting point due to the formation of Zr eutectic with all components of the Cantor alloy. An increase in the mole fraction of Nb significantly increases the strength properties of the alloy and its hardness. This is largely due to the formation of the Laves phase. A good combination of strength and ductility during microalloying of Nb-carbon-containing Cantor alloy is associated with the formation of a fine-grained structure. Various strengthening mechanisms are reviewed and discussed.

Keywords: alloying, Cantor alloy, CoCrFeNiMn, hardening, mechanical properties

Funding: The research was carried out at the expense of a grant from the Russian Science Foundation No. 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

For citation: Efimov M.O., Gromov V.E., Kononov S.V., Panchenko I.A., Semin A.P. Changes of mechanical properties of Cantor alloy during alloying. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):69–78. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-69-78](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-69-78)

Введение

Известно, что высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС) обладают отменными свойствами: пределом ползучести, ударной вязкостью, твердостью и пластичностью при повышенных и криогенных температурах [1]. У ВЭС хорошая устойчивость к коррозии и окислению, благодаря чему они имеют большие возможности для широкого спектра практических применений. Среди огромного банка данных по ВЭС особое место занимает так называемый «сплав Cantor» CoCrFeNiMn, свойства которого, начиная с момента создания в 2004 году, хорошо изучены в широком диапазоне температур. Так, относительное удлинение до разрушения при комнатной температуре сплава Cantor может достигать примерно 71 %, хотя значения предела текучести и прочности невелики – 215 и 491 МПа соответственно [1, 2]. Практическое применение этого сплава ограничено таким несоответствием между прочностью и пластичностью и может быть устранено легированием без охрупчивания. Актуальная проблема повышения механических свойств этого ВЭС находится в центре внимания исследователей в области физического материа-

ловедения и практиков. Ранее в обзорных работах [3, 4] проанализированы два направления решения этой проблемы: во-первых, путем формирования нанокристаллического состояния, градиентов структуры и поверхностного упрочнения внешними энергетическими воздействиями [5, 6]. Согласно литературным данным не менее привлекательным выглядит и второй путь – компьютерное моделирование создания новых ВЭС с высокими функциональными свойствами на основе комплекса программ CALPHAD, разработанного для расчета диаграмм состояния [7 – 9]. Для решения проблемы путем легирования хорошо изученными элементами для сталей и сплавов необходим тщательный анализ этого традиционного пути.

Анализ литературы показывает, что механические свойства высокоэнтропийных сплавов зависят от многих факторов, таких как легирование, способы обработки, структура, фазовый состав, микроструктура, дисперсные выделения и т.д. Однако наиболее важными факторами, влияющими на механические свойства ВЭС, являются легирующие элементы [10].

Целью настоящей работы является краткий анализ последних публикаций зарубежных исследователей по улучшению механических свойств сплава Cantor путем легирования.

Результаты и обсуждение

Во многих исследовательских работах по ВЭС отмечено, что чаще всего используются такие легирующие элементы как: Al, Si, Ni, V, Ti, Zr, Nb, Cu, Mo, C, Mn. Наибольший интерес из этого ряда представляют Al, Nb, Zr [10].

Легирование алюминием

В исследовании [11] на основе систем сплавов $Al_xCoCrFeNi$ было изучено влияние изменения молярной доли алюминия на механические свойства, микротвердость. В работе отмечено, что при увеличении молярной доли от Al_0 ($x = 0$) до $Al_{0,875}$ ($x = 0,875$) происходит заметное увеличение микротвердости. Однако при дальнейшем увеличении молярной доли алюминия микротвердость сначала снижается, а затем снова увеличивается (рис. 1). Также было замечено, при $Al_{0,375}$ и $Al_{0,875}$ системы сплавов обладают максимальными значениями микротвердости, что обусловлено закалкой в пересыщенном растворе, поскольку они являются однофазными ГЦК и ОЦК соответственно. В работе [12] было изучено влияние изменения содержания алюминия и меди на механические свойства ВЭС $(FeCr-NiCo)Al_xCu_y$. При повышении содержания алюминия в ВЭС $(FeCrNiCo)Al_xCu_y$ микротвердость и прочность на сжатие резко возрастают. Поскольку размер атома алюминия велик, это приводит к искажению решетки ГЦК-фазы и к образованию интерметаллида $NiAl$. Однако при

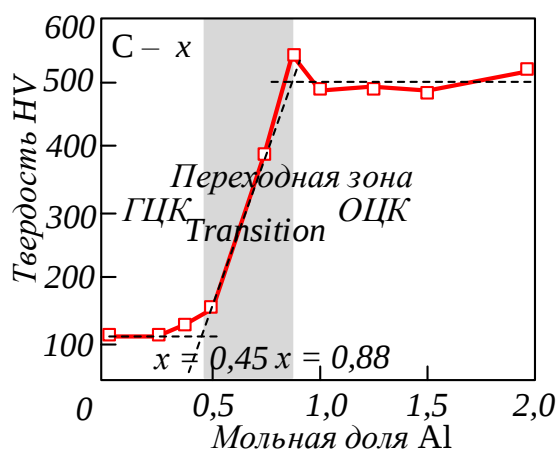


Рис. 1. Зависимость твердости ВЭС от молярной доли алюминия (штриховой линией показана граница переходной области) [10]

Fig. 1. Dependence of microhardness on the molar fraction of aluminum (the dashed line shows the boundary of the transition region) [10]

оценке легирующего влияния алюминия в сплаве $CrNbNiVZr$ было установлено, что добавление алюминия привело к образованию ОЦК решетки с двумя фазами Лавеса $C14$ (HCP), что резко увеличивает микротвердость сплава. При увеличении молярной доли алюминия в диапазоне от 0,25 до 0,5 и при $x = 1$ микротвердость значительно не увеличивается.

Традиционные сплавы Cantor составов $CoCrFeNiAl_x$ (x – молярная доля алюминия) с заменой марганца на алюминий интенсивно изучаются, так как эти сплавы обладают отличными механическими свойствами, сопротивлением окислению, коррозии, износу, ударной вязкости и т.д. [13 – 18]. Кроме того, сплавы этой системы, благодаря хорошей микроструктурной стабильности, сохраняют функциональные свойства в широком диапазоне от криогенных до высоких (800 °C) температур. В инновационной работе [19] была предложена перспективная стратегия получения ВЭС системы $CoCrFeNiAl_x$ с использованием отходов машиностроительного и металлургического производств в виде нержавеющей сталей. Изменяя содержание примесей до 9 мас. %, можно получать требуемые структуру и свойства, благодаря выделениям твердых фаз (фазы Лавеса и карбиды). Уменьшение размеров зерен структуры и фаз при этом повышало пластичность. Изменением молярной доли алюминия (0,3 – 0,9) авторы добивались однофазной, двухфазной или спинодальной ОЦК/В2 структуры. Примеси в ВЭС в количестве 2 % практически не оказывали влияния на структурно-фазовые состояния и свойства.

Легирование цирконием

Цирконий как легирующий элемент также представляет значительный интерес. Роль добавок 5 % циркония в процессе рекристаллизации эквивалентного состава ВЭС Cantor была проанализирована в работе [20]. Для исследования кинетики рекристаллизации холоднокатаный сплав подвергали отжигу в течение 30 минут при высокой (750 – 1125 °C) температуре. Эволюция границ зерен и их размеров были исследованы от литого до рекристаллизованного состояния. Движущей силой рекристаллизации дендритной микроструктуры по мнению авторов работы [20] является процесс снижения скалярной плотности дислокационной субструктуры, сформированной при холодной прокатке. Легирование цирконием, оставляя сплав однородным с ГЦК структурой, обеспечивает более эффективное твердорастворное упрочнение. Дендритная микроструктура трансформируется в поликристаллическую с малым размером зерна, что позволяет рассматривать перспективы промышленного

использования ВЭС $\text{CoCrFeNiMn} + 5\% \text{ Zr}$ при криогенных температурах.

Эффект легирования цирконием значительно возрастает при одновременном введении титана и оксида Y_2O_3 в равных количествах 1 мас. % посредством механического легирования и последующего плазменного спекания [21]. Полученный сплав имел ГЦК решетку, с высокой плотностью оксидов разной морфологии (до $2,01 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$), со средним размером зерен примерно 130 нм. Оксиды имели гексогональную (YTiO_2), орторомбическую (Y_2TiO_5), моноклинную (Ti_2O_3 , $\text{Y}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$) решетки. Плотность оксидов и субмикронный размер зерна ответственны за уникальные значения микротвердости, предела текучести и прочности 449 HV, 1309 МПа и 2231 МПа соответственно. Установлено, что зернограничное упрочнение и упрочнение Орована были основными механизмами упрочнения. В полученных методом вакуумно-дуговой плавки сплавах CoCrFeNiZr_x с различным содержанием циркония типичная эвтектическая микроструктура выявлена при $x = 0,5$ [22]. Эти сплавы состоят из ГЦК твердого раствора и фазы Лавеса C15 в виде ламелей. Определено кристаллографическое ориентационное соотношение между этими двумя фазами. С увеличением объемной доли твердой фазы Лавеса C15 отмечен рост прочности. Однако при комнатной температуре они стали более хрупкими благодаря тому, что процесс разрушения изменился с кристаллитного разрушения на транскристаллитное. С повышением температуры испытания вид разрушения превратился в вязкий. Это позволило считать, что эвтектическая микроструктура может выдерживать значительные пластические деформации. Этот ВЭС имеет практическое применение при повышенных температурах [22].

Среди последних публикаций по влиянию циркония на механические свойства ВЭС Cantor необходимо выделить работу [23], в которой анализировались образцы, полученные путем вакуумной дуговой плавки предварительно механически легированных порошков с последующей холодной прокаткой на 90 % и рекристаллизационным отжигом при 1143 К. При легировании цирконием отмечены:

1 – быстрый процесс индукционной плавки в вакууме;

2 – более низкая температура плавления из-за образования эвтектики циркония со всеми элементами сплава Cantor;

3 – хорошая химическая однородность сплава;

4 – улучшение механических свойств.

Легирование цирконием ВЭС обеспечивает более высокую температуру рекристаллизации и

меньший размер зерен, что повышает твердость и прочность сплава.

Легирование ниобием

Изучению влияния крупных атомов ниобия на механические свойства системы сплавов CoCrFeNiNb_x посвящена работа [24]. Установлено, что прочность этих ВЭС увеличивается с увеличением концентрации ниобия, что связано с образованием фаз Лавеса. Благодаря твердо-растворному упрочнению и упрочнению вторыми фазами, твердость сплава увеличивается с ростом содержания ниобия [25]. При изменении содержания ниобия от 0,1 до 0,8 % твердость линейно возрастает до 712 HV. То, что определяющая роль при этом принадлежит фазам Лавеса, считают авторы работы [26], отмечая рост предела текучести от 1373 до 2473 МПа при увеличении содержания ниобия от 0 до 5 %. Авторы утверждают, что немаловажная роль при этом принадлежит процессу блокировки движения дислокаций.

Высокоэнтропийные сплавы с малым размером зерна, легированные углеродом, обладают хорошим сочетанием прочности и пластичности [27]. Однако они по своей природе имеют негативную тенденцию разлагаться на интерметаллические соединения при термическом воздействии при промежуточных температурах. Селективное микролегирование 0,2 % Nb сплава CoCrFeMnNi -1,3 % C обеспечивает повышение механических свойств при комнатной температуре и предотвращает термическое разложение при промежуточной температуре. Оно также приводит к выделению карбидов NbC при 700 – 900 °C, что упрочняет ВЭС. При добавлении ниобия в ВЭС демонстрируется превосходное сочетание предела текучести (≈ 1096 МПа) и относительного удлинения ($\approx 12\%$) после термообработки (отжиг при 700 °C в течение 1 ч). При промежуточной температуре (500 °C) микролегирование ниобием препятствует разложению ГЦК матрицы. В частности, отмечено, что образование хрупкой σ -фазы при промежуточной температуре резко снижается, в то время как рост фаз L1_0 и ОЦК/B2 подавляется [27].

Результаты эксперимента по оценке структурно-фазовых состояний и твердости двух неэквивалентных ВЭС Cantor и $\text{Cantor} + \text{NbC}$ подтвердили теоретические расчеты методом CALPHAD. Такие расчеты основаны на термодинамических правилах, предполагающих наличие двух твердых растворов с высокой энтропией и ГЦК-кристаллической структурой. Микроскопические наблюдения показали, что микроструктура представляет собой дендритную структуру с сегрегацией железа и марганца в

дендритных участках, а междендритные участки обогащены кобальтом, хромом, никелем. При этом в междендритных областях выявлены богатые ниобием наноразмерные выделения со сферической и овальной морфологией. Дифференциальный термический анализ показал высокую температурную стабильность структуры твердого раствора вплоть до температуры плавления.

Как уже упоминалось, во многих работах отмечается положительная роль фаз Лавеса в повышении механических свойств. Так, в работе [28] прослежена эволюция микроструктуры и механических свойств $(\text{CoCrFeNiMn})_{100-x} \cdot \text{Nb}_x$; $0 \leq x \leq 16$ ат. %) при сжатии. Рост предела текучести от 202 до 1010 МПа отмечается, когда содержание фаз Лавеса и σ увеличиваются от 0 до 42 %.

В обзорной работе [10] сделан обобщающий анализ влияния легирующих элементов на механические свойства ВЭС Cantor.

На рис. 2 показано, как некоторые материалы, такие как алюминий [29], иттрий [30], молибден [31], ванадий [32], титан [33], тантал [34], углерод [35], ниобий [36] влияют на твердость ВЭС Cantor. Видно, что твердость колеблется от 140 до 1100 HV. Значения твердости, рассматриваемые в этих работах, являются самыми высокими для сплавов. Например, максимальная твердость ВЭС CrFeCoNiY_x ($x = 0,3$) составляет 400 МПа. Согласно рис. 2, значения твердости ВЭС увеличиваются с ростом концентрации элементов. Влияние алюминия незначительно отличается от общей закономерности. Упрочнение вторыми фазами и твердорастворное упрочнение в основном ответственны за эффекты упрочнения. Что касается роли ниобия, то в ВЭС CrFeCoNiNb_x твердость возрастает линейно до 712 HV при увеличении x от 0,1 до 0,8. Объемная доля фазы Лавеса увеличивается, что также существенно повышает твердость ВЭС.

Анализ литературных данных показывает, что из-за крайне ограниченного количества публикаций нет единой концепции природы влияния алюминия, цинка, ниобия и других легирующих элементов, идет процесс наполнения информации и ее осмысления. Но то, что научное сообщество уже обратилось в своих исследованиях к этой фундаментальной и практически важной проблеме, свидетельствует об ее актуальности.

Выводы

Выполнен краткий обзор работ отечественных и зарубежных исследователей за последние годы по модифицированию механических свойств сплава Cantor путем легирования. Обсуждены физические механизмы упрочнения.

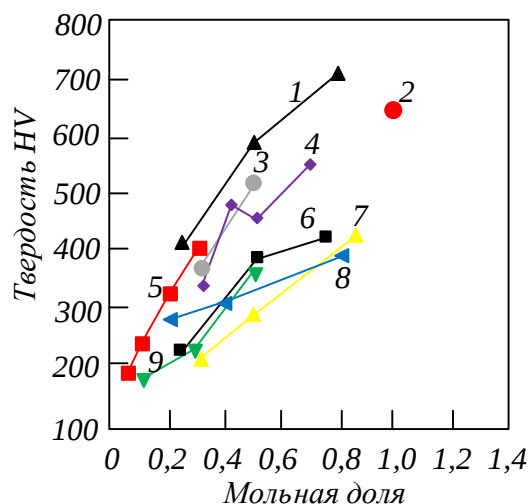


Рис. 2. Влияние мольной доли легирующих элементов на твердость сплава Cantor [10]:

1 – FeCoCrNiNb_x ; 2 – FeNiMnCrNiV ; 3 – FeCoFeNiTi_x ; 4 – FeCoFeNiTa_x ; 5 – FeCoCrNiY_x ; 6 – FeNiMnCr0,75Al_x ; 7 – FeCoCrNiMo_x ; 8 – FeCoCrMnNiC_x ; 9 – FeCoCrMnNiSn_x

Fig. 2. The effect of the molar fraction of alloying elements on the microhardness of the Cantor alloy [10]

1 – FeCoCrNiNb_x ; 2 – FeNiMnCrNiV ; 3 – FeCoFeNiTi_x ; 4 – FeCoFeNiTa_x ; 5 – FeCoCrNiY_x ; 6 – FeNiMnCr0,75Al_x ; 7 – FeCoCrNiMo_x ; 8 – FeCoCrMnNiC_x ; 9 – FeCoCrMnNiSn_x

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy alloys. Springer. *Advanced structured materials*. 2021;107:110. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-78364-8>
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375-377:213–218. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
- Осинцев К.А., Громов В.Е., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Панченко И.А. Высокоэнтропийные сплавы: структура, механические свойства, механизмы деформации и применение. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(4):249–258. EDN: SPVHFX; <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
- Громов В.Е., Рубанникова Ю.А., Коновалов С.В., Осинцев К.А., Воробьев С.В. Формирование улучшенных механических свойств высокоэнтропийного сплава Cantor. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2021;64(8):599–605. EDN: NREFWK; <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
- Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Ефимов М.О., Шлярова Ю.А., Панченко И.А., Коновалов С.В. Структура зоны контакта наплавка-подложка, подвергнутой электронно-пучковой обработке. *Письма в журнал технической физики*. 2023; 49(6):26–31. EDN: DZFBKL; <https://doi.org/10.21883/PJTF.2023.06.54813.19410>

6. Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В., Шугуров В.В., Ефимов М.О., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Панченко И.А. Шлярова Ю.А. Структура и свойства высокоэнтропийного сплава, подвергнутого электронно-ионно-плазменной обработке. *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2022;(4):102–116. EDN: FBKTJE. https://doi.org/10.54826/19979258_2022_4_102
7. Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:729–742. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.325>
8. Menou E., Tancrét F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rivera Díaz-Del-Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): Obtainment of an extremely high specific solid solution hardening. *Scripta Materialia*. 2018;156:120–123. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.024>
9. Tapia A.J.S.E., Yim D., Kim H.S., Lee B.-J. An approach for screening single phase high-entropy alloys using an in-house thermodynamic database. *Intermetallics*. 2018;101:56–63. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.07.009>
10. Kumar Soni V., Kumar Sinha A. Effect of alloying elements, phases and heat treatments on properties of high-entropy alloys: A Review. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023;76(4):897–914. <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02777-1>
11. Kao Yu.F., Chen T.J., Chen S.K., Ye J.V. Microstructure and mechanical property of as-cast, homogenized, and -deformed $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($0 \leq x \leq 2$) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;488(1):57–64. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090>
12. Fan K.K., Li B.S., Zhang Y. J. Influence of Al and Cu elements on the microstructure and properties of $(\text{FeCrNiCo})\text{Al}_x\text{Cu}_y$ high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;614:203–210. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.06.090>
13. Moravcik I., Cizek J., Kovacova Z., Nejezchlebova J., Kitzmantel M., Neubauer E., Kubena I., Hornik V., Dlouhy I. Mechanical and microstructural characterization of powder metallurgy CoCrNi medium entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;701:370–380. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.086>
14. Ge W., Wu B., Wang S., Xu S., Shang C., Zhang Z., Wang Y. Characterization and properties of CuZrAlTiNi high entropy alloy coating obtained by mechanical alloying and vacuum hot pressing sintering. *Advanced Powder Technology*. 2017;28:2556–2563. <https://doi.org/10.1016/j.appt.2017.07.006>
15. Karpets M.V., Myslyvchenko O.M., Makarenko O.S., Gorban V.F., Krapivka M.O. Mechanical Properties and Formation of Phases in High-Entropy CrFeNiCuCoAl_x Alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2015;54:344–352. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9720-9>
16. You D., Yang G., Choa Y.H., Kim J.K. Crack-resistant σ /FCC interfaces in the Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ high entropy alloy with the dispersed σ -phase. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;831:142039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142039>
17. Cao Z.H., Zhai G.Y., Ma Y.J., Ding L.P., Li P.F., Liu H.L., Lu H.M., Cai Y.P., Wang G.J., Meng X.K. Evolution of interfacial character and its influence on strain hardening in dual-phase high entropy alloys at nanoscale. *International Journal of Plasticity*. 2021;145:103081. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2021.103081>
18. Nong Zh., Zhu J., Yang X., Yu H., Lai Z., Wuha J. Effects of annealing on microstructure, mechanical and electrical properties of AlCrCuFeMnTi high entropy alloy. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.* 2013;28:1196–1200. <https://doi.org/10.1007/s11595-013-0844-9>
19. Chao Q., Joseph J., Annasamy M., Hodgson P., Barnett M.R., Fabijanic D. Al_xCoCrFeNi high entropy alloys from metal scrap: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;976:173002. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.173002>
20. Colombini E., Garzoni A., Giovanardi R., Veronesi P., Casagrande A. Al, Cu and Zr addition to high entropy alloys: The effect on recrystallization temperature. *Materials Science Forum*. 2018;941:1137–1142. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.941.1137>
21. Peng S., Lu Z., Gao S., Li H. Improved microstructure and mechanical properties of ODS-CoCrFeNiMn high entropy alloys by different Ti, Zr and Y₂O₃ addition. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;935(2):168166. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168166>
22. Huo W., Zhou H., Fang F., Xie Z., Jiang J. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZr_x eutectic high-entropy alloys. *Materials & Design*. 2017;134:226–233. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.030>
23. Campari E.G., Casagrande A., Colombini E., Gualtieri M.L., Veronesi P. The effect of Zr

- addition on melting temperature, microstructure, recrystallization and mechanical properties of a Cantor high entropy alloy. *Materials*. 2021;14(20):5994.
<https://doi.org/10.3390/ma14205994>
24. Liu W.H., He J.Y., Huang H.L., Wang X., Lu Z.P., Liu C.T. Effects of Nb additions on the microstructure and mechanical property of CoCrFeNi high-entropy alloys. *Intermetallics*. 2015;60:1–8.
<https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2015.01.004>
 25. He F., Wang Z., Cheng P., Wang Q., Li J., Dang Y., Wang J., Liu C.T. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;656:284–289.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.153>
 26. Ma S.G., Zhang Y. Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2012;532:480–486.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.110>
 27. Abbasi E., Dehghani K. Phase prediction and microstructure of centrifugally cast non-equiatom Co–Cr–Fe–Mn–Ni(Nb,C) high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:292–299.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.329>
 28. Qin G., Li Z., Chen R., Zheng H., Fan C., Wang L., Su Y., Ding H., Guo J., Fu H. CoCrFeMnNi high-entropy alloys reinforced with Laves phase by adding Nb and Ti elements. *Journal of Materials Research*. 2019;34(6):1–10.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2018.468>
 29. Li R., Zhang V., Zhang Yu., Liao P.K. The effects of phase transformation on the microstructure and mechanical behavior of FeNiMnCr₇₅Al_x high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;138(725):138–147
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.007>
 30. Zhang L.J., Zhang M.D., Zhou Z., Fan J.T., Cui P., Yu P. F., Jing C., Ma M. Z., Liao P.K., Li G., Liu R.P. Effects of rare-earth element, Y, additions on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;437(725):437–446
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.058>
 31. Shun T., Chang L., Shiu M. Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMo_x alloys. *Materials Characterization*. 2012;70:63–67.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.05.005>
 32. Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O. N. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;591:11–21.
<http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.210>
 33. Shun T.T., Chang L.Y., Shiu M.H. Microstructures and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiTi_x alloys. *Materials Science and Engineering*. 2012;556:170–174.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.075>
 34. Ai C., He F., Guo M., Zhou J., Wang Z., Yuan Z., Guo Y., Liu Y., Liu L. Alloy design, micromechanical and macromechanical properties of CoCrFeNiTa_x eutectic high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;735:2653–2662.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.015>
 35. Nagase T., Kakeshita T., Matsumura K., Nakazawa K., Furuya S., Ozoe N., Yoshino K. Development of Fe–Co–Cr–Mn–Ni–C high entropy cast iron (HE cast iron) available for casting in air atmosphere. *Materials and Design*. 2019;184:108172.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108172>
 36. He F., Wang Z., Cheng P., Wang Q., Li J., Dang Y., Wang J., Liu C.T. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;656:284–289.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.153>

REFERENCES

1. Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Osintsev K.A. Structure and properties of high-entropy alloys. Springer. *Advanced structured materials*. 2021;107:110.
<https://doi.org/10.1007/978-3-030-78364-8>
2. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;375-377:213–218.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>
3. Osintsev K.A., Gromov V.E., Konovalov S.V., Ivanov Yu.F., Panchenko I.A. High-entropy alloys: Structure, mechanical properties, deformation mechanisms and application. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(4):249–258. (In Russ.). EDN: SPVHFX;
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-4-249-258>
4. Gromov V.E., Rubannikova Yu.A., Konovalov S.V., Osintsev K.A., Vorob'ev S.V. Generation of increased mechanical properties of Cantor high entropy alloy. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2021;64(8):599-605. (In Russ.). EDN: NREFWK.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2021-8-599-605>
5. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Efimov M.O., Shlyarova Yu.A., Panchenko I.A., Konovalov S.V. The structure of the surfacing contact zone is a sub-

- strate subjected to electron beam processing. *Pis'ma v zhurnal tekhnicheskoi fiziki*. 2023;49(6):26–31. (In Russ.). EDN: DZFBKL; <https://doi.org/10.21883/PJTF.2023.06.54813.19410>
6. Ivanov Yu.F., Gromov V.E., Kononov S.V., Shugurov V.V., Efimov M.O., Teresov A.D., Petrikova E.A., Panchenko I.A. Shlyarova Yu.A. Structure and properties of a high-entropy alloy subjected to electron-ion-plasma treatment. *Problemy chernoi metallurgii i materialovedeniya*. 2022;(4):102–116. (In Russ.). EDN: FBKTJE; https://doi.org/10.54826/19979258_2022_4_102
 7. Senkov O.N., Zhang C., Pilchak A.L., Payton E.J., Woodward C., Zhang F. CALPHAD-aided development of quaternary multi-principal element refractory alloys based on NbTiZr. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:729–742. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.325>
 8. Menou E., Tancrét F., Toda-Caraballo I., Ramstein G., Castany P., Bertrand E., Gautier N., Rivera Díaz-Del-Castillo P.E.J. Computational design of light and strong high entropy alloys (HEA): Obtainment of an extremely high specific solid solution hardening. *Scripta Materialia*. 2018;156:120–123. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.024>
 9. Tapia A.J.S.E., Yim D., Kim H.S., Lee B.-J. An approach for screening single phase high-entropy alloys using an in-house thermodynamic database. *Intermetallics*. 2018;101:56–63. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2018.07.009>
 10. Kumar Soni V., Kumar Sinha A. Effect of alloying elements, phases and heat treatments on properties of high-entropy alloys: A Review. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023;76(4):897–914. <https://doi.org/10.1007/s12666-022-02777-1>
 11. Kao Yu.F., Chen T.J., Chen S.K., Ye J.V. Microstructure and mechanical property of as-cast, -homogenized, and -deformed $\text{Al}_x\text{CoCrFeNi}$ ($0 \leq x \leq 2$) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;488(1):57–64. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090>
 12. Fan K.K., Li B.S., Zhang Y.J. Influence of Al and Cu elements on the microstructure and properties of $(\text{FeCrNiCo})\text{Al}_x\text{Cu}_y$ high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;614: 203–210. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2014.06.090>
 13. Moravcik I., Cizek J., Kovacova Z., Nejezchlebova J., Kitzmantel M., Neubauer E., Kubena I., Hornik V., Dlouhy I. Mechanical and microstructural characterization of powder metallurgy CoCrNi medium entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2017;701:370–380. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.06.086>
 14. Ge W., Wu B., Wang S., Xu S., Shang C., Zhang Z., Wang Y. Characterization and properties of CuZrAlTiNi high entropy alloy coating obtained by mechanical alloying and vacuum hot pressing sintering. *Advanced Powder Technology*. 2017;28:2556–2563. <https://doi.org/10.1016/j.appt.2017.07.006>
 15. Karpets M.V., Myslyvchenko O.M., Makarenko O.S., Gorban V.F., Krapivka M.O. Mechanical Properties and Formation of Phases in High-Entropy CrFeNiCuCoAl_x Alloys. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2015;54:344–352. <https://doi.org/10.1007/s11106-015-9720-9>
 16. You D., Yang G., Choa Y.H., Kim J.K. Crack-resistant σ /FCC interfaces in the Fe₄₀Mn₄₀Co₁₀Cr₁₀ high entropy alloy with the dispersed σ -phase. *Materials Science and Engineering: A*. 2022;831:142039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142039>
 17. Cao Z.H., Zhai G.Y., Ma Y.J., Ding L.P., Li P.F., Liu H.L., Lu H.M., Cai Y.P., Wang G.J., Meng X.K. Evolution of interfacial character and its influence on strain hardening in dual-phase high entropy alloys at nanoscale. *International Journal of Plasticity*. 2021;145:103081. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2021.103081>
 18. Nong Zh., Zhu J., Yang X., Yu H., Lai Z., Wuha J. Effects of annealing on microstructure, mechanical and electrical properties of AlCrCuFeMnTi high entropy alloy. *Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed*. 2013;28:1196–1200. <https://doi.org/10.1007/s11595-013-0844-9>
 19. Chao Q., Joseph J., Annasamy M., Hodgson P., Barnett M.R., Fabijanic D. Al_xCoCrFeNi high entropy alloys from metal scrap: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024;976:173002. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.173002>
 20. Colombini E., Garzoni A., Giovanardi R., Veronesi P., Casagrande A. Al, Cu and Zr addition to High Entropy Alloys: The Effect on Recrystallization Temperature. *Materials Science Forum*. 2018;941:1137–1142. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.941.1137>
 21. Peng S., Lu Z., Gao S., Li H. Improved microstructure and mechanical properties of ODS-CoCrFeNiMn high entropy alloys by different Ti, Zr and Y₂O₃ addition. *Journal of Alloys and Compounds*. 2023;935(2):168166. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168166>
 22. Huo W., Zhou H., Fang F., Xie Z., Jiang J. Microstructure and mechanical properties of

- CoCrFeNiZr_x eutectic high-entropy alloys. *Materials & Design*. 2017;134:226–233.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.030>
23. Campari E.G., Casagrande A., Colombini E., Gualtieri M. L. Veronesi P. The effect of Zr addition on melting temperature, microstructure, recrystallization and mechanical properties of a Cantor high entropy alloy. *Materials*. 2021;14(20):5994.
<https://doi.org/10.3390/ma14205994>
 24. Liu W.H., He J.Y., Huang H.L., Wang X., Lu Z.P., Liu C.T. Effects of Nb additions on the microstructure and mechanical property of CoCrFeNi high-entropy alloys. *Intermetallics*. 2015;60:1–8.
<https://doi.org/10.1016/J.INTERMET.2015.01.004>
 25. He F., Wang Z., Cheng P., Wang Q., Li J., Dang Y., Wang J., Liu C.T. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;656:284–289.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.153>
 26. Ma S.G., Zhang Y. Effect of Nb addition on the microstructure and properties of AlCoCrFeNi high-entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2012; 532: 480–486.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.10.110>
 27. Abbasi E., Dehghani K. Phase prediction and microstructure of centrifugally cast non-equiatomic Co–Cr–Fe–Mn–Ni(Nb,C) high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;783:292–299.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.329>
 28. Qin G., Li Z., Chen R., Zheng H., Fan C., Wang L., Su Y., Ding H., Guo J., Fu H. CoCrFeMnNi high-entropy alloys reinforced with Laves phase by adding Nb and Ti elements. *Journal of Materials Research*. 2019;34(6):1–10.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2018.468>
 29. Li R., Zhang V., Zhang Yu., Liao P.K. The effects of phase transformation on the microstructure and mechanical behavior of FeNiMnCr₇₅Al_x high-entropy alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;138(725):138–147.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.007>
 30. Zhang L.J., Zhang M.D., Zhou Z., Fan J.T., Cui P., Yu P. F., Jing C., Ma M. Z., Liao P.K., Li G., Liu R.P. Effects of rare-earth element, Y, additions on the microstructure and mechanical properties of CoCrFeNi high entropy alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2018;437(725):437–446
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.058>
 31. Shun T., Chang L., Shiu M. Microstructure and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiMo_x alloys. *Materials Characterization*. 2012;70:63–67.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.05.005>
 32. Salishchev G.A., Tikhonovsky M.A., Shaysultanov D.G., Stepanov N.D., Kuznetsov A.V., Kolodiy I.V., Tortika A.S., Senkov O. N. Effect of Mn and V on structure and mechanical properties of high-entropy alloys based on CoCrFeNi system. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014;591:11–21.
<http://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.210>
 33. Shun T.T., Chang L.Y., Shiu M.H. Microstructures and mechanical properties of multiprincipal component CoCrFeNiTi_x alloys. *Materials Science and Engineering*. 2012;556:170–174.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.06.075>
 34. Ai C., He F., Guo M., Zhou J., Wang Z., Yuan Z., Guo Y., Liu Y., Liu L. Alloy design, micromechanical and macromechanical properties of CoCrFeNiTa_x eutectic high entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;735:2653–2662.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.015>
 35. Nagase T., Kakeshita T., Matsumura K., Nakazawa K., Furuya S., Ozoe N., Yoshino K. Development of Fe–Co–Cr–Mn–Ni–C high entropy cast iron (HE cast iron) available for casting in air atmosphere. *Materials and Design*. 2019;184:108172.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108172>
 36. He F., Wang Z., Cheng P., Wang Q., Li J., Dang Y., Wang J., Liu C.T. Designing eutectic high entropy alloys of CoCrFeNiNb_x. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;656:284–289.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.09.153>

Сведения об авторах:

Михаил Олегович Ефимов, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин им. профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: moefimov@mail.ru
ORCID: 0000-0002-4890-3730

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.sibsui.ru
ORCID: 0000-0002-5147-5343
SPIN-код: 2834-4090

Сергей Валерьевич Коновалов, д.т.н., профессор, проректор по научной и инновационной деятельности, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: konovalov@sibsui.ru
ORCID: 0000-0003-4809-8660
SPIN-код: 4391-7210

Ирина Алексеевна Панченко, к.т.н., доцент, заведующий научной лаборатории электронной микро-

скопии и обработки изображений, Сибирский государственный индустриальный университет

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

ORCID: 0000-0002-1631-9644

SPIN-код: 4253-6679

Александр Петрович Семин, к.т.н., старший научный сотрудник, доцент кафедры инженерных конструкций, строительных технологий и материалов, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: syomin53@gmail.com

ORCID: 0000-0002-3989-7420

SPIN-код: 3170-1385

Information about the authors:

Mikhail O. Efimov, Candidate of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University

E-mail: moefimov@mail.ru

ORCID: 0000-0002-4890-3730

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

E-mail: gromov@physics.sibsiu.ru

ORCID: 0000-0002-5147-5343

SPIN-код: 2834-4090

Sergei V. Konovalov, Dr. Sci. (Eng.), Professor, Vice-Rector for Research and Innovation, Siberian State Industrial University

E-mail: konovalov@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0003-4809-8660

SPIN-код: 4391-7210

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

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

ORCID: 0000-0002-1631-9644

SPIN-код: 4253-6679

Aleksandr P. Semin, Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Associate Professor of the Department of Engineering Structures, Building Technologies and Materials, Siberian State Industrial University

E-mail: syomin53@gmail.com

ORCID: 0000-0002-3989-7420

SPIN-код: 3170-1385

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 06.10.2023

После доработки 23.05.2024

Принята к публикации 27.05.2024

Received 06.10.2023

Revised 23.05.2024

Accepted 27.05.2024

Краткое сообщение

УДК 621.791:624

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-79-84

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ВОССТАНОВЛЕНИЯ WO₃ ТИТАНОМ

© 2024 г. Н. А. Козырев¹, Ю. В. Бендре², Л. П. Башенко², А. В. Жуков²,
В. М. Шурупов²

¹Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (Россия, 105005, Москва, ул. Радио, 23/9)

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

Аннотация. В работе рассмотрена эффективность применения технологии прямого легирования вольфрамом при наплавке под флюсом из порошковых проволок, содержащих в качестве наполнителя оксид вольфрама WO₃ и восстановители. Показано, что при электродуговом разряде в процессе наплавки могут образовываться вольфрам и (или) химические соединения вольфрама (карбиды, силициды, бориды и другие соединения), в связи с этим возможно использование таких порошковых проволок. Проволоки были опробованы в лабораторных и полупромышленных условиях. Настоящая работа посвящена термодинамической оценке возможности восстановления оксида вольфрама WO₃ титаном. Проведены термодинамические расчеты реакций восстановления оксида вольфрама WO₃ с использованием титана до температуры 3000 К в стандартных условиях с получением вольфрама и оксидов титана TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂. Необходимые для оценки восстановительных свойств термодинамические характеристики реакций в стандартных условиях [$\Delta_r H^\circ(T)$, $\Delta_r S^\circ(T)$, $\Delta_r G^\circ(T)$] для веществ в кристаллическом и жидком состояниях рассчитаны в температурном интервале сварочной дуги 1500 – 6000 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 WO₃, W, Ti, TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅, Ti₄O₇, TiO₂. В результате проведенного термодинамического анализа по термодинамическим характеристикам реакций определено, что в результате восстановления WO₃ титаном до температуры 2100 К термодинамически наиболее вероятно получение оксида TiO₂, при температуре выше 2100 К наиболее вероятно образование оксида Ti₄O₇. Термодинамически наименее вероятно образование оксидов TiO, Ti₂O₃, Ti₃O₅.

Ключевые слова: термодинамика, восстановление, оксид вольфрама, титан, неметаллические включения

Для цитирования: Козырев Н.А., Бендре Ю.В., Башенко Л.П., Жуков А.В., Шурупов В.М. Термодинамические аспекты восстановления WO₃ титаном. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):79–84. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-79-84](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-79-84)

Short report

THERMODYNAMIC ASPECTS OF RECOVERY WO₃ TITANIUM

© 2024 N. A. Kozyrev¹, Yu. V. Bendre², L. P. Bashchenko², A. V. Zhukov²,
V. M. Shurupov²

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. The paper considers the effectiveness of the technology of direct alloying with tungsten in submerged welding of powdered wires containing WO₃ tungsten oxide and reducing agents as a filler. It is shown that during electric arc discharge, tungsten and (or) chemical compounds of tungsten (carbides, silicides, borides

and other compounds) can be formed during the surfacing process. In this regard, it is possible to use such powder wires: they have been tested in laboratory and semi-industrial conditions. This work is devoted to the thermodynamic assessment of the possibility of reducing tungsten oxide WO_3 with titanium. Thermodynamic calculations of reactions of recovery of tungsten oxide WO_3 using titanium to a temperature of 3000 K under standard conditions were carried out to obtain tungsten and titanium oxides TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 , Ti_4O_7 , TiO_2 . The thermodynamic characteristics of reactions necessary for the assessment of reducing properties under standard conditions [$\Delta_r H^\circ(T)$, $\Delta_r S^\circ(T)$, $\Delta_r G^\circ(T)$] for substances in crystalline and liquid states are calculated in the temperature interval of the welding arc 1500 – 6000 K according to thermodynamic properties свойствам [$[H^\circ(T) - H^\circ(298.15\text{ K})]$, $S^\circ(T)$, $\Delta_f H^\circ(298.15\text{ K})$] reagents WO_3 , W, Ti, TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 , Ti_4O_7 , TiO_2 . As a result of the thermodynamic analysis of the thermodynamic characteristics of the reactions, it was determined that as a result of the reduction of WO_3 by titanium to a temperature of 2100 K, the production of TiO_2 is thermodynamically most likely, at temperatures above 2100 K, the formation of Ti_4O_7 is most likely. Thermodynamically, the production of TiO , Ti_2O_3 , and Ti_3O_5 oxides is the least likely.

Keywords: thermodynamics, reduction, tungsten oxide, titanium, non-metallic inclusions

For citation: Kozyrev N.A., Bendre Yu.V., Bashchenko L.P., Zhukov A.V., Shurupov V.M. Thermodynamic aspects of WO_3 reduction by titanium. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):79–84. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-79-84](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-79-84)

Введение

Для наплавки сталей с высокой износостойкостью в настоящее время применяются проволоки, содержащие вольфрам. В качестве наполнителей восстановленный вольфрам можно использовать в различном виде: в виде ферросплавов [1 – 3], лигатур [4 – 7], металлического порошка различной степени чистоты [8 – 11]. Рациональное использование вольфрама особенно актуально и востребовано из-за высокой стоимости его получения и недостаточно большого количества запасов [12 – 14].

Одним из путей решения вопросов повышения полезного использования вольфрама является проведение теоретических – термодинамических – расчетов. В работах [15, 16] продемонстрирована высокая эффективность применения технологии прямого легирования вольфрамом при наплавке под флюсом из порошковых проволок. Наполнителями в процессах прямого легирования используются, с одной стороны – оксид вольфрама WO_3 , с другой – восстановители [17, 18].

При наплавке могут образовываться вольфрам и (или) различные химические соединения вольфрама (карбиды, силициды, бориды и другие).

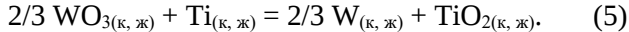
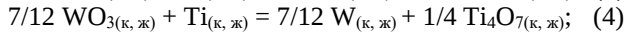
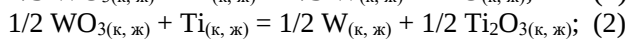
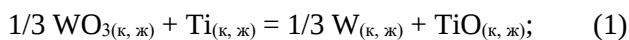
Для изучения возможности применения порошковых проволок, содержащих вольфрам, проведены лабораторные и полупромышленные исследования [19].

Целью настоящей работы является проведение термодинамической оценки возможности восстановления оксида вольфрама WO_3 титаном.

Проведение исследований и обсуждение результатов

Для термодинамической оценки вероятности восстановления оксида вольфрама WO_3 титаном

с получением вольфрама рассмотрены следующие реакции:



Термодинамические характеристики реакций (1) – (5), необходимые для оценки восстановительных свойств, рассчитаны в стандартных условиях [$\Delta_r H^\circ(T)$, $\Delta_r S^\circ(T)$, $\Delta_r G^\circ(T)$]. Для проведения расчетов использованы известные методы, описанные в работе [21]. Рассматривали вещества в кристаллическом (к) и жидком (ж) состояниях. Расчеты проведены в температурном интервале сварочной дуги 1500 – 6000 К. Термодинамические свойства [$[H^\circ(T) - H^\circ(298,15\text{ K})]$, $S^\circ(T)$, $\Delta_f H^\circ(298,15\text{ K})$] реагентов WO_3 , W, Ti, TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 , Ti_4O_7 , TiO_2 взяты из справочника [22].

Рассчитанные значения стандартной энергии Гиббса реакций (1) – (5) в зависимости от температуры приведены в таблице и на рис. 1.

Из анализа приведенных данных следует, что наиболее термодинамически вероятной реакцией восстановления оксида вольфрама WO_3 является реакция (5) – восстановление титаном до вольфрама с получением оксида TiO_2 в интервале температур 1500 – 2100 К. При температурах выше 2100 К наиболее вероятно протекание реакции (4) с образованием оксида Ti_4O_7 . Термодинамически наименее вероятно получение оксидов TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 . Таким образом, в составе неметаллических включений после наплавки проволокой, содержащей оксид вольфрама WO_3 и титан, вероятно получение оксидов TiO_2 и Ti_4O_7 .

Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (5) в зависимости от температуры
Standard Gibbs energies of reactions (1) – (5) depending on temperature

Реакция	$\Delta_r G^\circ(T)$, кДж, при T, К			
	1500	2000	2500	3000
1	-245,807	-238,444	-233,919	-228,601
2	-323,452	-313,288	-302,588	-292,993
3	-341,657	-331,713	-324,151	-316,793
4	-348,073	-337,182	-328,537	-318,712
5	-363,216	-344,959	-325,394	-308,679

Выводы

Проведена оценка термодинамических свойств $[\Delta_r H^\circ(T), \Delta_r G^\circ(T)]$ восстановительных реакций оксида вольфрама WO_3 титаном (пять реакций) с образованием вольфрама и оксидов TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 , Ti_4O_7 , TiO_2 .

Показано, что наиболее термодинамически вероятной реакцией восстановления WO_3 при температурах до 2100 К является реакция с получением оксида TiO_2 , а при температуре выше 2100 К наиболее вероятно протекание реакции с образованием оксида Ti_4O_7 . Термодинамически наименее вероятно получение оксидов TiO , Ti_2O_3 , Ti_3O_5 . Таким образом, в составе неметаллических включений после наплавки проволокой, содержащей оксид вольфрама WO_3 и титан, вероятно получение оксидов TiO_2 и Ti_4O_7 .

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kirchgassner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear Journal*. 2008;265:772–779.
2. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrase deposits against abrasion. *Weld International*. 2009;23:706–716.
3. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *Materials Processing Technology*. 2005;164-165:1056–1061.
4. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Welding*. 2010;89:133–139.
5. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*. 2008;22:796–800.
6. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of wear-resistant deposits by MAG welding with a flux-cored wire having graphite in its filling. *Welding International*. 2005;20:961–976.
7. Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y. Wear and high temperature oxidation behavior of wire arc sprayed iron based coatings. *Surface Engineering*. 2014;30:784–790.
8. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance. *Surface Engineering*. 2016;46:1–7.

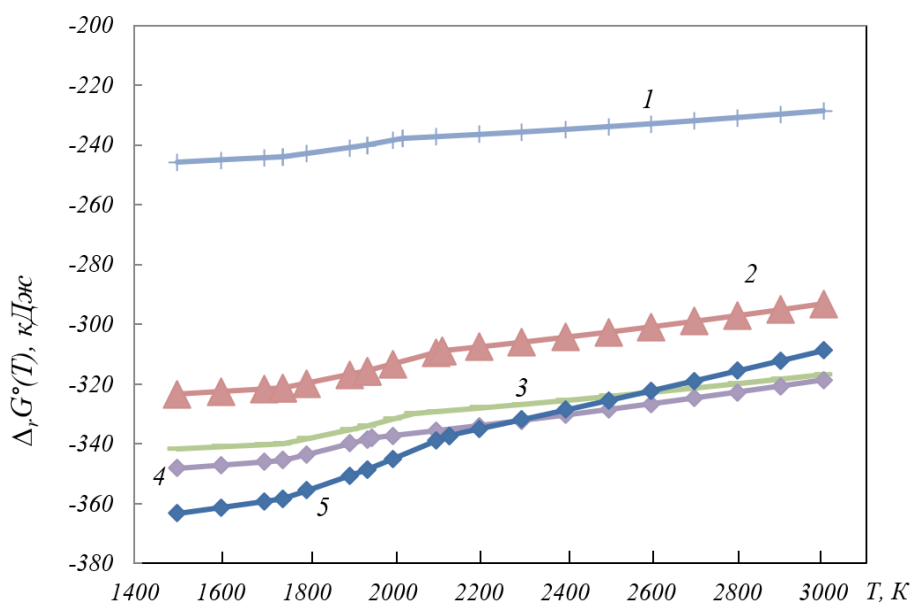


Рис. 1. Стандартные энергии Гиббса реакций (1) – (5) в зависимости от температуры
 Fig. 1. Standard Gibbs energies of reactions (1) – (5) depending on temperature

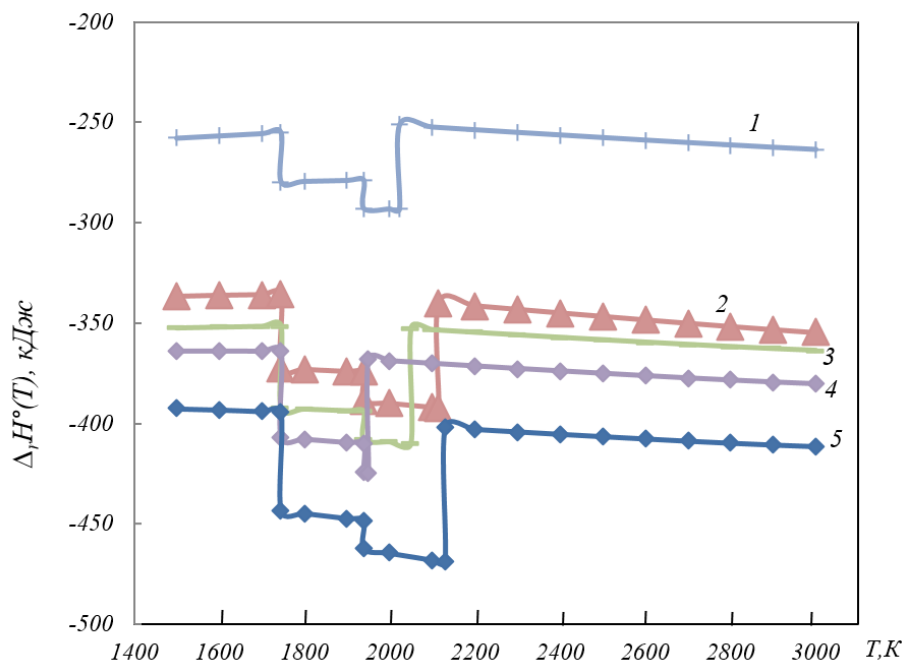


Рис. 2. Стандартные энтальпии реакций (1) – (5) в зависимости от температуры
Fig. 2. Standard enthalpy of reactions (1) – (5) depending on temperature

9. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium-carbon austenite. *Welding International*. 2015;29:819–822.
10. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy. *Materials Science and Technology*. 2014;30(3):316–322.
11. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC–Co composite hard coatings. *Surface Engineering*. 1997;13(3):247–250.
12. Zhuk Yu. Super-Hard Wear-Resistant Coating Systems. *Materials Technology*. 1999;14:126–129.
13. Hardell J., Yousfi A., Lund M., Pelcastre L., Prakash B. Abrasive wear behaviour of hardened high strength boron steel. *Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces*. 2014;8(2):90–97.
14. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016;32(4):320–327.
15. Бендре Ю.В., Горюшкин В.Ф., Крюков Р.Е., Козырев Н.А., Шурупов В.М. Некоторые термодинамические аспекты восстановления вольфрама из оксида WO_3 кремнием. *Известия вузов. Черная Metallургия*. 2017;60(6):481–485. EDN: YTPPDN. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-6-481-485>
16. Крюков Р.Е., Горюшкин В.Ф., Бендре Ю.В., Башенко Л.П., Козырев Н.А. Некоторые термодинамические аспекты восстановления Cr_2O_3 углеродом. *Известия вузов. Черная Metallургия*. 2019;62(12):950–956. EDN: ZAWJMT. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-12-950-956>
17. Самсонов Г.В., Винницкий И.М. *Тугоплавкие соединения*. Москва: Metallургия, 1976:560.
18. Падекин В.П., Рахимов К.З. *Производство порошковой проволоки*. Москва: Metallургия, 1979:80.
19. Геллер Ю.А. *Инструментальные стали*. Москва: Metallургия, 1975:584.
20. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. Б.Е. Патона. Москва: Metallургия, 1974:768.
21. *Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочник. Т. 1. Кн. 1* / Под ред. В.П. Глушко, Л.В. Гурвич, И.В. Вейц и др. Москва: Наука, 1978:440.
22. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0 [Электронный ре-сурс]: data compiled and evaluated by M.W. Chase, C.A. Davies, J.R. Dawney, D.J. Frurip, R.A. McDonald, A.N. Syvernd. URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf> (дата обращения: 02.02.2024).

REFERENCES

1. Kirchgassner M., Badisch E., Franek F. Behaviour of iron-based hardfacing alloys under abrasion and impact. *Wear Journal*. 2008;265:772–779.
2. Azzoni M. Directions and developments in the types of hard phases to be applied in abrase

- deposits against abrasion. *Weld International*. 2009;23:706–716.
3. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Janicki D., Lisiecki A. Abrasion resistance of GMA metal cored wires surfaced deposits. *Materials Processing Technology*. 2005;164-165:1056–1061.
 4. Wang Q., Li X. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe–Cr–C hardfacing alloys. *Welding*. 2010;89:133–139.
 5. Metlitskii V.A. Flux-cored wires for arc welding and surfacing of cast iron. *Welding International*. 2008;22:796–800.
 6. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of Wear-Resistant Deposits by MAG Welding with a Flux-Cored Wire Having Graphite in Its Filling. *Welding International*. 2005;20:961–976.
 7. Li R., He D.Y., Zhou Z., Wang Z.J., Song X.Y. Wear and high temperature oxidation behavior of wire arc sprayed iron based coatings. *Surface Engineering*. 2014;30:784–790.
 8. Ma H.R., Chen X.Y., Li J.W., Chang C.T., Wang G., Li H., Wang X.M., Li R.W. Fe-based amorphous coating with high corrosion and wear resistance. *Surface Engineering*. 2016;46:1–7.
 9. Filippov M.A., Shumyakov V.I., Balin S.A., Zhilin A.S., Lehchilo V.V., Rimer G.A. Structure and wear resistance of deposited alloys based on metastable chromium-carbon austenite. *Welding International*. 2015;29:819–822.
 10. Liu D.S., Liu R.P., Wei Y.H. Influence of tungsten on microstructure and wear resistance of iron base hardfacing alloy. *Materials Science and Technology*. 2014;30(3):316–322.
 11. Lim S.C., Gupta M., Goh Y.S., Seow K.C. Wear resistant WC–Co composite hard coatings. *Surface Engineering*. 1997;13(3):247–250.
 12. Zhuk Yu. Super-Hard Wear-Resistant Coating Systems. *Materials Technology*. 1999;14:126–129.
 13. Hardell J., Yousfi A., Lund M., Pelcastre L., Prakash B. Abrasive wear behaviour of hardened high strength boron steel. *Tribology – Materials, Surfaces & Interfaces*. 2014;8(2):90–97.
 14. Deng X.T., Fu T.L., Wang Z.D., Misra R.D.K., Wang G.D. Epsilon carbide precipitation and wear behaviour of low alloy wear resistant steels. *Materials Science and Technology*. 2016;32(4):320–327.
 15. Bendre Yu.V., Goryushkin V.F., Kryukov R.E., Kozyrev N.A., Shurupov V.M. Some thermodynamic aspects of the reduction of tungsten from WO₃ oxide by silicon. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2017;60(6):481–485. (In Russ.). EDN: YTPPDN.
 16. Kryukov R.E., Goryushkin V.F., Bendre Yu.V., Bashchenko L.P., Kozyrev N.A. Some thermodynamic aspects of Cr₂O₃ reduction by carbon. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2019;62(12):950–956. (In Russ.). EDN: ZAWJMT; <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-12-950-956>
 17. Samsonov G.V., Vinnitsky I.M. *Refractory compounds*. Moscow: Metallurgiya, 1976:560. (In Russ.).
 18. Patsekin V.P., Rakhimov K.Z. *Production of powder wire*. Moscow: Metallurgy, 1979:80. (In Russ.).
 19. Geller Yu.A. *Tool steels*. Moscow: Metallurgy, 1975:584. (In Russ.).
 20. *Technology of electric welding of metals and alloys by melting* / B.E. Paton ed. Moscow: Metallurgy, 1974:768. (In Russ.).
 21. *Thermodynamic properties of individual substances: Handbook. Vol. 1. Book 1* / V.P. Glushko, L.V. Gurvich, I.V. Veits et al. eds. Moscow: Nauka, 1978:440. (In Russ.).
 22. NIST-JANAF Thermochemical Tables 1985. Version 1.0. M.W. Chase, C.A. Davies, J.R. Dawney, D.J. Frurip, R.A. Mc Donald, A.N. Syvernd. Available at URL: <http://kinetics.nist.gov/janaf> (Accessed: 02.02.2024).
- Сведения об авторах:**
Николай Анатольевич Козырев, д.т.н., профессор, директор 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
SPIN-код: 6496-5250
- Юлия Владимировна Бендре**, к.х.н., доцент кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: bendre@list.ru
SPIN-код: 2114-9430
- Людмила Петровна Бащенко**, к.т.н., доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: luda.baschenko@gmail.com
ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145
- Андрей Владимирович Жуков**, аспирант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: svarka42@mail.ru

Вадим Михайлович Шурупов, аспирант кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: shurupovvm@sgaz.pro

Information about the authors:

Nikolai A. Kozyrev, Dr. Sci. (Eng.), Prof., 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
SPIN-код: 6496-5250

Yuliya V. Bendre, Cand. Sci. (Chem.), Associate Prof. of the Department of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: bendre@list.ru
SPIN-код: 2114-9430

Lyudmila P. Bashchenko, Cand. Sci. (Eng.), Associate Prof. of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University
E-mail: luda.baschenko@gmail.com

ORCID: 0000-0003-1878-909X
SPIN-код: 5942-8145

Andrei V. Zhukov, Postgraduate student of the Department of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: svarka42@mail.ru

Vadim M. Shurupov, Postgraduate student of the Department of Ferrous Metallurgy and Chemical Technology, Siberian State Industrial University
E-mail: shurupovvm@sgaz.pro

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 02.02.2024

После доработки 23.05.2024

Принята к публикации 29.05.2024

Received 02.02.2024

Revised 23.05.2024

Accepted 29.05.2024

Оригинальная статья

УДК 621.791.05:620.179

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-85-93

АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ПОЛЕЙ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ НА РАССТОЯНИИ ОТ ЗОН ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ СТАЛИ

© 2024 г. Н. В. Абабков

Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева (Россия, 650000, Кемеровская обл. – Кузбасс, Кемерово, ул. Весенняя, 28)

Аннотация. Выполнен анализ различий структурно-фазового состояния и полей внутренних напряжений в зонах локализации деформации и на расстоянии 1 мм от нее для образцов из теплоустойчивой стали марки 12Х1МФ. Исследование микроструктуры образцов осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах. Показано, что структура металла всех исследованных участков образцов после деформации до образования зон устойчивой локализации деформаций состоит из феррита и перлита. Занимающий основную часть объема материала феррит присутствует как не фрагментированный, так и фрагментированный. Выявлены отличия в структурно-фазовом состоянии в металле образцов из стали марки 12Х1МФ в зонах устойчивой локализации деформации и на расстоянии от нее. Установленные различия заключаются как в разном процентном соотношении морфологических составляющих микроструктуры (феррита и перлита), в том числе в содержании фрагментированной и не фрагментированной дислокационной субструктуры, так и в количественных показателях (скалярной и избыточной плотности дислокаций, кривизны-кручения кристаллической решетки, амплитуды полей внутренних сдвиговых и далекодействующих напряжений). Установлено, что после кратковременного испытания до достижения устойчивой локализации деформации не весь объем металла образца имеет одинаковую микроструктуру. Установленные различия структурно-фазового состояния и полей внутренних напряжений в зонах локализации деформации и на расстоянии 1 мм от нее для образцов из теплоустойчивой стали марки 12Х1МФ свидетельствуют о том, что именно в зонах локализации деформации возникновение микротрещин имеет наибольшую вероятность.

Ключевые слова: структурно-фазовое состояние, поля внутренних напряжений, плотность дислокаций, зона локализации деформации, теплоустойчивая сталь, длительная эксплуатация

Благодарности: автор выражает признательность А.Н. Смирнову, профессору кафедры «Технологии машиностроения», КузГТУ; В.И. Данилову, в.н.с. лаборатории физики прочности ИФПМ СО РАН; Н.А. Поповой и Е.Л. Никоненко, сотрудникам кафедры ФХиТМ ТГАСУ за помощь в обсуждении результатов исследований.

Для цитирования: Абабков Н.В. Анализ структурно-фазового состояния и полей внутренних напряжений на расстоянии от зоны локализации деформации для образцов из теплоустойчивой стали. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):85–93. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-85-93](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-85-93)

Original article

ANALYSIS OF STRUCTURAL-PHASE STATE AND INTERNAL STRESS FIELDS AT A DISTANCE FROM THE ZONE OF DEFORMATION LOCALIZATION FOR SPECIMENS MADE OF HEAT-RESISTANT STEEL

© 2024 N. V. Ababkov

T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University (28 Vesennyya str., Kemerovo, Kemerovo region – Kuzbass, 650000, Russia)

Abstract. The analysis of differences in the structural-phase state and internal stress fields in the deformation localization zones and at a distance of 1 mm from it for samples made of heat-resistant steel grade 12X1MF is performed. The microstructure of the samples was studied by transmission electron microscopy on thin foils. It is shown that the metal structure of all the studied sections of the samples after deformation before the formation of zones of stable localization of deformations consists of ferrite and perlite. Ferrite, which occupies the main part of the volume of the material, is present both non-fragmented and fragmented. Differences in the structural and phase state in the metal of 12X1MF steel samples in the zones of stable localization of deformation and at a distance from it were revealed. The established differences are both in the different percentage of morphological components of the microstructure (ferrite and perlite), including the content of fragmented and non-fragmented dislocation substructure, and in quantitative indicators (scalar and excessive dislocation density, curvature-torsion of the crystal lattice, amplitudes of the fields of internal shear and long-range stresses). It was found that after a short-term test until stable localization of deformation is achieved, not the entire metal volume of the sample has the same microstructure. The established differences in the structural-phase state and internal stress fields in the deformation localization zones and at a distance of 1 mm from it for samples made of heat-resistant steel grade 12X1MF indicate that it is in the deformation localization zones that the occurrence of microcracks is most likely.

Keywords: structural-phase state, internal stress fields, dislocation density, deformation localization zone, heat-resistant steel, long-term operation

Acknowledgements: author expresses gratitude to Smirnov A.N., professor of the Department of Mechanical Engineering Technology of KuzSTU, Danilov V.I., senior researcher of Laboratory of Strength Physics, Institute of Physics and Applied Mathematics SB RAS, Popova N.A. and Nikonenko E.L., employees of the Department of Physics and Technology of TSASU for their assistance in discussing the research results.

For citation: Ababkov N.V. Analysis of structural-phase state and internal stress fields at a distance from the zone of deformation localization for specimens made of heat-resistant steel. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):85–93. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-85-93](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-85-93)

Введение

Обеспечение надежности материалов различных конструкций остается актуальной проблемой в настоящее время [1; 2]. В последние годы эта проблема становится все более актуальной в связи с сокращением срока службы конструкций из-за изменения структуры и свойств материала в процессе эксплуатации. В следствие этого необходимо совершенствовать методики по продлению ресурса при длительной эксплуатации. Решение этой проблемы требует глубокого изучения закономерностей накопления повреждений и выявления главных механизмов разрушения. Необходимость оценки вероятности разрушения и установление связей между статистически-

ми свойствами материала и механизмом разрушения связаны также с тем, что деградация структуры металла в процессе длительной эксплуатации увеличивает риск преждевременного разрушения конструкций. Процесс зарождения и накопления дефектов может быть интенсифицирован при необратимом изменении структуры материала в процессе длительной эксплуатации.

Безопасная эксплуатация металлоконструкций основана на сохранении комплекса механических свойств материала на протяжении всего срока эксплуатации. Тем не менее механические свойства имеют тенденцию к деградации от действующих напряжений [3 – 6]; коррозионной среды [7]; циклического нагружения [8]; оста-

точных напряжений [9]; температуры [10 – 13]; дефектов, появляющихся в процессе длительной эксплуатации [14 – 16]. При этом как изменению микроструктурных параметров, так и накоплению дефектов и внутренних напряжений, оказывающих существенное влияние на упрочнение и растрескивание материала в процессе эксплуатации, уделяется мало внимания.

Целью настоящей работы является исследование и сопоставление качественных и количественных показателей структурно-фазового состояния, а также полей внутренних напряжений стали марки 12Х1МФ после одноосного растяжения до стабильной локализации деформации, в зоне локализации деформации и на расстоянии от нее.

Материалы и экспериментальные процедуры

Исследование проводили на образцах стали марки 12Х1МФ после длительной эксплуатации (260 000 ч) и испытаний на одноосное растяжение [17 – 22] непосредственно в зоне локализации деформации и на расстоянии 1 мм от нее. Химический состав (ГОСТ 20072 – 74) стали марки 12Х1МФ следующий: 0,08 – 1,15 % С; 0,15 – 0,30 % V; 0,17 – 0,37 % Si; менее 0,20 % Cu; 0,25 – 0,35 % Mo; 0,40 – 0,70 % Mn; менее 0,30 % Ni; 0,90 – 1,20 % Cr; менее 0,025 % P; менее 0,025 % S; остальное Fe.

Структуру и фазовый состав стали исследовали методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг на электронном микроскопе ЭМ-125 с ускоряющим напряжением 125 кВ. Рабочее увеличение колонны микроскопа составляло 25000х. В результате исследования для каждого образца была проведена классификация морфологических особенностей микроструктуры, определен состав фаз матрицы стали и перечень присутствующих фаз и их локализация, а также рассчитаны следующие микроструктурные параметры: объемная доля структурных составляющих стали P_v ; плотность распределения и объемная доля карбидных частиц; скалярная ρ и избыточная $\rho_{\pm}$ плотности дислокаций; кривизна-кручение кристаллической решетки χ ; амплитуда полей внутренних напряжений σ . Все количественные микроструктурные параметры измеряли как для каждого структурного компонента стали, так и для каждого образца в целом. Все полученные данные подвергали статистической обработке.

Фазовый анализ проводили по изображениям, идентифицированным по микродифракционным картинкам и темнопольным изображениям, полученным с помощью соответствующих отражателей. Линейный размер и скалярную плотность дисло-

каций определяли методом секущих по стандартным методикам. Избыточную плотность дислокаций $\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_-$ (где ρ_+ и ρ_- – плотности положительно и отрицательно заряженных дислокаций) определяли с использованием ориентационного градиента (или градиента кристаллической решетки кривизна-кручение χ), измеренного локально [23]. Кривизну-кручение кристаллической решетки χ определяли наличием в материале изгибных экстинкционных контуров [24]. Внутренние напряжения σ были установлены двух видов: сдвиговые напряжения (дислокационные «лес») σ_l – поля напряжений, созданные дислокационными микроструктурами [25; 26]; дальнедействующие напряжения σ_d – моментные (локальные) напряжения, создаваемые в местах с избыточной плотностью дислокаций в материале $\rho_{\pm}$ ($\rho_{\pm} = \rho_+ - \rho_- \neq 0$) [27 – 30].

Результаты и обсуждение

Ранее было исследовано влияние исходного состояния на структурно-фазовое состояние и внутренние напряжения в зонах локализации деформации образцов из теплоустойчивой стали марки 12Х1МФ [31]. Было установлено, что морфологическими составляющими α -фазы являются перлит и феррит (рис. 1). Объемная доля перлита и феррита составляет 20 и 80 %. Перлит практически полностью разрушен в зоне локализованной деформации (рис. 1). Объемная доля цемента в зернах перлита составляет 4,8 %.

Феррит присутствует в не фрагментированном и фрагментированном видах (рис. 1). Объемные доли не фрагментированного и фрагментированного феррита составляют 10 и 70 %. Не фрагментированный феррит представлен в структуре феррито-карбидной смесью, причем частицы карбида $Me_{23}C_6$ находятся внутри зерен феррита. В зернах не фрагментированного феррита размер частиц в среднем составляет 38 нм, объемная доля карбидных частиц в зернах не фрагментированного феррита – 0,35 %.

Дислокационная субструктура поляризована и имеет сетчатый тип в зернах нефрагментированного феррита. Среднее значение скалярной плотности дислокаций составляет $2,48 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; амплитуда кривизны-кручения – 535 см^{-1} ; избыточная плотность дислокаций – $2,14 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\rho > \rho_{\pm}$). Средняя амплитуда напряжения сдвига σ_l составляет 315 МПа; средняя амплитуда дальнедействующих (локальных) напряжений σ_d – 290 МПа ($\sigma_l > \sigma_d$). В зернах не фрагментированного феррита изгиб-кручение кристаллической решетки обусловлен дислокационной субструктурой и имеет пластический характер, как и

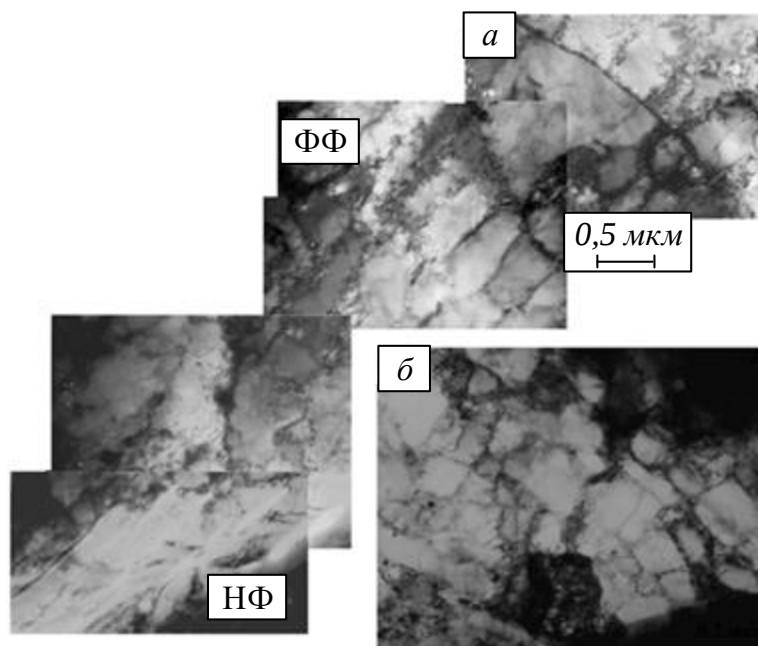


Рис. 1. Изображение структуры образцов из стали марки 12Х1МФ после длительной эксплуатации:
 а – фрагментированный феррит с анизотропными фрагментами (ФФ) и не фрагментированный феррит (НФ);
 б – фрагментированный феррит с изотропными фрагментами

Fig. 1. Image of the structure of 12X1MF steel samples after long-term operation:
 а – fragmented ferrite with anisotropic fragments and unfragmented ferrite; б – fragmented ferrite with isotropic fragments

в зернах перлита. В зернах фрагментированного феррита присутствуют как анизотропные (рис. 1, а), так и изотропные (рис. 1, б) фрагменты. Границы фрагментов четкие. Дислокации, которые образуют сетчатую субструктуру, находятся внутри фрагментов.

Во фрагментированном феррите обнаружены частицы карбида $Me_{23}C_6$, которые располагаются как на границах фрагментов, так и внутри. Частицы, присутствующие внутри фрагментов на дислокациях, имеют округлую форму. Средний размер этих частиц 24 нм, а объемная доля составляет 0,30 %. Средний размер частиц, расположенных на границах фрагментов составляет 32 нм, а объемная доля – 1,68 %.

Дислокационная субструктура внутри фрагментов состоит из дислокационных сеток, как и в нефрагментированном феррите. Скалярная плотность дислокаций составляет $2,60 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Таким образом, скалярная плотность дислокаций имеет тенденцию к уменьшению внутри фрагментов; увеличивается поляризация дислокационной структуры. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки во фрагментах увеличивается до 900 см^{-1} . Избыточная плотность дислокаций, определенная по формуле $\rho_{\pm} = \chi/b$ (где b – вектор Бюргерса), составляет $3,6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и значительно превышает скалярную плотность дислокаций. Из этого следует, что изгиб-кручение кристаллической решетки α -фазы носит упруго-пластический характер ($\sigma_d = \sigma_d^{\text{пл}} + \sigma_d^{\text{упр}}$). Среднее напряжение сдвига $\sigma_d = 320 \text{ МПа}$, моментные (локальные) напря-

жения $\sigma_d = 660 \text{ МПа}$, причем пластическая составляющая – 320 МПа, упругая – 340 МПа. Во фрагментированном феррите выполняется условие $\sigma_{\text{дл}} < \sigma_d$, хотя величина σ_d незначительно превышает величину $\sigma_{\text{дл}}$. Однако это свидетельствует о том, что именно эти участки материала могут привести к появлению микротрещин.

При исследовании структурно-фазового состояния и полей внутренних напряжений на расстоянии 1 мм от зоны локализованной деформации для образцов из стали марки 12Х1МФ после эксплуатации без разрушения установлено, что морфологическими составляющими α -фазы являются перлит и феррит. Объемная доля перлита составляет 22 %, феррита – 78 %. Характерные изображения феррито-перлитной микроструктуры показаны на рис. 2 и 3. Перлит на расстоянии 1 мм от зоны локализованной деформации практически полностью разрушен (рис. 2). Четко идентифицировать его можно только по микродифракционным картинкам (рис. 2). Объемная доля цементита в перлитных зернах составляет 7,8 %. Тип дислокационной субструктуры между прослойками феррита сетчатый. Скалярная плотность дислокаций равна $3,40 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В перлитных зернах также выявлена поляризация дислокационной субструктуры. Амплитуда кривизны-кручения, определенная по ширине изгиба экстинкционных контуров, $\chi = 505 \text{ см}^{-1}$, а избыточная плотность дислокаций составляет $2,02 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\rho > \rho_{\pm}$). Средняя

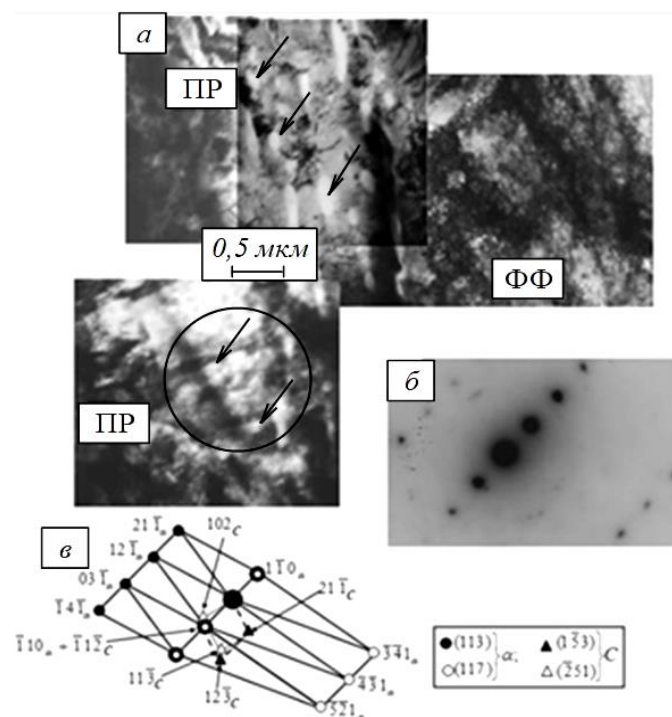


Рис. 2. Изображение структуры образцов из стали марки 12Х1МФ после длительной эксплуатации на расстоянии 1 мм от зоны локализованной деформации (феррита и перлита):

a – светлопольное изображение; *б* – микродифракционная картина, полученная с участка, отмеченного окружностью на поз. *a*; *в* – индифицированная схема (присутствуют рефлексы, относящиеся к цементиту и α-фазе); ПР – разрушенный перлит (стрелками отмечены частицы цементита)

Fig. 2. An image of the structure of samples made of 12X1MF steel after prolonged operation at a distance of 1 mm from the zone of localization of deformation (ferrite and perlite):

a – a light-field image; *б* – a microdiffraction pattern obtained from the area marked with a circle in pos. *a*; *в* – an integrated circuit (there are reflexes related to cementite and α-phase); ПР – destroyed perlite (arrows indicate cementite particles)

амплитуда напряжения сдвига $\sigma_d = 365$ МПа, а среднее значение амплитуды дальнедействующих (локальных) напряжений $\sigma_d = 280$ МПа ($\sigma_d > \sigma_d$). Таким образом, в зернах перлита изгиб-кручение кристаллической решетки феррита также обусловлен дислокационной субструктурой и является чисто пластическим.

Установлено наличие как не фрагментированного, так и фрагментированного феррита (рис. 3). Объемные доли не фрагментированного и фрагментированного феррита составляют 15 и 63 %. В исследованном материале зерна не фрагментированного феррита состоят из феррито-карбидной смеси, при этом частицы карбида $Me_{23}C_6$, имеющие округлую форму, находятся внутри зерен феррита. В зернах нефрагментированного феррита размер частиц выровнялся и в среднем составляет 42 нм. Объемная доля карбидных частиц в зернах не фрагментированного феррита 0,47 %. Как и в прослойках феррита перлитных зерен во всех зернах не фрагментированного феррита тип дислокационной субструктуры сетчатый. Средняя скалярная плотность дислокаций составляет $2,79 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

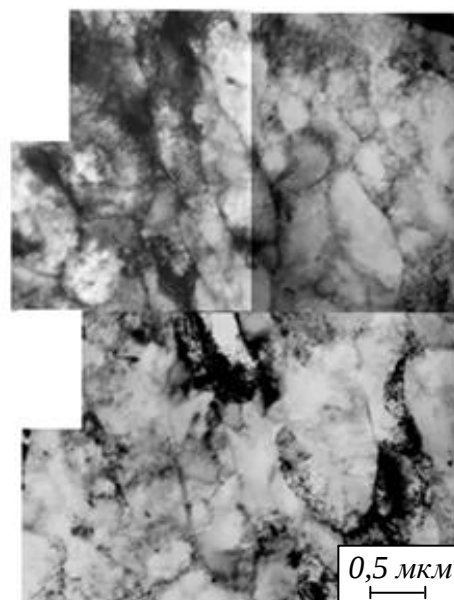


Рис. 3. Изображение структуры образцов из стали марки 12Х1МФ после длительной эксплуатации на расстоянии 1 мм от зоны локализованной деформации (фрагментированный феррит)

Fig. 3. Image of the structure of samples made of 12X1MF steel after prolonged operation at a distance of 1 mm from the zone of localized deformation (fragmented ferrite)

Дислокационная структура поляризована как и в перлитных зернах. Амплитуда кривизны-кручения, определенная по ширине изгиба экстинкционных контуров, составляет 500 см^{-1} , избыточная плотность дислокаций – $2,0 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ($\rho > \rho_{\pm}$). Были измерены внутренние напряжения: средняя амплитуда напряжения сдвига 310 МПа; средняя амплитуда дальнедействующих (локальных) напряжений 280 МПа ($\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$). Из этого следует, что в не фрагментированном феррите, как и в зернах перлита, изгиб-кручение кристаллической решетки обусловлен дислокационной субструктурой и является чисто пластическим. В зернах фрагментированного феррита присутствуют теперь как анизотропные, так и изотропные фрагменты. Границы фрагментов довольно четкие и состоят из дислокаций. Тип дислокационной субструктуры внутри фрагментов содержит дислокации, образующие сетки. Частицы карбида Me_{23}C_6 обнаружены как на границах, так и внутри фрагментов, которые обладают округлой формой (средний размер 28 нм, объемная доля – 0,47 %); частицы на границах фрагментов крупнее (среднего размера 36 нм, объемная доля – 1,0 %).

Тип дислокационной субструктуры внутри фрагментов, как и в не фрагментированном феррите сетчатый. Скалярная плотность дислокаций составляет $2,79 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки во фрагментах составляет 485 см^{-1} , а избыточная плотность дислокаций – $1,94 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$; $\sigma_{\text{д}} = 280 \text{ МПа}$; $\sigma_{\text{л}} = 335 \text{ МПа}$. Поэтому условия $\rho > \rho_{\pm}$ и $\sigma_{\text{л}} > \sigma_{\text{д}}$ выполняются как и для не фрагментированного феррита, а изгиб-кручение кристаллической решетки также является чисто пластическим.

Сопоставление количественных показателей структурно-фазового состояния (скалярная и избыточная плотности дислокаций, амплитуды полей внутренних напряжений) показывает, что в зонах локализации деформации опасность зарождения микротрещин гораздо выше, чем на расстоянии от них.

Выводы

Выполнен анализ структурно-фазового состояния и полей внутренних напряжений на расстоянии от зон локализации деформации для образцов из теплоустойчивой стали. Микроструктура металла всех исследованных участков образцов после деформации до образования зон устойчивой локализации деформаций состоит из феррита и перлита. Занимающий большую часть объема материала феррит представлен как не фрагментированный, так и фрагментированный. Анализ качественных и количественных показателей структурно-фазового состояния позволил

выявить различия в металле образцов из стали марки 12Х1МФ в зонах устойчивой локализации деформации и на расстоянии от нее. Показано, что после кратковременных испытаний до устойчивой локализации деформации образцов не весь объем металла представлен одинаковой микроструктурой. Сопоставление количественных показателей структурно-фазового состояния (скалярная и избыточная плотность дислокаций, амплитуды полей внутренних напряжений) показало, что в зонах локализации деформации опасность зарождения микротрещин гораздо выше, чем на расстоянии от них.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ключев В.В. *Деградация диагностики без-опасности*. Москва: Издательский дом «Спектр». 2012:128. EDN: SFDDCN.
2. Багмутов В.П., Белов Е.Г., Божко И.А., Будовских Е.А., Ващук Е.С. и др. *Структурно-фазовые состояния перспективных металлических материалов*. Новокузнецк: Изд-во НПК. 2009:613. EDN: SNBGKB.
3. Grib V.V., Petrova I.M., Romanov A.N. Estimation of the probability of mechanical systems breakdown by technical state modelling. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2016;45(5):433–437. <https://doi.org/10.3103/S1052618816050095>
4. Ботвина Л.Р., Будыева В.Г., Остапенко А.А., Тютин М.Р., Демина Ю.А., Солдатенков А.П., Жаркова Н.А. Механические свойства и механизмы разрушения крупногабаритных емкостей из сплава АМгб после длительной эксплуатации. *Деформация и разрушение материалов*. 2013;12:28–35.
5. Demina Y.A., Tyutin M.R., Marchenkov A.Y., Levin V.P., Botvina L.R. Effect of Long-Term Operation on the Physical and Mechanical Properties and the Fracture Mechanisms of X70 Pipeline Steels. *Russ. Metall*. 2022;2022:452–462. <https://doi.org/10.1134/s0036029522040127>
6. Romanov A.N., Filimonova N.I. Deformation Resistance and Damage Accumulation of Unstable Structural Material under Cyclic Elastoplastic Deformation. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2019;48(5):440–445. <https://doi.org/10.3103/S1052618819050108>
7. Тихомирова Е.А., Рыбников А.И., Гецов Л.Б. Изменение структуры и свойств монокристаллических жаропрочных сплавов в процессе длительной эксплуатации. *Металловедение и термическая обработка*. 2017;1(739):33–38.
8. Демченко М.В., Кузеев И.Р. Закономерности изменения морфологии рельефа по-

- верхности сварного соединения нефтегазового оборудования в условиях эксплуатации. *Нанотехнологии в строительстве*. 2018;10(4):39–56.
9. Polyakov A., Kuksenova L.I., Alekseeva M.S. Methodological Foundations for Choosing the Materials for Gears according to Wear Resistance Criteria. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2019;48(4):328–335. <https://doi.org/10.3103/S1052618819040125>.
 10. Петрова И.М., Гадолина И.В., Ботвина Л.Р., Демина Ю.А., Тютин М.Р. Влияние длительного старения на характеристики усталости стали 45. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2011;77(1):58–61.
 11. Makhutov N.A., Gadenin M.M., Odintsev I.N., Razumovsky I.A. Methods of the calculation and experimental determination of the local residual stresses under spectrum development of complex loading. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2015;44(6):531–538. <https://doi.org/10.3103/S1052618815060096>
 12. Горынин И.В., Тимофеев Б.Т. Деградация свойств конструкционных материалов при длительном воздействии эксплуатационных температур. *Вопросы материаловедения*. 2011;1(65):41–59.
 13. Константинов В.М., Пучков Э.П., Галимский А.И. Особенности эксплуатации и свойства конструкционных сталей при работе в условиях климатического холода. *Ползуновский альманах*. 2014;2:41–44.
 14. Romanov A.N. Damage accumulation and limit states under the low-cycle loading of structural softening steel. *Engineering Failure Analysis*. 2022;142:106836. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106836>
 15. Getsov L., Semenov A., Semenov S., Rybnikov A., Tikhomirova E. Thermal fatigue of single-crystal superalloys: experiments, crack-initiation and crack-propagation criteria. *Materials and technology*. 2015;49(5):773–778.
 16. Makhutov N.A., Gadenin M.M. Analysis and control of the strength, useful life, and safe operation risks of power plants with various kinds of energy commodities. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2022;51(1):37–45. <https://doi.org/10.3103/S105261882201006X>
 17. Зуев, Л.Б., Данилов В.И., Баранникова С.А., Плосков Н.А. О природе упругопластического инварианта деформации. *ЖТФ*. 2018;88(6):855–859.
 18. Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Zuev L.B. On the kinetics of mobile Chernov – Luders band fronts. *AIP Conference Proceedings*. 2016;1783:020035. <https://doi.org/10.1063/1.4966328>
 19. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in material with sharp yield point. *AIP Conference Proceedings*. 2015;1683:020058. <https://doi.org/10.1063/1.4932748>
 20. Ababkov N., Smirnov A., Danilov V., Zuev L., Popova N., Nikonenko E. Structural-phase state, mechanical properties, acoustic and magnetic characteristics in the sustainable deformation localization zones of power equipment made of structural and heat resistant steels. *Metals*. 2021;11(10). <https://doi.org/10.3390/met11101638>
 21. Danilov V.I., Orlova D.V., Zuev L.B. On the kinetics of localized plasticity domains emergent at the pre-failure stage of deformation process. *Materials and Design*. 2011;32:1554–1558. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.09.031>
 22. Zuev L.B. Chernov–Luders and Portevin–Le Chatelier deformations in active deformable media of different nature. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2017;58(2):328–334. <https://doi.org/10.1134/S0021894417020171>
 23. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения. *Известия вузов. Физика*. 1991;34(3):С. 56–70.
 24. Kononov S., Ivanov Y., Gromov V. Fatigue-induced evolution of AISI 310S steel microstructure after electron beam treatment. *Materials*. 2020;13(20):1–13. <https://doi.org/10.3390/ma13204567>
 25. Козлов Э.В., Попова Н.А., Кабанина О.В., Климашин С.И., Громов В.Е. Эволюция фазового состава, дефектной структуры, внутренних напряжений и перераспределение углерода при отпуске литой конструкционной стали. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2007:177.
 26. Конева Н.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. Размер зерен и фрагментов микроуровня как фактор, определяющий плотность дислокаций. *Известия РАН. Серия физическая*. 2011;75(5):709–712.
 27. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Попова Н.А., Конева Н.А. Место дислокационной физики в многоуровневом подходе к пластической деформации. *Физическая мезомеханика*. 2011;14(3):95–110.
 28. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V. Structure, phase composition, and defect substructure of differentially quenched rail. *Steel in Translation*. 2014;44(12):883–885. <https://doi.org/10.3103/S0967091214120067>

29. Kozlov E. V., Popova N.A., Pekarskaya E.E., Koneva N.A., Zhdanov A.N. Subgrain structure and internal stress fields in UFG materials: problem of Hall–Petch relation. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;1-2:789–794. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.12.081>
 30. Смирнов А.Н., Козлов Э.В., Абабков Н.В., Купченко М.В. Современное методическое обеспечение для оценки состояния металла потенциально опасного оборудования. Часть 1. Микроскопия и рентгеноструктурный анализ. *Вестник Кузбасского государственного технического университета*. 2010;4:62–68.
 31. Абабков Н.В. Исследование структурно-фазового состояния и внутренних напряжений в зонах локализации деформации образцов из теплоустойчивой стали. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):135–141. [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-135-141](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-135-141)
- ### REFERENCES
1. Klyuev V.V. *Degradation of safety diagnostics*. Moscow: Izda-tel'skii dom «Spektr». 2012:128. EDN: SFDDCN. (In Russ.).
 2. Bagmutov V.P., Belov E.G., Bozhko I.A., Budovskikh E.A., Vashchuk E.S. etc. *Structural and phase states of promising metal materials*. Novokuznetsk: Izd-vo NPK. 2009:613. EDN: SNBGKB.
 3. Grib V.V., Petrova I.M., Romanov A.N. Estimation of the probability of mechanical systems breakdown by technical state modelling. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2016;45(5):433–437. <https://doi.org/10.3103/S1052618816050095>
 4. Botvina L.R., Budueva V.G., Ostapenko A.A., Tyutin M.R., Demina Yu.A., Soldatenkov A.P., Zharkova N.A. Mechanical properties and mechanisms of destruction of large-sized containers made of AMg6 alloy after prolonged operation. *Deformatsiya i razrushenie materialov*. 2013;12:28–35. (In Russ.).
 5. Demina Y.A., Tyutin M.R., Marchenkov A.Y., Levin V.P., Botvina L.R. Effect of Long-Term Operation on the Physical and Mechanical Properties and the Fracture Mechanisms of X70 Pipeline Steels. *Russ. Metall*. 2022;2022:452–462. <https://doi.org/10.1134/s0036029522040127>
 6. Romanov A.N., Filimonova N.I. Deformation Resistance and Damage Accumulation of Unstable Structural Material under Cyclic Elastoplastic Deformation. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2019;48(5):440–445. <https://doi.org/10.3103/S1052618819050108>
 7. Tikhomirova E.A., Rybnikov A.I., Getsov L.B. Changes in the structure and properties of monocrystalline heat-resistant alloys during long-term operation. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*. 2017;1(739):33–38. (In Russ.).
 8. Demchenko M.V., Kuzeev I.R. Patterns of change in the morphology of the surface relief of the welded joint of oil and gas equipment under operating conditions. *Nanotekhnologii v stroitel'stve*. 2018;10(4):39–56. (In Russ.).
 9. Polyakov A., Kuksenova L.I., Alekseeva M.S. Methodological Foundations for Choosing the Materials for Gears according to Wear Resistance Criteria. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2019;48(4):328–335. <https://doi.org/10.3103/S1052618819040125>
 10. Petrova I.M., Gadolina I.V., Botvina L.R., Demina Yu.A., Tyutin M.R. The effect of prolonged aging on the fatigue characteristics of steel 45. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov*. 2011;77(1):58–61. (In Russ.).
 11. Makhutov N.A., Gadenin M.M., Odintsev I.N., Razumovsky I.A. Methods of the calculation and experimental determination of the local residual stresses under spectrum development of complex loading. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2015;44(6):531–538. <https://doi.org/10.3103/S1052618815060096>
 12. Gorynin I.V., Timofeev B.T. Degradation of the properties of structural materials under prolonged exposure to operating temperatures. *Voprosy materialovedeniya*. 2011;1(65):41–59. (In Russ.).
 13. Konstantinov V.M., Puchkov E.P., Galimskii A.I. Features of operation and properties of structural steels when working in climatic cold conditions. *Polzunovskii al'manakh*. 2014;2:41–44. (In Russ.).
 14. Romanov A.N. Damage accumulation and limit states under the low-cycle loading of structural softening steel. *Engineering Failure Analysis*. 2022;142:106836. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2022.106836>
 15. Getsov L., Semenov A., Semenov S., Rybnikov A., Tikhomirova E. Thermal fatigue of single-crystal superalloys: experiments, crack-initiation and crack-propagation criteria. *Materials and technology*. 2015;49(5):773–778.
 16. Makhutov N.A., Gadenin M.M. Analysis and control of the strength, useful life, and safe operation risks of power plants with various kinds of energy commodities. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2022;51(1):37–45. <https://doi.org/10.3103/S105261882201006X>

17. Zuev, L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A., Ploskov N.A. On the nature of the elastoplastic invariant of deformation. *ZhTF*. 2018;88(6):855–859. (In Russ.).
18. Danilov V.I., Gorbatenko V.V., Zuev L.B. On the kinetics of mobile Chernov–Luders band fronts. *AIP Conference Proceedings*. 2016;1783:020035. <https://doi.org/10.1063/1.4966328>
19. Gorbatenko V.V., Danilov V.I., Zuev L.B. Elastoplastic transition in material with sharp yield point. *AIP Conference Proceedings*. 2015;1683:020058. <https://doi.org/10.1063/1.4932748>
20. Ababkov N., Smirnov A., Danilov V., Zuev L., Popova N., Nikonenko E. Structural-phase state, mechanical properties, acoustic and magnetic characteristics in the sustainable deformation localization zones of power equipment made of structural and heat resistant steels. *Metals*. 2021;11(10). <https://doi.org/10.3390/met11101638>
21. Danilov V.I., Orlova D.V., Zuev L.B. On the kinetics of localized plasticity domains emergent at the pre-failure stage of deformation process. *Materials and Design*. 2011;32:1554–1558. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.09.031>
22. Zuev L.B. Chernov–Luders and Portevin–Le Chatelier deformations in active deformable media of different nature. *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*. 2017;58(2):328–334. <https://doi.org/10.1134/S0021894417020171>
23. Конева Н.А., Козлов Э.В. Закономерности субструктурного упрочнения. *Известия вузов. Физика*. 1991;34(3):С. 56–70.
24. Konovalov S., Ivanov Y., Gromov V. Fatigue-induced evolution of AISI 310S steel microstructure after electron beam treatment. *Materials*. 2020;13(20):1–13. <https://doi.org/10.3390/ma13204567>
25. Kozlov E.V., Popova N.A., Kabanina O.V., Klimashin S.I., Gromov V.E. Evolution of phase composition, defective structure, internal stresses and carbon redistribution during tempering of cast structural steel. *Novokuznetsk: ITs SibGIU*, 2007:177. (In Russ.).
26. Koneva N.A., Popova N.A., Kozlov E.V. The size of grains and fragments of the microlevel as a factor determining the density of dislocations. *Izvestiya RAN. Seriya fizicheskaya*. 2011;75(5):709–712. (In Russ.).
27. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popova N.A., Koneva N.A. The place of dislocation physics in a multilevel approach to plastic deformation. *Fizicheskaya mezhmekhanika*. 2011;14(3):95–110. (In Russ.).
28. Gromov V.E., Yur'ev A.B., Morozov K.V., Ivanov Yu.F., Alsaraeva K.V. Structure, phase composition, and defect substructure of differentially quenched rail. *Steel in Translation*. 2014;44(12):883–885. <https://doi.org/10.3103/S0967091214120067>
29. Kozlov E. V., Popova N.A., Pekarskaya E.E., Koneva N.A., Zhdanov A.N. Subgrain structure and internal stress fields in UFG materials: problem of Hall–Petch relation. *Materials Science and Engineering: A*. 2004;1-2:789–794. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.12.081>
30. Smirnov A.N., Kozlov E.V., Ababkov N.V., Kupchenko M.V. Modern methodological support for assessing the state of metal of potentially dangerous equipment. Part 1. Microscopy and X-ray diffraction analysis. *Vestnik Kuzbasskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2010;4:62–68. (In Russ.).
31. Ababkov N.V. Study of the structural-phase state and internal stresses in zones of localized deformation of samples made of heat-resistant steel. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;1(47):135–141. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1\(47\)-135-141](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-1(47)-135-141)

Сведения об авторе:

Николай Викторович Абабков, к.т.н., доцент, заведующий кафедрой технологий машиностроения, Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева

E-mail: ababkovnv@kuzstu.ru

ORCID: 0000-0003-0794-8040

Information about the author:

Nikolay V. Ababkov, Cand. Sci., Associate Prof., Head of the Department of Mechanical Engineering Technologies, T.F. Gorbachev Kuzbass State Technical University

E-mail: ababkovnv@kuzstu.ru

ORCID: 0000-0003-0794-8040

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 02.02.2024

После доработки 26.02.2024

Принята к публикации 28.02.2024

Received 02.02.2024

Revised 26.02.2024

Accepted 28.02.2024

Оригинальная статья

УДК 621.7.04

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-94-102

**ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТОЛЩИНЫ ОТДЕЛЬНЫХ СЛОЕВ ПРИ
СБОРКЕ ПЯТИСЛОЙНОГО ОБРАЗЦА ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ**

© 2024 г. Е. А. Носова, А. С. Нешин

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

Аннотация. Развитие инновационной техники, прежде всего авиационно-космической, заставляет перейти от монометаллов к слоистым и многослойным материалам, сочетание различных металлов или сплавов могут обеспечить повышение эксплуатационных свойств и создание новых приборов и изделий. Алюминиево-литиевые сплавы обладают превосходными механическими, эксплуатационными и антикоррозионными свойствами, которые позволяют им конкурировать с традиционными сплавами, в том числе с полимерными композиционными материалами. Они являются привлекательными материалами для получения слоистых металлокомпозитов. С помощью холодной продольной прокатки получены образцы пятислойного металлокомпозита из алюминиево-литиевого сплава 1420, дюралюминия Д16 и технически чистого алюминия А0. Представлены фотоизображения макроструктуры полученных многослойных образцов, результаты измерения толщины слоев. По полученным результатам построены графики по изменению деформации слоев. Исследование макроструктуры образцов, полученных чередованием слоев из алюминиевых сплавов 1420 и Д16 со слоями из технического алюминия А0, а также из технического алюминия А0 без применения других сплавов, показало, что положение слоя и свойства материала влияют на степень деформации отдельных слоев. В образцах со сплавами 1420, Д16 и А0 слои алюминия, прилегающие к инструменту, испытывают наименьшую деформацию по сравнению с центральными слоями на первых трех переходах холодной прокатки. По мере увеличения числа проходов (до 5 – 6) степень деформации слоев выравнивается. Толщина внутреннего слоя практически не изменяется вплоть до последней прокатки во всех полученных сочетаниях материалов.

Ключевые слова: пятислойный металлокомпозит, алюминиевые сплавы, неравномерность изменения, толщина слоя, сборка, деформация

Для цитирования: Носова Е.А., Нешин А.С. Исследование изменения толщины отдельных слоев при сборке пятислойного образца из алюминиевых сплавов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):94–102. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-94-102](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-94-102)

Original article

**RESEARCH OF THICKNESS OF INDIVIDUAL LAYERS DURING THE ASSEMBLY
OF A FIVE-LAYER ALUMINIUM BASED SAMPLES**

© 2024 E. A. Nosova, A. S. Neshin

Samara National Research University named after Academician S. P. Korolev (34 Moskovskoye shosse, Samara, 443086, Russian Federation)

Abstract. The development of innovative technology, primarily aerospace technology, forces us to move from monometals to layered and multilayer materials, because the combination of various metals or alloys can provide improved performance properties and the creation of new devices and products. Aluminum-lithium alloys have excellent mechanical, performance and anti-corrosion properties, which allow them to compete with traditional alloys, including polymer composite materials. And that is why they are attractive materials

for producing layered metal composites. In this work, using cold longitudinal rolling, samples of a five-layer metal composite from aluminum-lithium alloy 1420, D16 duralumin and commercially pure A0 aluminum were obtained. Photo images of the macrostructure of the obtained multilayer samples and the results of measuring the thickness of the layers are presented. Based on the obtained measurement results, graphs were constructed for changes in the deformation of the layers. A study of the macrostructure of samples obtained by alternating layers of aluminum alloys 1420, D16 with layers of technical aluminum A0, as well as from technical aluminum A0 without the use of other alloys, showed that the position of the layer and the properties of the material affect the degree of deformation of individual layers. In the case of samples with alloys 1420, D16 and A0, the aluminum layers adjacent to the tool experience the least deformation compared to the central layers during the first 3 cold rolling transitions. As the number of transitions increases (to 5 – 6), the degree of deformation of the layers levels out. The thickness of the inner layer remains virtually unchanged until the last rolling in all resulting combinations of materials.

Keywords: five-layer metal composite, aluminum alloys, uneven change, layer thickness, assembly, deformation

For citation: Nosova, E.A., Neshin, A.S Research of thickness of individual layers during the as-sembly of a five-layer aluminium based samples. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):94–102. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-94-102](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-94-102)

Введение

Слоистые материалы традиционно вызывают интерес у конструкторов перспективных видов техники в связи с их высокими показателями прочности [1; 2], вибростойкости [3], магнитной восприимчивости [3], жаростойкости [4] и другим [5].

Многослойные материалы и слоистые композиты получают различными методами (совместной прокаткой, аддитивными технологиями, сваркой взрывом). Как правило, соединение отдельных слоев выполняется клеевыми составами или с помощью пластиков [6; 7]. Рассматриваемый способ не требует больших усилий, позволяет экономить дорогостоящие и дефицитные металлы, но требует решения вопросов утилизации отходов и рециклирования материалов, что связано с необходимостью разделения пластиков и металлов, а также раздельными способами их переработки.

Для соединения слоев металла между собой требуется степень деформации не менее 40 %. В этом случае достигается прочность соединения порядка 70 % от прочности металла основы. Применение для соединения слоев сварки взрывом, позволяющей реализовать указанную степень деформации, технологически сложно. Она применяется для ограниченной номенклатуры материалов и полуфабрикатов [8].

В работах [9 – 11] по соединению слоев сталей, медных и алюминиевых сплавов путем совместной прокатки заготовок были получены многослойные материалы и композиты, которые показали уникальные свойства (инварный эффект, высокую прочность и вибрационную стойкость).

Алюминиевые сплавы широко применяются в различных отраслях машиностроения,

авиастроения, ракетно-космической техники, судостроения и других. Существует ряд слоистых металл-полимерных композитов на основе сплавов В95, Д16, 1420, соединенных пластиками типа полиэтилена, полипропилена или их смеси [4; 5; 7], которые рекомендованы для изготовления обшивок и корпусных деталей. В связи с этим, вызывает практический интерес возможность соединения высокопрочных сплавов с помощью пластичного технически чистого алюминия методом совместной прокатки, а также степень деформации слоев для получения гарантированного равномерного строения слоистых образцов. Степень деформации отдельных слоев, необходимая для их соединения, может быть различной для относительно высокопрочных сплавов и менее прочного технического алюминия.

Объектом представленного исследования являлось изучение структуры многослойных и слоистых материалов на основе технического алюминия и алюминиевых сплавов 1420, Д16.

Целью настоящей работы является получение и исследование многослойных алюминиевых сплавов.

Методы и принципы исследования

В ходе настоящей работы были использованы листовые образцы из алюминивно-литиевого сплава 1420, дюралюминия Д16 и технически чистого алюминия А0.

Для изготовления образцов использована прямоугольная труба из технического алюминия шириной 10 мм, внутрь которой вставляли пластины сплава и в середину еще одну пластину алюминия А0 (рис. 1).

Использована холодная продольная прокатка, которую осуществляли в настоящей работе после

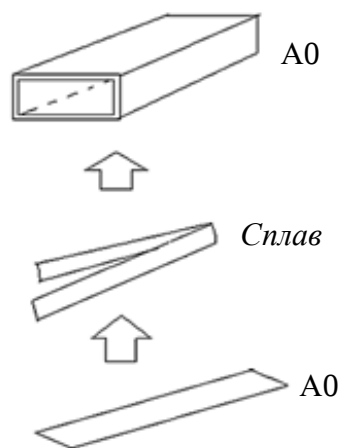


Рис. 1. Схема создания образцов
Fig. 1. Scheme for creating samples

сборки заготовок и проводили при комнатной температуре.

В результате были получены пятислойные образцы со сплавом 1420, Д16 и техническим алюминием А0. Процесс прокатки проведен на прокатном стане ГМ-945.

Образцы подвергали деформации с получением толщин $10 \text{ мм} \rightarrow 7 \text{ мм} \rightarrow 4 \text{ мм} \rightarrow 2 \text{ мм} \rightarrow 1 \text{ мм}$. Для оценки степени деформации материала при прокатке использовали относительную деформацию, которую рассчитывали по следующей формуле:

$$\varepsilon = \frac{H_0 - H_1}{H_0} 100 \% ; \quad (1)$$

здесь H_0 и H_1 – начальная и конечная толщина слоя или образца до прохода прокатки.

Относительное обжатие после каждой прокатки составило при $H_1 = 7 \text{ мм}$ $\varepsilon = 30 \%$; при $H_1 = 4 \text{ мм}$ $\varepsilon = 42,85 \%$; при $H_1 = 2 \text{ мм}$, $\varepsilon = 50 \%$; при $H_1 = 1 \text{ мм}$, $\varepsilon = 50 \%$.

Для восстановления пластичности образцы подвергали отжигу при температуре 480°C в течение 1 ч [11].

Для изучения неравномерности изменения толщины отдельных слоев после каждого этапа прокатки из заготовок отрезали образцы для изготовления шлифов.

Для изучения макроструктуры образцов применяли USB-камеру Espada U500X с 500-кратным увеличением.

Основные результаты

Макроструктура многослойных образцов представлена в табл. 1.

Анализ строения полученных образцов показывает, что прикладываемое усилие направлено на уменьшение толщины отдельных слоев. На

первых проходах образуется довольно ровное и качественное соединение отдельных слоев, однако неравномерность деформации и наличие различных условий трения на контактных поверхностях приводит к расслоению образцов на последних проходах.

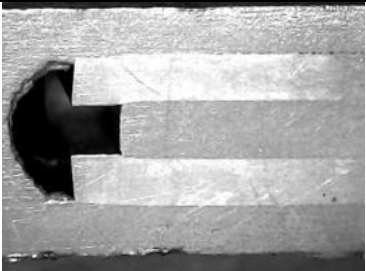
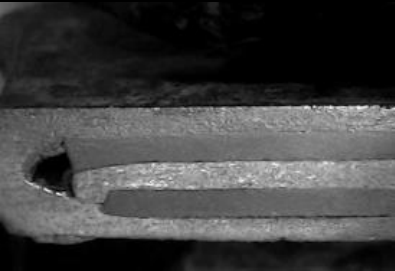
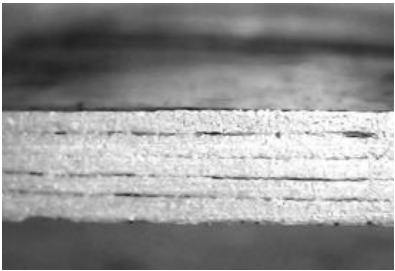
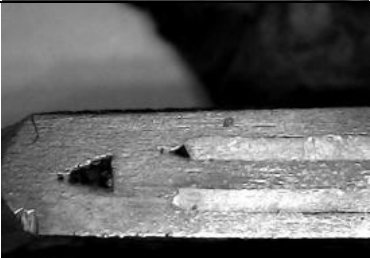
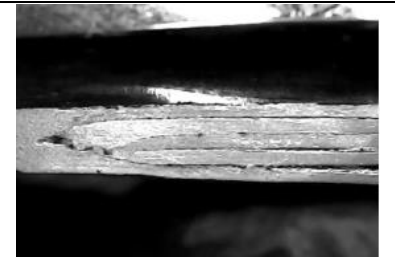
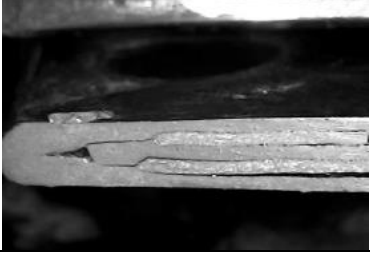
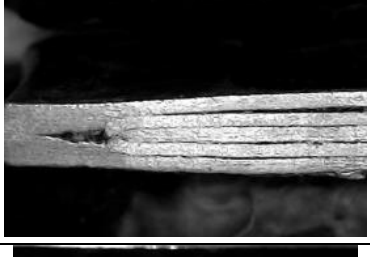
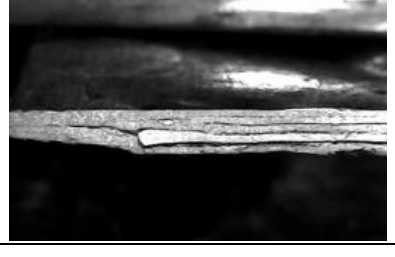
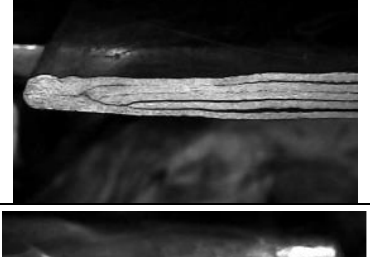
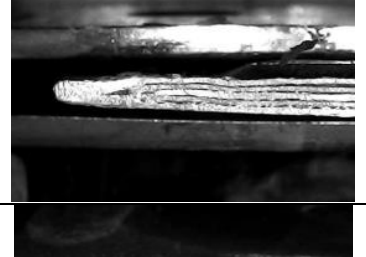
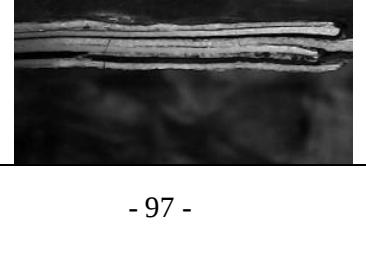
Результаты измерения толщины слоев каждого шлифа представлены в табл. 2. По полученным данным построены графики изменения деформации слоев (рис. 2 – 4), показано изменение степени деформации слоев в зависимости от прохода прокатки.

По мере увеличения обжатия при прокатке толщина отдельных слоев в образце со сплавом 1420 уменьшается (рис. 2, а). При этом деформация наружных и центрального слоев из технического алюминия (рис. 2, б) на первых трех проходах прокатки изменяется немонотонно, даже появляется увеличение толщины наружных слоев, что может быть связано с перекосом валков и их прогибом при прокатке за счет реакции опор и упругой деформации. Начиная с четвертого прохода степень деформации наружных слоев опережает деформацию слоев из сплава 1420 и достигает максимальных значений (51 – 53 %) к 5 – 6 проходам, затем снижается до 18 – 19 %. Деформация центрального слоя достигает максимальных значений (около 60 %) к 3 – 4 проходам и на последующих проходах деформация центрального слоя снижается до 22 – 28 %. Деформация слоев сплава достигает максимальных значений на третьем проходе прокатки и затем снижается.

По мере увеличения обжатия при прокатке толщина отдельных слоев в образце со сплавом Д16 уменьшается (рис. 3, а). Начиная с третьего прохода степень деформации внутренних слоев опережает деформацию наружных слоев и достигает максимальных значений (62 – 65 %) от третьего к четвертому проходу, затем снижается до 20 %. Деформация центрального слоя достигает максимальных значений около 50 % к 3 – 4 проходам и на последующих проходах деформация центрального слоя снижается до 15 – 20 %. Деформация слоев сплава достигает максимальных значений на третьем проходе прокатки и затем снижается до 0 – 20 % к шестому проходу и затем снова возрастает.

В наиболее однородном по составу слоев образце из технического алюминия АД0 (рис. 4) наименьшую деформацию испытывают наружные слои, контактирующие с инструментом до третьего прохода прокатки, затем, на третьем и четвертом проходах общая деформация и деформация наружных слоев находятся примерно на одном уровне, а на пятом и шестом проходах деформация наружных слоев выше, чем общее

Макроструктура образцов (увеличение ×20)
Table 1. Macrostructure of samples (magnitude ×20)

№	Образцы на основе сплава 1420	Образцы на основе сплава Д16	Образцы на основе технически чистого алюминия А0
1			
2			
3			
4			
5			
6			—
7			—

Результаты измерения толщины
Table 2. Results of thickness measurement

№	Толщина слоя, мм				
	Алюминий	Сплав	Алюминий	Сплав	Алюминий
<i>Сплав 1420</i>					
1	1,750	1,750	2,000	1,875	1,625
2	1,625	1,625	1,875	1,5	1,625
3	1,125	0,875	1,125	0,875	1,000
4	0,750	0,625	0,625	0,500	0,500
5	0,375	0,500	0,500	0,500	0,375
6	0,250	0,250	0,375	0,250	0,375
<i>Сплав Д16</i>					
1	1,750	1,750	2,000	1,875	1,625
2	1,750	1,500	2,000	1,625	1,625
3	1,125	1,125	1,125	0,750	0,750
4	0,750	0,625	0,625	0,625	0,750
5	0,625	0,625	0,625	0,500	0,625
6	0,250	0,250	0,375	0,250	0,375
7	0,250	0,250	0,375	0,250	0,250
<i>Алюминий А0</i>					
1	0,875	1,000	1,125	1,125	1,000
2	0,625	0,625	0,625	0,625	0,625
3	0,625	0,500	0,500	0,500	0,625
4	0,375	0,375	0,375	0,250	0,375
5	0,250	0,375	0,375	0,250	0,250

обжатие. Деформация центрального слоя на первых двух проходах прокатки совпадает с общим обжатием, а начиная с третьего прохода деформация центрального слоя меньше общего обжатия. Деформация промежуточного слоя преобладает над общим обжатием образца на втором проходе, но на третьем проходе деформация промежуточного слоя практически отсутствует, к четвертому проходу соответствует общему обжатию; а на последнем проходе меньше общего обжатия.

Обсуждение

Анализ графиков изменения толщины и степени деформации при холодной прокатке пяти-слойных образцов, состоящих из чередующихся слоев технически чистого алюминия, а также сплавов Д16 и 1420, показывает, что слои воспринимают деформацию с учетом их положения

относительно инструмента и свойств сплавов. Характер изменения степени деформации образцов, имеющих внутри слои более прочных сплавов Д16 и 1420, совпадает (на первых трех проходах общее обжатие и деформация слоев сплавов примерно одинаковые, но начиная с четвертого прохода менее пластичный сплав 1420 [12] деформируется с меньшим обжатием, чем общее обжатие за переход). Тогда деформирование начинает осуществляться в основном за счет наружных слоев из технического алюминия.

В работах [14 – 17] по совместной соединительной прокатке листовых образцов из алюминия и его сплавов показано, что получение многослойных образцов позволяет повысить механические свойства конечного изделия. Однако успешное соединение слоев зависит от многих факторов.

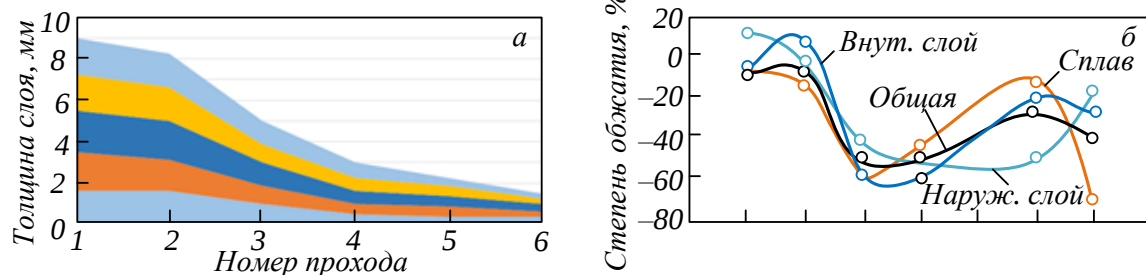


Рис. 2. Изменение толщины (а) и степени деформации (б) слоев образца со сплавом 1420
Fig. 2. Graph of change in thickness (a) and degree of deformation (b) of layers of a sample with alloy 1420

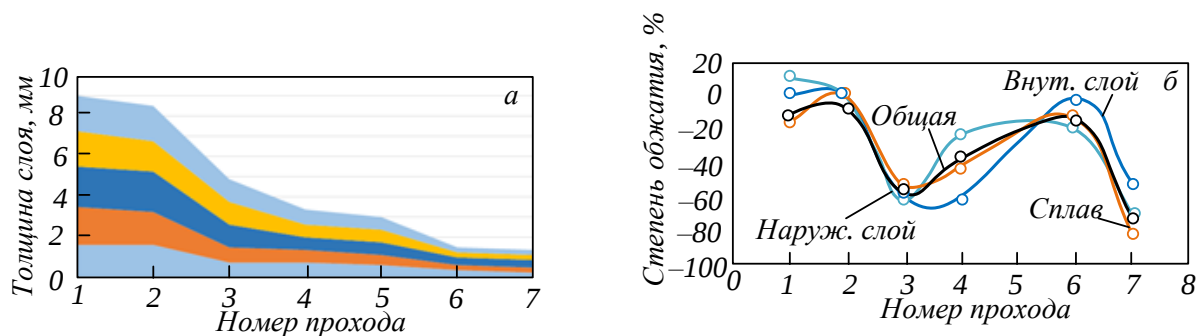


Рис. 3. Изменение толщины (а) и степени деформации (б) слоев образца со сплавом Д16
Fig. 3. Graph of change in thickness (a) and degree of deformation (б) of layers of a sample with D16 alloy

В работе [14] провели экспериментальные исследования соединительной прокатки листов из алюминиевого сплава АА1060 в условиях вакуума. Результаты экспериментов показали, что при температуре 580 °С и деформации 60 % границы сварки исчезают, а структура матрицы сплава не перегорает. Таким образом, продемонстрировано, что при большой деформации и при кратковременном высоком давлении соединения можно добиться качественного соединения алюминиевых листов, несмотря на наличие оксидной пленки на поверхности исходного листа.

В работе [15] представлены экспериментальные результаты структурных и механических характеристик многослойного композита из технически чистых алюминиевых фольг. Многослойный композит был изготовлен методом горячей прокатки, анодированной и не анодированной алюминиевой фольги, поочередно скрепленной между собой. Кроме того, тот же процесс был применен для склеивания не анодированной фольги. В обоих случаях полученные многослойные композиты оказались компактными и прочными. Твердость, прочность, модуль упругости и прочность на изгиб обоих многослойных композитов были значительно выше, чем у чистого алюминия, тогда как пластичность была существенно меньше. Композит с анодированной фольгой показал самые высокие значения прочности и модуля упругости, но меньшую пластичность по сравнению с композитом,

полученным из не анодированной фольги. Разрушение соответствовало изменению пластичности.

В работе [16] представлена визуализация процесса склеивания металла в трехслойном алюминиевом листе. Показано, что состояние интерфейса между сердечником и двумя боковыми материалами меняется от процесса скольжения к процессу соединения. Оксидные пленки разрушаются и вновь образующиеся поверхности контактируют как при сварке под давлением. Оба профиля поверхности сердечника и двух материалов облицовки деформируются, а во вновь образованных поверхностях получается множество микропустот.

В работе [17] представлен обзор свойств и характеристик композитов из алюминиевых сплавов, полученных с помощью накопительной прокатки. Показано, что структура играет значительную роль в конечном результате, поэтому количество циклов накопительной прокатки, используемые методы, армирование и их распределение, градиация материалов и другие вспомогательные процессы (термическая обработка и т.д.) имеют важное значение и сильное воздействие на полученный материал. Помимо внедрения новых технологий, новые исследования должны быть сосредоточены на адаптации структуры.

В настоящее время активно ведутся научно-исследовательские работы [14 – 17] по повышению качества получения слоистых композитов из алюминиевых сплавов, однако использование

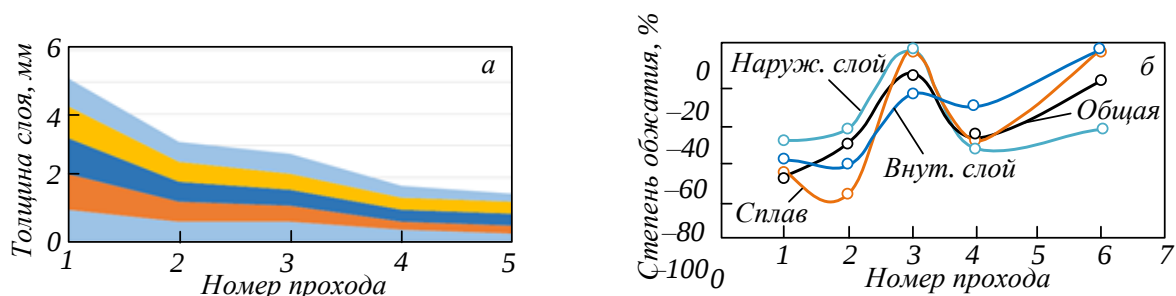


Рис. 4. Изменение толщины (а) и степени деформации (б) слоев образца с технически чистым алюминием А0
Fig. 4. Graph of change in thickness (a) and degree of deformation (б) of layers of a sample with commercially pure aluminum A0

результатов этих работ не позволяет прогнозировать конечную толщину слоев, которая может оказывать влияние на свойства получаемых материалов. Первоочередными задачами работы является изучение процесса получения и структуры слоистых композитов.

Выводы

Исследование макроструктуры образцов, полученных чередованием слоев из алюминиевых сплавов 1420, Д16 со слоями из технически чистого алюминия, а также из технически чистого алюминия без применения других сплавов, показало, что положение слоя и свойства материала влияют на степень деформации отдельных слоев. В случае образцов с со сплавами 1420, Д16 и А0 слои алюминия, прилегающие к инструменту, испытывают наименьшую деформацию по сравнению с центральными слоями на первых трех проходах холодной прокатки. По мере увеличения числа проходов (до 5 – 6) степень деформации слоев выравнивается. Толщина внутреннего слоя практически не изменяется вплоть до последней прокатки во всех полученных сочетаниях материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Старцев В.О., Антипов В.В., Славин А.В., Горбовец М.А. Современные отечественные полимерные композиционные материалы для авиастроения (обзор). *Авиационные материалы и технологии*. 2023;2(71):122–144. EDN:HBMFBX; <https://doi.org/10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144>
2. Громов В.Е., Коновалов С.В., Чен С., Ефимов М.О., Панченко И.А., Шляров В.В. Вектор развития улучшения свойств ВЭС Кантора. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;2(44):3–12. [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-3-12](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-3-12)
3. Путилина П.М., Куцевич К.Е., Исаев А.Ю. Полимерные композиционные материалы на основе углеродных и стеклянных волокон для изготовления деталей беспилотных летательных аппаратов и перспективы их развития. *Труды ВИАМ*. 2023;8:85–99.
4. Антипов В.В., Сомов А.В., Сидельников В.В., Нефедова Ю.Н., Огурцов П.С., Соловьев В.А. Технологические особенности формообразования огнестойкого легкого слоистого материала для изготовления капота двигателя вертолета. *Авиационные материалы и технологии*. 2023;3(72):90–100.
5. Антипов В.В., Курс М.Г., Гирш Р.И., Серебренникова Н.Ю. Натурные климатические испытания металлополимерных композиционных материалов типа СИАЛ в морском климате. *Авиационные материалы и технологии*. 2019;4(57):56–64.
6. Антипов В.В., Петрова А.П., Козлов И.А., Фомина М.А., Волков И.А. Влияние технологических нагревов и способов подготовки поверхности под склеивание на механические свойства алюминиевой фольги из сплава АМг2Н. *Труды ВИАМ*. 2018;7(67):10–24. EDN: XSNCMP; <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-7-10-24>
7. Глушенков В.А., Палковский Х., Юсупов Р.Ю., Матвеев Д.А. Контроль качества многослойного композиционного материала «металл-неметалл-металл». В кн.: *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сборник научных трудов. Том 1*. Минск. 2020:154–163.
8. Королев М.П., Кузьмин Е.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. Влияние термических условий при сварке взрывом титана с алюминиево-магниево-сплавом. *Известия Волгоградского государственного технического университета*. 2023;11(282):16–22. EDN: ATOXEW.
9. Колесников А.Г., Плохих А.И., Миронова М.О., Шинкарев А.С. Опыт черновой прокатки многослойных листов в капсулах. *Производство проката*. 2016;5:8–12. EDN: VWPWLX.
10. Колесников А.Г., Плохих А.И., Шинкарев А.С., Миронова М.О. Прокатка стального многослойного материала. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2013;8:39–42.
11. Колесников А.Г., Мечиев Ш.Т., Панова И.Ю. Состояние и перспективы применения многослойных металлических заготовок. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2008;1:42–43. EDN: IJSGWV.
12. Алюминий 1420 // Центральный металлический портал. – URL: https://metallcheckiy-portal.ru/marki_metallov/alu/1420 (дата обращения 10.01.2024).
13. Анисимова Н.В., Арчакова З.Н., Батраков В.П. и др. Алюминиевые и бериллиевые сплавы. *Деформируемые алюминиевые сплавы и сплавы на основе бериллия / Под ред. С.И. Кишкина, И.Н. Фрид Часть 1. Книга 1*. 1982:628.
14. Tan Z., Zhao B., Jiang J., Li Z., Lin J. A study on the hot roll bonding of aluminum alloys. *Procedia Manufacturing*. 2020;50:56–62. <https://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.011>

15. Jovanović M.T., Ilić N., Cvijović-Alagić I., Maksimović V., Zec S. Multilayer aluminum composites prepared by rolling of pure and anodized aluminum foils. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*. 2017;27(9):1907–1919.
 16. Torikai G., Yoshida Y., Asano M., Niikura A. Visualization of metal flow and adhering of aluminum alloy in three-layer clad rolling. *Procedia Manufacturing*. 2018;15:144–151. <http://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.188>
 17. Ebrahimi M., Wang Q. Accumulative roll-bonding of aluminum alloys and composites: An overview of properties and performance. *Journal of Materials Research and Technology*. 2022;19:4381–4403. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.175>
- ### REFERENCES
1. Startsev V.O., Antipov V.V., Slavin A.V., Gorbovets M.A. Modern domestic polymer composite materials for the aircraft industry (review). *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2023;2(71):122–144. (In Russ.). EDN:HBMFBX; <https://doi.org/10.18577/2713-0193-2023-0-2-122-144>
 2. Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen S., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. The vector of development of improving the properties of the Cantor wind farm. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;2(44):3–12. (In Russ.). [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-3-12](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-3-12)
 3. Putilina P.M., Kutsevich K.E., Isaev A.Yu. Polymer composite materials based on carbon and glass fibers for the manufacture of parts of unmanned aerial vehicles and prospects for their development. *Trudy VIAM*. 2023;8:85–99. (In Russ.).
 4. Antipov V.V., Somov A.V., Sidel'nikov V.V., Nefedova Yu.N., Ogurtsov P.S., Solov'ev V.A. Technological features of forming a fire-resistant lightweight laminated material for the manufacture of a helicopter engine hood. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2023;3(72):90–100. (In Russ.).
 5. Antipov V.V., Kurs M.G., Girsh R.I., Serebrennikova N.Yu. Full-scale climatic tests of metal polymer composite materials of the SIAL type in the marine climate. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2019;4(57):56–64. (In Russ.).
 6. Antipov V.V., Petrova A.P., Kozlov I.A., Fomina M.A., Volkov I.A. The effect of technological heating and methods of surface preparation for bonding on the mechanical properties of aluminum foil made of AMg2H alloy. *Trudy VIAM*. 2018;7(67):10–24. (In Russ.). EDN:XSNCMP; <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-7-10-24>
 7. Glushchenkov V.A., Palkovskii Kh., Yusupov R.Yu., Matveev D.A. Quality control of multilayer composite material "metal-nonmetal-metal". In: *Modern methods and technologies of creation and processing of materials: a collection of scientific papers. Volume 1*. Minsk. 2020:154–163. (In Russ.).
 8. Korolev M.P., Kuz'min E.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I. The influence of thermal conditions during explosion welding of titanium with aluminum-magnesium alloy. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*. 2023;11(282):16–22. (In Russ.). EDN: ATOXEW.
 9. Kolesnikov A.G., Plokhikh A.I., Mironova M.O., Shinkarev A.S. The experience of rough rolling of multilayer sheets in capsules. *Proizvodstvo prokatta*. 2016;5:8–12. EDN: VWPWLX. (In Russ.).
 10. Kolesnikov A.G., Plokhikh A.I., Shinkarev A.S., Mironova M.O. Rolling of multilayer steel material. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2013;8:39–42. (In Russ.).
 11. Kolesnikov A.G., Mechiev Sh.T., Panova I.Yu. The state and prospects of application of multilayer metal workpieces. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii*. 2008;1:42–43. EDN: IJSGWV. (In Russ.).
 12. Aluminum 1420 // Central metal portal. Available at URL: https://metallischekiy-portal.ru/marki_metallov/alu/1420 (Accessed 10.01.2024). (In Russ.).
 13. Anisimova N.V., Archakova Z.N., Batrakov V.P., etc. Aluminum and beryllium alloys. *Deformable aluminum alloys and beryllium-based alloys / Edited by S. I. Kishkin, I. N. Fried Part 1. Book 1*. 1982:628. (In Russ.).
 14. Tan Z., Zhao B., Jiang J., Li Z., Lin J. A study on the hot roll bonding of aluminum alloys. *Procedia Manufacturing*. 2020;50:56–62. <http://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2020.08.011>
 15. Jovanović M. T., Ilić N., Cvijović-Alagić I., Maksimović V., Zec S. Multilayer aluminum composites prepared by rolling of pure and anodized aluminum foils. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*. 2017;27(9):1907–1919.
 16. Torikai G., Yoshida Y., Asano M., Niikura A. Visualization of metal flow and adhering of aluminum alloy in three-layer clad rolling. *Procedia Manufacturing*. 2018;15:144–151. <http://dx.doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.188>
 17. Ebrahimi M., Wang Q. Accumulative roll-bonding of aluminum alloys and composites: An overview of properties and performance.

Journal of Materials Research and Technology. 2022;19:4381–4403.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.175>

Сведения об авторах:

Екатерина Александровна Носова, д.т.н., доцент, заведующий кафедрой технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева

E-mail: nosova.ea@ssau.ru

ORCID: 0000-0002-5490-3235

SPIN-код: 7286-4426

Артём Сергеевич Нешин, аспирант кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева

E-mail: claniast163@gmail.com

ORCID: 0000-0002-7250-7068

Information about the authors:

Ekaterina A. Nosova, Dr.Sci.(Eng)., Associate Professor, Head of the Department of Metal Technology and

Aviation Materials Science, Samara National Research University named after Academician S. P. Korolev

E-mail: nosova.ea@ssau.ru

ORCID: 0000-0002-5490-3235

SPIN-код: 7286-4426

Artem S. Neshin, graduate student of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science, Samara National Research University named after Academician S. P. Korolev

E-mail: claniast163@gmail.com

ORCID: 0000-0002-7250-7068

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 07.02.2024

После доработки 14.02.2024

Принята к публикации 19.02.2024

Received 07.02.2024

Revised 14.02.2024

Accepted 19.02.2024

Оригинальная статья

УДК 669.162.142:622.788

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-103-116

**АНАЛИЗ МЕХАНИЗМА ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРНЫХ АГРЕГАТОВ,
ВХОДЯЩИХ В СОСТАВ ШИХТЫ ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИХ БРИКЕТОВ**

© 2024 г. В. М. Павловец, К. И. Домнин

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

Аннотация. Проведена оценка функционального назначения порообразующих добавок, обладающих различной удельной поверхностью и пористостью. Показана их роль в формировании структуры железосодержащих брикетов. Обоснована технологическая схема получения металлургических брикетов, содержащих технологические добавки. Схема включает механическую подготовку порообразующих добавок, дозирование и первичное избирательное смешивание компонентов с получением структурных агрегатов, вторичную стадию смешивания остальной брикетируемой массы со структурными агрегатами, их вылеживание. Представлена методики проведения эксперимента и обработки экспериментальных данных. Приведены результаты исследования динамики прироста массы компонентов брикетируемой шихты в составе структурных агрегатов. Проанализированы зависимости прироста массы компонентов шихты от температуры жидкого восстановителя и технологической схемы смешивания компонентов. Проведена оценка конструкции структурных агрегатов, показана их роль в прогнозировании металлургических свойств железосодержащего сырья. Представлен анализ конструкции структурных шихтовых агрегатов на основе порообразующих добавок с различной удельной поверхностью и пористостью. Проведена оценка макро- и микроструктуры рассматриваемого материала, показана их роль в прогнозировании металлургических свойств железосодержащего сырья. Специфическая структура порообразующих добавок способна повысить функциональные возможности высокопористых материалов и создать структурные агрегаты с особыми свойствами. В процессе завершающего брикетирования эти агрегаты, обладающие первичной структурной прочностью, должны ее сохранить и сформировать прогнозируемую структуру брикета. Проанализированы дополнительные показатели, характеризующие массовые соотношения между компонентами структурных агрегатов. Приведены результаты исследования динамики прироста массы структурных агрегатов, сформированных на базовых шихтовых материалах различного фракционного состава.

Ключевые слова: структурные агрегаты, прирост массы, компоненты шихты, восстановитель, порообразующие добавки, железосодержащие брикеты, технология избирательного смешивания

Для цитирования: Павловец В.М., Домнин К.И. Анализ механизма формирования структурных агрегатов, входящих в состав шихты железосодержащих брикетов. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):103–116. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-103-116](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-103-116)

Original article

**ANALYSIS OF THE MECHANISM OF STRUCTURAL AGGREGATES FORMATION
INCLUDED IN THE COMPOSITION OF A CHARGE OF IRON CONTAINING
BRIQUETTES**

© 2024 V. M. Pavlovets, K. I. Domnin

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

Abstract. The functional purpose of pore-forming additives with different specific surface areas and porosities has been evaluated. Their role in the formation of the structure of iron-containing briquettes is shown. The technological scheme for the production of metallurgical briquettes containing technological additives is substantiated. The scheme includes the mechanical preparation of pore-forming additives, dosing and primary selective mixing of components to obtain structural aggregates, the secondary stage of mixing the rest of the briquetted mass with structural aggregates, and their storage. The methods of conducting the experiment and processing the experimental data are presented. The results of the study of the dynamics of the mass gain of the components of the briquetted charge in the composition of structural aggregates are presented. The dependence of the weight gain of the charge components on the temperature of the liquid reducing agent and the technological scheme of mixing the components are analyzed. The design of structural units has been evaluated, and their role in predicting the metallurgical properties of iron-containing raw materials has been shown. An analysis of the design of structural charge aggregates based on pore-forming additives with different specific surface areas and porosities is presented. The assessment of the macro- and microstructure of the material under consideration is carried out, and their role in predicting the metallurgical properties of iron-containing raw materials is shown. The specific structure of pore-forming additives can enhance the functionality of highly porous materials and create structural aggregates with special properties. During the final briquetting process, these aggregates, which have primary structural strength, must preserve it and form a predictable briquette structure. Additional indicators characterizing the mass ratios between the components of structural aggregates are analyzed. The results of a study of the dynamics of mass gain of structural aggregates formed on base-charge materials of various fractional compositions are presented.

Keywords: structural units, weight gain, charge components, reducing agent, pore-forming additives, iron-containing briquettes, selective mixing technology

For citation: Pavlovets V.M., Domnin K.I. Analysis of the mechanism of structural aggregates formation included in the composition of a charge of iron containing briquettes. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):103–116. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-103-116](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-103-116)

Введение

В классической схеме получения смесей в различных областях техники после дозирования компонентов их тщательно перемешивают, добиваясь равномерного распределения компонентов по массе [1; 2]. При этом в силу различных требований и стандартов содержание некоторых компонентов ограничивают, хотя по другим регламентам массу указанных компонентов рекомендуют увеличивать. В частности, в железосодержащую шихту (концентраты, шламы, пыли, просыпи и добавки) для производства металлургических брикетов вводят определенное количество технологических компонентов, каждый из которых выполняет конкретные задачи [3 – 5]. Обязательным атрибутом брикетируемой массы являются связующие добавки. После смешивания с железосодержащими компонентами и другими добавками связующие частицы склеивают их между собой и создают стандартную прочность брикетируемой массы, необходимую для выдерживания динамических и статических нагрузок при транспортировке и восстановлении брикетов.

Для формирования брикетов с высокой реакционной структурой необходимо создать разветвленную сеть поровых каналов между поверхностью и центром прессовки [6 – 8]. Общие принципы построения реакционной структуры –

формирование регламентированной пористости на основе крупных и слабоизвилистых пор, порнищаемых для технологических газов. Принудительное формирование указанной структуры в определенной степени способно создавать порообразующие добавки (ПД), которые одновременно могут выполнять функцию нетрадиционных восстановителей. В этом случае оправдано увеличение количества ПД в составе брикетов, но пропорционально этому падает прочность прессовок. Снижение прочности обусловлено слабыми адгезионными связями между порообразующими добавками и частицами железосодержащего материала. Компромиссных путей для решения проблемы несколько: снижать содержание ПД до минимума; использовать ПД, не уменьшающие прочность брикетов; применять адгезивы (пропиточные составы), усиливающие связи между разнородными материалами. Адгезивы широко применяют в некоторых отраслях промышленности для усиления связи между сыпучим наполнителем и упрочняющим каркасом [9; 10].

Для получения самовосстанавливающихся металлизированных брикетов и протекания первичного периода восстановления в шихту брикетов и других окускованных материалов вводят восстановители (углеводородные добавки, которые при слабоокислительном или восстанови-

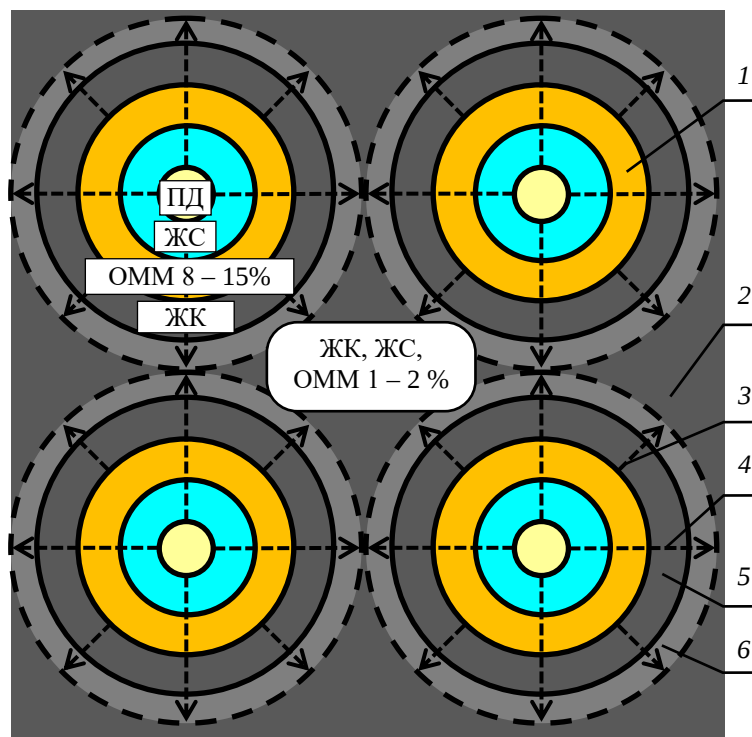


Рис. 1. Схема формирования активных зон в структуре брикетов:

1 – СА; 2 – окружающая шихта; 3 – поток восстановительных газов от ОММ; 4 – поток восстановительных газов от ПД; 5 и 6 – зона активного и ускоренного восстановления

Fig. 1. Scheme of active zones formation in the structure:

1 – structural aggregates; 2 – surrounding charge; 3 – flow of reducing gases from used mineral oil; 4 – flow of reducing gases from the pore-forming additives; 5 and 6 – zone of active and accelerated recovery

тельном обжиге железосодержащего сырья генерируют восстановительные газы) [11; 12]. Получение и использование самовосстанавливающихся металлургических брикетов из железо- и углеродсодержащих материалов широко изучается в мировой литературе [13 – 17]. Частицы восстановителя должны плотно контактировать с железосодержащими частицами, обеспечивая максимальную скорость восстановления оксидов железа. Содержание таких материалов достаточно велико и должно обеспечивать стехиометрию восстановления, а сами материалы должны обладать связующими свойствами. Последнее требование обеспечить практически невозможно. Это относится к нетрадиционному восстановителю (отработанному минеральному маслу (ОММ), являющемуся перспективным техногенным отходом и обладающему рядом технологических преимуществ в производстве окучкованного железосодержащего сырья) [3]. В некоторых типах окучкованного сырья в состав шихты дополнительно вводят флюсующие известняковые (ИД) и угольные (УД) добавки.

Наиболее оптимальным решением, учитывающим в максимальной степени вышеуказанные требования, является создание в структуре брикетов многочисленных активных зон, в которых содержится повышенное количество ПД и восстановителя, обеспечивая высокую реакцион-

ную способность и восстановимость окучкованного сырья (рис. 1). В работах [18 – 22] рассмотрены методы использования разнообразных отходов промышленного производства.

В процессе восстановления в этих зонах образуются высококонцентрированные восстановительные газы, которые под давлением диффундируют в окружающий массив шихты и насыщают его технологическими газами. На первом этапе восстановления в процессе металлизации железосодержащего концентрата (ЖК) участвуют восстановительные газы, сформированные ОММ (содержание ОММ примерно 15 %). На втором этапе восстановления работают восстановительные газы, сформированные ПД (до 10 %). Эти два потока высококонцентрированных восстановительных газов работают в зоне активного восстановления ЖК, содержание которого достигает 20 % от массы брикета. Активность процесса обусловлена высокой пористостью этого слоя ЖК (до 30 – 40 %). На последующем этапе восстановления эти газы под давлением диффундируют в окружающее пространство, где находится основная масса (до 80 %) ЖК и ОММ (до 1 – 2 %), располагающиеся в более прочном и плотном пространстве (пористость брикета 20 – 25 %). Эти активные зоны формируются с помощью структурных агрегатов (СА), входящих в состав шихты для производства металлургических брикетов [3 – 5].

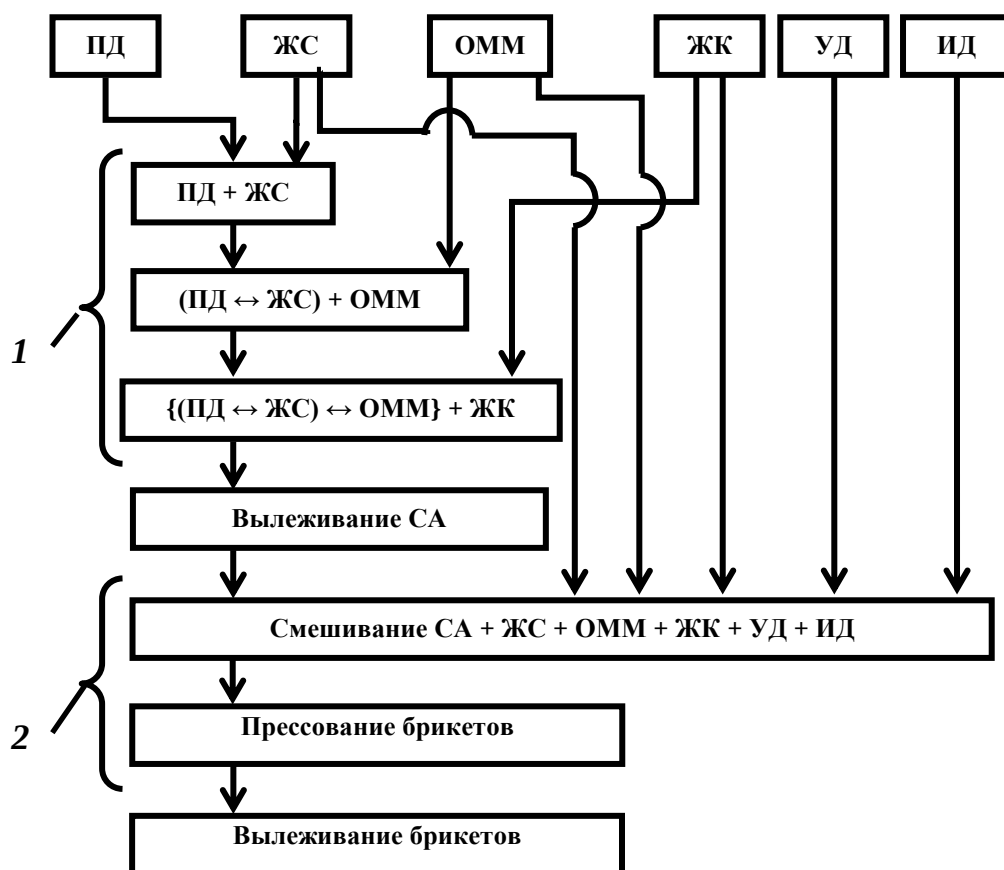


Рис. 2. Технологическая схема получения металлургических брикетов:

1 – первичная стадия избирательного смешивания компонентов шихты с получением СА;

2 – вторичная стадия смешивания компонентов брикетируемой массы

Fig. 2. Technological scheme for producing metallurgical briquettes:

1 – primary stage of selective mixing of charge components to produce structural aggregates;

2 – subsidiary stage of mixing the components of the briquetted mass

Ранее была обоснована конструкция структурных агрегатов (СА) на основе ПД, на поверхности которых сформирована оболочка из основных шихтовых материалов (ЖС, ОММ и ЖК) [5]. В этой конструкции порообразующие добавки являются структурной матрицей для формирования СА. Последовательность формирования оболочки на поверхности ПД позволяет в максимальной степени интегрировать структурный агрегат в основной состав брикетируемой массы на заключительной стадии технологии прессования. Структурный агрегат – это искусственно созданная и затвердевшая капсула из шихтовых материалов, генерирующая при нагреве высококонцентрированную восстановительную среду в ограниченном объеме брикета. В этой капсуле взаимодействие между ПД и окружающим ЖК значительно усилено, а физические свойства ее поверхности близки свойствам окружающего материала. Конструкция СА признана объектом интеллектуальной собственности в технологии подготовки сырья к металлургической плавке [5].

Технологическая схема получения металлургических брикетов (рис. 2) включает механиче-

скую подготовку ПД, дозирование и первичное избирательное смешивание компонентов с получением СА, вторичную стадию смешивания остальной брикетируемой массы с СА, вылеживание СА и готовых брикетов.

Техника брикетирования железосодержащих материалов во многом близка технологии прессования тонкодисперсного керамического сырья в различных отраслях промышленности, где разработаны известные относительно малочисленные режимы для смешивания прессуемой массы [6]. В некоторых технологиях указывается, что режим смешивания компонентов существенно влияет на физические свойства армированных прессовок, особенно, если они подвергаются термической обработке [9; 10]. Наличие нескольких видов технологических добавок различного агрегатного состояния позволяет отказаться от традиционного процесса смешивания, при котором все добавки смешиваются одновременно, и организовать последовательное смешивание компонентов с получением шихтовых структурных агрегатов на основе ПД, из которых формируется прочная структура брикета.

Целью настоящей работы является исследование влияния типа порообразующих добавок, обладающих разной удельной поверхностью и пористостью, на динамику прироста массы шихтовых структурных агрегатов в процессе последовательного смешивания компонентов шихтовой массы при производстве железосодержащих металлургических брикетов.

Методы и принципы исследования

Компонентами шихты для получения СА были ПД, ОММ и ЖК, УД и ИД. На первом этапе работы было подобрано семь типов порообразующих добавок по их принадлежности к производственным и эксплуатационным отходам, которые отличались общей пористостью, рельефом поверхности, удельной поверхностью и некоторыми другими физическими характеристиками. Удельную (габаритную) поверхность $S_{\text{пд}}$, $\text{м}^2/\text{кг}$, порообразующих добавок рассчитывали по выражению

$$S_{\text{пд}} = K(F/M),$$

где M – масса ПД, кг; K – поправочный коэффициент; F – площадь поверхности ПД, м^2 .

При расчете F учитывали микрорельеф поверхности некоторых ПД, обладающих повышенной волнистостью и шероховатостью. Поэтому расчетное значение F для них увеличивалось поправочным коэффициентом K . Для трубчатых частиц растительного происхождения приняли $K = 1,1$; для швейной текстильной нити $K = 1,2$; для пенькового льняного жгута $K = 1,4$. В расчетах условно принимали, что ПД имели правильную цилиндрическую форму или ленточную структуру с сечением в форме прямоугольника, основные геометрические размеры, для которых определяли с помощью микрометра и стереоскопического микроскопа Микромед МС-5-ZOOM LED в Центр «Геоэкология» Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ). Некоторые физические характеристики и расчетные данные ПД представлены в табл. 1.

Для брикетирования использовали железорудный концентрат (ЖК) Тейского месторождения ($\text{Fe}_{\text{общ}} = 3,4 \%$; средний размер частиц $d_{\text{ч}} = 0,068 \text{ мм}$). В качестве упрочняющей связки применяли 50 %-ый раствор жидкого стекла (ЖС), обеспечивающий необходимую схватываемость массы в процессе технологических операций [3; 4]. Восстановителем являлось отработанное моторное масло ДВС, которое подогревали до температуры 20, 50 и 90 °С в лабораторной электропечи. Режим последовательного смешивания был следующим: ПД – ЖС – ОММ – ЖК (УД, ИД) (рис. 2). Его эффективность была обоснована в работах [3 – 5]. Фрагментированные частицы ПД были основой для формирова-

ния шихтовых структурных агрегатов. Для удобства экспериментов и процесса смешивания ПД были нарезаны на фрагменты длиной от 4 – 6 до 8 – 10 мм. Толщина и диаметр ПД были существенно меньше (0,5 – 2,5 мм). В начале экспериментов ПД взвешивали на электронных весах типа VIBRA HT (Shinko Denshi НТР-220СЕ), обеспечивающих точность до 0,0001 г. Затем их помещали в раствор жидкого стекла и перемешивали. На поверхности ПД формировался слой нового материала и его с этим слоем повторно взвешивали. После взвешивания ПД с первым материалом помещали в ОММ и перемешивали, формируя на ПД второй слой, далее взвешивали. На заключительном этапе ПД со слоем технологических жидкостей смешивали с железорудным концентратом. В конце экспериментов были сформированы СА, в центре которых располагались порообразующие добавки, на поверхности которых была сформирована оболочка, состоящая из трех слоев шихтовых материалов, наложенных друг на друга в заданной последовательности. Порядок обработки и представления результатов экспериментов подробно описан в работах [3; 4]. После вылеживания и затвердевания СА визуально оценивали их макроструктуру и анализировали микроструктуру СА на стереоскопическом микроскопе Микромед МС-5-ZOOM LED в Центр «Геоэкология» СибГИУ. Массу $\Theta_{\text{м}}$ СА и относительный прирост массы $\Delta\Theta_{\text{м}}$ компонентов СА рассчитывали по выражениям, приведенным в работах [3; 4].

На основе результатов экспериментов были рассчитаны показатели C_1 , C_2 , C_3 , характеризующие массовые соотношения между компонентами СА, построенные на различных ПД:

$$\begin{aligned} C_1 &= M_{\text{ЖК}}/M_{\text{ОММ}}; \\ C_2 &= M_{\text{ЖК}}/M_{\text{ЖС}}; \\ C_3 &= M_{\text{ЖС}}/M_{\text{ОММ}}, \end{aligned}$$

где $M_{\text{ЖК}}$, $M_{\text{ОММ}}$, $M_{\text{ЖС}}$ – массы ЖК, ОММ, ЖС, находящиеся в составе структурных агрегатов, кг.

Также было рассчитано массовое содержание шихтовых компонентов в составе СА.

Основные результаты

Внешний вид ПД и затвердевших СА показан на рис. 3. Результаты экспериментов представлены в табл. 1 – 3 и на рис. 4, 5.

Динамика прироста относительной массы $\Delta\Theta_{\text{м}}$ компонентов СА для всех ПД приведена на рис. 4.

Значения C_1 , C_2 , C_3 представлены в табл. 2. Массовое содержание шихтовых компонентов в составе СА приведено в табл. 3.

Обсуждение

Результаты экспериментов (рис. 4) показывают, что вид ПД и их поверхностные свойства существенно

Физические характеристики поробразующих добавок, формирующих структурные агрегаты в шихте брикетируемой массы
Table 1. Physical characteristics of pore-forming additives that form structural aggregates in the charge of the briquetted mass

№	Порообразующая добавка	Физические параметры поробразующих добавок					
		Геометрические размеры частиц ПД, мм	Исходная масса ПД, г	Удельная поверхность, м ² /кг	Общая пористость, %	Температуры размягчения/воспламенения, °С	Содержание углерода/водорода, %
1	Пластиковая упаковочная лента	$(8 \div 10) \times (2,0 \div 2,5) \times (0,5 \div 1,0)$	0,0100 – 0,0105	7,21	1 – 5	(95 – 117)/(350 – 450)	(90 – 95)/–
2	Швейная текстильная нить	$(8 \div 10) \times (0,5 \div 0,6)$	0,0050 – 0,0055	9,91	5 – 10	–/(170 – 210)	(95 – 99)/–
3	Древесные игольчатые частицы	$(8 \div 10) \times (1,5 \div 2,0)$	0,0110 – 0,0115	19,74	20 – 40	–/(300 – 330)	(45 – 55)/(5 – 6)
4	Трубчатые частицы растительного происхождения	$(8 \div 10) \times (2,0 \div 2,5)$	0,0120 – 0,0145	37,23	25 – 50	–/(200 – 250)	(40 – 52)/(6 – 7)
5	Пеньковый льняной жгут	$(8 \div 10) \times (1,5 \div 2,0)$	0,0105 – 0,0130	40,29	30 – 60	–/(230 – 250)	(95 – 99)/–
6	Синтетическая нить	$(8 \div 10) \times (0,5 \div 0,6)$	0,0020 – 0,0025	53,32	35 – 65	(95 – 117)/(350 – 650)	(90 – 95)/–
7	Упаковочный поролон	$(4 \div 6) \times (1,5 \div 2,0)$	0,0020 – 0,0025	75,54	80 – 90	(100 – 150)/(250 – 255)	(90 – 95)/–

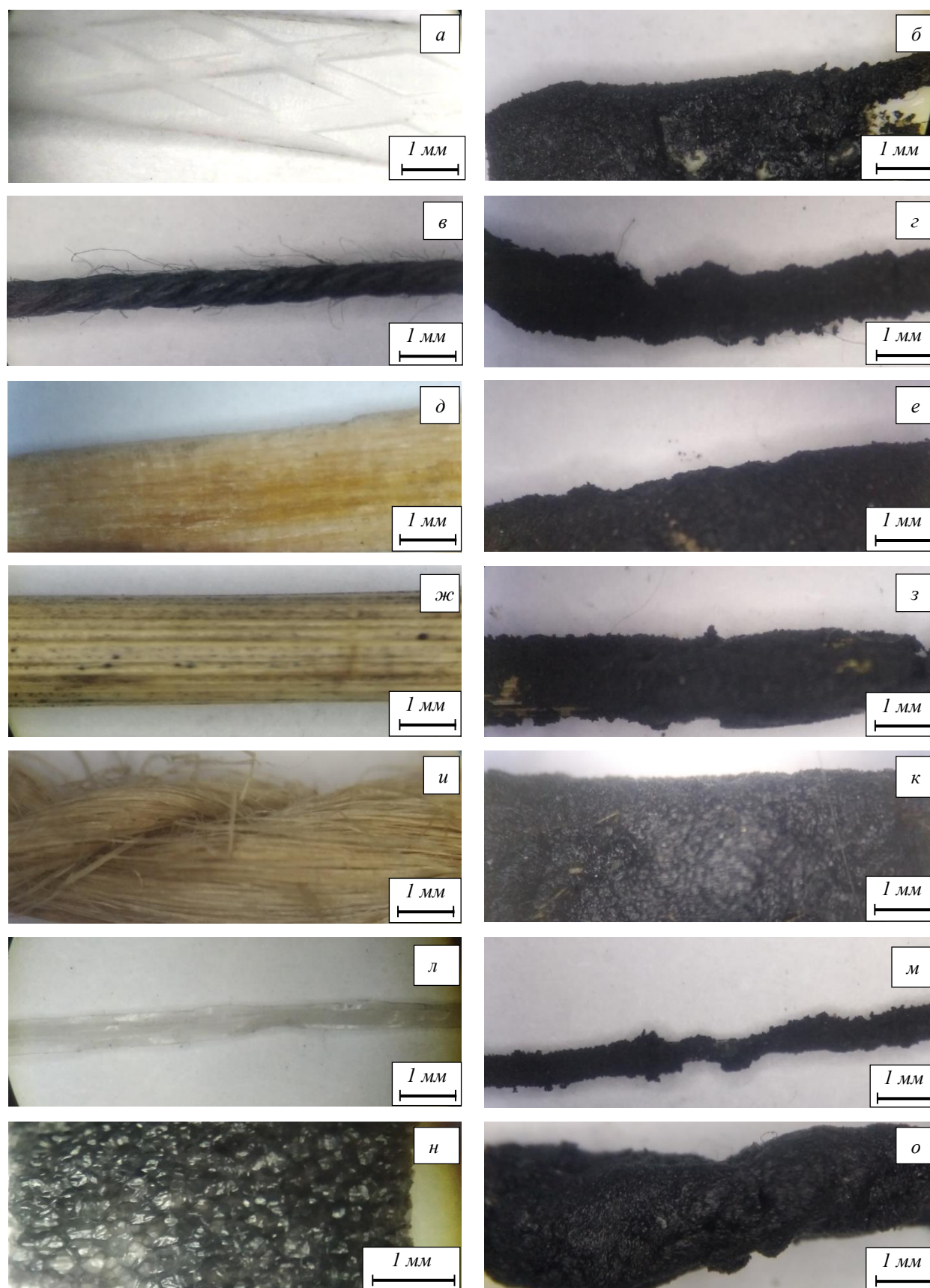


Рис. 3. Внешний вид ПАД (а, в, д, ж, и, л, н) и СА (б, г, е, з, к, м, о)
 Fig. 3. Appearance of pore-forming additives (а, в, д, ж, и, л, н) and structural aggregates (б, г, е, з, к, м, о)

Значения C_1 , C_2 , C_3
Table 2. Values of indicators C_1 , C_2 , C_3

Показатель СА	Значение показателя при температуре $t_{\text{ОММ}}$ 20/50/90 °С для ПД (номером из табл. 1)						
	1	2	3	4	5	6	7
C_1	11,97 / 13,16 / 14,72	4,96 / 3,81 / 6,24	7,26 / 3,68 / 7,91	6,89 / 7,12 / 9,81	13,38 / 12,76 / 6,30	6,04 / 2,99 / 5,38	8,68 / 6,50 / 7,71
C_2	1,80 / 3,05 / 2,34	2,21 / 1,63 / 2,27	2,45 / 2,76 / 1,72	2,78 / 2,87 / 2,93	1,57 / 2,02 / 1,61	2,14 / 2,32 / 3,02	1,65 / 1,75 / 1,69
C_3	2,17 / 4,39 / 4,53	2,25 / 2,34 / 2,76	2,97 / 1,33 / 4,59	2,48 / 2,48 / 3,35	8,53 / 6,33 / 3,90	2,83 / 1,29 / 1,78	5,26 / 3,72 / 4,57

влияют на прирост массы шихтовых компонентов СА и его массу. В расчетах (рис. 2) значение Θ_m для ПД составляло 100 %. Наиболее массивные СА формируются на частицах, вырезанных из упаковочного поролон (ПД 7, $t_{\text{ОММ}} = 20$ °С, $\Theta_m = 8151$ %). Затем в этом сравнительном ряду идут синтетическая нить (ПД 6, $\Theta_m = 3174$ %) и пеньковый жгут (ПД 5, $\Theta_m = 3174$ %). Остальные ПД формируют СА существенно меньшей массы (Θ_m менее 1000 %). По величине $\Delta\Theta_m$ максимальный прирост массы дает ЖК (свыше 5000 % для ПД 7), затем ЖС (около 3000 % для ПД 7), минимальный прирост массы наблюдается у ОММ (менее 1000 % для ПД 7). Относительная масса СА после избирательного смешивания компонентов способна возрасти от 100 до 5453 % (ПД 7 при $t_{\text{ОММ}} = 90$ °С), то есть более чем в 50 раз (рис. 4). Увеличение температуры ОММ позволяет повысить прирост массы на 10 – 15 % (рис. 4). Объяснить указанную закономерность можно тер-

мическим активированием раскрытия пор ПД и более эффективным наполнением пустот ПД менее вязким ОММ.

Специфическая структура ПД способна повысить функциональные возможности высокопористых материалов на пути создания структурных агрегатов с особыми свойствами. В процессе завершающего брикетирования эти агрегаты, обладающие первичной структурной прочностью, должны ее сохранить и сформировать прогнозируемую структуру брикета.

Содержание ОММ в составе СА имеет некоторое пороговое значение, обусловленное силами вязкости и поверхностного натяжения ЖС. Поэтому избыток ОММ способен стечь с поверхности ЖС, если не принять дополнительных действий (принудительное смешивание смеси в ограниченном объеме, использование температурного и вре-

Массовое содержание шихтовых компонентов в составе СА
Table 3. Mass content of charge components in the structural aggregates composition

№	Массовое содержание шихтовых компонентов в составе СА, %, при температуре $t_{\text{ОММ}}$ 20/50/90 °С для материалов			
	ПД	ЖС	ОММ	ЖК
1	9,7 / 10,0 / 10,4	31,3 / 21,3 / 26,6	2,6 / 4,9 / 7,6	56,5 / 63,9 / 62,3
2	8,7 / 7,1 / 6,9	25,0 / 30,4 / 25,6	11,1 / 11,2 / 9,3	55,2 / 51,6 / 58,1
3	9,1 / 8,9 / 8,8	24,1 / 20,2 / 29,0	8,1 / 10,1 / 6,3	58,8 / 60,7 / 49,9
4	8,2 / 7,2 / 8,7	22,2 / 21,7 / 21,6	8,9 / 8,8 / 6,4	61,1 / 62,3 / 63,3
5	4,5 / 4,4 / 4,3	35,6 / 30,1 / 33,3	4,2 / 4,8 / 8,5	55,8 / 60,7 / 53,8
6	3,1 / 2,5 / 2,0	27,8 / 23,8 / 21,4	9,8 / 12,5 / 12,0	59,3 / 61,2 / 64,6
7	1,2 / 1,1 / 1,1	34,8 / 32,8 / 34,0	6,6 / 8,8 / 7,4	57,4 / 57,3 / 57,4

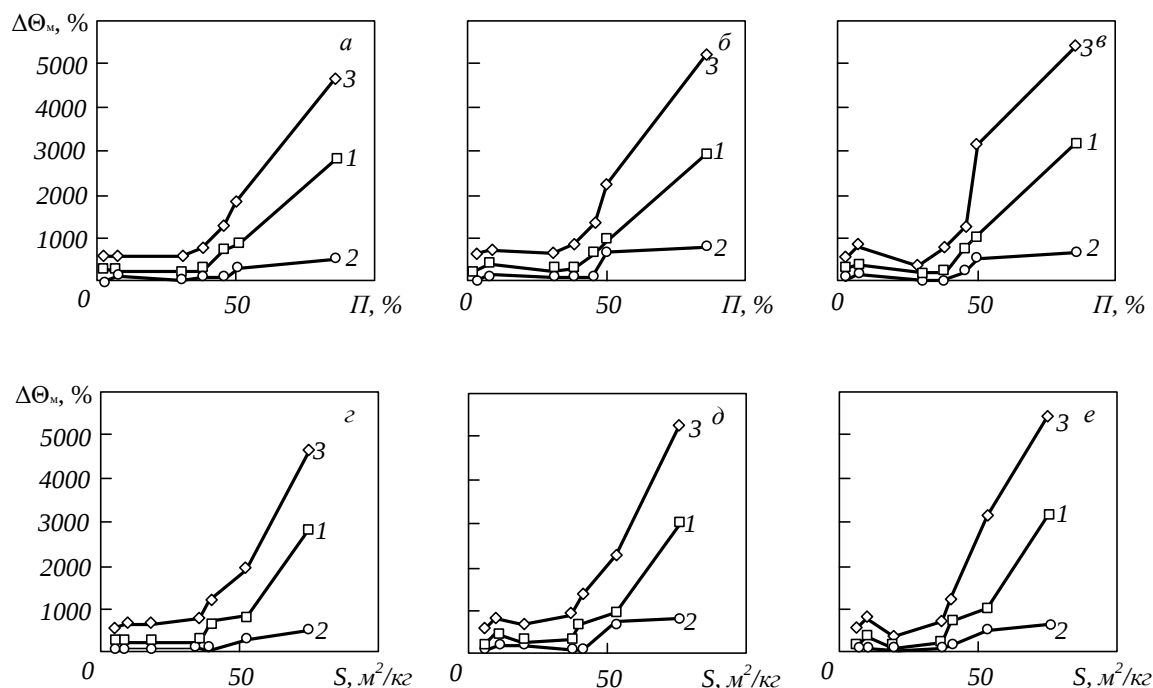


Рис. 4. Зависимость прироста массы ЖС (1), ОММ (2), ЖК (3) от пористости и удельной поверхности порообразующих добавок при температуре $t_{\text{ОММ}}$ 20 (а, г), 50 (б, д) и 90 °C (в, е)
 Fig. 4. Dependence of the weight gain of sodium silicate (1), used mineral oil (2), iron concentrate (3) on the porosity and specific surface area of pore-forming additives $t_{\text{ОММ}}$ 20 (a, g), 50 (b, d) and 90 °C (v, e)

менного факторов). Следует отметить, что чем выше содержание связки на поверхности ПД, тем выше прирост массы ОММ. После смешивания всех ПД, смоченных ЖС, ОММ довольно прочно удерживается в структуре СА, хотя его массовое содержание ниже, чем содержание ЖС (оптимальное соотношение ЖС и ОММ) [3; 4]. Оно предполагает более высокое (на 30 – 50 %) содержание ЖС в смеси с ОММ, которое позволяет обеспечить устойчивое затвердевание вязкой массы, содержащей более 50 % ЖК. Это условие в первом приближении позволяют обеспечить ПД 5 – 7. Что касается остальных ПД, то для реализации этого со-

отношения, следует предварительно готовить смесь заданного состава на основе ЖС и ОММ или сменить последовательность смешивания компонентов. Особенностью СА, сформированных на всех ПД, и особенно гибких, является необходимость их упрочнения, которое требуется для того, чтобы при вторичном смешивании оболочка СА не отслоилась, а сам СА не разрушился. Поэтому, наряду с металлургическими свойствами СА, следует учитывать фактор прочности СА и отдавать предпочтение ПД с прочной малодеформируемой структурой.

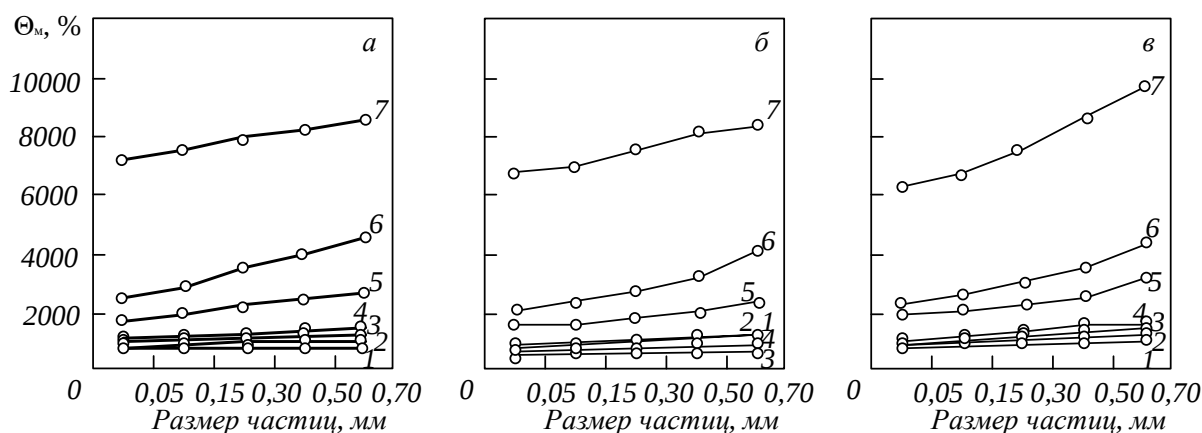


Рис. 5. Зависимость относительной массы СА от размера частиц железорудного концентрата (а), угольной (б) и известковой (в) добавок и от типа ПД при температуре $t_{\text{ОММ}} = 20$ °C (цифры у кривых соответствуют нумерации в табл. 1.)
 Fig. 5. Dependence of the relative mass of structural aggregates on the particle size of iron ore concentrate (a), coal (b) and lime additive (v) and on the type of pore-forming additives $t_{\text{ОММ}} = 20$ °C (the numbers on the curves correspond to the numbering in Table 1.)

Предметом анализа были прочностные характеристики, гибкость, ломкость и макроструктура СА (рис. 3). Прочность (G , МПа) определяли как частное от деления статической нагрузки (P , Н) на опорную площадь (S , m^2) структурного агрегата. Эти показатели необходимо учитывать, поскольку подобные нагрузки могут возникнуть в процессе вторичного смешивания и прессования брикетируемой массы. Численное значение гибкости и ломкости СА было затруднено в силу оригинальности исследований. После суточного вылеживания СА (при температуре 25 °С) было установлено, что оболочка достаточно прочно удерживается на поверхности всех ПД, а жесткость и прочность всей конструкции СА существенно увеличивается. При этом для некоторых СА выявлено незначительное количество отслоившихся частиц (менее 5 – 8 %), которые освобождают поверхность ПД от налипшего материала и облегчают анализ макроструктуры. После вылеживания и упрочнения СА значения G находятся в достаточно узком интервале (1,2 – 2,8 МПа). Уровень прочности СА можно считать сравнительно высоким, поскольку СА были сформованы без приложения внешней нагрузки. Для ПД 1 (упаковочная лента) (рис. 3, б) отслоившегося материала в процессе вылеживания не зафиксировано, но ввиду низкой пористости ПД 1 поглощения ОММ оболочкой не произошло. Поэтому часть жидкости вытекла из структуры СА. При подобном обсуждении результатов предполагали, что ЖС в процессе вылеживания затвердевает, а вытекает только ОММ. Для этой ПД характерна собственная высокая прочность (более 50 МПа на разрыв), но оболочка СА закреплена с меньшей прочностью ($G = 1,2$ МПа). Швейная текстильная нить (ПД 2) в большей степени поглощает ЖС и ОММ, ее структура обеспечивает минимальное вытекание жидкостей. Оболочка СА закреплена на ПД с большей прочностью ($G = 1,7$ МПа). При изгибе СА оболочка не разрушается, но по длине конструкции она ломается в узких перешейках на несколько фрагментов (рис. 3, з). Древесные частицы (ПД 3) обладают собственной прочностью (5 МПа на сжатие поперек волокон) и отсутствием деформации. Прочность оболочки СА соизмерима ($G = 1,5$ МПа) с прочностью ПД 3. Оболочка СА равномерно покрывает поверхность ПД и прочно удерживается микродефектами поверхности. При изломе СА на два фрагмента длиной 5 – 6 мм шихтовая оболочка не отслаивается от основы (рис. 3, е). Растительные частицы (ПД 4) обладают менее высокой собственной прочностью, но при изломе СА часть ОММ вытекает из трубчатого пространства ПД наружу (рис. 3, з). Прочность СА сравнительно высока ($G = 1,3$ МПа), но трубчатая структура ПД при указанной нагрузке деформируется. Пенный льняной жгут (ПД 5) после вылеживания показывает луч-

шие результаты: он существенно упрочняется технологическими жидкостями и почти полностью теряет гибкость, а СА приобретает повышенную жесткость (рис. 3, к). На этой ПД массивная оболочка прочно удерживается волосками и нитями, а ОММ полностью поглощается высокопористой структурой жгута. Прочность СА достаточно высокая ($G = 2,1$ МПа) и, благодаря волосовитой структуре ПД 5, при указанной нагрузке он деформируется с минимальным (до 5 – 10 %) отслоением оболочки. Хорошие результаты показывает синтетическая нить (ПД 6): она не теряет гибкость и прочно удерживает массивную оболочку микроволосками и нитями на своей поверхности. Из структурного агрегата этого типа ОММ вытекает в минимальной степени (рис. 3, м). Прочность СА в ряду исследованных ПД наиболее высока ($G = 2,8$ МПа) и структура ПД 6 при указанной нагрузке деформируется в минимальной степени с небольшим (до 5 – 8 %) отслоением оболочки. Структурный агрегат на основе упаковочного поролон (ПД 7) после вылеживания приобретает повышенную жесткость и твердость (рис. 3, о). Установлено, что технологические жидкости полностью поглощаются высокопористой структурой поролон и масса быстро затвердевает при взаимодействии с ЖС, поскольку соотношение масс ЖС и ОММ превышает 1,2 – 1,5. Прочность СА в ряду исследованных ПД одна из самых низких ($G = 1,3$ МПа), поскольку эластичная структура ПД 7 при указанной нагрузке начинает деформироваться с потерей массы оболочки до 20 – 30 %, что является недостатком рассматриваемого типа эластичной добавки.

Результаты экспериментов и расчетов (табл. 3) показывают, что показатели C_1 , C_2 , C_3 существенно отличаются друг от друга (C_1 имеет максимальное значение, а показатель C_2 имеет минимальную величину). При этом самым стабильным показателем является C_2 . Он меняется в пределах 1,57 – 2,45. Показатель C_3 отличается стабильностью ($C_3 = 2,25 - 8,53$) и входит в область соотношения, обеспечивающего ускоренное твердение массы ($C_3 \geq 1,2 - 1,5$). Показатель C_1 более изменчивый ($C_1 = 4,96 - 21,97$) и позволяет подобрать ПД, обеспечивающую оптимальное соотношение ЖК в составе СА. Несмотря на то, что абсолютные массовые характеристики СА существенно отличаются друг от друга на различных ПД [6; 8], показатели C_1 , C_2 , C_3 характеризуются относительной стабильностью.

Указанные выводы во многом повторяют данные табл. 4. Они показывают, что содержание ПД в составе СА может достигать 10,4 %. При том, что в обычной технологии брикетирования содержание, например, древесных ПД не может превышать 0,5 – 1,5 % [2 – 4]. Содержание ЖС также повышено до 20 – 30 % и превышает содержание связки по обычной технологии (8 – 10 %). Содержание ОММ

в шихте обычной технологии брикетирования специалисты рекомендуют не превышать 6 – 8 % [5]. Некоторые ПД (2, 4, 6) позволяют превысить это значение (8,9 – 12,5 %), но часть ПД удерживают в своей структуре менее 8 % ОММ, что требует режима корректировки технологии. Содержание ЖК практически стабильное и находится в относительно узких пределах (55,8 – 63,9 %).

Одним из факторов влияния на массовые характеристики СА могут быть размеры частиц основных шихтовых материалов (ЖК, УД и ИД). Влияние размеров частиц шихтовых материалов в зависимости от типа ПД на массу СА проявляется неоднозначно (рис. 5).

Для некоторых ПД (1 – 4) значение Θ_m практически не зависит от размеров частиц. Для других ПД (5 – 7) зафиксировано повышение массы СА с ростом размеров частиц примерно на 10 – 15 %. Во всех случаях играет роль не только масса слоя ОММ, но и толщина этого слоя, с ростом которой поглотительная способность жидкости увеличивается. У порообразующих добавок с сильно развитой поверхностью и пористостью (ПД 5 – 7) толщина слоя ОММ соизмерима с размерами крупных частиц шихтовых материалов. Поэтому им легче внедриться в слой ОММ на большую глубину и удержаться на поверхности этих добавок, формируя повышенную массу СА. Если слой ОММ на микрочастицах ПД имеет небольшую толщину, то частицы шихтовых материалов труднее поглощаются тонким слоем ОММ и легко осыпаются при перемешивании компонентов. Максимальная масса СА зафиксирована при использовании ПД 7 (поролон) и известковых добавок. Минимальное значение Θ_m (меньше на 5 – 8 % от максимального) зафиксировано с применением угольной мелочи. Это объясняется пониженной адгезией ОММ к углеродсодержащей поверхности и отсутствием развитого микрорельефа поверхности угольных частиц.

Выводы

В процессе экспериментов установили принципиальную возможность получения прочных шихтовых структурных агрегатов из сложной компонентной базы, являющейся минеральной основой для брикетирования железосодержащих материалов. Получены экспериментальные данные по изменению относительной массы структурных агрегатов и массы компонентов бригетируемой шихты на ПД в зависимости от размеров частиц шихтовых материалов. Установлены закономерности формирования макро- и микро-структуры агрегатов в зависимости от режима избирательного смешивания. Поровая структура бригетируемой массы на основе шихтовых структурных агрегатов, полученных по технологии избирательного смешивания, позволяет про-

гнозировать повышение скорости восстановления железосодержащего сырья. Результаты исследований позволяют выбрать рациональный тип ПД и оптимальную конструкцию СА с учетом прогнозируемых металлургических свойств брикетов и факторов технологии, которые могут возникнуть в процессе смешивания и прессования бригетируемой массы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Павловец В.М. *Развитие техники и технологии окомкования железорудного сырья в металлургии*. Москва: Вологда: Инфра-Инженерия. 2022:336. EDN: EBYWIW.
2. Павловец В.М. *Окатыши в технологии экстракции металлов из руд*. Москва: Вологда: Инфра-Инженерия. 2022:284.
3. Павловец В.М., Домнин К.И. Исследование процесса брикетирования железорудных материалов, содержащих в качестве нетрадиционного восстановителя отработанное минеральное масло. В кн.: *Наука и молодежь: проблемы, поиски, решения. Сборник трудов Всероссийской научной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2022:225–231. EDN:PPJNAD.
4. Павловец В.М., Домнин К.И. Использование техногенных отходов производства в технологии брикетирования железосодержащих материалов. В кн.: *Металлургия: технологии, инновации, качество. Сборник трудов XXII Международной научно-практической конференции*. Новокузнецк: ИЦ СибГИУ, 2021:159–183. EDN:QEFUWP.
5. Пат. 2814587 РФ. Способ получения железосодержащих брикетов / В.М. Павловец, К.И. Домнин; заявл. 22.03.2023, опубл. 01.03.2024, Бюл. № 7.
6. Ожогин В.В. *Основы теории и технологии брикетирования измельченного металлургического сырья*. Мариуполь: ПГТУ, 2010:442. EDN:QNAFUP.
7. Сараатанбазар Б., Ли Г.-Х. Влияние модифицированной гуминовой кислоты (МНА) как связующей добавки на обжиг брикетированного монгольского железорудного концентрата «Tumurtei». *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(6):419–427. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-419-427>
8. Курунов И. Ф., Бижанов А. М. Брэксы – новый этап в окусковании сырья для доменных печей. *Металлург*. 2014;3:49–53. EDN SAXQUR.

9. Касперович А.В., Шашок Ж.С., Каюшников С.Н. *Основные процессы шинного производства*. Минск: БГТУ. 2013:115. EDN:VADNUJ.
10. Мырхалыков Ж.У., Тюребекова Г.З., Сагитова Г.Ф., Сакибаева С.А. Возможности повышения адгезии резины к текстильному корду из искусственных волокон. *Известия вузов. Технология текстильной промышленности*. 2015;355(1):49–53.
11. Аникин А.Е., Галевский Г.В., Руднева В.В. Исследование технологических режимов эффективной металлизации оксиджелезосодержащих отходов металлургического производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(5):335–343.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-335-343>
12. Бут Е.А., Павлов А.В. Изучение твердожидкофазного карботермического восстановления никеля из рудоугольных брикетов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(2):120–127.
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-2-120-127>
13. Mombelli D., Gonçalves D. L., Mapelli C., Barella S., Gruttadauria, A. Processing and Characterization of Self-Reducing Briquettes Made of Jarosite and Blast Furnace Sludges. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2021;7(4):1603–1626.
<https://doi.org/10.1007/s40831-021-00419-2>
14. Tenório Vinhal J., Húngaro Costa R., Luís Coleti J., Espinosa D. C. Iron recovery from zinc mine tailings by magnetic separation followed by carbothermal reduction of self-reducing briquettes. *The Canadian Journal of Chemical Engineering*. 2021;99(1):166–177.
<https://doi.org/10.1002/cjce.23845>
15. Abdelrahim A., Aula M., Iljana M., Willms T., Echterhof T., Steinlechner S., Mombelli D., Mapelli C., Omran M., Preiss S., Fabritius T. Suitability of Self-Reducing and Slag-Forming Briquettes for Electric Arc Furnace Use Based on Laboratory Tests. *Steel research international*. 2022;93(2):2100472.
<https://doi.org/10.1002/srin.202100472>
16. Wu S., Chang F., Zhang J., Lu H. Kinetics and Reduction Behavior of Self-reducing Briquettes Containing Blast Furnace Dust. In: *8th International Symposium on High-Temperature Metallurgical Processing*. Cham: Springer. 2017:591–601.
https://doi.org/10.1007/978-3-319-51340-9_58
17. Vitikka O., Iljana, M., Heikkilä A., Tkalenko I., Koriuchev. N., Shehovsov D., Malkki A., Fabritius T. Suitability of auger pressing briquettes for blast furnace use based on laboratory Tests. *Minerals*. 2022;12(7):868.
<https://doi.org/10.3390/min12070868>
18. Wu S., Chang F., Zhang J., Lu H., Kou M. Cold strength and high temperature behaviors of self-reducing briquette containing electric arc furnace dust and anthracite. *ISIJ International*. 2017;58(8):1364–1373.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-013>
19. Coleti J.L., Manfredi G.V.P., Vinhal J.T., Junca E., Espinosa D.C.R., Tenório J.A.S. Kinetic investigation of self-reduction basic oxygen furnace dust briquettes using charcoals from different biomass. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(6):13282–13293.
<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.09.061>
20. Bagatini M.C., Fernandes T., Silva R., Galvao D.F., Flores I.V. Mill scale and flue dust briquettes as alternative burden to low height blast furnaces. *Journal of Cleaner Production*. 2020;276:124332.
<https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.124332>
21. Bagatini M.C., Zymła V., Osório E., Vilela A.C.F. Scale recycling through self-reducing briquettes to use in EAF. *ISIJ International*. 2017;57(12):2081–2090.
<http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-242>
22. Coleti J.L., Manfredi G.V.P., Junca E., Grillo F.F., de Oliveira J.R., Espinosa D.C.R., Tenório J.A.S. Kinetic Investigation of Self-reducing Briquettes of Electric Arc Furnace Dust Produced with Charcoals. *JOM*. 2022;74:1–10.
<https://doi.org/10.1007/s11837-022-05222-2>

REFERENCES

1. Pavlovets V.M. *Development of equipment and technology for pelletizing iron ore raw materials in metallurgy*. Moscow: Vologda: Infra-Inzheneriya. 2022:336. EDN: EBYWTW. (In Russ.).
2. Pavlovets V.M. *Pellets in the technology of extraction of metals from ores*. Moscow: Vologda: Infra-Inzheneriya. 2022:284. (In Russ.).
3. Pavlovets V.M., Domnin K.I. Investigation of the briquetting process of iron ore materials containing spent mineral oil as an unconventional reducing agent. In: *Science and Youth: problems, searches, solutions. Proceedings of the All-Russian Scientific Conference of students, postgraduates and young scientists with international participation*. Novokuznetsk: ITs SibGIU. 2022:225–231. EDN:PPJNAD. (In Russ.).
4. Pavlovets V.M., Domnin K.I. The use of man-made industrial waste in the technology of briquetting iron-containing materials. In: *Metallurgy: technologies, innovations, quality. Proceedings of the XI International Scientific and Practical Con-*

- ference. Novokuznetsk: ITs SibGIU. 2021:159–183. EDN:QEFUWP. (In Russ.).
5. Pavlovets V.M., Domnin K.I. A method for producing iron-containing briquettes. Pat. 2814587 RF. *Byulletin' izobretenii*. 2024;7. (In Russ.).
6. Ozhogin V.V. *Fundamentals of the theory and technology of briquetting crushed metallurgical raw materials*. Mariupol: PGTU. 2010:442. EDN:QNAFUP. (In Russ.).
7. Saraatanbazar B., Li G. Effect of modified humic acid binder on roasting behavior of mongolian “Tumurtei” iron ore concentrate briquettes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(6):419–427. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-6-419-427>
8. Kurunov I.F., Bizhanov A.M. Braces are a new stage in the pelletizing of raw materials for blast furnaces. *Metallurg*. 2014;3:49–53. EDN SAXQUR. (In Russ.).
9. Kasperovich A.V., Shashok Zh.S., Kayushnikov S.N. *The main processes of tire production*. Minsk: BGTU. 2013:115. EDN:VADNUJ. (In Russ.).
10. Myrkhalykov Zh.U., Turebekova G.Z., Sagitova G.F., Sakibaeva S.A. The possibilities of increasing the adhesion of rubber to textile cord made of artificial fibers. *Izvestiya vuzov. Tekhnologiya tekstil'noi promyshlennosti*. 2015;355(1):49–53. (In Russ.).
11. Anikin A.E., Galevskii G.V., Rudneva V.V. Technological modes of efficient metallization of iron-oxide-containing waste from metallurgical production. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2020;63(5):335–343. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-335-343>
12. But E.A., Pavlov A.V. Solid-liquid-phase carbothermal reduction of nickel from ore-coal briquettes. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2018;61(2):120–127. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-2-120-127>
13. Mombelli D., Gonçalves D.L., Mapelli C., Barella S., Gruttadauria, A. Processing and Characterization of Self-Reducing Briquettes Made of Jarosite and Blast Furnace Sludges. *Journal of Sustainable Metallurgy*. 2021;7(4):1603–1626. <https://doi.org/10.1007/s40831-021-00419-2>
14. Tenório Vinhal J., Húngaro Costa R., Luís Coleti J., Espinosa D. C. Iron recovery from zinc mine tailings by magnetic separation followed by carbothermal reduction of self-reducing briquettes. *The Canadian Journal of Chemical Engineering*. 2021;99(1):166–177. <https://doi.org/10.1002/cjce.23845>
15. Abdelrahim A., Aula M., Iljana M., Willms T., Echterhof T., Steinlechner S., Mombelli D., Mapelli C., Omran M., Preiss S., Fabritius T. Suitability of self-reducing and slag-forming briquettes for electric arc furnace use based on laboratory tests. *Steel research international*. 2022;93(2):2100472. <https://doi.org/10.1002/srin.202100472>
16. Wu S., Chang F., Zhang J., Lu H. Kinetics and Reduction Behavior of Self-reducing Briquettes Containing Blast Furnace Dust. In: *8th International Symposium on High-Temperature Metallurgical Processing*. Cham: Springer. 2017:591–601. https://doi.org/10.1007/978-3-319-51340-9_58
17. Vitikka O., Iljana, M., Heikkilä A., Tkalenko I., Koriuchev. N., Shehovsov D., Malkki A., Fabritius T. Suitability of Auger Pressing Briquettes for Blast Furnace Use Based on Laboratory Tests. *Minerals*. 2022;12(7):868. <https://doi.org/10.3390/min12070868>
18. Wu S., Chang F., Zhang J., Lu H., Kou M. Cold strength and high temperature behaviors of self-reducing briquette containing electric arc furnace dust and anthracite. *ISIJ International*. 2017;58(8):1364–1373. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-013>
19. Coleti J.L., Manfredi G.V.P., Vinhal J.T., Junca E., Espinosa D.C.R., Tenório J.A.S. Kinetic investigation of self-reduction basic oxygen furnace dust briquettes using charcoals from different biomass. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(6):13282–13293. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.09.061>
20. Bagatini M.C., Fernandes T., Silva R., Galvao D.F., Flores I.V. Mill scale and flue dust briquettes as alternative burden to low height blast furnaces. *Journal of Cleaner Production*. 2020;276:124332. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2020.124332>
21. Bagatini M.C., Zymła V., Osório E., Vilela A.C.F. Scale recycling through self-reducing briquettes to use in EAF. *ISIJ International*. 2017;57(12):2081–2090. <http://dx.doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2017-242>
22. Coleti J.L., Manfredi G.V.P., Junca E., Grillo F.F., de Oliveira J.R., Espinosa D.C.R., Tenório J.A.S. Kinetic Investigation of Self-reducing Briquettes of Electric Arc Furnace Dust Produced with Charcoals. *JOM*. 2022;74:1–10. <https://doi.org/10.1007/s11837-022-05222-2>

Сведения об авторах

Виктор Михайлович Павловец, к.т.н., доцент, доцент кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: pawlowets.victor@yandex.ru
SPIN-код: 8380-9354

Константин Игоревич Домнин, ведущий инженер кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: domnin_k_i@mail.ru
ORCID: 0009-0003-2257-091X
SPIN-код: 8658-4960

Information about the authors:

Viktor M. Pavlovets, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University
E-mail: pawlowets.victor@yandex.ru
SPIN-код: 8380-9354

Konstantin I. Domnin, Senior Engineer of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University
E-mail: domnin_k_i@mail.ru
ORCID: 0009-0003-2257-091X
SPIN-код: 8658-4960

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 18.03.2024

После доработки 22.05.2024

Принята к публикации 27.05.2024

Received 18.03.2024

Revised 22.05.2024

Accepted 27.05.2024

Оригинальная статья

УДК 621.785.78:537.636

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-117-126

**СТАРЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В95пч
В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ**

© 2024 г. Ю. В. Осинская, С. Р. Макеев, С. В. Воронин, Е. В. Терентьева

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

Аннотация. В настоящей работе представлены результаты комплексного экспериментального исследования влияния слабого постоянного магнитного поля на процесс старения алюминиевого сплава В95пч. Приведены сведения о химическом составе алюминиевого сплава В95пч, режимах термической и термомагнитной обработок и основных экспериментально наблюдаемых закономерностях изменений значений микротвердости, модуля упругости отдельных локальных областей, параметра решетки и параметров тонкой структуры алюминиевого сплава В95пч, состаренного при температуре 140°C, времени отжига от 2 до 8 ч, в постоянном магнитном поле напряженностью 557,0 кА/м и в его отсутствии. Обнаружено, что постоянное магнитное поле в значительной мере влияет на прочностные свойства и структуру сплава В95пч, при этом не изменяет стадийности процесса старения. Установлен так называемый «отрицательный» магнитопластический эффект, величина которого составляет 21 %. Наблюдается корреляция результатов измерения микротвердости и модуля упругости сплава В95пч. При наложении постоянного магнитного поля средний размер блоков когерентного рассеяния становится меньше, а плотность дислокаций и величина относительной микродеформации больше, чем при его отсутствии, что свидетельствует об искаженности кристаллической решетки алюминиевого сплава В95пч. Рентгеновские исследования показали, что временные зависимости параметров решетки и параметров тонкой структуры коррелируют с временными зависимостями микротвердости, что согласуется с основными классическими закономерностями процесса старения. Результаты настоящей работы могут внести свой вклад в создание новых и развитие существующих технологий термообработки алюминиевого сплава В95пч и прогнозирования его физико-механических свойств.

Ключевые слова: алюминиевый сплав В95пч, старение, постоянное магнитное поле, магнитопластический эффект, параметры тонкой структуры, модуль упругости

Благодарности: статья посвящена профессору кафедры физики твердого тела и неравновесных систем Самарского национального исследовательского университета имени академика С.П. Королева Александру Владимировичу Покоеву в знак благодарности от учеников.

Для цитирования: Осинская Ю.В., Макеев С.Р., Воронин С.В., Терентьева Е.В. Старение алюминиевого сплава В95пч в постоянном магнитном поле. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):117–126. [http://doi.org/10.57070/2304-497-2024-2\(48\)-117-126](http://doi.org/10.57070/2304-497-2024-2(48)-117-126)

Original article

AGEING OF ALUMINUM ALLOY V95PCH IN A CONSTANT MAGNETIC FIELD

© 2024 Ju. V. Osinskaya, S. R. Makeev, S. V. Voronin, E. V. Terentyeva

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

Abstract. This paper presents the results of a comprehensive experimental study of the influence of a weak constant magnetic field on the aging process of aluminum alloy V95pch. Information is provided on the chemical

composition of the aluminum alloy V95pch, modes of thermal and thermomagnetic processing and the main experimentally observed patterns of changes in the values of microhardness, elastic modulus of individual local regions, lattice parameter and fine structure parameters of the aluminum alloy V95pch, aged at a temperature of 140 °C, annealing time from 2 up to 8 hours, in a constant magnetic field of 557.0 kA/m and in its absence. It was found that a constant magnetic field significantly affects the strength properties and structure of the aluminum alloy V95pch, but does not change the stages of the aging process. The so-called “negative” magnetoplastic effect has been established, the value of which is 21%. There is a correlation between the results of measuring microhardness and the elastic modulus of the aluminum alloy V95pch. In addition, it is clear that when a constant magnetic field is applied, the average size of coherent scattering blocks becomes smaller, and the dislocation density and the value of relative microstrain are greater than in its absence, which indicates a distortion of the crystal lattice of the V95pch aluminum alloy. X-ray studies have shown that the time dependences of lattice parameters and fine structure parameters correlate with the time dependences of microhardness, which is consistent with the basic classical laws of the aging process. The results of this work can contribute to the creation of new and development of existing technologies for heat treatment of aluminum alloy V95pch and prediction of its physical and mechanical properties.

Keywords: aluminum alloy V95pch, aging, constant magnetic field, magnetoplastic effect, fine structure parameters, elastic modulus

Acknowledgements: the article is dedicated to professor of the department of solid state physics and nonequilibrium systems of Samara university Alexander Vladimirovich Pokoev as a token of gratitude from the students.

For citation: Osinskaya J.V., Makeev S.R., Voronin S.V., Terentyeva E.V. Aging of aluminum alloy V95pch in a constant magnetic field. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):117–126. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-497-2024-2\(48\)-117-126](http://doi.org/10.57070/2304-497-2024-2(48)-117-126)

Введение

Алюминиевый сплав Al – Zn – Mg – Cu и его аналоги широко используются в авиации и космонавтике для создания легких и прочных конструкций [1]. Такого эффекта можно достичь благодаря высокому соотношению их прочности и веса, хорошей устойчивости к коррозии и способности выдерживать большие нагрузки без разрушения [2]. В последние десятилетия проводится достаточное количество экспериментальных исследований по упрочнению алюминиевых сплавов [3 – 5]. Известно, что основными механизмами упрочнения этих сплавов являются упрочнение за счет распада пересыщенного твердого раствора (старения), границ зерен, дислокаций.

Один из интересных аспектов поведения сплавов при старении – это их реакция на внешние воздействия, например, магнитное поле. Этот феномен привлекает значительное внимание, так как может привести к новому пониманию процесса старения и изучению новых эффектов, возникающих при термомагнитной обработке. Проведенные исследования [6, 7] показывают, что воздействие магнитным полем является эффективным методом для контроля организации материалов, изменения термодинамических и кинетических условий фазовых переходов. Кроме этого, при воздействии внешних полей обнаруживается магнитопластический эффект (МПЭ), который заключается в изменении подвижности дислокаций [8 – 10]. Это, в

свою очередь, приводит к изменению микроструктуры и физико-механических свойств материалов.

Целью настоящей работы является комплексное экспериментальное исследование магнитопластического эффекта, параметров решетки, параметров тонкой структуры и модуля упругости алюминиевого сплава В95пч, составленного в постоянном магнитном поле (ПМП).

Методы и принципы исследования

Шлифы с ребром 10 мм вырезали из промышленного листа алюминиевого сплава В95пч, химический состав которого приведен в табл. 1.

Предварительно закаленные образцы искусственно старили в вакууме (примерно 10^{-3} Па) в установке для отжига в магнитном поле. Режимы закалки и старения в ПМП и без него представлены в табл. 2 (где T – температура отжига, °C; t – время отжига, ч; H – напряженность магнитного поля, кА/м). Напряженность ПМП, температуру и время старения выбирали на основе литературных данных [11].

Микротвердость по методу Виккерса [12] измеряли с помощью микротвердомера HAUSER при нагрузке 0,98 Н и времени нагружения 7 с. Каждое значение микротвердости получали усреднением по 20 измерениям. Относительная ошибка среднего значения микротвердости составила 3 – 5 % (рис. 1).

Рентгеноструктурный анализ выполняли с использованием $\text{Co K}\alpha$ -излучения на дифракто-

Химический состав алюминиевого сплава В95пч**Table 1. Chemical composition of aluminum alloy V95pch**

Элемент	Содержание в сплаве, мас. %
Al	87,45 – 91,45
Zn	5,00 – 6,50
Mg	1,80 – 2,00
Cu	1,40 – 2,00
Примеси, не более	
Fe	0,05 – 0,25
Mn	0,20 – 0,60
Cr	0,10 – 0,25
Si	до 0,10
Ni	до 0,10
Ti	до 0,05
Всего примесей: 1,35	

метре «ДРОН-2», оснащенном аппаратно-программным комплексом управления, регистрации и обработки результатов измерений. Параметры эксперимента следующие: анодный ток – 20 мА; напряжение на рентгеновской трубке – 30 кВ; скорость движения счетчика – 0,4 град/мин; щели 0,5 – 4 – 0,5 мм.

Среднеквадратичная ошибка отдельного измерения параметра решетки составляет 0,001 Å, относительная ошибка отдельного измерения параметра решетки – 0,04 %.

Для определения параметров тонкой структуры выбирали дифракционную линию (311) на дифрактограммах исследованных образцов. В работе для определения истинного физического уширения использовали метод аппроксимации [13]. В качестве эталона использовали закаленный образец алюминиевого сплава В95пч. Относительная ошибка отдельного измерения среднего блока когерентного рассеяния, плотно-

сти дислокаций и величины относительной микрореформации составляла 14, 28 и 45 % соответственно.

Модуль упругости локальных областей измеряли с помощью сканирующего зондового микроскопа нанотвердомера «Наноскан 3D» методом силовой микроскопии [14]. Среднее значение модуля упругости определяли по соотношению углов наклона кривых подвода, исследуемого и эталонного материалов. Относительная ошибка определения среднего значения модуля упругости составила 10 %.

Основные результаты и их обсуждение

Результаты влияния ПМП на микротвердость в процессе старения алюминиевого сплава В95пч представлены в табл. 3 и на рис. 2.

Из анализа данных табл. 3 видно, что после закалки микротвердость сплава достигает 1363 МПа. Полученные результаты согласуются с

Режимы термомангнитной обработки сплава В95пч (закалка при 470 °С (1 ч) в воду (20 °С))**Table 2. Thermomagnetic treatment modes of aluminum alloy V95pch (quenching at 470 °C (1 h) in water (20 °C))**

$T, ^\circ\text{C}$	$t, \text{ч}$	$H, \text{кА/м}$
140	2	0
		557,0
	4	0
		557,0
	6	0
		557,0
	8	0
		557,0

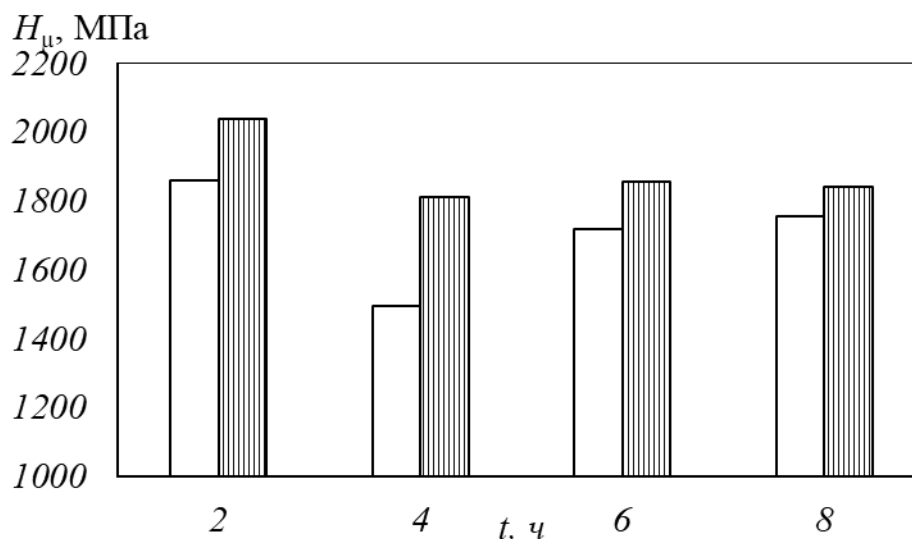


Рис. 1. Результаты измерения микротвердости сплава В95пч, состаренного в постоянном магнитном поле (вертикальная полоска) и без него (без заливки)

Fig. 1. Results of measuring the microhardness of the V95pch alloy, aged in a magnetic field (vertical stripe) and without it (no fill)

литературными данными [15], что свидетельствует об их достоверности.

Старение в течение 2 ч без наложения ПМП при температуре 140 °С приводит к существенному возрастанию микротвердости до 1853 МПа, что объясняется процессами старения. При старении металлического сплава В95пч выделяются фазы $\eta(\text{MgZn}_2)$ и $T(\text{AlZnMg})$ [16], которые тормозят движение дислокаций и тем самым приводят к возрастанию прочностных свойств сплава.

После старения в течение 4 ч наблюдается минимум значения микротвердости сплава, а дальнейшее увеличение длительности старения до 8 ч приводит к росту микротвердости до 1790 МПа. Такой ход зависимости микротвердости сплава связан со стадийностью процесса старения. Максимальная микротвердость наблюдается при времени старения 2 ч.

Наложение ПМП на старение сплава всегда приводит к увеличению микротвердости до 21 %

[17]. Обнаруживается так называемый отрицательный магнитоэластический эффект (МПЭ) [18]. Величину МПЭ рассчитывали по формуле

$$\text{МПЭ} = \frac{H_{\mu, H \neq 0} - H_{\mu, H=0}}{H_{\mu, H=0}} \cdot 100 \%$$

Обнаружено, что ПМП не изменяет кинетики процесса старения исследуемого сплава: максимумы и минимумы микротвердости наблюдаются при одних и тех же временах старения. Увеличение микротвердости можно объяснить тем, что при наложении ПМП структура сплава становится более искаженной, как показали результаты рентгеноструктурного анализа. Вследствие этого дислокации встречают на своем пути значительно большее количество стопоров (фазы, границы зерен и т.д.), подвижность уменьшается и сплав становится более прочным [19].

Т а б л и ц а 3

Результаты измерения микротвердости сплава В95пч
Table 3. Results of measuring microhardness of aluminum alloy V95pch

t, ч	H, кА/м	$H_{\mu} \pm \Delta H_{\mu}$, МПа	МПЭ, %
Закалка 470 °С → 20 °С	—	1363 ± 19	—
2	0	1853 ± 19	10
	557,0	2029 ± 19	
4	0	1490 ± 29	21
	557,0	1804 ± 19	
6	0	1716 ± 49	8
	557,0	1853 ± 49	
8	0	1755 ± 19	4
	557,0	1833 ± 19	

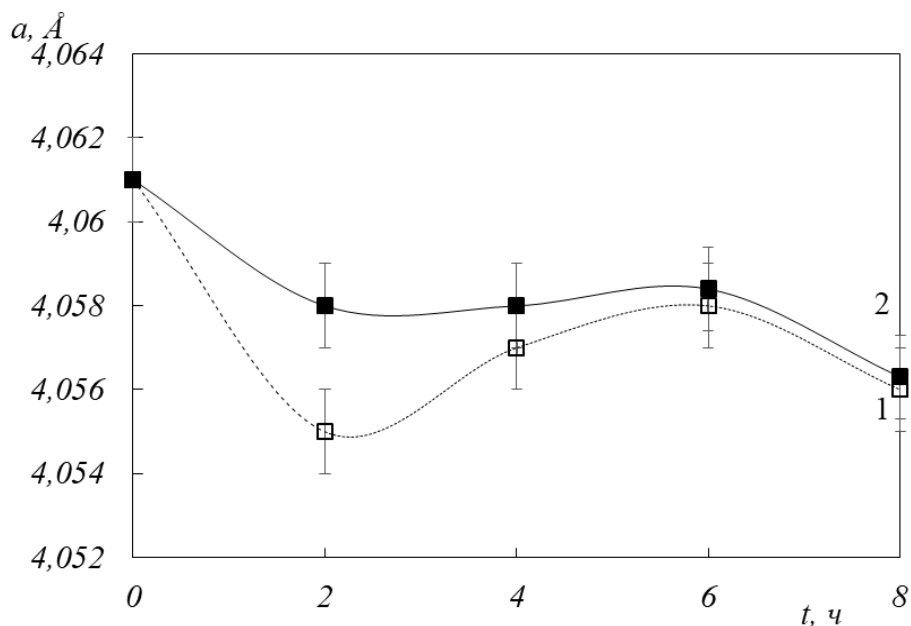


Рис. 2. Результаты измерения параметра решетки сплава В95пч, состаренного в магнитном поле (2) и без него (1)

Fig. 2. Results of measuring the lattice parameter of the V95pch alloy, aged in a magnetic field (2) and without it (1)

Методом рентгенографического анализа получена временная зависимость параметра кристаллической решетки сплава, определенного по дифракционной линии (311) (рис. 2).

После закалки параметр кристаллической решетки сплава больше параметра решетки чистого алюминия (4,050 Å) составляет 4,061 Å, это связано с наличием в твердом растворе алюминия атомов магния, которые являются примесью замещения. Размер атомов магния на 12 % больше атомов алюминия, что и приводит к увеличению параметра кристаллической решетки алюминиевого сплава.

В процессе старения примесные атомы магния, цинка и меди уходят из матрицы в фазовые выделения, параметр решетки оставшегося ма-

теринского твердого раствора уменьшается при всех исследованных временах старения, что наглядно видно на рис. 2.

Наложение ПМП при тех же режимах термической обработки также приводит к уменьшению параметра решетки по сравнению с закаленным состоянием. Кроме этого, параметр решетки сплава, состаренного в ПМП, имеет тенденцию к возрастанию по сравнению с параметром решетки сплава, состаренного в отсутствии поля (рис. 2). При этом ход зависимости не меняется, то есть наложение ПМП на отжиг сплава не изменяет кинетики старения.

Экспериментальные данные измерения параметров тонкой структуры, полученные методом аппроксимации, представлены в табл. 4.

Т а б л и ц а 4

Экспериментальные данные измерения параметров тонкой структуры состаренного алюминиевого сплава В95пч

Table 4. Experimental data of measurement of fine structure parameters of aged aluminum alloy V95pch

t, ч	Значения при H, кА/м							
	$\beta^{311}, ^\circ$		D, нм		$\Delta d/d, 10^{-4}$		$\rho, 10^9 \text{ см}^{-2}$	
	0	7	0	7	0	7	0	7
2	0,09	0,14	290	208	2,0	2,8	3,6	6,9
4	0,07	0,08	401	365	1,4	1,6	1,9	2,3
6	0,20	0,39	140	73	4,1	7,9	15,2	56,6
8	0,15	0,36	183	78	3,1	7,4	8,9	49,3

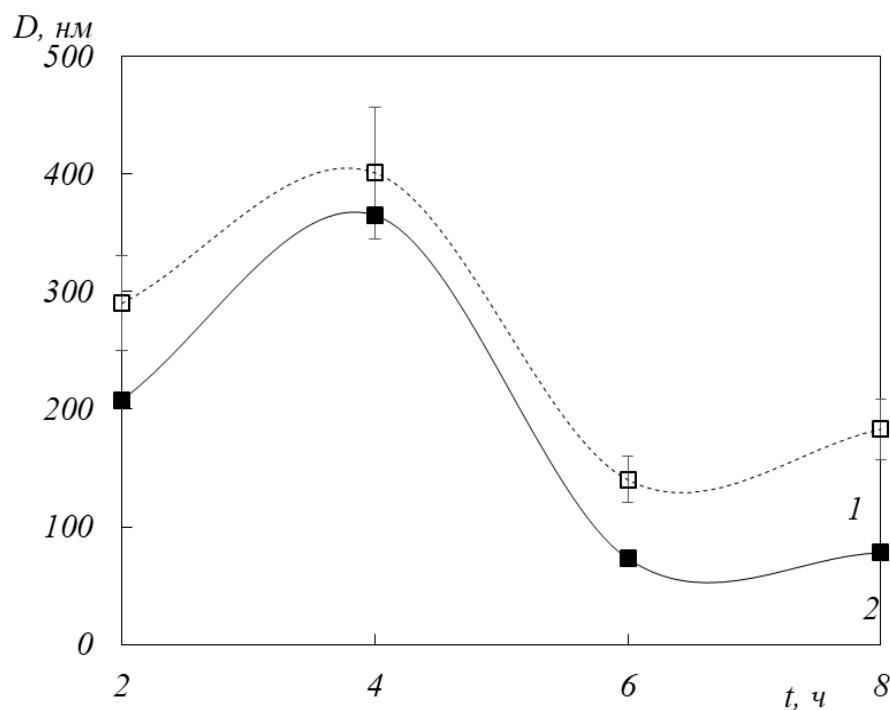


Рис. 3. Результаты измерения среднего размера блоков когерентного рассеяния сплава В95пч, состаренного в магнитном поле (2) и без него (1)

Fig. 3. Results of measuring the average size of coherent scattering blocks of the V95pch alloy, aged in a magnetic field (2) and without it (1)

По экспериментальным данным построены временные зависимости параметров тонкой

структуры для образцов, состаренных в ПМП и без него (рис. 3 – 5).

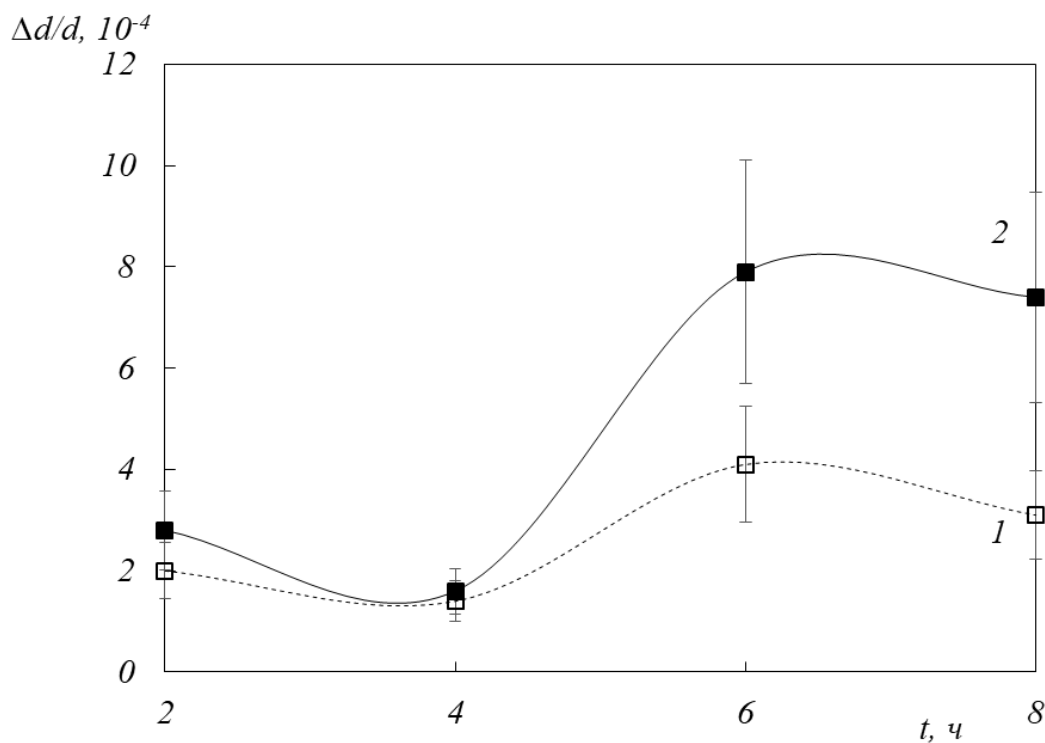


Рис. 4. Результаты измерения величины относительной микродеформации сплава В95пч, состаренного в магнитном поле (2) и без него (1)

Fig. 4. Results of measuring the relative microstrain of the V95pch alloy, aged in a magnetic field (2) and without it (1)

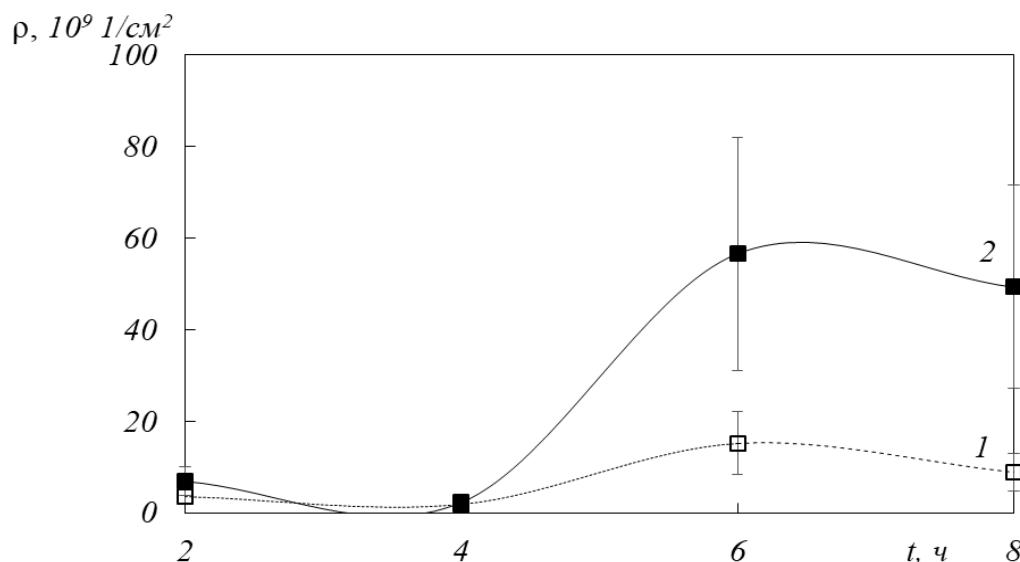


Рис. 5. Результаты измерения плотности дислокаций сплава В95пч, состаренного в магнитном поле (2) и без него (1)
Fig. 5. Results of measuring the dislocation density of the V95pch alloy, aged in a magnetic field (2) and without it (1)

Установлено, что временные зависимости параметров тонкой структуры коррелируют с временными зависимостями микротвердости, то есть минимальным значениям микротвердости соответствуют максимальные значения средних размеров блоков когерентного рассеяния и минимальные значения плотности дислокаций и величины относительных микродеформаций.

Полученные результаты показывают, что ПМП не изменяет поведения временных зависимостей параметров тонкой структуры (рис. 3 – 5), то есть не изменяет стадийности процесса старения.

Анализ данных показал, что средние размеры блоков когерентного рассеяния при наложении ПМП всегда меньше, чем в его отсутствии, а значения относительных микродеформаций и плотности дислокаций при наложении поля выше, чем без него. Это свидетельствует о том, что структура сплава при наложении ПМП становится более искаженной, чем в его отсутствии. Кроме этого обнаружено, что наложение ПМП на процесс старения сплава при 6 и 8 ч

приводит к уменьшению средних размеров блоков когерентного рассеяния до наноразмеров (~70 нм). Данный факт имеет большое научное и практическое значение для получения наноматериалов с заданными свойствами.

Результаты измерения модуля упругости методом сканирующей зондовой микроскопии алюминиевого сплава В95пч представлены в табл. 5 и на рис. 6 (где σ_y – модуль упругости, ГПа).

Значение модуля упругости закаленного образца (табл. 5) согласуются со справочными данными [20], что свидетельствует о его достоверности. Наложение ПМП на процесс старения приводит к уменьшению модуля упругости алюминиевого сплава В95пч до 17 % по сравнению со старением без наложения магнитного поля (табл. 5, рис. 6). Данный факт указывает на корреляцию результатов измерения модуля упругости и микротвердости (рис. 1, табл. 3).

Т а б л и ц а 5

Результаты измерения модуля упругости закаленного и состаренного алюминиевого сплава В95пч
Table 5. Results of measurement of elastic modulus of hardened and aged aluminum alloy V95pch

t , ч	H , кА/м	σ_y , ГПа	МПЭ, %
Закалка 470 °С → 20 °С	–	214 ± 13	–
2	0	91 ± 7	–17
	557,0	75 ± 8	
4	0	97 ± 8	–16
	557,0	81 ± 9	

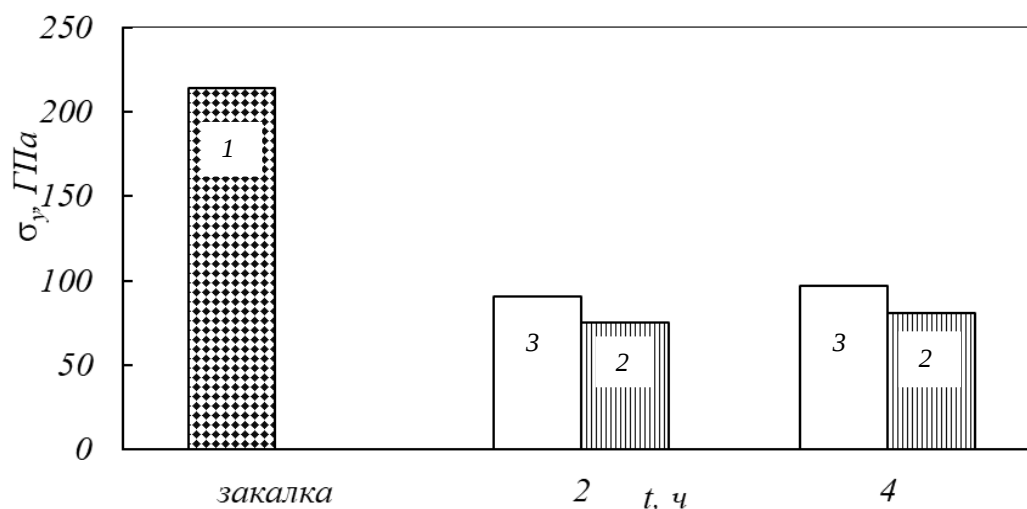


Рис. 6. Результаты измерения модуля упругости алюминиевого сплава В95пч после закалки (1), старения в постоянном магнитном поле (2) и без него (3)

Fig. 6. Results of measuring the elastic modulus of aluminum alloy V95pch after quenching (1) and aging in a constant magnetic field (2) and without it (3)

Выводы

Наложение ПМП на процесс старения высокопрочного алюминиевого сплава В95пч приводит к существенному (до 21 %) увеличению микротвердости, наблюдается отрицательный МПЭ. Методом рентгеновского анализа обнаружено, что временные зависимости параметров решетки и параметров тонкой структуры коррелируют с временными зависимостями микротвердости, что согласуется с основными классическими закономерностями процесса старения. Кроме этого, ПМП не изменяет стадийности процесса старения. Обнаружено, что при наложении ПМП на процесс старения сплава средний размер блоков когерентного рассеяния становится всегда меньше, а плотность дислокаций и величина относительной микродеформации больше, чем в его отсутствии, что свидетельствует о большей искаженности кристаллической решетки. Наблюдается корреляция результатов измерения микротвердости и модуля упругости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Zhu L., Li N., Childs P.R.N. Light-weighting in aerospace component and system design. *Propulsion and Power Research*. 2018;7(2):103–119. <http://dx.doi.org/10.1016/j.jprr.2018.04.001>
2. Williams J.C., Starke E.A. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*. 2003;51(19):5775–5779. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2003.08.023>
3. Lee Y.S., Koh D.H., Kim H.W., Ahn Y.S. Improved bake-hardening response of Al-Zn-Mg-Cu alloy through pre-aging treatment. *Scripta Materialia*. 2018;147:45–49. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.12.030>
4. Ringer S.P., Hono K., Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies. *Materials Characterization*. 2000;44(1-2):101–131. [https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(99\)00051-0](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(99)00051-0)
5. Alcantara V. A Critical review of age treatment hardening mechanisms in aluminum alloys. *Journal of Mechanical and Civil Engineering*. 2022;19(6):32–51. <https://doi.org/10.9790/1684-1906013251>
6. Luo J., Luo H., Liu C., Zhao T., Wang R., Ma Y. Effect of magnetic field on precipitation kinetics of an ultrafine grained Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020; 798:139990. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139990>
7. Koch C.C. Experimental evidence for magnetic or electric field effects on phase transformations. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;287(2):213–218. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00778-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00778-4)
8. Алышиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. Магнитоэластический эффект: основные свойства и физические механизмы. *Кристаллография*. 2003;48(5):838–867. EDN: ONUMFP.
9. Моргунов Р.Б., Пискорский В.П., Валеев Р.А., Королев Д.В. Термодинамический анализ магнитоэластических эффектов в «немагнитных» металлах. *Труды ВИАМ*. 2018;12(72):79–87. <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-12-79-87>
10. Пост Р., Осинская Ю.В., Вильде Г., Дивинский С.В., Покоев А.В. Влияние температу-

- ры отжига и постоянного магнитного поля на распад закаленной бериллиевой бронзы БрБ-2. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2020; 5:36–44. EDN: WHUPDI.
<https://doi.org/10.31857/S102809602005012X>
11. Al-lubani S.E., Matarneh M., Al-Wedyan H., Rayes A. Heat treatment of aluminum alloy 7449. *World Academy of Science, Engineering and Technology International Journal of Chemical, Materials Science and Engineering*. 2013;7(8):51–56.
 12. Быков С.Ю., Схиртладзе С.А. Испытания материалов: учеб. Пособие. Старый Оскол: ТНТ, 2015:135.
 13. Фульц Б., Хау Д.М. Просвечивающая электронная микроскопия и дифрактометрия материалов. Москва: Техносфера, 2011:904.
 14. Cappella B., Dietler G. Force-distance curves by atomic force microscopy. *Surface Science Reports*. 1999;34(1-3):1–3,5–104.
<https://doi.org/10.1016/S0167-5729%2899%2900003-5>
 15. Богодухов С.И. Материаловедение: учеб. для вузов. Москва: Машиностроение, 2015:503.
 16. Сенаторова О.Г., Антипов В.В., Бронз А.В., Сомов А.В., Серебренникова Н.Ю. Высокопрочные и сверхпрочные сплавы традиционной системы Al-Zn-Mg-Cu, их роль в технике и возможности развития. *Технология легких сплавов*. 2016;2:С. 43–49. EDN: WZTBVD
 17. Патент № 2764254 РФ. Способ термической обработки деталей из алюминиевого сплава В95пч в постоянном магнитном поле / Покоев А.В., Осинская Ю.В., Гречников Ф.В., Ерисов Я.А.; заявл. 01.11.2021; опубл. 14.01.2022. Бюл. № 2.
 18. Головин Ю.И. Магнитопластичность твердых тел. *Физика твердого тела*. 2004;46(5):769–803. EDN: RCZVLN.
 19. Hu Y., Zhao H., Yu X., Li J., Zhang B., Li T. Research progress of magnetic field regulated mechanical property of solid metal materials. *Metals*. 2022;12:1988.
<https://doi.org/10.3390/met12111988>
 20. Таблицы физических величин. Справочник / Под ред. И.К. Кикоина. Москва: Атомиздат, 1976:1008.
 2. Williams J.C., Starke E.A. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia*. 2003;51(19):5775–5779.
<https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2003.08.023>
 3. Lee Y.S., Koh D.H., Kim H.W., Ahn Y.S. Improved bake-hardening response of Al-Zn-Mg-Cu alloy through pre-aging treatment. *Scripta Materialia*. 2018;147:45–49.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.12.030>
 4. Ringer S.P., Hono K. microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies. *Materials Characterization*. 2000;44(1–2):101–131.
[https://doi.org/10.1016/S1044-5803\(99\)00051-0](https://doi.org/10.1016/S1044-5803(99)00051-0)
 5. Alcantara V. A Critical review of age treatment hardening mechanisms in aluminum alloys. *Journal of Mechanical and Civil Engineering*. 2022;19:32–51.
<https://doi.org/10.9790/1684-1906013251>
 6. Jun L., Hongyun L., Chu L., Tianshu Z., Runze W., Yue M. Effect of magnetic field on precipitation kinetics of an ultrafine grained Al-Zn-Mg-Cu alloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2020;798:139990.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139990>
 7. Koch C.C. Experimental evidence for magnetic or electric field effects on phase transformations. *Materials Science and Engineering: A*. 2000;287:213. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)00778-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00778-4)
 8. Al'shits V.I., Darinskaya E.V., Koldaeva M.V., Petrzhik E.A. The magnetoplastic effect: basic properties and physical mechanisms. *Kristallografiya*. (In Russ.). 2003;48(5):838. (In Russ.). EDN: ONUMFP.
 9. Morgunov R.B., Piskorskii V.P., Valeev R.A., Korolev D.V. Thermodynamic analysis of magnetoplastic effects in “non-magnetic” metals. *Trudy VIAM*. 2018;12:79–87. (In Russ.).
<https://doi.org/10.18577/2307-6046-2018-0-12-79-87>
 10. Osinskaya Yu.V., Pokoev A.V., Post R., Vil'de G., Divinskii S.V. The effect of annealing temperature and a constant magnetic field on the decay of hardened beryllium bronze BrB-2. *Poverkhnost'. Rentgenovskie, sinkhrotronnye i neutronnye issledovaniya*. 2020;5:36–44. (In Russ.). EDN: WHUPDI.
<https://doi.org/10.31857/S102809602005012X>
 11. Al-lubani, S., Matarneh, M., Al-Wedyan, H., Rayes, A. Heat treatment of aluminum alloy 7449. *World Academy of Science, Engineering and Technology International Journal of Chemical, Materials Science and Engineering*. 2013;7:51–56.

REFERENCES

1. Zhu L., Li N., Childs P.R.N., Light-weighting in aerospace component and system design. *Propulsion and Power Research*. 2018;7(2):103–119.
<https://dx.doi.org/10.1016/j.jprr.2018.04.001>

12. Bykov S. Yu., Skhirtladze S.A. *Materials research: manual*. Stary Oskol: TNT, 2015;135. (In Russ.).
13. Fultz B., Howe D.M. *Transmission electron microscopy and diffractometry of materials*. Moscow: Tekhnosphere, 2011;904. (In Russ.).
14. Cappella B., Dietler G. Force-distance curves by atomic force microscopy. *Surface Science Reports*. 1999;34(1–3):1–3,5–104.
<https://doi.org/10.1016/S0167-5729%2899%2900003-5>
15. Bogodukhov S.I. *Materials science: manual*. Moscow: Mashinostroenie, 2015;503. (In Russ.).
16. Senatorova O.G., Antipov V.V., Bronz A.V., Somov A.V., Serebrennikova N.Yu. High-strength and super-strength alloys of the traditional Al-Zn-Mg-Cu system, their role in technology and development opportunities. *Technology of light alloys*. 2016;(2):43–49. (In Russ.).
17. Pokoev A.V., Osinskaya Yu.V., Grechnikov F.V., Erisov Ya.A. The method of heat treatment of aluminum alloy parts B95h in a constant magnetic field. Pat. No.2764254 RF. *Byulleten' izobretenii*. (In Russ.).
18. Golovin Yu.I. *Magnetoplasticity of solids*. *Fizika tverdogo tela*. 2004;46(5):769. EDN: RCZVLN. (In Russ.).
19. Hu Y., Zhao H., Yu X., Li J., Zhang B., Li T. Research progress of magnetic field regulated mechanical property of solid metal materials. *Metals*. 2022;12:1988.
<https://doi.org/10.3390/met12111988>
20. Kikoin I.K. *Tables of physical quantities. Guide*. Moscow: Atomizdat. 1976:1008. (In Russ.).

Сведения об авторах

Юлия Владимировна Осинская, к.ф.-м.н., заведующий кафедрой физики твердого тела и неравновесных систем, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

E-mail: ojv76@mail.ru

ORCID: 0000-0002-4586-4596

SPIN-код: 4675-6648

Сергей Романович Макеев, студент, учебный мастер кафедры физики твердого тела и неравновесных систем, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

E-mail: makeev.sr@ssau.ru

ORCID: 0009-0003-3200-070X

Сергей Васильевич Воронин, к.т.н., доцент кафедры технологии металлов и авиационного материаловедения, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

E-mail: voronin.sv@ssau.ru

ORCID: 0000-0002-4370-9832

SPIN-код: 5010-5268

Екатерина Владимировна Терентьева, студент, Самарский национальный исследовательский университет им. академика С.П. Королева

E-mail: Terka2502@yandex.ru

ORCID: 0009-0008-5290-1384

Information about the authors:

Yulia V. Osinskaya, Cand. Sci. (Eng.), Head of the Department of Solid State Physics and Nonequilibrium Systems, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev

E-mail: ojv76@mail.ru

ORCID: 0000-0002-4586-4596

SPIN-код: 4675-6648

Sergey R. Makeev, student, teaching master of the Department of Solid State Physics and Nonequilibrium Systems, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev

E-mail: makeev.sr@ssau.ru

ORCID: 0009-0003-3200-070X

Sergey V. Voronin, Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor of the Department of Metal Technology and Aviation Materials Science, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev

E-mail: voronin.sv@ssau.ru

ORCID: 0000-0002-4370-9832

SPIN-код: 5010-5268

Ekaterina V. Terentyeva, student, Samara National Research University named after Academician S.P. Korolev

E-mail: Terka2502@yandex.ru

ORCID: 0009-0008-5290-1384

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 18.03.2024

После доработки 04.06.2024

Принята к публикации 05.06.2024

Received 18.03.2024

Revised 04.06.2024

Accepted 05.04.2024

Оригинальная статья

УДК 669.187

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-127-135

**ИССЛЕДОВАНИЕ И СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ РЕЖИМОВ ПРОДУВКИ
РАСПЛАВА РЕЛЬСОВОЙ ЭЛЕКТРОСТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ОБРАБОТКИ
НА АГРЕГАТЕ КОВШ-ПЕЧЬ**

© 2024 г. Л. В. Думова, Е. В. Протопопов, А. А. Уманский

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

Аннотация. С использованием моделирования процесса продувки расплава в сталеразливочном ковше, проведенного применительно к условиям электросталеплавильного цеха АО «ЕВРАЗ ЗСМК», определены закономерности влияния интенсивности продувки на параметры, характеризующие интенсивность перемешивания металла: мощность перемешивания и эффективный коэффициент диффузии. Показано, что повышение интенсивности продувки инертным газом в широких пределах варьирования данного показателя увеличивает мощность перемешивания вне зависимости от режима истечения газовых струй и направления переноса. При этом влияние удельного расхода вдуваемого в расплав инертного газа на интенсивность перемешивания более выражено для струйного режима продувки по сравнению с пузырьковым, что позволяет определить характеристики процесса гомогенизации расплава при расчете эффективного коэффициента диффузии. На основании статистических исследований определено, что в условиях рассматриваемого цеха увеличение длительности периодов продувки рельсовой стали с интенсивностью более 1,1 м³/мин оказывает значимое влияние на уменьшение отбраковки рельсов из-за наличия неметаллических включений. Полученные результаты теоретических и аналитических исследований явились базой для разработки усовершенствованного режима продувки рельсовой стали инертным газом в процессе обработки на агрегате ковш-печь. Отличительной особенностью усовершенствованного режима является наличие во второй половине продувки периода с повышенной до 1,2 – 1,6 м³/мин интенсивностью подачи инертного газа с продолжительностью не менее 10 мин. Опытнo-промышленное опробование разработанного режима продувки инертным газом подтвердило его эффективность с точки зрения рафинирования рельсовой стали от неметаллических включений. В серии из 110 опытных плавок зафиксировано снижение отбраковки рельсов из-за наличия неметаллических включений на 0,6 %.

Ключевые слова: рельсовая сталь, продувка инертным газом, неметаллические включения, численное моделирование, перемешивание расплава

Для цитирования: Думова Л.В., Протопопов Е.В., Уманский А.А. Исследование и совершенствование режимов продувки расплава рельсовой электростали в процессе обработки на агрегате ковш-печь. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):127–135. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-127-135](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-127-135)

Original article

**RESEARCH AND IMPROVEMENT OF MODES FOR BLOWING ELECTRIC RAIL
STEEL MELT DURING PROCESSING ON THE LADLE-FURNACE UNIT**

© 2024 L. V. Dumova, E. V. Protopopov, A. A. Umanskii

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

Abstract. Using simulation of the melt purging process in a steel ladle, carried out in relation to the conditions of the electric steel melting shop of JSC EVRAZ ZSMK, the regularities of the influence of the intensity of purging on the parameters characterizing the intensity of metal mixing: mixing power and effective diffusion coefficient were determined. It is shown that an increase in the intensity of purging with an inert gas within a wide range of variation of this indicator increases the mixing power, regardless of the mode of outflow of gas jets and the direction of transfer. At the same time, the effect of the specific flow rate of the inert gas injected into the melt on the mixing intensity is more pronounced for the jet purge mode compared with the bubble mode, which makes it possible to determine the characteristics of the melt homogenization process when calculating the effective diffusion coefficient. Based on statistical studies, it was determined that in the conditions of the workshop under consideration, an increase in the duration of periods of purging of rail steel with an intensity of more than 1.1 m³/min. It has a significant effect on reducing rail rejection due to the presence of non-metallic inclusions. The obtained results of theoretical and analytical studies were the basis for the development of an improved mode of purging rail steel with inert gas during processing on the bucket furnace unit. A distinctive feature of the improved mode is the presence in the second half of the purge period with an increased to 1.2 – 1.6 m³/min intensity of inert gas supply with a duration of at least 10 minutes. Pilot testing of the developed inert gas purge mode has confirmed its effectiveness in terms of refining rail steel from non-metallic inclusions. In a series of 110 experimental smelters, a decrease in rail rejection due to the presence of non-metallic inclusions was recorded by 0.6 %.

Keywords: rail steel, purging with inert gas, non-metallic inclusions, numerical modeling, melt mixing

For citation: Dumova L.V., Protopopov E.V., Umanskii A.A. Research and improvement of modes for blowing electric rail steel melt during processing on the ladle-furnace unit. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):127–135. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-127-135](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-127-135)

Введение

Опыт производства железнодорожных рельсов свидетельствует, что одной из ключевых характеристик их качества, оказывающих определяющее влияние на эксплуатационную стойкость, является загрязненность неметаллическими включениями [1 – 3]. Неметаллические включения выступают в роли центров зарождения контактно-усталостных дефектов, возникающих при прохождении по рельсам железнодорожных составов [4, 5]. В результате имеет место преждевременный вывод рельсов из эксплуатации или их аварийные изломы [6, 7]. В связи с этим требования по допустимым размерам и концентрации неметаллических включений в рельсах постоянно ужесточаются. Данный факт можно проиллюстрировать на примере основного нормативного отечественного документа на производство рельсов – ГОСТ Р 51685. В редакции указанного ГОСТ за 2000 г. для рельсов общего назначения допустимые размеры строчечных включений ограничивались пределами не более 2,0 – 8,0 мм в зависимости от их категории, а в редакциях от 2013 г. и 2022 г. для рельсов специального назначения – пределами не более 500 мкм (0,5 мм). Аналогичная картина имеет место и для рельсов специального назначения, для которых допустимая длина строчечных включений в рельсах в указанный период снижена с 0,5 мм (500 мкм) до 353 мкм. При этом в редакции указанного ГОСТ от 2013 г. впервые введены дополнительные требования по допустимой величине коэффициента загрязненности рельсов от-

дельными глобулярными и строчечными включениями, которые впоследствии ужесточены в редакции стандарта от 2022 г. применительно к рельсам для высокоскоростного движения.

С целью уменьшения загрязненности рельсов неметаллическими включениями на металлургических предприятиях, являющихся основными производителями этого вида металлопроката, постоянно проводятся исследования по совершенствованию технологических режимов выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки стали. Значительное внимание уделяется совершенствованию химического состава рельсовых сталей [8, 9], оптимизации состава металлозавалки плавильных агрегатов [10, 11], режимов раскисления [12, 13] и модифицирования стали в ковше [14, 15], внедрению новых способов обработки стали в процессе ее непрерывной разливки [16 – 18].

Следует констатировать, что одним из эффективных и при этом низкзатратных методов уменьшения концентрации неметаллических включений в рельсовой стали, а, следовательно, и в готовых рельсах является совершенствование режимов продувки расплава в ковше. Обеспечение оптимальной длительности и интенсивности продувки расплава инертным газом позволяет существенно повысить эффективность удаления неметаллических включений из металла в шлак [19, 20]. Однако при этом выбор оптимальных значений указанных параметров продувки расплава необходимо проводить с учетом конструкционных и технологических

особенностей основных агрегатов, что закономерно обуславливает необходимость проведения дополнительных исследований.

Методика проведения исследований

Исследования, проведенные в условиях электроплавильного цеха (ЭСПЦ) АО «ЕВРАЗ ЗСМК», включали в себя два этапа. На первом этапе выполнено моделирование процесса продувки расплава инертным газом через донные фурмы с использованием предложенной модельной схемы расчета, что позволило провести анализ влияния интенсивности продувки металла на показатели перемешивания. В качестве параметров, характеризующих эффективность гомогенизации расплава, использовали мощность перемешивания и определение значений коэффициентов эффективной диффузии.

Мощность перемешивания определяли с учетом использования законов сохранения энергии и количества движения:

$$N_{\Pi} = \sum_{m=2}^m J_i l_i, \quad (1)$$

где J_i – секундный импульс газовых струй, действующих на расплав, кг·м/с; l_i – «масштаб движения» (или характерный размер), равный 1/3 размера всплывающих пузырей, м.

Следует отметить, что в технической литературе, например, [21], существуют стандартные методики определения удельной мощности перемешивания.

Так, $\varepsilon = 0,01 (VT/Q) \lg[1 + (H \cdot 10^5)/(1,46P)]$ (где ε – удельная мощность перемешивания, кВт/т; V – расход газа, м³/т; P – давление газа, Па; Q – масса металла в ковше, т; T – температура металла, К; H – глубина газовой выделенной, м).

Однако такие расчеты не обеспечивают высокой точности результатов, поскольку не учитывают специфику различных режимов истечения газовых струй. Поэтому определенная данным методом удельная мощность перемешивания, как правило, используется для ориентировочного расчета времени перемешивания, необходимого для достижения гомогенизации расплава [21]:

$$\tau = (600 \pm 100) \varepsilon^{-0,40},$$

где τ – время перемешивания, необходимое для 95 % гомогенизации расплава при донной продувке, с.

Для вычисления значений эффективных коэффициентов диффузии использовали выражение

$$D_{\varepsilon} = \frac{\rho_m g V_{\Gamma} h_b \sqrt{S}}{w_{\text{вспл}} Q}, \quad (2)$$

где ρ_m – плотность металла, кг/м³; g – ускорение свободного падения, м/с²; V_{Γ} – объемный расход инертного газа, м³/с; h_b – высота металла в ковше, м; S – площадь поверхности ванны в спокойном состоянии, м²; m – количество донных пористых пробок; $w_{\text{вспл}}$ – скорость всплытия газовых пузырей, м/с; Q – масса металла в ковше, кг.

В соответствии с общепринятыми характеристиками режимов истечения [19] и расчетов скоростей потока моделирование проводили для пузырькового и струйного режимов истечения газовых струй при варьировании интенсивности продувки в пределах 10 – 85 м³/ч (0,2 – 1,4 м³/мин), что несколько шире фактического интервала изменения расхода инертного газа на продувку для реальных производственных условий, составляющих обычно 10 – 65 м³/ч (0,2 – 1,1 м³/мин).

На втором этапе исследований выполнен детальный статистический анализ влияния интенсивности продувки расплава рельсовой стали в ковше на отбраковку рельсов вследствие скопления неметаллических включений. В качестве объекта анализа использовали выборку из 115 плавок стали марки Э76ХФ. Исследовали влияние продолжительности периодов с интенсивностью продувки, превышающей 0,6, 0,7, 0,8, 0,9, 1,0 и 1,1 м³/мин соответственно на величину отбраковки рельсов по причине скопления неметаллических включений.

В дальнейшем на основе полученных результатов проведены опытно-промышленные плавки по усовершенствованным режимам продувки рельсовой стали инертным газом в процессе обработки на агрегате ковш-печь (АКП).

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам моделирования определено, что увеличение интенсивности продувки расплава инертным газом в рассматриваемых пределах ее изменения обуславливает увеличение мощности перемешивания по линейному закону как для струйного, так и для пузырькового режима продувки (рис. 1). При этом более интенсивно мощность перемешивания возрастает по мере увеличения расхода инертного газа на продувку при реализации струйного режима продувки.

Выполненные расчеты показывают анало-

гичную картину применительно к определению значений эффективных коэффициентов диффузии с той лишь разницей, что зависимость данных коэффициентов от интенсивности продувки носит выраженный нелинейный характер (рис. 2). Очевидно, что полученные результаты свидетельствуют о зависимости величины эффективных коэффициентов диффузии в значительной степени от направления переноса. Зафиксировано, что при аналогичной интенсивности продувки эффективный коэффициент диффузии для случая вертикального переноса (рис. 2, а) выше этого показателя при реализации горизонтального переноса (рис. 2, б) в среднем в 2,2 раза, а относительно радиального переноса (рис. 2, в) разница значений коэффициентов в среднем составляет до 4 единиц.

На основании проведенного регрессионного анализа влияния интенсивности продувки расплава рельсовой стали инертным газом на отбраковку рельсов из-за наличия неметаллических включений установлено, что увеличение продолжительности периодов продувки с расходом инертного газа более $1,1 \text{ м}^3/\text{мин}$ оказывает значимое влияние на снижение указанной отбраковки; при этом изменение продолжительности периодов с меньшими значениями расхода инертного газа на продувку не оказывает влияния на отбраковку рельсов (см. таблицу).

На основании вышеприведенных результатов статистических исследований и моделирования можно сделать вывод, что для условий рассматриваемого электросталеплавильного цеха пороговым значением интенсивности продувки рельсового металла инертным газом в ковше, обеспечивающим эффективное рафинирование расплава от неметаллических включений, является расход газа $1,1 \text{ м}^3/\text{мин}$ на две фурмы (в среднем $0,55 \text{ м}^3/\text{мин}$ на одну фурму). В соответствии с общепринятыми представлениями о механизме удаления неметаллических включений из расплава при продувке инертным газом достижение указанного порогового значения интенсивности продувки обеспечивает активное обновление и эмульгирование шлака по поверхности с металлом, что способствует интенсивному переходу включений, находящихся на межфазной границе, с их последующей ассимиляцией шлаком. Полученные результаты показывают, что, как и в работе [22], удаление крупных неметаллических включений, как правило, происходит за счет их всплывания на поверхность, при этом мелкие включения

удаляются за счет флотации всплывающими пузырьками. Основной причиной отбраковки рельсов в настоящее время являются скопления относительно мелких неметаллических включений (размерами до 10 мкм), что, в частности, показано в работе [22]. Таким образом, основной механизм удаления неметаллических включений из рельсовой стали напрямую связан с интенсивностью ее продувки инертным газом в ковше.

Результаты проведенных исследований явились теоретической базой для разработки усовершенствованного режима продувки рельсовой стали в процессе обработки на АКП. Отличительной особенностью нового режима продувки является наличие периода продолжительностью не менее 10 мин с увеличенным до $35 - 40 \text{ м}^3/\text{ч}$ ($0,6 - 0,7 \text{ м}^3/\text{мин}$) расходом аргона через каждую донную фурму. Указанный период может быть единым (рис. 3, а) или включать два подпериода продолжительностью 5 мин каждый (рис. 3, б), при этом вне зависимости от варианта реализации усовершенствованного режима указанный период (или периоды) должны завершаться не позднее, чем за 10 мин до остановки продувки. Выбор указанных параметров продувки в данном случае обусловлен техническими ограничениями оборудования рассматриваемого цеха.

Опытно-промышленное опробование усовершенствованного режима продувки рельсовой стали инертным газом в ковше (110 плавок) стали марки Э76ХФ, показало снижение отбраковки рельсов из-за скоплений неметаллических включений в среднем на $0,6 \%$.

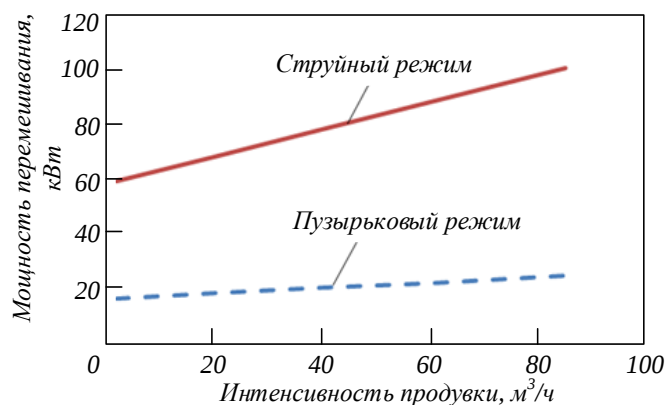


Рис. 1. Влияние интенсивности продувки расплава инертным газом в ковше на мощность перемешивания
Fig. 1. The effect of the intensity of the melt purge with an inert gas in the ladle on the mixing power

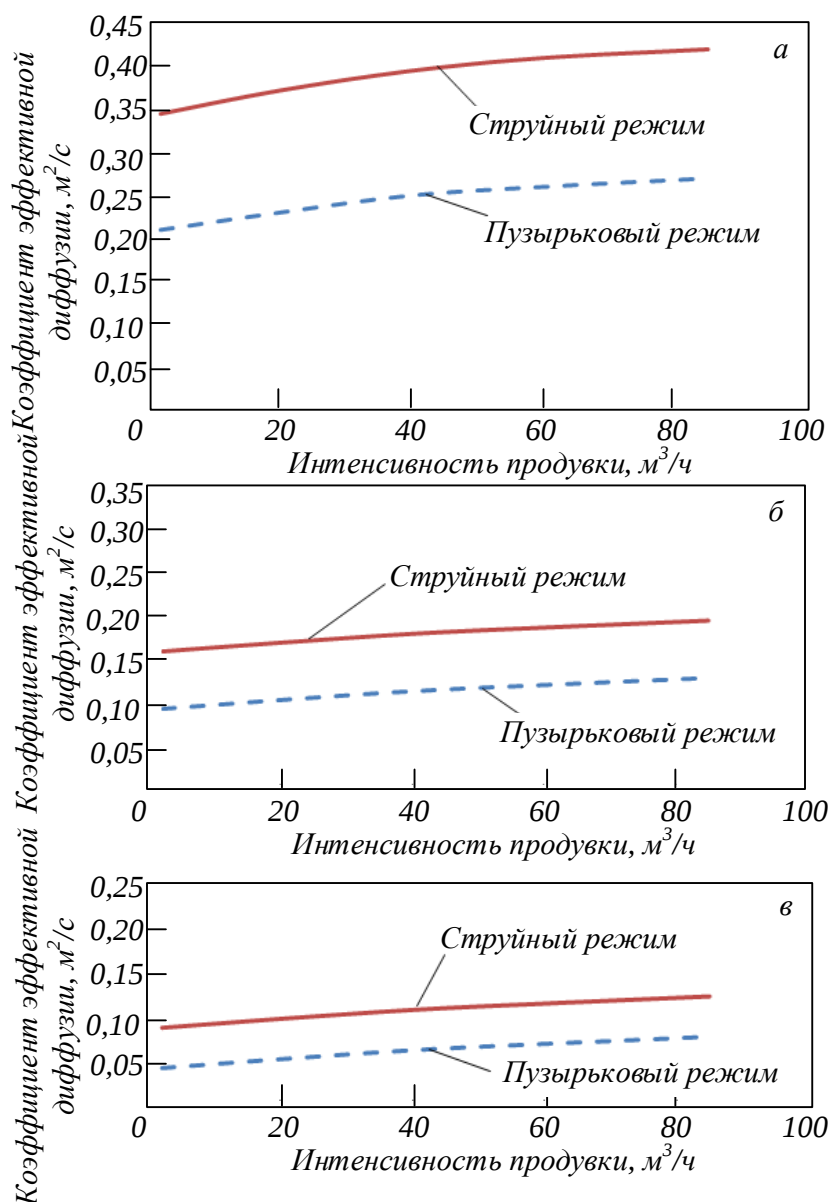


Рис. 2. Зависимость коэффициента эффективной диффузии от интенсивности продувки инертным газом в ковше для вертикального (а), горизонтального (б) и радиального (в) переноса
 Fig. 2. Dependence of the effective diffusion coefficient on the intensity of inert gas purging in the bucket for vertical (a), horizontal (б) and radial (в) transport

**Влияние интенсивности продувки инертным газом при обработке на АКП
 на отбраковку рельсов по неметаллическим включениям**
**The effect of the intensity of inert gas purging during automatic transmission processing
 on the rejection of rails by non-metallic inclusions**

Показатель	Интенсивность продувки не менее, $m^3/мин$					
	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0	1,1
Диапазон длительности периода с заданной интенсивностью продувки, мин	0 – 56	0 – 42	0 – 27	0 – 25	0 – 12	0 – 9
Количеством плавок с наличием периода с заданной интенсивностью продувки, шт. / % от общего количества	101/89	82/73	63/56	48/42	34/30	22/19
Коэффициент корреляции с отбраковкой рельсов по модулю	0,12	0,02	–0,04	–0,12	–0,13	–0,24
Критическое значение коэффициента корреляции (по модулю)	0,19					

Выводы

Комплекс исследований, включающих статистический анализ, моделирование и натурные эксперименты в условиях ЭСПЦ АО «ЕВРАЗ ЗСМК», позволил определить закономерности влияния интенсивности продувки расплава рельсовой стали в ковше на эффективность рафинирования стали от неметаллических включений. Определено пороговое значение параметров продувки, обеспечивающее значимое уменьшение загрязненности рельсовой стали и готовых рельсов неметаллическими включениями. На основе полученных данных разработан усовершенствованный режим продувки рельсовой стали инертным газом при обработке на АКП, применение которого позволило снизить отбраковку рельсов на 0,6 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Zhang H., Liu C., Lin Q., Wang B., Liu X., Fang Q. Formation of plastic inclusions in U71Mn High-speed heavy-rail steel refined by CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO slag. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2019;50(1):459–470. <https://doi.org/10.1007/s11663-018-1451-0>
2. Dhua S.K., Ray A., Sen S.K., Prasad M.S., Mishra K.B., Jha S. Influence of nonmetallic inclusion characteristics on the mechanical properties of rail steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000;9(6):700–709. <https://doi.org/10.1361/105994900770345584>
3. Kalisz D., Gerasin S., Bobrowski P., Zak P.L., Skowronek T. Computer simulation of microsegregation of sulphur and manganese and formation of MnS inclusions while casting rail steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016;61(4):1939–1944.
4. Козырев Н.А., Уманский А.А., Бойков Д.В. Разработка технологии внепечной обработки рельсовой электростали, обеспечивающей повышение эксплуатационной стойкости рельсов. *Черные металлы*. 2015;(4(1000)):29–33.

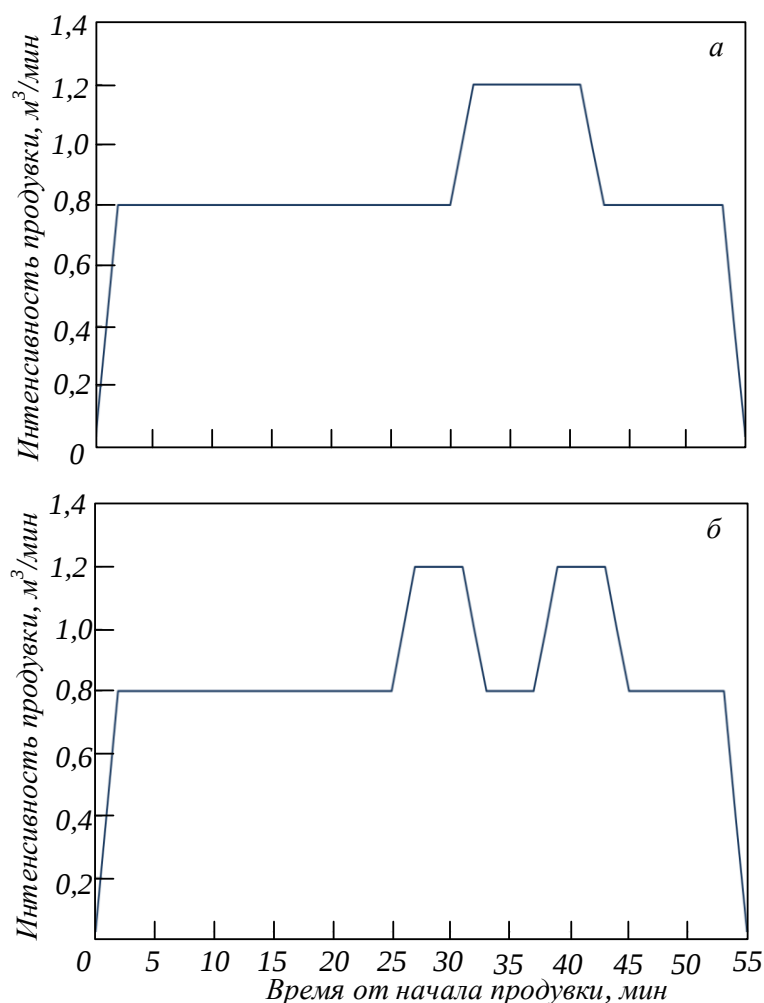


Рис. 3. Усовершенствованный режим продувки расплава рельсовой стали аргоном в ковше с одним (а) и двумя (б) периодами повышенной интенсивности вдувания газа

Fig. 3. Improved mode of purging the melt of rail steel with argon in a bucket with one (a) and two (b) periods of increased gas injection intensity

5. Zhao K.-w., Zeng J.-h., Wang X.-h. Nonmetallic Inclusion Control of 350 km/h high speed rail steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009;16(3): 20–26. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60038-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60038-8)
6. Кузнецова Н.В. Статистический анализ изъятий рельсов с контактно усталостными видами дефектов. *Внедрение современных конструкций и передовых технологий в путевое хозяйство*. 2021;17(17):41–47. EDN: SDWNGJ
7. Коган А.Я., Абдурашитов А.Ю. Прогнозирование отказов рельсов по дефектам контактно-усталостного происхождения. *Вестник Научно-исследовательского института железнодорожного транспорта*. 2014;(4):3–7. EDN: TOLHFD
8. Кушнарев А.В., Киричков А.А., Добужская А.Б., Белокурова Е.В. Разработка химического состава рельсовой стали бейнитного класса и технологии производства из нее рельсов в ОАО "ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат". *Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2013;(2(1358)):58–62. EDN: PZPWNT
9. Юрьев А.Б., Годик Л.А., Нугуманов Р.Ф., Козырев Н.А., Корнева Л.В. Производство и качество рельсов из стали марки Э90АФ. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2009;(8):34–37.
10. Shabanov P.A., Volkov K.V., Kuznetsov E.P., Aleksandrov I.V. Changing the technical-economic indices of rail-steel production by sorting scrap based on its content of residual elements. *Metallurgist*. 2014; 58 (5-6):500–503.
11. Уманский А.А., Думова Л.В. Исследование комплексного влияния параметров выплавки рельсовой электростали на качество рельсовой продукции и технико-экономические показатели ее производства. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2018;61(11):876–883. EDN: YTHKHN <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-876-883>
12. Garber A.K., Arsenkin A.M., Grigorovich K.V., Shibaev S.S., Kushnarev A.V., Petrenko Y.P. Analysis of various versions of the deoxidation of rail steel at ОАО NTMK. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009;7:581–586.
13. Yurev A.B., Godik L.A., Devyatkin Yu.D., Kozыrev N.A., Tokarev A.V. Reduction of rail steel by calcium carbonate. *Steel in Translation*. 2008;38(4):312–314.
14. Смирнов Л.А., Ровнушкин В.А., Добужская А.Б., Юнин Г.Н., Полевой Е.В., Бойков Д.В., Спирин С.А. Влияние модифицирования РЗМ на формирование неметаллических включений в высокоуглеродистых сталях. *Сталь*. 2016;(11):21–28.
15. Peng K., Yu D., Zhang P., Wang L., Liao Zh., Lu Zh., Wu G., Song Ch., Li Lu. Laminar plasma quenching-tempering: a rapid surface heat treatment technique for controllable modification of the rail steel. *Surface and Coatings Technology*. 2023;473.
16. Протопопов Е.В., Числавлев В.В., Темлянцев М.В., Головатенко А.В. Повышение эффективности рафинирования рельсовой стали в промежуточных ковшах МНЛЗ на основе рациональной организации гидродинамических процессов. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2020;63(5):298–304. EDN: DURJZB. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-298-304>
17. Матвеев В.В., Федоров Л.К., Милютин Н.М., Белокурова Е.В. Новые шлакообразующие смеси для разливки рельсовой стали. *Сталь*. 2000;(5):26–27.
18. Ren Q., Zhang Y., Wang J., Wang Y., Ren Y., Zhang L., Chu Y. Prediction on the spatial distribution of the composition of inclusions in a heavy rail steel continuous casting bloom. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(3):5648–5665.
19. Chichkarev E.A. Modeling the coagulation and removal of nonmetallic inclusions during the injection of an inert gas into a melt. *Metallurgist*. 2010;54(3):236–243.
20. Чуманов В.И., Хартов В.Ю., Чуманов И.В. К вопросу оптимизации режима продувки металлического расплава инертным газом. *Электрометаллургия*. 2011;(12):25–28.
21. Коминов С.В., Семин А.Е., Чуйков В.Ф. Производство стали: обработка металла инертными газами. Москва: МИСиС; 2014:55.
22. Уманский А.А., Головатенко А.В., Симачев А.С. Исследования неметаллических включений в рельсах из электросталей, легированных хромом. *Известия вузов. Черная Металлургия*. 2019;62(12):936–942. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-12-936-942>

REFERENCES

1. Zhang H., Liu C., Lin Q., Wang B., Liu X., Fang Q. Formation of Plastic Inclusions in U71Mn High-Speed Heavy-Rail Steel Refined by CaO-SiO₂-Al₂O₃-MgO Slag. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*. 2019;50(1):459–470. <https://doi.org/10.1007/s11663-018-1451-0>
2. Dhua S.K., Ray A., Sen S.K., Prasad M.S., Mishra K.B., Jha S. Influence of nonmetallic inclusion characteristics on the mechanical properties of rail

- steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2000;9(6):700–709.
<https://doi.org/10.1361/105994900770345584>
3. Kalisz D., Gerasin S., Bobrowski P., Zak P.L., Skowronek T. Computer simulation of microsegregation of sulphur and manganese and formation of MnS inclusions while casting rail steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2016;61(4):1939–1944.
 4. Kozyrev N.A., Umansky A.A., Boikov D.V. Development of technology for out-of-furnace processing of rail electric steel, which provides an increase in the operational stability of rails. *Ferrous metals*. 2015;(4(1000)):29–33. (In Russ.).
 5. Zhao K.-w., Zeng J.-h., Wang X.-h. Nonmetallic Inclusion Control of 350 km/h high speed rail steel. *Journal of Iron and Steel Research International*. 2009;16(3): 20–26.
[https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(09\)60038-8](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(09)60038-8)
 6. Kuznetsova N.V. Statistical analysis of rail withdrawals with contact fatigue types of defects. *The introduction of modern structures and advanced technologies in the track economy*. 2021;17(17):41–47. EDN: SDWNGJ (In Russ.).
 7. Kogan A.Ya., Abdurashitov A.Yu. Predicting rail failures based on defects of contact fatigue origin. *Bulletin of the Scientific Research Institute of Railway Transport*. 2014;(4):3–7. EDN: TOLHFD (In Russ.).
 8. Kushnarev A.V., Kirichkov A.A., Dobuzhskaya A.B., Belokurova E.V. Development of the chemical composition of bainite-grade rail steel and technology for the production of rails from it at JSC EVRAZ Nizhnetagilsky Metallurgical Combine. *Ferrous metallurgy. Bulletin of scientific, technical and economic information*. 2013;(2(1358)):58–62. EDN: PZPWNT (In Russ.).
 9. Yurev A.B., Godik L.A., Nugumanov R.F., Kozyrev N.A., Korneva L.V. Production and quality of 90AF steel rail. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2009;(8):34–37.
 10. Shabanov P.A., Volkov K.V., Kuznetsov E.P., Aleksandrov I.V. Changing the technical-economic indices of rail-steel production by sorting scrap based on its content of residual elements. *Metallurgist*. 2014; 58 (5-6):500–503.
 11. Umansky A.A., Dumova L.V. Investigation of the complex influence of the parameters of smelting of a rail electric steel on the quality of rail products and technical and economic indicators of its production. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2018;61(11):876–883. EDN: YTUHKH (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2018-11-876-883>
 12. Garber A.K., Arsenkin A.M., Grigorovich K.V., Shibaev S.S., Kushnarev A.V., Petrenko Y.P. Analysis of various versions of the deoxidation of rail steel at OAO NTMK. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2009;7:581–586.
 13. Yurev A.B., Godik L.A., Devyatkin Yu.D., Kozyrev N.A., Tokarev A.V. Reduction of rail steel by calcium carbonate. *Steel in Translation*. 2008;38(4):312–314.
 14. Smirnov L.A., Rovnushkin V.A., Dobuzhskaya A.B., Yunin G.N., Polevoy E.V., Boikov D.V., Spirin S.A. The effect of REM modification on the formation of non-metallic inclusions in high-carbon steels. *Steel*. 2016;(11):21–28. (In Russ.).
 15. Peng K., Yu D., Zhang P., Wang L., Liao Zh., Lu Zh., Wu G., Song Ch., Li Lu. Laminar plasma quenching-tempering: a rapid surface heat treatment technique for controllable modification of the rail steel. *Surface and Coatings Technology*. 2023;473.
 16. Protopopov E.V., Chislavlev V.V., Temyantsev M.V., Golovatenko A.V. Improving the efficiency of refining rail steel in intermediate buckets of the CML based on the rational organization of hydrodynamic processes. *Izvestiya. Ferrous metallurgy*. 2020;63(5):298–304. EDN: DURJZB. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2020-5-298-304>
 17. Matveev V.V., Fedorov L.K., Milyutin N.M., Belokurova E.V. New slag-forming mixtures for casting rail steel. *Steel*. 2000;(5):26–27. (In Russ.).
 18. Ren Q., Zhang Y., Wang J., Wang Y., Ren Y., Zhang L., Chu Y. Prediction on the spatial distribution of the composition of inclusions in a heavy rail steel continuous casting bloom. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020;9(3):5648–5665.
 19. Chichkarev E.A. Modeling the coagulation and removal of nonmetallic inclusions during the injection of an inert gas into a melt. *Metallurgist*. 2010;54(3):236–243.
 20. Chumanov V.I., Khortov V.Yu., Chumanov I.V. On the issue of optimizing the mode of purging a metal melt with an inert gas. *Electrometallurgy*. 2011;(12):25–28. (In Russ.).
 21. Kominov S.V., Semin A.E., Chuikov V.F. *Steel production: metal processing with inert gases*. Moscow: MISiS; 2014:55. (In Russ.).
 22. Umanskii A.A., Golovatenko A.V., Simachev A.S. Nonmetallic inclusions in rails made of electro-steel alloyed with chromium. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2019;62(12):936–942. (In Russ.).
<https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-12-936-942>

Сведения об авторах

Любовь Валерьевна Думова, ведущий инженер Центра коллективного пользования «Материаловедение» института металлургии и материаловедения, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: doumova@bk.ru
SPIN-код: 9466-1300

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

Александр Александрович Уманский, д.т.н., доцент, директор института металлургии и материаловедения, профессор кафедры металлургии черных металлов и химической технологии, Сибирский государственный индустриальный университет
Email: umanskii@bk.ru
ORCID: 0000-0003-4403-9006
SPIN-код: 2374-4553

Information about the authors

Lyubov' Valeryevna Dumova, Leading engineer of the Center for Collective Use "Materials Science" of the Institute of Metallurgy and Materials Science, Siberian State Industrial University
Email: doumova@bk.ru
SPIN-код: 9466-1300

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

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

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 13.05.2024
После доработки 06.06.2024
Принята к публикации 10.06.2024

Received 13.05.2024
Revised 06.06.2024
Accepted 10.06.2024

Краткое сообщение

УДК 621:538.911:538.951

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-136-140

**ИССЛЕДОВАНИЕ УГАРА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ Э90ХАФ ПРИ НАГРЕВЕ
ПОД ПРОКАТКУ**

© 2024 г. А. В. Пимахин А.В., Т. Н. Осколкова, О. В. Кузнецова, М. В. Темлянцев,
Е. Н. Темлянцева, Е. М. Запольская

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

Аннотация. Представлены результаты лабораторных исследований окисления рельсовой стали марки Э90ХАФ при нагреве до температур 800 – 1200 °С. Угар стали определяли с помощью гравиметрического метода (по потере массы образцов). При проведении лабораторных экспериментов использовали образцы размером 10 × 10 × (2 ÷ 26) мм. Нагрев образцов проводили в электрической печи сопротивления СУОЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха. Нагрев проводили до температур 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200 °С и выдерживали при постоянной температуре в течение 10, 30 и 50 мин. Для прогнозных расчетов угара получена зависимость, позволяющая определить потери массы стали в зависимости от температуры и времени нагрева. Установлено, что увеличение температуры от 800 до 1200 °С и времени выдержки от 10 до 50 мин. приводит к росту угара с 0,004 до 0,199 г/см², то есть фактически в 50 раз. Наибольший эффект оказывает рост температуры. Закономерности влияния температурно-временного фактора на угар рельсовой стали хорошо согласуются с теоретическими представлениями о высокотемпературном окислении железо-углеродистых сплавов.

Ключевые слова: рельсовая сталь, нагрев под прокатку, угар стали

Для цитирования: Пимахин А.В., Осколкова Т.Н., Кузнецова О.В., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Запольская Е.М. Исследование угара рельсовой стали Э90ХАФ при нагреве под прокатку. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):136–140. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-136-140](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-136-140)

Short report

**INVESTIGATION OF THE CARBON MONOXIDE OF E90AF RAIL STEEL WHEN
HEATED FOR ROLLING**

© 2024 A. V. Pimakhin, T. N. Oskolkova, O. V. Kuznetsova, M. V. Temlyantsev,
E. N. Temlyantseva, E. M. Zapol'skaya

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

Abstract. The paper studies the regularities of structure formation in samples of titanium alloy Ti–6Al–4V obtained by additive wire-feed electron beam manufacturing and undergone to friction stir processing. The studies conducted show that during the processing there is an intensive interaction between the tool and the material, which leads to significant changes in the structure of the stir zone. The interaction between the nickel-base superalloy tool and the material is of an adhesive, mechanical, thermal and diffusion nature. Its characteristics determine the formation of the structure and material properties of the stir zone and, consequently, of the obtained parts. For this reason, in this study, the main defects and inhomogeneities formed in the stirred zone of the samples have been considered in comparison with the processes occurring in the area of contact between the tool and the material. The main changes in the structure of the titanium alloy

Ti–6Al–4V after friction stir processing, caused by its interaction with the nickel tool, are formed in the areas of the stir zone with a composite structure with a high local volume fraction of intermetallic phases. During processing, the tool can be excessively penetrated in the material in such a way that it touches the substrate in the lower part of the plate. Even a slight penetration of the tool into the substrate leads to the penetration of steel particles into the stir zone due to the vertical flow of material in the stir zone. The described changes with the formation of a number of inhomogeneities and defects in the structure after processing lead to a decrease in the plasticity and strength of the samples in comparison with the material with a defect-free structure.

Keywords: rail steel, heating for rolling, carbon steel

For citation: Pimakhin A.V., Oskolkova T.N., Kuznetsova O.V., Temlyantsev M.V., Temlyantseva E.N., Zapol'skaya E.M. Investigation of the carbon monoxide of E90AF rail steel when heated for rolling. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):136–140. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-136-140](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-136-140)

Производство железнодорожных рельсов для стран с развитой сетью железных дорог имеет стратегическое значение [1]. От качества и комплекса эксплуатационных свойств рельсовой продукции в значительной степени зависит безопасность и экономичность железнодорожных перевозок [2; 3]. В таких условиях ресурсоемкость производства рельсов является индикатором прогрессивности используемых металлургических технологий.

Мировые тенденции свидетельствуют о повышении нагрузок на ось и грузонапряженность в грузовом железнодорожном движении, увеличении скоростей пассажирских поездов. Это приводит к ужесточению условий эксплуатации и росту повреждаемости рельсов [4 – 6]. В таких условиях сортамент рельсовой продукции непрерывно расширяется, а требования к качеству и свойствам рельсов постоянно растут [7; 8].

Одной из важных технологических стадий производства рельсов является нагрев непрерывнолитых заготовок и прокатка металла. При нагреве непрерывнолитых заготовок в методических печах и последующей прокатке, вследствие взаимодействия стали с печной атмосферой и воздушной средой происходят безвозвратные потери полезной массы металла из-за окисления (угара). Окалина, образующаяся на поверхности непрерывнолитых заготовок, может стать причиной снижения качества рельсов, образования поверхностных дефектов [9 – 11].

Перспективной разработкой отечественных производителей является дифференцированно термоупрочненные рельсы повышенной износостойкости и контактной выносливости категории ДТЗ70ИК [7; 8]. Для их производства применяют сталь марки Э90ХАФ с содержанием элементов, % (по массе): 0,83 – 0,95 C; 0,75 – 1,25 Mn; 0,25 – 0,60 Si; 0,20 – 0,60 Cr; 0,08 – 0,15 V; 0,010 – 0,020 N; менее 0,020 P; менее 0,020 S; менее 0,004 Al. Для разработки малоокислитель-

ных металлосберегающих режимов нагрева непрерывнолитых заготовок под прокатку в методических печах с шагающими балками практический интерес представляет кинетика высокотемпературного окисления и закономерности влияния температурно-временного фактора на угар стали [9].

Проведена серия лабораторных экспериментов по исследованию угара рельсовой стали марки Э90ХАФ при температурах нагрева 800 – 1200 °С.

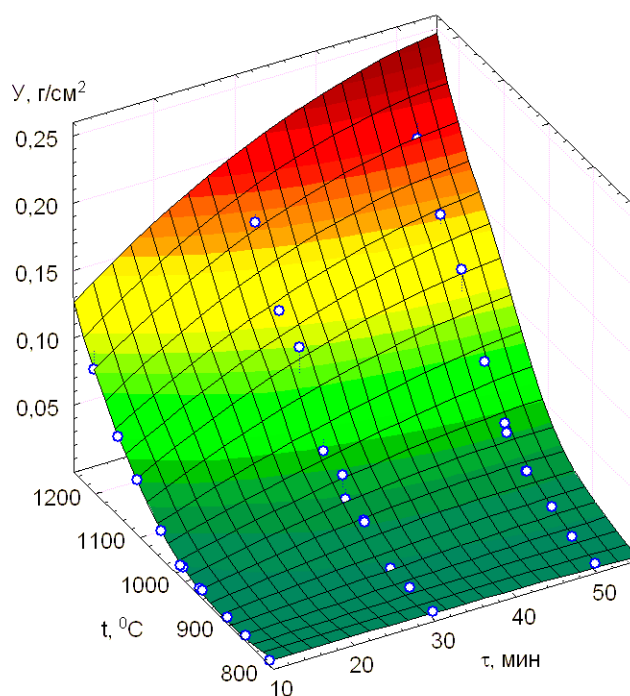
Угар стали определяли с помощью гравиметрического метода (по потере массы образцов) [9]. При проведении лабораторных экспериментов использовали образцы размером 10 × 10 × (23 ÷ 26) мм. Нагрев образцов проводили в электрической печи сопротивления СУОЛ-0,25.1/12,5-И1 с нагревателями из карбида кремния в атмосфере воздуха. Нагрев проводили до температур 800, 850, 900, 950, 1000, 1050, 1100, 1150 и 1200 °С и выдерживали при постоянной температуре в течение 10, 30 и 50 мин. Время разогрева образцов от 20 °С до температуры выдержки составляло 2 – 4 мин. При выдержке температура образцов менялась в пределах ±5 – 10 °С.

Геометрические размеры образцов до и после опытов измеряли штангенциркулем с точностью до 0,1 мм, массу определяли на весах ВЛР-200 с точностью до 0,5 мг. Для удаления окалины с поверхности образцы подвергали травлению в подогретом до 40 – 60 °С 10 %-ным раствором серной кислоты с добавлением 0,1 г/л тиомочевина.

Для прогнозных расчетов угара U , г/см², получена зависимость, позволяющая определить потери массы стали в зависимости от температуры и времени нагрева:

$$U = 765,5 \exp(-14955,5/T) \sqrt{\tau}.$$

где T – температура, К; τ – время, мин.



Зависимость угара стали марки Э90ХАФ от температуры и времени выдержки
Dependence of the carbon monoxide of E90AF steel on temperature and exposure time

На рисунке представлена зависимость угара Y стали марки Э90ХАФ от температуры t °C и времени τ выдержки при постоянной температуре, построенная по результатам экспериментальных данных.

Анализ данных показывает, что увеличение температуры от 800 до 1200 °C и времени выдержки от 10 до 50 мин. приводит к росту угара с 0,004 до 0,199 г/см², то есть фактически в 50 раз. Наибольший эффект оказывает рост температуры. Интенсификация угара наблюдается после достижения сталью температур порядка 950 °C. В частности, для времени выдержки 50 мин. Увеличение температуры нагрева от 800 до 950 °C приводит к росту угара с 0,005 до 0,024 г/см² (в 5 раз), а с 950 до 1200 °C – с 0,024 до 0,199 г/см² (в 8 раз). Подобная закономерность согласуется с теорией высокотемпературного окисления стали [9] и связана с образованием в структуре окалина вюстита FeO, интенсифицирующего процессы окисления. Временной фактор оказывает меньшее влияние. Для температур нагрева 1200 °C увеличение времени выдержки с 10 до 50 мин. (в 5 раз) приводит к росту угара с 0,094 до 0,199 г/см² (в 2 раза). Подобное влияние временного фактора связано с замедлением интенсивности окислительных процессов в связи с увеличением толщины слоя окалины на поверхности металла.

Выводы

Проведено исследование кинетики высокотемпературного окисления рельсовой стали

марки Э90ХАФ. Для осуществления прогнозных расчетов получена эмпирическая зависимость угара от температурно-временного фактора. Закономерности влияния температурно-временного фактора на угар рельсовой стали хорошо согласуются с теоретическими представлениями о высокотемпературном окислении железоуглеродистых сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Karl-Otto Edel, Grigori Budnitzki, Thomas Schnitzer. Schienenfehler 1. Beanspruchung und Schädigung von Eisenbahnschienen. Wiesbaden: Springer Vieweg. 2021:606. <http://doi.org/10.1007/978-3-662-58660-0>
2. Шур Е.А. Повреждения рельсов. Москва: Интекст. 2012:192.
3. Воробьева Е.Е., Ходырев Ю.А. Анализ выхода острodefектных рельсов на Восточно-Сибирской железной дороге. *Транспортная инфраструктура Сибирского региона*. 2019;1:424–429.
4. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extremely Long-Term Operation. *Materials Research Forum LLC*. 2021:187. <https://doi.org/10.21741/9781644901472;EDN:RDMSOE>.
5. Konieczny J., Labisz K. Structure and properties of the S49 rail after a long term outdoor

- exposure. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 2022;16(2):280–290. <http://doi.org/10.12913/22998624/147275>; EDN: HSXFSS.
6. Panab R., Chen Y., Lan H., Shiju E.; Ren R. Investigation into the microstructure evolution and damage on rail at curved tracks. *Wear*. 2022;504–505:204420. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204420>; EDN: OVAQDV.
 7. 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.
 8. Полевой Е.В., Молоканов Р.Н., Борисов А.С., Юнусов А.М., Бессонова О.В. Опыт ЕВРАЗ ЗСМК по производству рельсов для тяжеловесного движения на экспорт. *Путь и путевое хозяйство*. 2024;6:18–20.
 9. Павлов В.В., Темлянцев М.В., Корнева Л.В., Сюсюкин А.Ю. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов. Москва: Теплотехник. 2007:279. EDN: QMZWVN.
 10. Kanematsu Y., Uehigashi N., Matsui M., Noguchi S. Influence of a decarburised layer on the formation of microcracks in railway rails: on-site investigation and twin-disc study. *Wear*. 2022;504–505:204427. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204427>; EDN: WPLUPV.
 11. Кузнецова О.В., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Запольская Е.М. Исследование влияния темпа выдачи слэбов и заготовок на неравномерность теплового состояния и угар металла при нагреве в методических печах. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):81–85. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(47\)-81-85](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(47)-81-85)
- EFERENCES**
1. Karl-Otto Edel, Grigori Budnitzki, Thomas Schnitzer. *Schienenfehler 1. Beanspruchung und Schädigung von Eisenbahnschienen*. Wiesbaden: Springer Vieweg. 2021:606. <http://doi.org/10.1007/978-3-662-58660-0>
 2. Shur E.A. *Повреждения рельсов*. Москва: Интекст. 2012:192. (In Russ.).
 3. Vorob'eva E.E., Khodyrev Yu.A. Analysis of the output of severely defective rails on the East Siberian Railway. *Transportnaya infrastruktura Sibirskogo regiona*. 2019;1:424–429. (In Russ.).
 4. Yuriev A.A., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Rubannikova Yu.A., Starostenkov M.D., Tabakov P.Y. Structure and Properties of Lengthy Rails after Extremely Long-Term Operation. *Materials Research Forum LLC*. 2021:187. <https://doi.org/10.21741/9781644901472>; EDN:RDMSOE.
 5. Konieczny J., Labisz K. Structure and properties of the S49 rail after a long term outdoor exposure. *Advances in Science and Technology Research Journal*. 2022;16(2):280–290. <http://doi.org/10.12913/22998624/147275>; EDN: HSXFSS.
 6. Panab R., Chen Y., Lan H., Shiju E.; Ren R. Investigation into the microstructure evolution and damage on rail at curved tracks. *Wear*. 2022;504–505:204420. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204420>; EDN: OVAQDV.
 7. Polevoi E.V., Yunin G.N., Golovatenko A.V., Temlyantsev M.V. The latest developments in rail products at EVRAZ ZSMK JSC. *Stal'*. 2019;7:55–58. (In Russ.).
 8. Polevoi E.V., Molokanov R.N., Borisov A.S., Yunusov A.M., Bessonova O.V. The experience of EVRAZ ZSMK in the production of rails for heavy traffic for export. *Put' i putevoe khozyaistvo*. 2024;6:18–20. (In Russ.).
 9. Pavlov V.V., Temlyantsev M.V., Korneva L.V., Syusyukin A.Yu. Promising technologies of thermal and heat treatment in the production of rails. Moscow: Teplotekhnika. 2007:279. EDN: QMZWVN. (In Russ.).
 10. Kanematsu Y., Uehigashi N., Matsui M., Noguchi S. Influence of a decarburised layer on the formation of microcracks in railway rails: on-site investigation and twin-disc study. *Wear*. 2022;504–505:204427. <http://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204427>; EDN: WPLUPV.
 11. Kuznetsova O.V., Temlyantsev M.V., Temlyantseva E.N., Zapol'skaya E.M. Investigation of the effect of the rate of issuance of slabs and blanks on the unevenness of the thermal state and metal carbon monoxide during heating in methodical furnaces. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;1(47):81–85. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1\(47\)-81-85](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-1(47)-81-85)

Сведения об авторах

Александр Васильевич Пимахин, ведущий специалист по дополнительному профессиональному образованию Центра дополнительного профессионального образования, Сибирский государственный индустриальный университет

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

E-mail: oskolkovatatiana@yandex.ru

ORCID: 0000-0003-1310-1284

SPIN-код: 9969-4805

Ольга Владимировна Кузнецова, магистрант, Сибирский государственный индустриальный университет

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

SPIN-код: 6169-5458

Елена Николаевна Темлянцева, к.т.н., доцент, заведующая кафедрой теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: elena.temlyantseva@yandex.ru

SPIN-код: 9096-4256

Екатерина Михайловна Запольская, преподаватель кафедры теплоэнергетики и экологии, Сибирский государственный индустриальный университет

E-mail: beloglazova-ekat@mail.ru

ORCID: 0000-0002-8098-5895

SPIN-код: 7302-2751

Information about the authors:

Aleksandr V. Pimakhin, a leading specialist in additional professional education at the Center for Additional Professional Education, Siberian State Industrial University

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

E-mail: oskolkovatatiana@yandex.ru

ORCID: 0000-0003-1310-1284

SPIN-код: 9969-4805

Olga V. Kuznetsova, undergraduate student, Siberian State Industrial University

Mikhail V. Temlyantsev, Dr. Sci. (Eng.), Professor of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University

E-mail: uchebn_otdel@sibsiu.ru

ORCID: 0000-0001-7985-5666

SPIN-код: 6169-5458

Elena N. Temlyantseva, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof., Acting Head of the Chair "Thermal Power and Ecology", Siberian State Industrial University

E-mail: elena.temlyantseva@yandex.ru

SPIN-код: 9096-4256

Ekaterina M. Zapol'skaya, Lecturer of the Department of Thermal Power Engineering and Ecology, Siberian State Industrial University

E-mail: beloglazova-ekat@mail.ru

ORCID: 0000-0002-8098-5895

SPIN-код: 7302-2751

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 28.05.2024

После доработки 04.06.2024

Принята к публикации 06.06.2024

Received 28.05.2024

Revised 04.06.2024

Accepted 06.06.2024

Оригинальная статья

УДК 316.43

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-141-148

СОЦИАЛЬНО-ДЕМОГРАФИЧЕСКОЕ РАЗВИТИЕ КАК ФАКТОР СОЦИАЛЬНО-ЭКОНОМИЧЕСКОЙ БЕЗОПАСНОСТИ ГОСУДАРСТВА

© 2024 г. М. А. Мирюкова¹, И. А. Кан²

¹Российская академия народного хозяйства и государственной службы при Президенте Российской Федерации (Западный филиал) (Россия, 236038, Калининград, ул. Артиллерийская, д. 62)

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

Аннотация. Показано, что социально-демографическое развитие государства в целом, и отдельных регионов в частности является приоритетным направлением обеспечения социально-экономической безопасности страны. Определено, что социально-демографическое развитие выражается в развитии таких показателей как рождаемость, трудоспособность, миграция, уровень и качество жизни. Выделены основные демографические угрозы, к которым в первую очередь относятся депопуляция, деградация института семьи, нерегулируемая миграция, старение населения. Проанализированы статистические данные Калининградской обл. о социально-демографической ситуации в регионе, представленные в виде численности населения, естественной прибыли – убыли населения, миграционных процессов, показан общий прирост постоянного населения за период 2016 – 2022 гг., а также общие итоги миграции за период январь – ноябрь 2023 г. Представлен анализ совокупного объема ввода жилья на территории Калининградской обл. за 2020 по 2022 гг., выделены основные показатели уровня жизни, определены основные проблемы и перспективы социально-демографического развития региона. Изучен опыт реализации социально-демографической политики, представленный в виде реализации социальных программ. Отражены основные приоритетные направления развития социально-демографической политики региона: развитие научно-инновационной сферы, обеспечение устойчивого экономического роста, повышение качества и уровня жизни, развитие человеческого капитала и социальной сферы. Отмечена важность использования комплексного подхода, с помощью которого будет достигнуто стабильное социально-демографическое развитие региона, выражающееся в высоком уровне жизни, положительных демографических показателях, экономической устойчивости.

Ключевые слова: демографическое развитие, миграционные процессы, качество жизнедеятельности, национальная безопасность, потребности, рождаемость, смертность, социальная безопасность, социальное развитие, уровень жизнедеятельности, экономическая устойчивость

Для цитирования: Мирюкова М.А., Кан И.А. Социально-демографическое развитие как фактор социально-экономической безопасности государства. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):141–148. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)141-148](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)141-148)

Original article

SOCIAL AND DEMOCRATIC DEVELOPMENT AS A FACTOR OF SOCIAL AND ECONOMIC SECURITY OF THE COUNTRY

© 2024 M. A. Miryukova¹, I. A. Kan²

¹**Russian Academy of National Economy and Public Service under the President of the Russian Federation (Western branch)** (62 Artillery Str., Kaliningrad, Kaliningrad region 26038, Russian Federation)

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

Abstract. Socio-demographic development of the state as a whole and individual regions in particular is a priority area for ensuring the socio-economic security of the country. Authors determined that socio-demographic development is expressed in the development of such indicators as fertility, work capacity, migration, standard of living, and quality of life. The main demographic threats are highlighted, which primarily include depopulation, degradation of the family institution, irregular migration, and population aging. The statistical data of the Kaliningrad region is analyzed. The socio-demographic situation in the region, presented in the form of population size, natural profit loss of population, and migration processes, shows the total increase in the permanent population for the period 2016–2022, as well as the total migration results for the period January–November 2023. The analysis of the total volume of housing commissioning in the Kaliningrad region for 2020–2022 is presented with the main indicators of the standard of living and the main problems and prospects for the socio-demographic development of the region. The experience of implementing socio-demographic policy, presented in the form of the implementation of social programs, has been studied. The main priority directions of the development of the socio-demographic policy of the region are reflected: the development of the scientific and innovative sphere, ensuring sustainable economic growth, improving the quality and standard of living, the development of human capital, and the social sphere. Authors note the importance of using a comprehensive approach, which help to achieve stable socio-demographic development in the region, expressed in a high standard of living, positive demographic indicators, and economic stability.

Keywords: demographic development, migration processes, quality of life, national security, requirements, birth rate, mortality rate, social security, social development, level of activity, economic sustainability

For citations: Miryukova M.A., Kan I.A. Socio-demographic development as a factor of social and economic security of the country. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):141–148. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-141-148](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-141-148)

Введение

В контексте сложившейся геополитической обстановки вполне логично уделять особое внимание внутренней безопасности страны в целом, общества и индивида в частности. Одним из приоритетных направлений реализации политики государства в области обеспечения безопасности является социально-демографическое развитие страны, которое можно рассматривать в качестве фактора социально-экономической безопасности.

Для четкого определения социально-демографического развития государства как фактора социально-экономического развития, его структурных элементов необходимо понимать, что социально-экономическая безопасность включает в себя как непосредственно экономическую безопасность, так и социальную безопасность. В свою очередь, социальная безопасность включает в себя качество и уровень жизни, морально-этические и культурные ценности. Цель экономической безопасности – обеспечение независимости страны и единства ее экономического пространства, защита национальной экономики страны от угроз различного характера. С точки зрения конкретного индивида, экономическая безопасность отвечает за удо-

влетворение экономических потребностей, она играет ключевую роль в поддержании социально приемлемых условий жизнедеятельности, развития человеческого потенциала [1]. Поскольку в работе [2] состояние удовлетворенности в материальных благах жизненно важных потребностей населения государства характеризует экономическую безопасность, а в работе [3] справедливо отмечает, что население – основа любой страны, то демографический фактор входит в перечень ключевых вопросов обеспечения экономической безопасности страны.

Можно отметить, что социально-демографическое развитие государства, включающее в себя такие показатели как рождаемость, миграция, трудоспособность населения, уровень развития и качество жизнедеятельности, являясь по сути фактором социальной безопасности, напрямую характеризует экономическую составляющую безопасности государства, определяя его экономическую устойчивость и уровень жизни населения.

Зарубежный опыт изучения социально-демографических процессов представлен в работах [4 – 14].

Эмпирической основой выступили статистические данные Калининградской обл. о соци-

Общий прирост постоянного населения за период 2016 – 2022 гг.*Table 1. The total increase in the established population for the period of 2016 – 2022*

Год	2016	2017	2018	2019	2020	2021	2022	2023
Количество человек	10 084	8 607	7 962	10 810	6 358	9 332	1 364	1 289

ально-демографической ситуации в регионе, представленные в виде численности населения, естественной прибыли – убыли населения, миграционных процессов.

Основные результаты

Основой социально-демографического развития государства является реализация социально-демографической политики, осуществляемой в соответствии с Концепцией демографической политики Российской Федерации, определенной указом Президента Российской Федерации от 09.10.2007 г. № 1351 «Об утверждении концепции демографической политики Российской Федерации на период до 2025 г.». Первоочередными задачами является увеличение продолжительности жизни населения путем сокращения уровня смертности, стимулирование роста рождаемости, регулирование внутренней и внешней миграций, а также сохранение и укрепление здоровья населения и улучшение на этой основе демографической ситуации в стране [15].

В работе [16] показано, что государственная демографическая политика – это целенаправленная деятельность государственных органов и других социальных институтов, посредством которой она призвана достичь определенных количественных и качественных целей в области воспроизводства и динамики населения как в данный момент, так и в долгосрочной перспективе. В качестве угроз осуществления этой деятельности могут выступить депопуляция, деградация института семьи, нерегулируемая миграция и старение населения [17].

Калининградская обл. является особой социально-экономической зоной в связи с ее географическим положением и поэтому представляет особый научный интерес в области изучения

регионального опыта обеспечения социальной и демографической безопасности. В различных рейтингах, представленных в сети Интернет, Калининград находится в тройке лучших для переезда городов. Это связано и с тем, что он считается самым «европейским» городом России, близок к Балтийскому морю, в нем меньшая стоимость жилья, чем в двух столицах, низкая преступность, благоприятная экологическая обстановка и достаточно высокая продолжительность жизни. В 2023 г. Калининград на основании исследований, опубликованных РИА Новости, занял седьмое место в рейтинге регионов России по качеству жизни. Определение качества жизни включало в себя уровень доходов населения, занятость и рынок труда, жилищные условия, безопасность проживания, демографическую ситуацию, экологические и климатические условия, здоровье и уровень образования, число объектов социальной инфраструктуры, уровни экономического развития малого бизнеса, освоенность территории и развитие транспорта.

Согласно статистическим отчетным данным, численность населения в Калининградской обл. за 2023 г. выросла на 1 289 человек и составила 1 033 632 человека (табл. 1) [18].

Анализ статистических данных отчетливо показывает серьезный спад прироста постоянного населения в Калининградской обл. в 2022 и 2023 гг. Скорее всего это связано с проведением специальной военной операции.

Необходимо отметить уменьшение естественной убыли населения в 2023 г. на 355 человек по сравнению с соответствующим периодом 2022 г., но тем не менее показатель числа умерших, превысивший число родившихся в 1,6 раз, был компенсирован за счет миграционного прироста (табл. 2) [19].

Общие итоги миграции за период январь – ноябрь 2023 г.*Table 2. Overall migration results for the period January – November 2023*

Миграция	Количество человек
Прибывшие	43 241
Выбывшие	37 218
Миграционный прирост	6 023

Общие итоги международной миграции за период январь – ноябрь 2023 г.
Table 3. General results of international migration for the period January – November 2023

Международная миграция	Количество человек
Прибывшие	8 698
Выбывшие	7 072
Миграционный прирост	1 626
<i>Государства – участники СНГ</i>	
Прибывшие	7 732
Выбывшие	6 292
Миграционный прирост	1 440
<i>Страны дальнего зарубежья</i>	
Прибывшие	9 66
Выбывшие	780
Миграционный прирост	186

За отчетный период количество мигрантов снизилось на 8666 человек, что составляет 10,8 % по сравнению с аналогичным периодом 2022 г. Основной миграционный прирост стала внутренняя миграция. Несмотря на геополитическую обстановку, продолжается обмен населением государствами участниками СНГ и странами дальнего зарубежья (табл. 3).

Интересен тот факт, что несмотря на снижение прироста населения, согласно статистическим данным в 2023 г. введено 4,3 тыс. жилых домов (14,5 тыс. квартир), индивидуальными застройщиками введено 3,8 тыс. жилых домов общей площадью 585,2 тыс. кв. м (48,1 % от общего объема жилья, введенного в 2023 г.).

В декабре 2023 г. в Калининграде с целью анализа, обмена опытом и подведения итогов был проведен круглый стол «Итоги года на рынке нового жилья Калининградской обл. – 2023». В рамках работы круглого стола был представлен анализ совокупного объема ввода жилья на территории Калининградской обл. с 2020 по 2022 гг., который составил 3753,4 тыс. кв. м, максимальный объем ввода пришелся на 2022 г. и составил 1318,5 тыс. кв. м. Как свидетельствуют статистические данные это максимальные показатели за всю историю региона. Отчетный 2023 г. характеризуется ростом сделок по новостройкам с использованием ипотечного кредитования. По данным, представленным Сбербанком, по сравнению с 2022 г. количество выданных ипотек выросло более чем в два раза, на декабрь 2023 г. было выдано 8 300 ипотек на 26 млрд рублей, в свою очередь за 2022 г. – 4 200 ипотек.

Анализ других показателей уровня жизни позволяет отметить, что величина прожиточного минимума (ВПМ), установленная на основании Постановления Правительства Калининградской обл. от 26.12.2022 г. № 701 на 2023 г. для всего населения, составила 14 806 рублей, что является средним показателем по России, в том числе по социально-

демографическим группам: трудоспособное население – 16 139 рублей; пенсионеры – 12 733 рубля; несовершеннолетние – 14 362 рубля [20]. Среднедушевые денежные доходы населения Калининградской обл. на III квартал 2023 г. составили 38 683 рубля, что является средним по России.

Для повышения уровня жизни населения Правительством Калининградской обл. в рамках реализации социально-демографической политики Российской Федерации был принят ряд нормативно-правовых актов, способствующих социально-демографическому развитию региона.

Реализация региональной социально-демографической политики осуществляется на основе государственной программы, утвержденной Постановлением Правительства Калининградской обл. от 29.12.2021 г. № 899 «Об утверждении государственной программы Калининградской области «Социальная поддержка населения» (в редакции Постановления Правительства Калининградской обл. от 21.08.2023 г. № 386-п). Рассматриваемая программа рассчитана на период с 2022 по 2030 гг. и включает в себя восемь подпрограмм и региональные проекты. Указом Губернатора Калининградской обл. от 30 ноября 2023 г. № 89-у создан региональный совет при Губернаторе Калининградской обл. по улучшению качества жизни. Его цель – обеспечение взаимодействия органов исполнительной власти, местного самоуправления муниципальных образований и организаций Калининградской обл. для рассмотрения вопросов повышения качества жизни через механизмы повышения качества услуг в социальной сфере с учетом проактивного и человекоцентричного подходов в выработке предложений по совершенствованию государственной социальной и демографической политики.

Выводы

Калининградская обл. обладает большим потенциалом в области социально-демографического развития, являясь эксклавом, име-

ет ряд проблем. Во-первых, в связи с небольшой площадью и отдаленности от основной части России возникают препятствия для развития внешнеэкономических связей, привлечения инвестиций и развития международного сотрудничества. Во-вторых, Калининградская обл. в связи с ее географическим положением попала в сильную зависимость от внешних рынков, что создает риски для экономики региона: в последние два года изменения в политической обстановке, и как следствие в мировой экономике, негативно сказываются на торговле и инвестициях. В-третьих, у региона низкая конкурентоспособность, это связано с ограниченными возможностями, недостаточным развитием инфраструктуры и высокими транспортными и логистическими издержками. Для обеспечения демографического развития Калининградской обл. как одного из факторов социально-экономического развития необходимо следующее: развивать человеческий капитал и социальную сферу; повышать качество и уровень жизни, так как именно они являются основой обеспечения конкурентоспособности области; диверсификация структуры экономики области и параллельное увеличение эффективности использования всех видов ресурсов (в частности, развитие транзитного и туристического бизнеса) обеспечит устойчивый экономический рост; наличие университетов, научных исследовательских центров и инкубаторов дает возможность создавать и развивать новые технологические стартапы и инновационные проекты, привлекать инвестиции, создавать рабочие места, что говорит о возможности развития научно-инновационной сферы.

Основой реализации вышеперечисленных направлений является их системность. Использование системного подхода позволит достичь стабильного социально-демографического развития региона, выражающегося в высоком уровне жизни, положительных демографических показателях, экономической устойчивости.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мирюкова М.А., Соколова В.Ф. Формирование социально-экономической безопасности как системообразующего элемента национальной безопасности. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;3(45):104–110. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-104-110](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-104-110)
2. Саякбаева А.А., Омурова С.К. Некоторые теоретические аспекты экономической безопасности страны. *Актуальные вопросы современной экономики*. 2021;2:217–225. EDN: HGWKLT;
3. Ганзиков С.А. Влияние демографических процессов на экономическую безопасность Российской Федерации. В кн.: *Экономика, бизнес, инновации. Сборник статей VIII Международной научно-практической конференции: в 2 ч. Ч. 2*. 2019:125–131. EDN: EVUZZT. <https://doi.org/10.34755/IROK.2021.36.91.028>
4. Гайдаенко М. А. Социально-демографическое развитие общества. В кн.: *Актуальные проблемы экономики, финансов в условиях глобализации: Материалы национальной межвузовской научно-практической конференции студентов, аспирантов, молодых ученых и сотрудников университета, Балашиха, 25 ноября 2022 года*. Балашиха: Российский государственный аграрный заочный университет. 2023:113–115. EDN QDLOGN.
5. Грудина Т.Н. Социально-демографическая динамика населения и устойчивое развитие. *Социологические исследования*. 2022(3):153–155. EDN SJLIUQ; <https://doi.org/10.31857/S013216250018467-6>
6. Ефимова Л.А. Социально-демографические индикаторы развития человеческого потенциала. *Региональная экономика: теория и практика*. 2022;20(5(500)):972–987. EDN QCLQVJ; <https://doi.org/10.24891/re.20.5.972>
7. Кошелева Е.Г., Гокунь Ю.С. Социально-демографическая составляющая пространственного развития. *Вестник Донецкого национального университета. Серия В. Экономика и право*. 2022;(4):128–141. EDN GVKCRU.
8. Красинец Е.С., Шевцова Т.В. О тенденциях и проблемах социально-демографического развития сельских территорий России. *Евразийское Научное Объединение*. 2021(7–2(77)):92–94. EDN OQQSXM; <https://doi.org/10.5281/zenodo.5168565>
9. Лапин А.Д., Пасмурцева Н.Н. Современная демографическая ситуация и проблемы социально-демографического развития регионов РФ в постпандемный период. В кн.: *Современные географические проблемы устойчивого развития староосвоенных регионов России. Инновационные процессы в методике обучения естественнонаучным дисциплинам. Материалы Всероссийской научно-практической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения Шувалова Ефима Лукича, профессора, заслуженного деятеля науки РСФСР, участника Великой Отечественной войны, Екатеринбург, 17 сентября 2021 года* / Под ред. О.В.

- Янцер и др. Екатеринбург, 2021:58–62. EDN: JUAFCZ.
10. Сафонова И.В., Анциферова В.И. Оценка уровня социально-демографического развития региона с применением метода балльной оценки (на примере Воронежской области). В кн.: *Новые аспекты моделирования систем и процессов. Материалы Международной научно-практической конференции, Воронеж, 26 мая 2023 г.* / Отв. редакторы В.К. Зольников, А.И. Заревич. Воронеж: Воронежский государственный лесотехнический университет им. Г.Ф. Морозова. 2023:207–216. EDN VRHMWR; https://doi.org/10.58168/NAMSP_207-216
 11. Таймасханов Х.Э., Азиева Р.Х., Ахмедова А.Р. Социально-демографическое развитие региона и государственный механизм его регулирования. *Вестник Академии знаний*. 2022;48(1):309–313. EDN BSARVT; <https://doi.org/10.24412/2304-6139-2022-48-1-309-313>
 12. Shumilin P., Kazyaeva V. Uneven social and economic development of the regions of the Russian federation as a threat to economic security and methods of its solution. In: *Modern problems of an economic safety, accounting and the right in the Russian Federation Vol.1*. 2019;1:6. http://dx.doi.org/10.26526/conferencearticle_5c5060106753d9.96954670
 13. Cincotta R., Engelman R., Anastasion D. The security demographic: population and civil conflict after the Cold War. Washington: Population 4. Action International. 2003:100.
 14. Tao Y., Wu X., Li C. Rawls' Fairness, Income Distribution and Alarming Level of Gini Coefficient. United Nations Research Institute for Social Development. 2017;2017–67:19. <https://doi.org/10.48550/arXiv.1409.3979>
 15. Niemets L., Segida K., Guseva N. Demographic potential as the basis for social and economic development. *Економічний часопис-XXI*. 2015;3-4(1):93–96. EDN: TXLLAP.
 16. Reher D.S. Economic and social implications of the demographic transition. *Population and development review*. 2011;37:11–33. <https://doi.org/10.1111/J.1728-4457.2011.00376.X>
 17. Grinin L., Grinin A., Korotayev A. Demographic Transformations in the Light of Technological Development: Types of Demographic Reproduction in the Past and in the Future. *Social Evolution & History*. 2023;22(2):203–248.
 18. Об утверждении Концепции демографической политики Российской Федерации на период до 2025 г. Указ Президента РФ от 09.10.2007 г. № 1351 // СПС «Консультант-Плюс». – URL: https://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_71673/942772dce30cfa36b671bcf19ca928e4d698a928/ (дата обращения 11.06.2024 г.).
 19. Сенков В.А., Домничев Д.Ю., Золкин А.Л., Свердликова Е.А. Основные направления совершенствования демографической политики государства в системе экономической безопасности. *Экономическая безопасность*. 2023;6(4):1403–1418.
 20. Минаков А.В., Иванова Л.Н. Оценка угроз в демографической сфере и их влияние на экономическую безопасность страны. *Вестник Алтайской академии экономики и права*. 2021;(7-1):52–60.
 21. Калининградская область поднялась в рейтинге по качеству жизни. Сайт РБК 12 февраля 2024 г. – URL: <https://kaliningrad.rbc.ru/kaliningrad/12/02/2024/65c9de159a794756d44d70d0> (дата обращения 21.02.2024).
 22. Федеральная служба государственной статистики. Официальный сайт. – URL: <https://showdata.gks.ru/report/278934/>. (дата обращения 21.02.2024).
 23. Социально-экономическое положение Калининградской области в 2023 году. Оперативная информация // Федеральная служба государственной статистики. – URL: https://39.rosstat.gov.ru/storage/mediabank/И%201.1%2012_23d.pdf. (дата обращения 21.02.2024).
 24. Рост спроса на недвижимость: тренды – 2023 // Новостной интернет -канал КЛОПС. – URL: <https://klops.ru/kaliningrad/2023-12-28/286288-rost-sprosa-na-nedvizhimost-trendy-2023> (дата обращения 21.02.2024)
 25. Постановление правительства Калининградской области от 26 декабря 2022 г. № 701 «Об установлении величины прожиточного минимума на душу населения и по основным социально-демографическим группам населения в Калининградской области на 2023 г. Дата подписания: 26.12.2022. Опубликован: 27.12.2022. – URL: <http://publication.pravo.gov.ru/Document/View/3900202212270007> (дата обращения 21.02.2024).
 26. Уровень жизни // Федеральная служба государственной статистики. – URL: <https://rosstat.gov.ru/folder/13397> (дата обращения 21.02.2024).

REFERENCES

1. Miryukova M.A., Sokolova V.F. Formation of socio-economic security as a system-forming element of national security. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;3 (45):104–110. (In Russ.).

- [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-104-110](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-104-110)
2. Sayakbaeva A.A., Omurova S.K. Some theoretical aspects of the country's economic security. *Aktual'nye voprosy sovremennoi ekonomiki*. 2021;2:217–225. EDN: HGWKLT. (In Russ.).
<https://doi.org/10.34755/IROK.2021.36.91.028>
 3. Ganzikov S.A. The impact of demographic processes on the economic security of the Russian Federation. In: *Economics, Business, Innovation. Collection of articles of the VIII International Scientific and Practical Conference: in 2 hours. Volume Part 2*. 2019. 2019:125–131. EDN: EVUZZT. (In Russ.).
 4. Gaidenko M.A. Socio-demographic development of society. In: *Actual problems of economics and finance in the context of globalization: Proceedings of the national interuniversity scientific and practical conference of students, postgraduates, young scientists and university staff*, Balashikha, November 25, 2022. Balashikha: Rossiiskii gosudarstvennyi agrarnyi zaochnyi universitet. 2023:113–115. EDN QDLOGN. (In Russ.).
 5. Grudina T.N. Socio-demographic dynamics of the population and sustainable development. *Sotsiologicheskie issledovaniya*. 2022(3):153–155. EDN SJLIUQ. (In Russ.).
<https://doi.org/10.31857/S013216250018467-6>
 6. Efimova L.A. Socio-demographic indicators of human potential development. *Regional'naya ekonomika: teoriya i praktika*. 2022;20(5(500)):972–987. EDN QCLQVJ. (In Russ.). <https://doi.org/10.24891/re.20.5.972>
 7. Kosheleva E.G., Gokun' Yu.S. The socio-demographic component of spatial development. *Vestnik Donetskogo natsional'nogo universiteta. Seriya V. Ekonomika i pravo*. 2022;(4):128–141. EDN GVKCRU. (In Russ.).
 8. Krasinets E.S., Shevtsova T.V. On trends and problems of socio-demographic development of rural areas of Russia. *Evrasiiskoe Nauchnoe Ob"edinenie*. 2021(7–2(77)):92–94. EDN OQXSXM; (In Russ.).
<https://doi.org/10.5281/zenodo.5168565>
 9. Lapin A.D., Pasmurtseva N.N. The current demographic situation and the problems of socio-demographic development of the regions of the Russian Federation in the post-pandemic period. In: *Modern geographical problems of sustainable development of the old-developed regions of Russia. Innovative processes in the methodology of teaching natural sciences : Materials of the All-Russian Scientific and Practical Conference dedicated to the 100th anniversary of the birth of Efim Lukich Shuvalov, Professor, Honored Scientist of the RSFSR, participant of the Great Patriotic War, Yekaterinburg, September 17, 2021* / Edited by O. V. Yanzer [et al.]. Yekaterinburg. 2021:58–62. EDN JUAFFZC. (In Russ.).
 10. Safonova I.V., Antsiferova V.I. Assessment of the level of socio-demographic development of the region using the scoring method (using the example of the Voronezh region). In: *New aspects of modeling systems and processes : Proceedings of the International Scientific and Practical Conference, Voronezh, May 26, 2023* / Editors V.K. Zolnikov, A.I. Zarevich. Voronezh: Voronezhskii gosudarstvennyi lesotekhnicheskii universitet im. G.F. Morozova. 2023:207–216. EDN VRHMWR; (In Russ.).
https://doi.org/10.58168/NAMSP_207-216
 11. Taimaskhanov Kh.E., Azieva R.Kh., Akhmedova A.R. Socio-demographic development of the region and the state mechanism of its regulation. *Vestnik Akademii znaniy*. 2022;48(1):309–313. EDN BSARVT. (In Russ.).
<https://doi.org/10.24412/2304-6139-2022-48-1-309-313>
 12. Shumilin P., Kazyaeva V. Uneven social and economic development of the regions of the Russian federation as a threat to economic security and methods of its solution. In: *Modern problems of an economic safety, accounting and the right in the Russian Federation Vol. 1*. 2019;1:6.
http://dx.doi.org/10.26526/conferencearticle_5c5060106753d9.96954670
 13. Cincotta R., Engelman R., Anastasion D. The security demographic: population and civil conflict after the Cold War. Washington: Population 4. Action International. 2003:100.
 14. Tao Y., Wu X., Li C. Rawls' Fairness, Income Distribution and Alarming Level of Gini Coefficient. United Nations Research Institute for Social Development. 2017;2017–67:19.
<https://doi.org/10.48550/arXiv.1409.3979>
 15. Niemets L., Segida K., Guseva N. Demographic potential as the basis for social and economic development. *Ekonomichnii chasopis-XXI*. 2015;3–4(1):93–96. EDN: TXLLAP.
 16. Reher D.S. Economic and social implications of the demographic transition. *Population and development review*. 2011;37:11–33.
<https://doi.org/10.1111/J.1728-4457.2011.00376.X>
 17. Grinin L., Grinin A., Korotayev A. Demographic Transformations in the Light of Technological Development: Types of Demographic Reproduction in the Past and in the Future. *Social Evolution & History*. 2023;22(2):203–248.
 18. *On the approval of the Concept of demographic policy of the Russian Federation for the pe-*

- riod up to 2025: Decree of the President of the Russian Federation dated 09.10.2007 No. 1351 // SPS "ConsultantPlus". – Available at URL: https://www.consultant.ru/document/cons_doc_LAW_71673/942772dce30cfa36b671bcf19ca928e4d698a928/ (Accessed 11.06.2024). (In Russ.).
19. Senkov V.A., Domnichev D.Yu., Zolkin A.L., Sverdlikova E.A. The main directions of improving the demographic policy of the state in the system of economic security. *Ekonomicheskaya bezopasnost'*. 2023;6(4):1403–1418. (In Russ.).
 20. Minakov A.V., Ivanova L.N. Assessment of threats in the demographic sphere and their impact on the economic security of the country. *Vestnik Altaiskoi akademii ekonomiki i prava*. 2021;(7–1):52–60. (In Russ.).
 21. The Kaliningrad region has risen in the ranking of quality of life. //RBC website February 12, 2024. – Available at URL: <https://kaliningrad.rbc.ru/kaliningrad/12/02/2024/65c9de159a794756d44d70d0> (Accessed 21.02.2024). (In Russ.).
 22. Federal State Statistics Service. Official website. – Available at URL: <https://showdata.gks.ru/report/278934/>. (Accessed 21.02.2024). (In Russ.).
 23. The socio-economic situation of the Kaliningrad region in 2023. Operational information // Federal State Statistics Service. – Available at URL: https://39.rosstat.gov.ru/storage/mediabank/И%201.1%2012_23d.pdf. (Accessed 21.02.2024). (In Russ.).
 24. Growth in demand for real estate: trends - 2023 // KLOPS Internet News Channel. – Available at URL: <https://klops.ru/kaliningrad/2023-12-28/286288-rost-sprosa-na-nedvizhimost-trendy-2023> (Accessed 21.02.2024). (In Russ.).
 25. Resolution of the Government of the Kaliningrad Region dated December 26, 2022 No. 701 "On setting the minimum subsistence level per capita and for the main socio-demographic groups of the population in the Kaliningrad Region for 2023. Date of signing: 12/26/2022. Published: 12/27/2022. – Available at URL: <http://publication.pravo.gov.ru/Document/View/3900202212270007> (Accessed 21.02.2024). (In Russ.).
 26. Standard of living. // Federal State Statistics Service. – Available at URL: <https://rosstat.gov.ru/folder/13397> (Accessed 21.02.2024). (In Russ.).
- Сведения об авторах**
- Мария Александровна Мирюкова**, к.с.н., доцент кафедры юриспруденции, Российская академия народного хозяйства и государственной службы при Президенте Российской Федерации (Западный филиал)
E-mail: miryukova-ma@ranepa.ru
- Ирина Анатольевна Кан**, преподаватель кафедры механики и машиностроения, Сибирский государственный университет
E-mail: ira_kan@inbox.ru
- Information about the authors:**
- Maria A. Miryukova**, Cand.Sci. (Soc.), Assoc. Prof. of the Department of Jurisprudence, Russian Presidential Academy of National Economy and Public Administration (Western Branch)
E-mail: miryukova-ma@ranepa.ru
- Irina A. Kan**, Lecturer at the Department of Mechanics and Mechanical Engineering, Siberian State Industrial University
E-mail: ira_kan@inbox.ru
- Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*
The authors declare that there is no conflict of interest.
- Поступила в редакцию 18.03.2024
 После доработки 22.05.2024
 Принята к публикации 24.05.2024
- Received 18.03.2024
 Revised 22.05.2024
 Accepted 24.05.2024

Оригинальная статья

УДК 336.67

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-149-158

**МЕТОДИКА ТРЕХСТОРОННЕГО АНАЛИЗА ДЕЯТЕЛЬНОСТИ БАНКОВСКОЙ
ЭКОСИСТЕМЫ «ОРГАНИЗАЦИЯ – РЫНОК – ПЛАТФОРМА»**

© 2024 г. Д. М. Трейстарь, Д. Ю. Бобошко

Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский проспект, 4)

Аннотация. В статье представлена оригинальная система комплексного анализа банковской экосистемы – методика «организация – рынок – платформа» (ОРП), в рамках которой предполагается последовательная оценка деятельности экосистемы в трех плоскостях. Первый этап ОРП-анализа заключается в анализе экосистемы как организации (фирмы), на которую дополнительно распространяются требования, предъявляемые к финансовым организациям. Эта особенность связана с тем, что в центре банковской экосистемы находится банк. Важно, чтобы анализ базировался на актуальных нормативах и требованиях Банка России и Базельского комитета по банковскому надзору. В рамках этапа «рынок» экосистема анализируется как субъект финансового рынка, поэтому результаты, полученные на первом этапе ОРП-анализа, подвергаются корректировке с учетом рыночной специфики и рыночного тренда (или коэффициента рыночного влияния). Корректировка значений финансовых показателей позволяет существенно повысить значимость полученных результатов. Третий этап ОРП-анализа исследует экосистему как цифровую платформу, анализируя метрики ее активности через экономическое unit-моделирование. Это не только способствует большему пониманию поведения пользователей экосистемы, но и является ключевым элементом в расчете финансовой эффективности привлечения новых клиентов. В статье также представлены две частные конфигурации ОРП-анализа, а также описаны условия их реализации. Анализ, выполненный в соответствии с предложенной методикой, позволяет сделать обоснованные выводы о финансовом состоянии экосистемы. Результаты исследования могут быть использованы как в изучении теоретических основ экосистемного подхода к организации бизнеса, так и в целях формирования методологической базы в области анализа банковских экосистем.

Ключевые слова: методика анализа, комплексный анализ, банковская экосистема, цифровая платформа, unit-моделирование, ОРП-анализ, рыночная специфика

Для цитирования: Трейстарь Д.М., Бобошко Д.Ю. Методика трехстороннего анализа деятельности банковской экосистемы «организация – рынок – платформа». *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):149–158. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-148-157](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-148-157)

Original article

**THE METHODOLOGY OF THE TRIPARTITE ANALYSIS OF A BANKING
ECOSYSTEM "ORGANIZATION – MARKET - PLATFORM"**

© 2024 D. M. Treistar', D. Yu. Boboshko

University of Science and Technology MISIS (4 Leninskiy prospect, Moscow, 119049, Russian Federation)

Abstract. The article presents an original system of comprehensive analysis of the banking ecosystem – the organization – market – platform (ORP) methodology, which assumes a consistent assessment of the ecosystem's activities in three planes. The first stage of the ORP analysis is to analyze the ecosystem as an organization (firm), which is additionally subject to the requirements imposed on financial organizations. This feature is due to the fact that the bank is located in the center of the banking eco-system. It is important that the analysis be based on current

regulations and requirements of the Bank of Russia and the Basel Committee on Banking Supervision. Within the framework of the "market" stage, the ecosystem is analyzed as a financial market entity, therefore, the results obtained at the first stage of the ORP analysis are adjusted taking into account market specifics and market trend (or market influence coefficient). Adjusting the values of financial indicators can significantly increase the significance of the results obtained. The third stage of the ORP analysis explores the ecosystem as a digital platform, analyzing the metrics of its activity through economic unit modeling. This not only contributes to a better understanding of the behavior of ecosystem users, but is also a key element in calculating the financial effectiveness of attracting new customers. The article also presents two particular configurations of ORP analysis, as well as describes the conditions for their implementation. The analysis performed in accordance with the proposed methodology allows us to draw reasonable conclusions about the financial condition of the ecosystem. The results of the study can be used both in the study of the theoretical foundations of the ecosystem approach to business organization, and in order to form a methodological base in the field of analysis of banking ecosystems.

Keywords: analysis methodology, complex analysis, banking ecosystem, digital platform, unit modeling, ORP analysis, market specifics

For citation: Treistar D.M., Boboshko D.Y. Methodology of the tripartite analysis of a banking ecosystem "organization – market – platform". *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;2(48):149–158. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-149-158](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-149-158)

Введение

Становление банковских экосистем в России продвигается полным ходом [1 – 4], однако методы анализа их экономической деятельности остаются крайне неизученной областью как в российской научной практике, так и в мировой. Классический финансово-экономический анализ организации позволяет делать лишь ограниченные выводы о деятельности банковских экосистем, поскольку не учитывает в полной мере их специфику [5]. Ключевая особенность банковских экосистем заключается в том, что они представляют собой одновременно и организации, и субъекты финансового рынка (так как банк – центр экосистемы), и цифровые платформы. Хотя традиционный анализ фирмы ранее уже комбинировал анализ внутренней среды (фирмы) и внешней среды (рынка) [6], он никогда не учитывал другой крайне важный в настоящее время объект оценки – цифровую платформу, на основе которой существует банковская экосистема [7]. Это упущение в экономической методологии зачастую становится причиной некорректной интерпретации результатов, полученных в ходе анализа деятельности экосистемы. Как следствие, классический анализ не позволяет определить истинные недостатки в работе экосистемы, что приводит к реализации малоэффективных мер по устранению выявленной проблематики.

Целью настоящего исследования стала разработка методики комплексного анализа деятельности банковской экосистемы (далее – БЭ) как особой экономической категории. Учитывая специфику БЭ, система анализа должна включать в себя анализ фирмы, скорректированный особенностями анализа деятельности финансо-

вых организаций, и анализ цифровой платформы [8], рассматривающий в качестве доходоприносящих единиц как пользователя экосистемы, так и банковский продукт. Нельзя не учитывать и специфику финансового рынка [9], в рамках которого существует банковский сегмент экосистемы, являющийся ее центральным и связующим звеном. Учет всех этих факторов предусмотрен в предложенной методике трехстороннего анализа деятельности банковской экосистемы «организация – рынок – платформа» (ОРП-анализ). Ограничение методики заключается в том, что она может быть использована для анализа банковской экосистемы, развиваемой холдинговой компанией, так как ее отчетность представляет собой сводную отчетность группы взаимосвязанных организаций [10], которые и образуют эту экосистему.

Материалы и методы исследования

Банковская экосистема (как и любая другая коммерческая организация) в своей деятельности преследует цель максимизации прибыли [11]. Если отталкиваться от базовой цели, анализ финансового состояния БЭ следует начинать с динамики показателей, отражающих ее финансовую результативность. Дополнительно следует учесть динамику клиентской базы, так как принято считать, что она не только определяет предельный финансовый потенциал экосистемы, но и позволяет судить о качестве привлекаемых в нее клиентов. Показатели первичного этапа анализа представлены в табл. 1 (где N – последний отчетный период).

Динамика показателей (табл. 1) формирует четкие правила дальнейшего использования методики ОРП-анализа. В зависимости от полу-

Показатели, используемые для оценки финансовой результативности БЭ

Table 1. Indicators used to assess the financial performance of BE

Номер	Показатель	Значение показателя за период, млрд руб.		
		(N – 2) год	(N – 1) год	N год
1	Выручка от реализации	–	–	–
2	Чистый процентный доход	–	–	–
3	Чистый комиссионный доход	–	–	–
4	Совокупные операционные расходы	–	–	–
5	Чистая прибыль	–	–	–
6	Объем клиентской базы, млн чел.	–	–	–

ченных результатов система может быть реализована в меньшей или большей степени, то есть ОРП-анализ располагает правилами достаточности. Он может быть выполнен как целиком, так и частично. Возможны конфигурации «организация – рынок», «организация – платформа», представляющие собой частные случаи методики ОРП-анализа. Этап «организация» является обязательным, в то время как этапы «рынок» и «платформа» реализуются при наличии для этого достаточных оснований, хотя могут быть проведены и по желанию.

Этап «рынок» проводится в обязательном порядке, если соблюдается следующее условие: наблюдается строго положительная динамика показателей 1 – 3 за три анализируемых года на фоне любой отрицательной динамики показателя 5 (табл. 1) за этот же период. Если на фоне параллельного роста доходов и выручки банкоцентричной экосистемы наблюдается снижение ее чистой прибыли, можно выдвинуть предположение, что наблюдаемая динамика обусловлена рыночной спецификой или актуальным

рыночным трендом. Пример динамики показателей, при которой проведение этапа «рынок» является обязательным, представлен на рис. 1.

Динамика показателей (рис. 1) является подлинной и принадлежит экосистеме Тинькофф (2020 – 2022 гг.) [12], на базе которой был апробирован ОРП-анализ. Так как условие, обязательное для реализации этапа «рынок», выполнено, были проанализированы аналогичные показатели прямых конкурентов Тинькофф в пределах финансового рынка. Анализ позволил сделать вывод о нестабильности всего финансового рынка в период 2020 – 2022 гг. Значит, в данном случае снижение чистой прибыли является рыночным трендом, а не проблемой одной компании, так как у всех конкурентов в пределах финансового сектора наблюдалось резкое сокращение чистой прибыли в 2022 году. Дальнейший анализ позволил связать наблюдаемое снижение прибыли с ростом резервов банков под кредитные убытки (в 2022 году Банк России значительно повысил ключевую ставку, так что банки были обязаны нарастить резервы [13]).

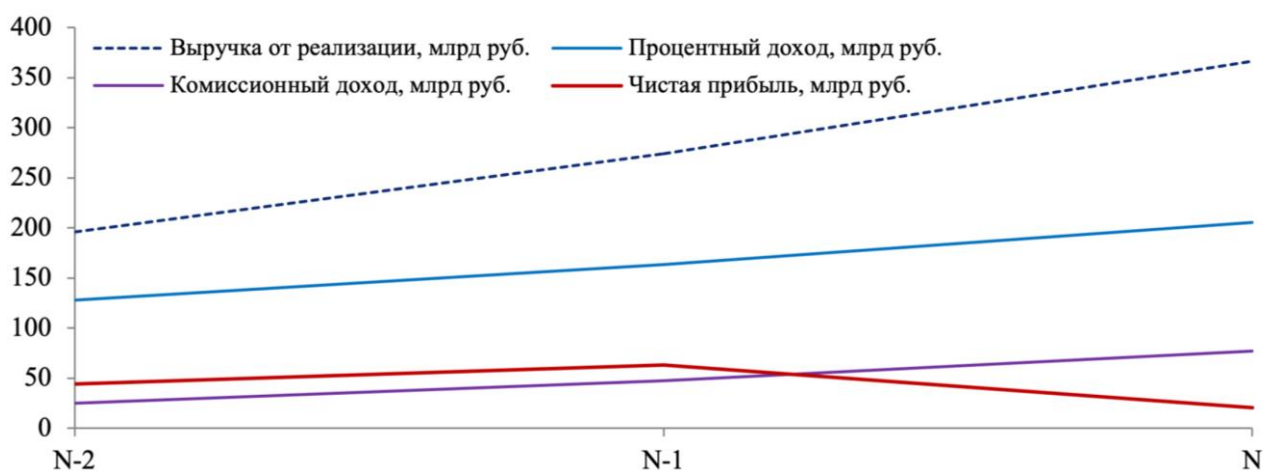


Рис. 1. Пример динамики показателей, при которой проведение этапа «рынок» является обязательным в рамках ОРП-анализа

Fig. 1. An example of the dynamics of indicators in which the implementation of the "market" stage is mandatory within the framework of the ORP analysis

Метрики активности цифровой платформы БЭ в рамках этапа «платформа»
Table 2. Metrics of the activity of the BE digital platform within the framework of the "platform" stage

Номер	Метрики активности экосистемы	Значение показателя за период											
		(N – 2) год				(N – 1) год				N год			
		март	июнь	сентябрь	декабрь	март	июнь	сентябрь	декабрь	март	июнь	сентябрь	декабрь
1	MAU, чел.	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
2	DAU, чел.	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
3	Всего клиентов экосистемы, чел.	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
4	Дебетовые карты, шт.	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
5	Активные дебетовые карты, шт.	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

Именно для того, чтобы не учитывать неизбежные проявления рынка, необходим этап «рынок». Так, например, можно исключить из анализа рост резервов под кредитные убытки, проведя перерасчет финансового результата БЭ. Это позволит получить более объективные результаты дальнейшего факторного анализа показателей рентабельности.

Этап «платформа» проводится в обязательном порядке, если соблюдается следующее условие: темпы роста показателя 6 опережают темпы роста показателя 1 (табл. 1). Подобная динамика отражает снижение доли выручки БЭ, приходящейся на одного пользователя. Это свидетельствует о том, что с привлечением в экосистему новых клиентов снижается предельная выручка. Именно поэтому одним из основных направлений анализа деятельности экосистемы на этапе «платформа» является анализ показателей месячной (MAU) и дневной (DAU) активности ее пользователей. Это не только способству-

ет реальному пониманию поведения пользователей, но и является ключевым элементом в расчете финансовой эффективности привлечения новых клиентов [14]. Шаблон для анализа метрик активности платформы экосистемы представлен в табл. 2.

Конвертировать метрики активности пользователей в финансовые показатели можно посредством unit-экономики [15]. Оценка доходности экосистемы на одного пользователя включает в себя одну компоненту – выручку на одного пользователя (ARPU). Расчет показателей ARPU экосистемы, где пользователь цифровой платформы является доходоприносящей единицей, представлен в табл. 3.

Аналогичным образом можно проанализировать и банковский сегмент экосистемы, взяв, например, дебетовую карту (а не клиента) за «юнит» при расчете unit-экономики. Пример анализа представлен в табл. 4 (данные приведены для наглядности).

Расчет показателей ARPU для БЭ в рамках этапа «платформа»
Table 3. Calculation of ARPU indicators for BE in the framework of the "platform" stage

Номер	Показатель	Значение показателя за период		
		(N – 2) год	(N – 1) год	N год
1	Выручка, руб.	–	–	–
2	Группа MAU, чел.	–	–	–
3	Всего пользователей, чел.	–	–	–
4	ARPU на одного активного пользователя, руб./чел. (1/2)	–	–	–
5	Доля активного клиента в формировании выручки, дол. ед. (4/1)	–	–	–
6	ARPU на любого пользователя, руб./чел. (1/3)	–	–	–
7	Доля любого клиента в формировании выручки, дол. ед. (6/1)	–	–	–
Примечание. В скобках указано, каким образом получено значение показателя, курсивом обозначен номер показателя по столбцу 1.				

Пример анализа динамики использования дебетовых карт банка
Table 4. An example of the analysis of the dynamics of the use of debit cards of the bank

№	Показатель	Значение показателя за период											
		(N – 2) год				(N – 1) год				N год			
		март	июнь	сентябрь	декабрь	март	июнь	сентябрь	декабрь	март	июнь	сентябрь	декабрь
1	Дебетовые карты, млн шт.	5,1	5,7	6,5	7,5	8,9	10,6	12,3	14,6	16,7	19,7	21,9	24,5
2	Количественный прирост дебетовых карт, млн шт.	–	0,60	0,80	1,00	1,40	1,70	1,70	2,30	2,10	3,00	2,20	2,60
3	Активные дебетовые карты, млн шт.	3,20	3,60	4,10	4,80	5,80	6,80	8,00	9,70	11,10	12,90	13,90	15,80
4	Количественный прирост активных дебетовых карт, млн шт.	–	0,40	0,50	0,70	1,00	1,00	1,20	1,70	1,40	1,80	1,00	1,90
5	Доля «спящих» карт среди новых клиентов банка, дол. ед.	–	0,33	0,38	0,30	0,29	0,41	0,29	0,26	0,33	0,40	0,55	0,27
6	Среднее значение доли «спящих» карт, дол. ед.	0,35											

Система оценки финансового состояния БЭ в рамках этапа «организация»

Table 5. The system for assessing the financial condition of BE within the framework of the "organization" stage

Номер	Этап оценки финансового состояния	Оцениваемый показатель этапа	Обозначение
1	Базовый анализ финансовых результатов	Вертикальный / горизонтальный анализ по Балансу (табл. 1)	–
2	Анализ структуры операционных расходов	Вертикальный / горизонтальный анализ по Балансу	–
3	Анализ структуры активов и пассивов	Общий анализ по Балансу	–
4	Анализ структуры собственных средств	Общий анализ по Балансу	–
		Коэффициент достаточности капитала, %	CAR
		Коэффициент автономии, дол. ед.	Кав
5	Динамика структуры капитала	Горизонтальный анализ по Балансу	–
6	Оценка достаточности капитала холдинга в соответствии с Базельскими стандартами (Basel III)	Достаточность собственного капитала, %	H1.0 ratio
		Достаточность базового капитала, %	H1.1 ratio
		Достаточность основного капитала, %	H1.2 ratio
7	Анализ показателей ликвидности	Абсолютная ликвидность, %	H2.0
		Текущая ликвидность, %	H3.0
		Быстрая (срочная) ликвидность, %	H4.0
8	Анализ рентабельности группы	Рентабельность капитала, %	ROE
		Рентабельность активов, %	ROA
		Оборачиваемость активов, дол. ед.	Koa
		Операционная эффективность, %	CIR

Анализ динамики использования дебетовых карт позволяет сделать вывод о том, что в среднем за три года каждая третья дебетовая карта (из числа новых) не использовалась после ее оформления, а в третьем квартале *N*-го года – каждая вторая дебетовая карта. На основе полученных данных можно сделать вывод относительно эффективности системы привлечения клиентов, рассчитав суммарные потери, связанные с привлечением неактивных пользователей.

Таким образом, если по результатам первичного анализа (табл. 1) установлено, что в обязательном порядке должны быть проведены этапы «рынок» и «платформа», ОРП-анализ реализуется в полной мере. Если установлено, что обязательным является лишь один из этапов, возможна реализация конфигураций «организация – рынок» или «организация – платформа». Выше подробно описаны этапы «рынок» и «платформа», а также определены условия их реализации. Без внимания осталась технология проведения обязательного этапа ОРП-анализа – этап «организация».

Этап «организация» представляет собой систему показателей для оценки финансовой деятельности БЭ. Предложенная система представлена в табл. 5.

Согласно системе, описанной в табл. 5, в первую очередь предлагается провести анализ

структуры операционных расходов банковской экосистемы (на данном этапе – холдинговой компании) с целью установления особенностей их формирования и выявления их динамики. Это связано с тем, что рост операционных расходов является довольно частым явлением для БЭ, поскольку расширение экосистемы требует значительных вложений в систему привлечения клиентов. Следующим этапом предлагается провести анализ структуры активов и пассивов холдинга, который раскрывает особенности их формирования, и анализ структуры собственного капитала холдинга [16], который позволяет определить степень соответствия его достаточности нормативам Банка России и Базельского комитета по банковскому надзору (далее – Basel III) [17 – 19]. Важным шагом в этом направлении является оценка достаточности собственного (H1.0 ratio), базового (H1.1 ratio) и основного (H1.2 ratio) капитала холдинговой компании, которая будет проведена в соответствии с нормативами Basel III. Этап также предполагает анализ динамики собственного капитала с учетом его ежегодного долевого перераспределения.

Неотъемлемой частью системы оценки является анализ показателей ликвидности, поскольку он позволяет оценить финансовую устойчивость холдинговой компании. Расчет включает в себя показатели мгновенной (H2.0), текущей (H3.0) и

долгосрочной (H4.0) ликвидности. В продолжение предлагается оценить показатели, характеризующие рентабельность холдинга и эффективность управления его рисками. Оценка этих показателей является важной, поскольку она предоставляет ключевую информацию о финансовой производительности и устойчивости банковской экосистемы.

Если в ходе анализа наблюдается отрицательная динамика показателей рентабельности, важно выявить факторы, которые эту динамику спровоцировали. Для углубленного анализа ROE необходимо оценить влияние различных факторов на изменение этого показателя, для чего целесообразно обратиться к многофакторной модели Дюпона (The DuPont Model) [20]. В рамках ОРП-анализа данная модель служит основой для декомпозиции рентабельности собственного капитала на факторы, что делает возможным проведение первичного факторного анализа методом цепных подстановок.

Формула ROE по Дюпону (пятифакторная модель) выглядит следующим образом:

$$ROE = TB \times IB \times ROS \times K_{OA} \times LR, \quad (1)$$

где ROE – рентабельность собственного капитала, %; TB (tax burden) – коэффициент налогового бремени, дол. ед.; IB (interest burden) – коэффициент процентного бремени, дол. ед.; ROS – рентабельность продаж по EBIT, %; K_{OA} – коэффициент оборачиваемости активов, дол. ед.; LR (leverage ratio) – коэффициент финансового левериджа, дол. ед.

То есть формулу ROE можно представить в виде

$$ROE = \frac{\text{Чистая прибыль}}{\text{Прибыль от налога}} \times \frac{\text{Прибыль до налога}}{\text{Прибыль до налога и выплат, \%}} \times \frac{\text{Прибыль до налога, \%}}{\text{Выручка}} \times \frac{\text{Выручка}}{\text{Активы}} \times \frac{\text{Активы}}{\text{Собственный капитал}}. \quad (2)$$

Вторым шагом в рамках углубленного анализа показателей рентабельности является вторичный факторный анализ. Связав мультипликатором показатели рентабельности активов и рентабельности собственного капитала банковской экосистемы, можно выразить ROE через ROA. Это позволит выяснить уточненные причины

снижения показателей рентабельности банковской экосистемы.

Для того, чтобы выразить ROE через ROA, необходимо воспользоваться следующей формулой рентабельности собственного капитала:

$$ROE = ROA \times MC, \quad (3)$$

где ROE – рентабельность собственного капитала, %; ROA – рентабельность активов, %; MC – мультипликатор собственных средств, дол. ед.

Так как необходимо оценить факторы, характеризующие доходность экосистемы, а также их влияние на показатели рентабельности, предлагается для определения рентабельности активов банка использовать следующую формулу [21]:

$$ROA = NIM \times EAQR \times \frac{\text{ЧПД}}{\text{АКТ}} \times \frac{\text{РОК}}{\text{АКТ}} \times \frac{\text{НП}}{\text{АКТ}} \times \frac{\text{ОР}}{\text{АКТ}}, \quad (4)$$

где ROA – рентабельность активов, %; NIM – чистая процентная маржа, дол. ед.; EAR – эффективная годовая процентная ставка, дол. ед.; ЧПД – чистый непроцентный доход, руб.; РОК – резерв под обесценение кредитов, руб.; НП – налог на прибыль, руб.; ОР – операционные расходы, руб.; АКТ – среднегодовая величина активов, млрд руб.

Реализация первичного и вторичного факторного анализа методом цепных подстановок по вышеописанной технологии позволит максимально точно выявить причины снижения показателей рентабельности банковской экосистемы.

Таким образом, каждый блок системы оценки включает в себя ряд показателей, которые позволяют более детально проанализировать и оценить финансовое состояние БЭ. Система базируется на актуальных нормативах и требованиях Банка России и Basel III, что делает ее релевантной и согласованной с современными стандартами финансового анализа [22 – 24].

Основные результаты

В ходе исследования была разработана методика трехстороннего анализа деятельности БЭ «организация – рынок – платформа». Полная конфигурация ОРП-анализа представлена на рис. 2.

На основе результатов, полученных в рамках ОРП-анализа, можно разработать конкретные стратегии снижения расходов в тех областях, где это необходимо, а также определить потенциальные возможности для оптимизации финансовой и операционной деятельности БЭ. Кроме того, ОРП-анализ может стать полезным инструментом для актуализации маркетинговой



Рис. 2. Методика анализа БЭ «организация – рынок – платформа»
 Fig. 2. The methodology of the analysis of the BE "organization-market-platform"

стратегии БЭ, а также стратегии привлечения клиентов, так как связывает затраты на привлечение клиентов с потенциальным доходом от способов привлечения.

Выводы

Банковские экосистемы – сложные экономические агенты, требующие особого подхода к анализу их деятельности. С одной стороны, такой анализ должен сочетать в себе методические подходы к оценке экономической деятельности коммерческих компаний, банков и цифровых платформ, с другой стороны – основываться на новом взгляде относительно эффективности реализации систем анализа в целом.

В рамках исследования разработана методика анализа деятельности банковской экосистемы посредством комбинации трех взаимосвязанных блоков анализа (ОРП-анализ): организации (банковской экосистемы), рынка и цифровой платформы. В каждом из трех блоков анализа присутствуют элементы, присущие анализу коммерческой деятельности, банковской деятельности и цифровых услуг. Применение предложенного методического подхода позволит проводить всесторонний анализ работы банковской экосистемы с целью разработки эффективных мероприятий для повышения ее финансовой результативности. Ключевым преимуществом ОРП-анализа, помимо комплексности методики, является экосистемный подход, что особенно важно на данном этапе развития экономики.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Бобошко Д.Ю., Трейстарь Д.М. Анализ становления и перспектив развития банковских экосистем в Российской Федерации. *Инновационное развитие экономики*. 2023;3(75):111–121. EDN: EKYELI.
- Tolstykh T.O., Alpeeva E.A., Boboshko D.Y., Shmeleva N.V., Malkova T.B. ecosystem approach for assessing the socio-economic development of industrial and regional systems in the context of digitalization. *Cooperation and Sustainable Development: Conference proceedings, Moscow, December 15-16, 2020. Vol. 245. – Cham: Springer Nature Switzerland*. 2022:1609–1618. https://doi.org/10.1007/978-3-030-77000-6_186
- Развитие финансовых технологий [Электронный ресурс]. Банк России. URL: <https://www.cbr.ru/fintech> (дата обращения: 14.05.2024).
- Трушина К.В., Смагмин А.В. Тренд на развитие крупнейших банков в парадигме экосистемы (к вопросу о понятии "экосистема"). *Банковские услуги*. 2019;12:7–11.
- Бобошко Д.Ю., Трейстарь Д.М. Теоретические основы формирования экосистемных моделей российских банков. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2023;3(45):94–103. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-94-103](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-94-103)
- Костыгова Л.А. Экономика фирмы: учебник. Москва: Изд. Дом НИТУ «МИСиС», 2019:188.
- Junghanns H., Niebudek M., Partner P.C.D.E. Platform banking & digital ecosystems. *Cooperation with third-party providers as an important factor for providing a wide range of services and products*. PwC. 2019;3(29):2020.
- Jullien B., Sand-Zantman W. The economics of platforms: A theory guide for competition

- policy. *Information Economics and Policy*. 2021;54:100880.
9. Мардеян Н.А., Фидарова Л.М. Специфика и современное состояние финансового рынка России. *Экономика и предпринимательство*. 2018;2(91):904–907. EDN: YUJPET.
 10. Благодаров А. В. Особенности формирования отчетности холдинговых компаний в России. *Известия Санкт-Петербургского государственного экономического университета*. 2007;1:207–210. EDN: KVDRFN.
 11. Сердюченко О.П. Максимизация прибыли как основная цель деятельности компании. *Приоритетные научные направления: от теории к практике*. 2015;16:135–139. EDN: TPWGZH.
 12. Tinkoff Key Financial Ratio. TINKOFF [Электронный источник]. URL: <https://tinkoff-group.com/financials/key-financial-ratios/> (дата обращения: 04.05.2024).
 13. Ключевая ставка Банка России. Банк РФ [Электронный источник]. URL: https://cbr.ru/hd_base/KeyRate (дата обращения: 04.12.2023).
 14. Eklof J., Podkorytova O., Malova A. Linking customer satisfaction with financial performance: an empirical study of Scandinavian banks. *Total Quality Management & Business Excellence*. 2020;31(15-16):1684–1702. <http://dx.doi.org/10.1080/14783363.2018.1504621>
 15. Alenikov A. S. Essential aspects of unit economics and its application in project activities. *Economic Analysis: Theory and Practice*. 2023;23(5):933–953. <https://doi.org/10.24891/ea.22.5.933>
 16. Liu F., Stentoft L. Regulatory capital and incentives for risk model choice under Basel 3. *Journal of Financial Econometrics*. 2021;19(1):53–96. <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.3651455>
 17. A global regulatory framework for banks and banking systems. *Basel Committee*. Available at URL: <https://www.bis.org/publ/bcbs189.pdf> (Accessed: 04.03.2024).
 18. Регулирование рисков участия банков в экосистемах и вложений в имобилизованные активы. Банк России [Электронный источник]. URL: http://www.cbr.ru/Content/Document/File/123688/Consultation_Paper_23062021.pdf (дата обращения: 14.04.2024).
 19. Концепция общего регулирования деятельности групп компаний, развивающих различные цифровые сервисы на базе единой «экосистемы» [Электронный ресурс]. Министерство экономического развития Российской Федерации. URL: <https://www.economy.gov.ru/material/file/cb29a7d08290120645a871be41599850/koncepciya-21052021.pdf> (дата обращения: 14.04.2024).
 20. DuPont Analysis // *Financial Management*. URL: <http://financialmanagementpro.com/dupont-analysis/> (дата обращения: 22.04.2024).
 21. Бондаренко М.Д. Особенности использования модели DuPont при анализе процесса формирования рентабельности банков. *Статистика и экономика*. 2014;4:25–29.
 22. Жумаева Г.Ж. Научно-методологические основы анализа финансовой отчетности. *Экономика и социум*. 2023;10-2(113):596–602.
 23. Елисеева Е.Н., Шмелева Н.В., Бобошко Д.Ю. Корпоративный финансовый учет: учебное пособие. Москва: Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС", 2019;164.
 24. Sharma S., Shebalkov M., Yukhanaev A. Evaluating banks performance using key financial indicators – A quantitative modeling of Russian banks. *The Journal of Developing Areas*. 2016;425–453.

REFERENCES

1. Boboshko D.Yu., Treistar' D.M. Analysis of the formation and prospects for the development of banking ecosystems in the Russian Federation. *Innovatsionnoe razvitie ekonomiki*. 2023;3(75):111–121. EDN: EKYEJL. (In Russ.).
2. Tolstykh T.O., Alpeeva E.A., Boboshko D.Y., Shmeleva N.V., Malkova T.B. Ecosystem approach for assessing the socio-economic development of industrial and regional systems in the context of digitalization. *Cooperation and Sustainable Development: Conference proceedings, Moscow, December 15-16, 2020. Vol. 245. – Cham: Springer Nature Switzerland*. 2022:1609–1618. https://doi.org/10.1007/978-3-030-77000-6_186
3. Development of financial technologies. Available at URL: <https://www.cbr.ru/fintech> (Accessed: 14.05.2024). (In Russ.).
4. Trushina K.V., Smagmin A.V. The trend towards the development of the largest banks in the ecosystem paradigm (on the issue of the concept of "ecosystem"). *Bankovskie uslugi*. 2019;12:7–11. (In Russ.).
5. Boboshko D.Yu., Treistar' D.M. Theoretical foundations for the formation of ecosystem models of Russian banks. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2023;3(45):94–103. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3\(45\)-94-103](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-3(45)-94-103)
6. Kostygova L.A. The economics of the company: textbook. Moscow: Izd. Dom NITU «MISiS». 2019:188. (In Russ.).

7. Junghanns H., Niebudek M., Partner P.C.D.E. Platform Banking & Digital Ecosystems. *Co-operation with third-party providers as an important factor for providing a wide range of services and products*. PwC. 2019;3(29):2020.
8. Jullien B., Sand-Zantman W. The economics of platforms: A theory guide for competition policy. *Information Economics and Policy*. 2021;54:100880.
9. Mardeyan N.A., Fidarova L.M. The specifics and current state of the Russian financial market. *Ekonomika i predprinimatel'stvo*. 2018;2(91):904–907. EDN: YUJPET. (In Russ.).
10. Blagoderov A.V. Features of reporting of holding companies in Russia. *Izvestiya Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo ekonomicheskogo universiteta*. 2007;1:207–210. EDN: KVDRFN. (In Russ.).
11. Serdyuchenko O.P. Profit maximization as the main goal of the company's activities. *Prioritetnye nauchnye napravleniya: ot teorii k praktike*. 2015;16:135–139. EDN: TPWGZH. (In Russ.).
12. Tinkoff Key Financial Ratio. *TINKOFF*. Available at URL: <https://tinkoff-group.com/financials/key-financial-ratios/> (Accessed: 04.05.2024).
13. *The key rate of the Bank of Russia*. Bank of the Russian Federation. Available at URL: https://cbr.ru/hd_base/KeyRate (Accessed: 04.12.2023).
14. Eklof J., Podkorytova O., Malova A. Linking customer satisfaction with financial performance: an empirical study of Scandinavian banks. *Total Quality Management & Business Excellence*. 2020;31(15-16):1684–1702. <http://dx.doi.org/10.1080/14783363.2018.1504621>
15. Alenikov A.S. Essential aspects of unit economics and its application in project activities. *Economic Analysis: Theory and Practice*. 2023;23(5):933–953. <https://doi.org/10.24891/ea.22.5.933>
16. Liu F., Stentoft L. Regulatory capital and incentives for risk model choice under Basel 3. *Journal of Financial Econometrics*. 2021;19(1):53–96. <http://dx.doi.org/10.2139/ssrn.3651455>
17. *A global regulatory framework for banks and banking systems*. Basel Committee. Available at URL: <https://www.bis.org/publ/bcbs189.pdf> (Accessed: 04.03.2024).
18. *Regulation of risks of banks' participation in ecosystems and investments in immobilized assets*. Bank of Russia. Available at URL: http://www.cbr.ru/Content/Document/File/123688/Consultation_Paper_23062021.pdf (Accessed: 14.04.2024). (In Russ.).
19. *The concept of general regulation of the activities of groups of companies developing various digital services based on a single "ecosystem"*. Available at URL: <https://www.economy.gov.ru/material/file/cb29a7d08290120645a871be41599850/koncepciya-21052021.pdf> (Accessed: 14.04.2024). (In Russ.).
20. *DuPont Analysis*. *Financial Management*. Available at URL: <http://financialmanagementpro.com/dupont-analysis/> (Accessed: 22.04.2024).
21. Bondarenko M.D. Features of using the DuPont model in analyzing the process of forming the profitability of banks. *Statistika i ekonomika*. 2014;4:25–29. (In Russ.).
22. Zhumasheva G.J. Scientific and methodological foundations of the analysis of financial statements. *Economics and society*. 2023;10-2(113):596–602. (In Russ.).
23. Eliseeva E.N., Shmeleva N.V., Boboshko D.Y. *Corporate financial Accounting: textbook*. Moscow: National Research Technological University "MISIS", 2019;164. (In Russ.).
24. Sharma S., Shebalkov M., Yukhanaev A. Evaluating banks performance using key financial indicators – A quantitative modeling of Russian banks. *The Journal of Developing Areas*. 2016;425–453.

Сведения об авторах

Дмитрий Михайлович Трейстарь, студент кафедры экономики, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: dmitry@treistar.ru

ORCID: 0009-0006-2459-7405

Диана Юрьевна Бобошко, к.э.н., доцент, доцент кафедры экономики, Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

E-mail: boboshko.dy@misis.ru

ORCID: 0000-0003-3418-2976

Information about the authors:

Dmitrii M. Treistar', student of the Department of Economics, National University of Science and Technology MISIS

E-mail: dmitry@treistar.ru

ORCID: 0009-0006-2459-7405

Diana Yu. Boboshko, Cand. Sci. (Ec.), Assist. Prof. of the Department of Economics, National University of Science and Technology MISIS

E-mail: boboshko.dy@misis.ru

ORCID: 0000-0003-3418-2976

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 03.06.2024

После доработки 05.06.2024

Принята к публикации 10.06.2024

Received 03.06.2024

Revised 05.06.2024

Accepted 10.06.2024

Оригинальная статья

УДК 336.22:338.2

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-2(48)-159-167

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАЛОГОВЫХ РЕФОРМ НА ФУНКЦИОНИРОВАНИЕ СИСТЕМЫ НАЛОГООБЛОЖЕНИЯ РЕСПУБЛИКИ УЗБЕКИСТАН. ЧАСТЬ 1

© 2024 г. Э. А. Муминова, З. М. Усманова

Ферганский политехнический институт (Узбекистан, 150100, Фергана, ул. Ферганская, 86)

Аннотация. Отражены результаты анализа текущего состояния системы налогообложения Республики Узбекистан с целью последующего исследования процессов реформирования налоговой системы и их сравнения с ориентирами, установленными в Стратегии действий по дальнейшему развитию страны (Указ Президента Республики Узбекистан 7 февраля 2017 г.). Показано, что дальнейшее совершенствование системы налогообложения должно опираться на достигнутые результаты, при этом важную роль будут играть последовательность и эффективность проводимых реформ, а также реализация новых направлений в соответствии с современными задачами, стоящими перед экономикой страны. Эти направления должны учитывать универсальные приоритеты, выработанные в мировой практике налогообложения. В последние годы правительство Узбекистана активно работает над упрощением налоговой системы и улучшением налогового климата для бизнеса. Показаны шаги по снижению ставок налогов, улучшению административных процедур и увеличению прозрачности налоговых правил. Выявлено, что важным результатом текущих изменений в системе налогообложения стало поэтапное снижение налоговой нагрузки на экономику, что, в свою очередь, способствовало поддержанию стабильных темпов экономического роста. Показано, что вновь созданные малые предприятия, семейные предприниматели и фермерские хозяйства освобождены от плановых проверок в течение первых трех лет своей деятельности. Сделан вывод, что происходящие изменения в налоговой сфере Узбекистана способствовали улучшению делового климата в стране путем усиления стимулирующей функции налогов. При этом бухгалтеры и предприниматели продолжают сталкиваться со сложностями, обусловленными особенностями функционирования системы налогообложения. Дальнейшее совершенствование налогового законодательства и администрирования, а также реализация соответствующих изменений будут способствовать созданию более эффективной и справедливой налоговой системы.

Ключевые слова: налогообложение, налоговая система, налоговые реформы, налоговое администрирование

Для цитирования: Муминова Э.А., Усманова З.М. Исследование влияния налоговых реформ на функционирование системы налогообложения Республики Узбекистан. Часть 1. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;2(48):159–167. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-159-167](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-159-167)

Original article

INVESTIGATION OF THE IMPACT OF TAX REFORMS ON THE FUNCTIONING OF THE TAXATION SYSTEM OF THE REPUBLIC OF UZBEKISTAN. PART 1

© 2024 E. A. Muminova, Z. M. Usmanova

Ferghana Polytechnic Institute (86 Ferghanskaya str., Ferghana, 150100, Uzbekistan)

Abstract. The article reflects the results of a study of the of the analysis of the current situation in the taxation system of the Republic of Uzbekistan in order to further study the processes of reforming the tax system and compare them with the benchmarks established in the Action Strategy for the Further Development of the country, adopted by decree of the President of the Republic of Uzbekistan on February 7, 2017. It is shown that further improvement

of the taxation system should be based on the achieved results, the sequence of ongoing reforms and the implementation of new directions in accordance with the modern challenges facing the country's economy. In addition, these areas should take into account universal priorities developed in the world practice of taxation. It is noted that in recent years, the government of Uzbekistan has been actively working to simplify the tax system and improve the tax climate for businesses. The steps to reduce tax rates, improve administrative procedures and increase transparency of tax rules are presented. The study revealed that an important result of the current changes in the tax system was a gradual reduction in the tax burden on the economy, which, in turn, contributed to maintaining stable economic growth rates. It is shown that the reforms carried out have also affected inspections by the tax authorities of business entities, as a result of which newly created small enterprises, family entrepreneurs and farms are currently exempt from scheduled inspections during the first three years of their activity. It is concluded that ongoing changes in the tax sphere in Uzbekistan have contributed to improving the business climate in the country by strengthening the incentive function of taxes. At the same time, it is noted that accountants and entrepreneurs continue to face difficulties in their professional field due to the peculiarities of the functioning of the tax system. Further improvement of tax legislation and administration, as well as the implementation of relevant changes, will contribute to the creation of a more efficient and fair tax system.

Keywords: taxation, tax system, tax reforms, tax administration

For citation: Muminova E.A., Usmanova Z.M. Investigation of the impact of tax reforms on the functioning of the taxation system of the Republic of Uzbekistan. Part 1. Bulletin of the Siberian State Industrial University. 2024;2(48):159–167. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2\(48\)-159-167](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2024-2(48)-159-167)

Введение

Важным и действенным рычагом влияния государства на экономику в рыночных условиях являются налоги. Каждое государство активно использует налоговую политику в качестве инструмента превентивного воздействия или корректирующей меры при возникновении негативных явлений на рынках.

Налоговое регулирование представляет собой сложную и многогранную категорию, так как для компании налогообложение противостоит ее экономическим интересам. Для компании всегда актуальным является поиск оптимальной границы налоговых изъятий.

В настоящее время экономические отношения делают актуальными проблемы налогообложения компании и его влияния на финансовый результат.

Коммерческие организации являются основой развития экономики страны. От уровня и динамики их развития зависит доходная часть бюджетов разных уровней. Поэтому основная задача государства заключается в создании благоприятных условий для их деятельности [1 – 3]. В этом случае достигается обоюдная выгода – максимум налоговых платежей в бюджет и создания предпосылок для снижения налогового бремени на коммерческие организации.

Налогообложение хозяйствующих субъектов и налоговая нагрузка оказывают непосредственное влияние на выбор организацией своего местоположения (перемещение деятельности и вложение капиталов в регионы с наименьшей налоговой нагрузкой), организационно-правовой формы (для акционерных обществ, для деятельности без образования юридического лица и для

других форм деятельности имеются различия в налогообложении), вида деятельности (торговая, сельскохозяйственная, услуги и т.д.), системы налогообложения (общий или специальный налоговый режим), производственной и финансовой стратегий. Поэтому прежде чем принимать управленческие решения хозяйствующим субъектам необходимо проанализировать налоговые последствия тех или иных решений.

Сегодня в экономической литературе отмечается несбалансированность в практике налогообложения Узбекистана при налогообложении в общеустановленном и упрощенном порядке [4; 5]

В работах [6 – 9] показано с какими трудностями сталкивались бухгалтеры и предприниматели компаний разных размеров и сфер деятельности до и после реформирования налоговой системы Республики Узбекистан.

Исследования теоретических и практических аспектов влияния изменений налогообложения на формирование прибыли компании позволяет выработать мероприятия, способствующие повышению эффективности деятельности предприятия.

Ряд ученых и практиков в работах [10 – 12] положительно оценивают реформирование системы налогообложения и изменение налоговых ставок в Узбекистане, однако эффективность налогового администрирования по-прежнему вызывает у них опасение. Существующая система налоговых проверок требует переработки для достижения большей прозрачности и приемлемости [13; 14].

Целью настоящей работы является анализ особенностей системы налогообложения в Республике Узбекистан.

Материалы и методы исследования

Горизонтальный анализ динамики доходов консолидированного бюджета Республики Узбекистан, включающего средства Государственного бюджета и целевых государственных фондов, показал, что в 2021 г. они составили 196,4 трлн сумов, демонстрируя стабильную динамику с 2018 г. (табл. 1). При этом доля доходов Консолидированного бюджета к ВВП оставалась на протяжении всего анализируемого периода практически неизменной, что обусловлено сопоставимым ростом валового внутреннего продукта.

Динамика доходов бюджета [15 – 17] преимущественно обусловлена влиянием следующих факторов:

- ростом ключевых отраслей, и, как следствие, экономики в целом;
- введением свободного валютно-обменного курса национальной денежной единицы;
- благоприятной динамикой мировых цен на драгметаллы и цветные металлы;
- введением в 2020 г. и снятием в 2021 г. пандемийных ограничений;
- проводимыми совершенствованиями налоговой системы;
- изменением инструментов налогового администрирования и технологий их применения.

Анализ структуры доходов консолидированного бюджета за последние три года (рис. 1, табл. 2) показывает следующее:

- заметно снизилась доля косвенных налогов в общей сумме доходов, достигнув в 2021 г. 34,2 % (причины: снижение ставки НДС с 20 до 15 %; введение полноценной системы зачета и возмещения НДС; введение нулевых ставок по акцизному налогу на импорт (рис. 1));
- существенно выросла доля прямых налогов (в 2021 г. – 35,8 %), что могло быть обусловлено увеличением поступления в бюджет от крупных компаний (АО «Навоийский горно-металлургический комбинат» (АО «НГМК») и АО «Алмалыкский горно-металлургический комбинат» (АО «АГМК»)) за счет роста мировой цены и реализации драгоценных и цветных металлов, а также увеличением ставки налога на прибыль с 14 до 15 %;
- снижается доля ресурсных налогов (в 2021 г. – 14 %), причиной чего явилось снижение ставок налогов на недра и имущество юридических лиц;
- существенно растут прочие доходы (в 2021 г. – 16 %), что объясняется увеличением поступлений в бюджет по дивидендам от АО «НГМК» и АО «АГМК».

Более подробная характеристика структуры налогов и ее динамика приведена в табл. 2.

Обобщая позицию экспертов [18 – 20] заключалась в следующем:

- налоговые инструменты, которые способствуют росту реального производства, задействованы не в полной мере;
- производственным предприятиям требуется специализированный подход, учитывающий особенности процесса производства и сложности, с которыми они сталкиваются при инвестировании в развитие;
- система налогообложения работников в сфере производства должна быть адаптирована с учетом национальных и других факторов, влияющих на рост производства и создание новых рабочих мест.

Результаты исследования

Исследуя результаты реформирования системы налогообложения Республики Узбекистан, остановимся более подробно на анализе динамики поступления основных налогов.

НДС. В 2019 – 2021 гг. НДС демонстрирует замедление темпов роста относительно совокупного поступления доходов (113,7 % – рост НДС в 2021 г. против 146,8 % в 2019 г. – в целом по всем налогам). Также снижается и доля НДС в совокупных налоговых поступлениях почти на 7 %, достигнув к 2021 г. лишь 23,3 %, несмотря на то, что рассматриваемый налог продолжает оставаться системообразующим с точки зрения бюджетной системы Узбекистана. Это подтверждает статистика Министерства финансов, согласно которой эффективность НДС, оцениваемая по отношению удельного веса дохода от НДС в ВВП к ставке НДС, выросла до 48 % в 2021 г. (на 4 % относительно уровня 2020 г.).

Динамика НДС обусловлена следующими факторами:

1. Снижение НДС в 2020 г. вызвано снижением ставки НДС на 5 % (до 15 %); реализацией полной системы зачета налога (до внесения данных изменений исчисленный НДС нельзя было уменьшить на НДС, входящий в стоимость основных фондов); возмещением НДС при превышении суммы НДС, относимого в зачет, над суммой начисленного налога; особенно важную роль играет это возмещение при экспорте продукции (в 2021 г. сумма возмещения налогоплательщикам возрасла в 3,5 раза против 2019 г.; в результате налогоплательщикам было возвращено 14,4 трлн. сумов или около трети всех средств, поступивших от НДС (табл. 2)).

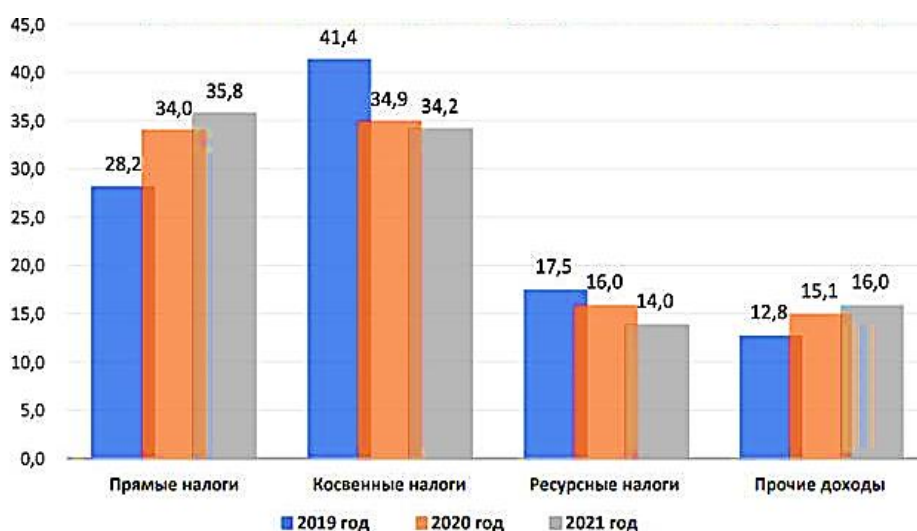
2. Рост НДС происходил в результате внедрения электронных счетов-фактур использования электронного формата налогового администрирования; существенного расширения категории плательщиков НДС за счет малых пред-

Доходы бюджетов Узбекистана по отношению к ВВП в 2018 – 2022 гг.

Table 1. Budget revenues of Uzbekistan in relation to GDP in 2018 – 2022

Показатель	Значение показателя по годам				
	2018	2019	2020	2021	2022*
ВВП	406 648	529 391	602 551	734 588	839 989
Доходы консолидированного бюджета	<u>107035</u> 26,3	<u>137057</u> 25,9	<u>156249</u> 25,9	<u>196405</u> 26,7	<u>254582,5</u> 30,3
В том числе доходы государственного бюджета	<u>79099</u> 19,5	<u>112165</u> 21,2	<u>132938</u> 22,1	<u>164681</u> 22,4	<u>199500</u> 23,7

Примечание. * – прогнозное значение; в числителе указана сумма, млрд. суммов; в знаменателе в % к ВВП.



Структура доходов Государственного бюджета Узбекистана по видам налоговых доходов в 2019 – 2021 гг.
The structure of revenues of the State budget of Uzbekistan by type of tax revenues in 2019 – 2021.

приятый (ранее плативших ЕНП) с оборотом свыше 1 млрд. сумов в год, а также юридических лиц – сельхозпроизводителей с площадью орошаемой земли более 50 га (с 2022 г. – 25 га).

Акцизы. Поступления акцизов также демонстрируют более слабые темпы роста относительно общей динамики увеличения налоговых доходов (126,9 против 146,8 % по всем налогам). При этом не меняется удельный вес акцизов в общих налоговых поступлениях. Исследование динамики акцизов и ее сопоставление с ключевыми макроэкономическими показателями позволяет отметить следующее:

– рост поступления акцизов в 2021 г. относительно 2020 г. на 1,4 трлн. сумов был обусловлен преимущественно индексацией ставок дважды в течение 2021 г. (в феврале и октябре в среднем на 15 %); таким образом, именно индексация стимулировала увеличение доходов по акцизам, в то время как по отдельным товарам наблюдается даже снижение суммы акцизов сокращения объемов их производства в натуральном выражении; поступления акцизов по алко-

гольной продукции сохранились на уровне 2020 г. даже при индексации ставок налога;

– отмена акцизов по транспортным средствам, а также по другим товарам (всего 73 товарные позиции, включая пищевые продукты, электротехнические товары и т.п.) привела к снижению поступлений суммы акциза при импорте товарной продукции;

– снижение поступлений, ранее обеспечивающих значительные доходы бюджета, в результате сокращения ставок акцизов по полиэтиленовым гранулам и услугам мобильной связи.

Таможенная пошлина. Темпы роста наблюдаются по таможенной пошлине (206,9 против 146,8 % в целом по налогам). Такой рост обусловил повышение удельного веса таможенной пошлины в общих налоговых поступлениях. Продление нулевой ставки таможенных пошлин по продовольственным товарам не ударило по объемам налоговых поступлений, так как увеличилась доля импортных товаров, подлежащих обложению таможенными пошлинами с 54,5 в 2020 г. до 68,9 %. К сожалению, незначительный (относительно иных налогов) объем постуже-

ний в консолидированный бюджет не позволяет рассматривать этот источник доходов бюджета в качестве основного.

Налог на прибыль в 2019 – 2021 гг. демонстрирует значительную динамику (234,5 против 146,8 % по совокупности налогов). Превышение темпов роста налога на прибыль над совокупностью налоговых доходов обусловило увеличение удельного веса этого налога в общей структуре налоговых поступлений (с 14,6 % в 2019 г. до 23,3 % в 2021 г.), рост обусловлен воздействием следующих факторов:

- повышением налоговой ставки с 14 до 15 %;
- ростом налогооблагаемых доходов у ключевых налогоплательщиков (АО «НГМК» и «АГМК»), на долю которых в 2021 г. приходилось 67 % (25,7 трлн. сумов); благоприятная конъюнктура мировых цен на драгоценные металлы обеспечила увеличение отчислений от прибыли в виде налога прежде всего по этим двум предприятиям; доля всех остальных налогоплательщиков в общей сумме налога едва превысила одну треть (достигнув 12,6 трлн. сумов);
- снижением ставок налога по целому ряду налогов (НДС, налогу на имущество и другим) – это способствовало сокращению себестоимости продукции (работ, услуг) и росту налогооблагаемой прибыли; обеспечивается увеличение поступлений в бюджет по рассматриваемому налогу;
- расширением числа налогоплательщиков за счет пересмотра перечня субъектов налогообложения (в результате реформ под эту категорию попали малые предприятия, имеющие оборот в размере более 1 млрд. сумов в год);
- введением инвестиционного вычета, сократившего налогооблагаемую базу в 2021 г. и приведшего к снижению налоговых поступлений в бюджет примерно на 1 трлн. сумов; кроме этого, увеличение с 2022 г. практически в 2 раза амортизационных норм способствовало росту себестоимости продукции (работ, услуг) и, как следствие, снижению налогооблагаемой базы и поступлений налога.

Налог с оборота. Следует отметить снижение поступлений по налогу с оборота (введенному взамен ЕНП) на протяжении 2019 – 2021 гг. на 17,9 %. Этот налог не является значимым для бюджета – его доля составляет около 1 % всех поступлений. Это обусловлено следующими причинами:

- малые предприятия, являвшиеся до реформирования плательщиками ЕНП, с оборотом свыше 1 млрд. сумов начали платить НДС и иные общеустановленные налоги; в результате выросло число плательщиков общеустановленных налогов (почти в 20 раз), в то время как

число плательщиков налога по упрощенной системе увеличилось менее чем в 2 раза;

- компании – сельхозпроизводители с площадями орошаемой земли до 50 га (25 га – с 2022 г.) стали платить налог с оборота вместо ранее уплачиваемого единого земельного налога; это обусловило увеличение числа плательщиков налога.

Обращает на себя внимание тот факт, что при почти двукратном росте количества плательщиков налога с оборота (с 160 000 до 299 000) поступления налога в расчете на одно предприятие снизились вдвое (с 12,5 млн сумов в 2019 г. до 5,5 млн сумов в 2021 г.). Безусловно здесь нельзя не отметить влияние пандемии, начавшейся в 2020 г. Однако рост числа плательщиков налога при одновременном сокращении поступлений по этому налогу могут свидетельствовать о «теневой» деятельности части плательщиков или о занижении оборота.

НДФЛ. Поступления этого налога (наиболее стабильного) в бюджет имеют темпы роста, соответствующие средним значениям по совокупной массе налоговых поступлений, обеспечивающие относительно постоянный удельный вес налога в общем объеме налоговых поступлений в бюджет. Динамику налоговых поступлений обусловили следующие факторы:

- оживление экономической активности, вызвавшее рост заработной платы в различных сегментах экономики (средняя зарплата в 2018 – 2021 гг. увеличилась на 177,7 %);
- повышение МРОТ в бюджетной сфере (в 2021 г. рост составил около 13 % относительно уровня 2020 г.; возобновление материального стимулирования в бюджетных организациях с начала 2021 г., после перерыва в 2020 г., обусловленного пандемийными ограничениями и дистанционной работой сотрудников);
- увеличением налоговых поступлений на 110,4 млрд по сравнению с 2020 годом от специфической категории физических лиц (от индивидуальных предпринимателей, уплачивающих фиксированный размер налога).

Налог за пользование недрами занимает наибольший удельный вес в структуре доходов по ресурсным налогам (почти 70 %), однако показывает темпы роста, уступающие темпам роста в целом по налогам (107,6 против 146,8 %). При этом наблюдается снижение доли этого налога в общей сумме налоговых доходов. Ключевыми плательщиками, обеспечивающими 74 % всех поступлений налога на пользование недрами, являются уже упоминавшиеся выше АО «НГМК» и АО «АГМК». Динамика поступлений от рассматриваемого налога обусловлена воздействием следующих факторов:

Исполнение Госбюджета за 2019 – 2021 гг.
Table 2. Execution of the State Budget for 2019–2021

Структурные элементы доходов Госбюджета	2019 г.		2020 г.		2021 г.		Темп роста 2021 к 2019 гг., %
	Сумма, млрд. сумов	Удельный вес, %	Сумма, млрд. сумов	Удельный вес, %	Сумма, млрд. сумов	Удельный вес, %	
Доходы всего	112 165		132 938		164 681		146,8
В том числе:							
1. Косвенные налоги – всего	46 429	41,4	46 428	34,9	56 292	34,2	121,2
2.1 Налог на добавленную стоимость (НДС):	33 810	30,1	31 177	23,5	38 439	23,3	113,7
- поступление по НДС	37 055	33,0	40 224	30,3	52 856	32,1	142,6
- возмещение по НДС	-3 245	-2,4	-9 046	-6,8	-14 417	-8,8	444,3
2.2 Акцизный налог	10 316	9,2	11 697	8,8	13 088	7,9	126,9
2.3 Таможенная пошлина	2 303	2,1	3 554	2,7	4 765	2,9	206,9
2. Прямые налоги – всего	31 677	28,2	45 207	34,0	58 930	35,8	186,0
1.1 Налог на прибыль	16 361	14,6	28 712	21,6	38 363	23,3	234,5
1.2 Налог с оборота	1 989	1,8	1 354	1,0	1 649	1,0	82,9
1.3 Налог на доходы физических лиц	13 327	11,9	15 141	11,4	18 918	11,5	141,9
3. Ресурсные налоги и налог на имущество	19 681	17,5	21 257	16,0	23 036	14,0	117,1
3.1 Налог на имущество	2 360	2,1	1 974	1,5	2 457	1,5	104,1
3.2. Земельный налог	2 313	2,1	2 387	1,8	4 083	2,5	176,5
3.3 Налог за пользование недрами	14 693	13,1	16 417	12,3	15 812	9,6	107,6
3.4 Налог за пользование водными ресурсами	314	0,3	479	0,4	684	0,4	217,6
4. Прочие доходы и неналоговые поступления	14 379	12,8	20 046	15,1	26 423	16,0	183,8

– сокращением налоговых ставок по драгоценным, цветным и редким металлам, сырьевым ресурсам (нефти, природному газу и газовому конденсату) последовательно с 1 января 2021 г. и с 1 января 2022 г.;

– увеличением мировых цен на золото и медь, а также объемов их производства;

– ростом курса национальной денежной единицы;

– введенными с 2022 г. изменениями налогооблагаемой базы по драгоценным и цветным металлам, определяемой по среднеарифметической цене, устанавливаемой на международных товарных биржах;

– введением с 2022 г. рентного налога для юридических лиц, осуществляющих добычу драгоценных, цветных и (или) радиоактивных металлов, редких и редкоземельных элементов, углеводородного сырья (взимается с рентного дохода, представляющего собой разницу между доходами от продажи добытых металлов или углеводородного сырья и затратами на их добычу).

Налог на имущество обеспечил рост налоговых поступлений за анализируемый период на 104,1 % (почти в 1,5 раза меньше темпа роста доходов по совокупности налогов (146,8 %)). Наблюдается отрицательная динамика доли налоговых поступлений по налогу на имущество в общей сумме налоговых поступлений, что обусловлено влиянием факторов:

– последовательным снижением ставки налога для юридических лиц (сначала с 5 до 2 %, начиная с 2022 г. – до 1,5 %);

– увеличением числа объектов налогообложения (сдачи в эксплуатацию новой недвижимости, объектов недвижимости, не учтенных ранее в органах кадастра и выявленных в ходе инвентаризации);

– установлением минимальной стоимости налоговой базы с 2022 г., не допускающее значительного сокращения налоговых поступлений.

Земельный налог демонстрирует существенный рост налоговых поступлений (176,5 % относительно 146,8 % по сумме налогов). Превышение темпов роста налоговых поступлений по

земельному налогу над темпами роста суммарных поступлений обусловило увеличение доли первых в общей сумме налоговых доходов. Такая динамика объясняется индексацией ставок налога, а также объединением двух налогов (земельного и единого земельного). Следует отметить, что по землям сельхозназначения налогооблагаемая база (соответствующая земельному налогу), а именно нормативная стоимость земельных участков не изменилась.

Налог на воду демонстрирует значительную динамику (увеличение поступлений более чем в 2 раза обусловлено тем, что рост идет от предельно низкой базы). При этом рассматриваемый налог составляет лишь 0,4 % в общей сумме налоговых доходов. Ключевым фактором роста здесь является индексация ставок налога, в некоторых отраслях она достигла 30 %.

По прочим доходам и неналоговым платежам имеет место ощутимое увеличение поступлений (более 180 %), сопровождаемое ростом удельного веса этих поступлений в общей сумме собранных налогов (до 16 %). Основную часть поступлений обеспечили дивиденды госпредприятий (14 трлн. сумов), преимущественно АО «НКМК» и АО «АГМК». Доходы были получены от приватизации госактивов, продажи номеров для автотранспорта по запросу клиентов, утилизационного сбора, госпошлины, сборов, штрафов и др.

Выводы

Проведенный анализ динамики поступлений в бюджет Республики Узбекистан по отдельным налогам и факторов, ее обусловивших, показал, что действующая система налогообложения характеризуется наличием определенных резервов для дальнейшего совершенствования как на методологическом уровне, так и на уровне практических аспектов.

Темпы роста налоговых доходов в бюджет сдерживают активное развитие экономики, что не способствует усилению стимулирующей функции налогов к ресурсосбережению. Безусловно, это обстоятельство обусловлено незавершенностью реформ в сфере налогообложения на данном этапе, что требует более пристального внимания к вопросу эффективности реализации отдельных реформ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Niyazmetov I.M., Rakhmonov A.S., Otabekov O. Economic growth and optimal tax burden: a case of Uzbekistan's economy. *Journal of Tax Reform*. 2023;9(1):47–63.
2. Niyazmetov I.M., Voronin S.A., Koraboev B.U., Ugay D.S. The main directions of reforming property taxes (on the example of the republic of Uzbekistan). *Corporate Governance and innovative economic development of the North: Bulletin of Research Center of Corporate Law, Management and Venture Investment of Syktyvkar State University*. 2021;1(1):58–73.
3. Kurpayanidi K.I., Makhmudova N.A. Modern taxation of private entrepreneurship in Uzbekistan. *Актуальные проблемы гуманитарных и социально-экономических наук*. 2016;10(4):57–59.
4. Сидорова Е.Ю., Джураев А.М. Совершенствование налоговой системы Узбекистана. *Национальные интересы: приоритеты и безопасность*. 2021;17(7(400)):1392–1408.
5. Шодиев О.А. Особенности применения упрощенной системы налогообложения в Узбекистане. *Экономика и бизнес: теория и практика*. 2018;5-2:180–183.
6. Муратбаев Б.Б. Проблемы совершенствования бюджетно-налоговой системы Узбекистана. *Экономика и социум*. 2023;1-2(104):385–390.
7. Холмуминов З.А. Налоговая политика Узбекистана: цели, структура и перспективы. *Бенефициар*. 2020;85:18–24.
8. Kurpayanidi K.I., Tolibov I.Sh., Yakubzhonova F. To the problem of need of reforming of tax systems in the Republic of Uzbekistan. *Economy and Business: Theory and Practice*. 2018;12-2:13–16.
9. Кузиева Н.Р. Пути совершенствования налогового механизма для субъектов малого бизнеса и предпринимательства в Республике Узбекистан. *Бенефициар*. 2019;46:31–36.
10. Боротов Ш.Ж.У. Основные направления совершенствования налоговой системы Республики Узбекистан в условиях цифровой экономики. *Вестник науки и образования*. 2021;7-3(110):44–46.
11. Расулев А.Ф., Воронин С.А. Новая архитектура построения налоговой системы Республики Узбекистан. *Экономика и финансы (Узбекистан)*. 2020;3:51–84.
12. Расулев А., Воронин С., Мухитдинов З. Реформа налогообложения в Республике Узбекистан: используемые подходы и их соответствие положениям ведущих научных школ. *Общество и экономика*. 2020;7:75–85.
13. Тулаков У.Т. Результаты налоговых реформ, осуществляемых в Узбекистане. *Экономика и бизнес: теория и практика*. 2020;3-2(61):190–194.
14. Оганьян А.Г., Янченко Д.В. Оптимизация налогового регулирования как фактор

- устойчивого развития региональных социально-экономических систем. *Финансовая экономика*. 2022;12:52–54.
15. Niyazmetov I.M. Estimating value added tax gap in Uzbekistan. *Finance: Theory and Practice*. 2023;27(2):131–139.
 16. Юлдашов К.М. Особенности налоговой политики в республике Узбекистан. В кн.: *Многополярный мир в фокусе новой действительности. Материалы XIII Евразийского экономического форума молодежи*. Екатеринбург: Уральский государственный экономический университет, 2023:137–143.
 17. Togaymurodov B.B.O. The role of income tax from individuals in the tax system of Uzbekistan. В кн.: *Молодежь и наука 2022. Сборник статей Международного научно-исследовательского конкурса*. Петрозаводск, 2022:8–13.
 18. Ширинов С.Э. Сравнительное изучение налоговых систем Российской Федерации и Республики Узбекистан. *Актуальные проблемы гуманитарных и естественных наук*. 2017;5-3:50–53.
 19. Джалилов Р. Проблемы исчисления налога на добавленную стоимость в налоговой системе Республики Узбекистан. В кн.: *Современное государственное и муниципальное управление: проблемы, технологии, перспективы. Сборник материалов XI Международной научно-практической конференции*. Донецк, 2023:74–81.
 20. Safarov G.A. Features of tax system of the Republic of Uzbekistan. *Вестник современной науки*. 2016;4-1(16):68–70.
 21. Конфликт на Украине замедлит экономический рост в Узбекистане до 3,6 процента вместо ожидаемых 6 процентов – Всемирный банк. – URL: <https://podrobno.uz/cat/economic/konflikt-na-ukraine-zamedlit-ekonomicheskij-rost-v-uzbekistane-do-3-6-protsenta-vmesto-ozhidaemykh-6/> (Дата обращения: 24.05.2024).
- ### REFERENCES
1. Niyazmetov I.M., Rakhmonov A.S., Otabekov O. Economic growth and optimal tax burden: a case of Uzbekistan's economy. *Journal of Tax Reform*. 2023;9(1):47–63.
 2. Niyazmetov I.M., Voronin S.A., Koraboev B.U., Ugay D.S. The main directions of reforming property taxes (on the example of the republic of Uzbekistan). *Corporate Governance and innovative economic development of the North: Bulletin of Research Center of Corporate Law, Management and Venture Investment of Syktyvkar State University*. 2021;1(1):58–73.
 3. Kurpayanidi K.I., Makhmudova N.A. Modern taxation of private entrepreneurship in Uzbekistan. *Aktual'nye problemy gumanitarnykh i social'no-ekonomicheskikh nauk*. 2016;10(4):57–59.
 4. Sidorova E.Yu., Juraev A.M. Improvement of the tax system of Uzbekistan. *Nacional'nye interesy: priority i bezopasnost'*. 2021;17(7(400)):1392–1408.
 5. Shodiev O.A. Features of the simplified taxation system in Uzbekistan. *Ekonomika i biznes: teoriya i praktika*. 2018;5-2:180–183.
 6. Muratbayev B.B. Problems of improving the budget and tax system of Uzbekistan. *Ekonomika i socium*. 2023;1-2(104):385–390.
 7. Kholmuminov Z.A. Tax policy of Uzbekistan: goals, structure and prospects. *Beneficiar*. 2020;85:18–24.
 8. Kurpayanidi K.I., Tolibov I.Sh., Yakubzhonova F. To the problem of need of reforming of tax systems in the Republic of Uzbekistan. *Economy and Business: Theory and Practice*. 2018;12-2:13–16.
 9. Kuzieva N.R. Ways to improve the tax mechanism for small businesses and entrepreneurship in the Republic of Uzbekistan. *Beneficiar*. 2019;46:31–36.
 10. Borotov Sh.Zh.U. The main directions of improving the tax system of the Republic of Uzbekistan in the digital economy. *Vestnik nauki i obrazovaniya*. 2021;7-3(110):44–46.
 11. Rasulev A.F., Voronin S.A. New architecture of the tax system of the Republic of Uzbekistan. *Ekonomika i finansy (Uzbekistan)*. 2020;3:51–84.
 12. Rasulev A., Voronin S., Mukhitdinov Z. Tax reform in the Republic of Uzbekistan: the approaches used and their compliance with the provisions of leading scientific schools. *Ekonomika i finansy (Uzbekistan)*. 2020;7:75–85.
 13. Tulakov U.T. The results of tax reforms implemented in Uzbekistan. *Ekonomika i biznes: teoriya i praktika*. 2020;3-2 (61):190–194.
 14. Ohanyan A.G., Yanchenko D.V. Optimization of tax regulation as a factor of sustainable development of regional socio-economic systems. *Finansovaya ekonomika*. 2022;12:52–54.
 15. Niyazmetov I.M. Estimating value added tax gap in Uzbekistan. *Finance: Theory and Practice*. 2023;27(2):131–139.
 16. Yuldashov K.M. Features of tax policy in the Republic of Uzbekistan. In: *Mnogopolyarny mir v fokuse novoy dejstvitel'nosti. Materialy XIII Evrazijskogo ekonomicheskogo foruma*

molodezhi. Ural'skij gosudarstvennyj ekonomicheskij universitet. Ekaterinburg, 2023:137–143.

17. Togaymurodov B.B.O. The role of income tax from individuals in the tax system of Uzbekistan. In: *Molodezh' i nauka 2022. Sbornik statej Mezhdunarodnogo nauchno-issledovatel'skogo konkursa*. Petrozavodsk, 2022:8–13.
18. Shirinov S.E. Comparative study of tax systems of the Russian Federation and the Republic of Uzbekistan. *Aktual'nye problemy gumanitarnyh i estestvennyh nauk*. 2017;5-3:50–53
19. Jalilov R. Problems of calculating value added tax in the tax system of the Republic of Uzbekistan. In: *Sovremennoe gosudarstvennoe i municipal'noe upravlenie: problemy, tekhnologii, perspektivy. Sbornik materialov XI Mezhdunarodnoj nauchno-prakticheskoy konferencii*. Doneck, 2023:74–81.
20. Safarov G.A. Features of tax system of the Republic of Uzbekistan. *Vestnik sovremennoj nauki*. 2016;4-1(16):68–70
21. *The conflict in Ukraine will slow down economic growth in Uzbekistan to 3.6 percent instead of the expected 6 percent – the World Bank*. – URL: <https://podrobno.uz/cat/economic/konflikt-na-ukraine-zamedlit-ekonomicheskij-rost-v-uzbekistane-do-3-6-protenta-vmesto-ozhidaemykh-6/> (Date of application: 05.24.2024).

Сведения об авторах:

Муминова Элнорахон Абдукаримовна, Dsc, профессор, заведующий кафедрой «Экономика», ий политехнический институт

E-mail: e.muminova@ferpi.uz

ORCID 0000-0002-1226-7568

Усманова Зулфия Мусаевна, старший преподаватель кафедры «Экономика», Ферганский политехнический институт

E-mail: z.usmanova@ferpi.uz

ORCID 0000-0002-6018-8266

Information about the authors:

Elnorakhon A. Muminova, Dsc, Professor, Head of the Department of Economics, Fergana Polytechnic Institute

E-mail: e.muminova@ferpi.uz

ORCID 0000-0002-1226-7568

Zulfiya M. Usmanova, Senior lecturer of the Department of Economics, Fergana Polytechnic Institute

E-mail: z.usmanova@ferpi.uz

ORCID 0000-0002-6018-8266

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

The authors declare that there is no conflict of interest.

Поступила в редакцию 24.05.2024

После доработки 30.05.2024

Принята к публикации 03.06.2024

Received 24.05.2024

Revised 30.05.2024

Accepted 03.06.2024

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

С 22 июня 2023 г. журнал «Вестник Сибирского государственного индустриального университета» включен в Перечень рецензируемых научных изданий, в которых должны быть опубликованы основные научные результаты диссертаций на соискание ученой степени кандидата наук, на соискание ученой степени доктора наук по специальностям:

1.3.8. *Физика конденсированного состояния (физико-математические; технические);*

2.6.1. *Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов (технические);*

2.6.2. *Металлургия черных, цветных и редких металлов (технические);*

2.6.17. *Материаловедение (технические).*

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: vestnicsibgu@sibsiu.ru*. При направлении материалов в редакцию необходимо указывать раздел, в котором статья будет опубликована.

Таблицы, библиографический список и подрисовочный текст следует представлять на отдельных страницах. В рукописи необходимо сделать ссылки на таблицы, рисунки и литературные источники, приведенные в статье.

Иллюстрации нужно представлять отдельно от текста на носителе информации. Пояснительные надписи в иллюстрациях должны быть выполнены шрифтом Times New Roman Italic (греческие буквы – шрифтом Symbol Regular) размером 9. Тоновые изображения, размер которых не должен превышать 75×75 мм (фотографии и другие изображения, содержащие оттенки черного цвета), следует направлять в виде растровых графических файлов (форматов *.bmp, *.jpg, *.gif, *.tif) в цветовой шкале «оттенки серого» с разрешением не менее 300 dpi (точек на дюйм). Штриховые рисунки (графики, блок-схемы и т.д.) следует представлять в «черно-белой» шкале с разрешением не менее 600 dpi. На графиках не нужно наносить линии сетки, а экспериментальные или расчетные точки (маркеры) без крайней необходимости не «заливать» черным. Штриховые рисунки, созданные при помощи 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 Equation или Math Type, масштаб формул должен быть 100 %. Масштаб устанавливается в диалоговом окне «Формат объекта». В редакторе формул для латинских и греческих букв исполь-

зовать 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 несложного рисунка, в этом случае текст должен быть уменьшен. Приводить в одном сообщении одновременно таблицу и рисунок не рекомендуется.

Количество авторов в кратком сообщении должно быть не более трех. Требования к оформлению рукописей и необходимой документации те же, что к оформлению статей.

Корректуры статей авторам, как правило, не посылают.

В случае возвращения статьи автору для исправления (или при сокращении) датой представления считается день получения окончательного текста.

Статьи, поступающие в редакцию, проходят гласную рецензию.

Статьи журнала индексируются в РИНЦ, представлены на сайтах <https://vestnik.sibsiu.ru/> и <https://www.sibsiu.ru> в разделе Наука и инновации (Периодические научные издания (Журнал «Вестник СибГИУ»)).

TO THE AUTHORS ATTENTION

On June 22, 2023 the journal, "Bulletin of Siberian State Industrial University" was included in the List of peer-reviewed scientific editions. The journal should publish the main scientific results of dissertations for the degrees of Candidates and Doctors of Sciences in following specialties:

1.3.8. *Condensed matter physics (physical and mathematical; engineering);*

2.6.1. *Metallurgy and heat treatment of metals and alloys (engineering);*

2.6.2. *Metallurgy of ferrous, non-ferrous and rare metals (engineering);*

2.6.17. *Materials science (engineering).*

The journal "Bulletin of the Siberian State Industrial University" received K2 category.

The journal publishes original, previously unpublished articles containing the most significant results of scientific and technical experimental research, as well as the results of problematic work in the following areas:

- *Condensed matter physics;*
- *IT;*
- *Metallurgy and materials science;*
- *Regional and sectorial economics.*

The paper should be accompanied by the recommendation of the relevant department of the higher education institution, expert opinion, permission of the rector or vice-rector of the higher education institution (for a non-academic enterprise - the head or his deputy) to publish the results of the work performed in this university (enterprise), author's consent.

The editorial office should receive the materials of the article in electronic form and two copies of the text of the article in hard copy. To speed up the review process, it is recommended to send the electronic version of the article and scanned copies of accompanying documents by e-mail to vestnicsibgiu@sibsiu.ru. You should indicate the section in which the article will be published before sending materials to the editorial office.

Tables, reference list, and captions should be presented on separate pages. You need to make references to tables, figures and references cited in the article.

Illustrations should be presented separately from the text. Explanatory inscriptions in illustrations should be made in Times New Roman Italic font size 9 (Greek letters - in Symbol Regular font). Gray-scale images, the size of which should not exceed 75×75 mm (photographs and other images containing shades of black), should be sent as raster graphic files (formats *.bmr, *.jpg, *.gif, *.tif) in the color scale "shades of gray" with a resolution of at least 300 dpi. Stroke drawings (graphs, flowcharts, etc.) should be presented in "black and white" scale with a resolution of at least 600 dpi. You do not need to draw grid lines on the graphs, and to "fill" black experimental or calculation points (markers) without absolute necessity. Stroke drawings created using common programs MS Excel, MS Visio, etc., should be presented in the format of the original application (*.xls, *.vsd, etc.).

Typography of physical quantities: Latin letters in light italic, Russian and Greek letters in light straight type. Numbers and units of measurement are in light-colored straight type. Particular attention should be paid to the correct representation of indexes and degree indicators. Formulas are typed with the help of formula editors' Equatn or Math Ture, the scale of formulas should be 100%. The scale is set in the Format Object dialog box. In the formula editor, use the "Math" style for Latin and Greek letters, and the "Text" style for Russian letters. The size should be "Full", for degrees and

indexes – "Subscript / Sub-Subscript". Do not use the "Other" style.

It is necessary to avoid repetition of the same data in tables, graphs and the text of the article. The volume of the article should not exceed 18 – 20 pages of text, printed in font 14 at one and a half intervals.

The manuscript should be carefully checked, signed by the author (if there are several authors, the number of which should not exceed five – by all authors). At the end of the manuscript indicate the full name of the higher education institution (enterprise) and department, the date of submission of the manuscript, as well as complete information about each author (full name, place of work, position, academic degree, title, office and home addresses with postal codes, telephone, e-mail, ORCID). It is necessary to indicate with whom to correspond.

References cited in the article should be given in a general list in the order of mentioning in the article, with the reference in the text indicated by a serial number. The list of literature sources is recommended no less than 20.

The references shall be arranged in accordance with GOST 7.0. 100 – 2018: a) for books – surnames and initials of authors, full title of the book, volume number, place of publication, publisher and year of publication, total number of pages; b) for journal articles - surnames and initials of authors, full title of the journal, title of the article, year of publication, volume number, issue number, pages covered by the article; c) for articles from collections – surnames and initials of authors, title of the collection, title of the article, place of publication, publisher, year of publication, to whom it belongs, number or issue, pages covered by the article.

Foreign names and terms should be given in the text in Russian transcription. In the references, the names of authors, full names of books and journals should be given in their original transcription.

References to unpublished works are not allowed.

The article should be accompanied by an abstract of 200 – 250 words and key words.

The title of the article, full name of the authors, place of their work, abstract and key words should be given in English at the end of the article.

Short reports should have independent scientific value and be characterized by novelty and originality. These are mainly meant for the publication of postgraduate papers. Short reports should not exceed two pages of text, typed in 14-point font at one and a half intervals, including tables and bibliography. It should be indicated in brackets under the title that it is a short paper. You can include one simple figure in a brief message; in this case, the text should be reduced. We do not recommend including both a table and a figure in the same paper.

The number of authors in a short report should not exceed three. The requirements for the submission of manuscripts and required documentation are identical to those for the submission of articles. As a rule, corrections of articles are not forwarded to the authors.

If the article is returned to the author for correction (or in case of reduction), the date of submission is considered to be the day of receiving the final text.

Articles submitted to the editorial office are subject to public review.

The articles of the journal are indexed in the Russian Science and Technology Center (RSCI), presented on the websites <https://vestnik.sibsiu.ru/> and <https://www.sibsiu.ru> in the section Science and Innovations (Periodical Scientific Editions (Journal "Vestnik SibGIU").

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