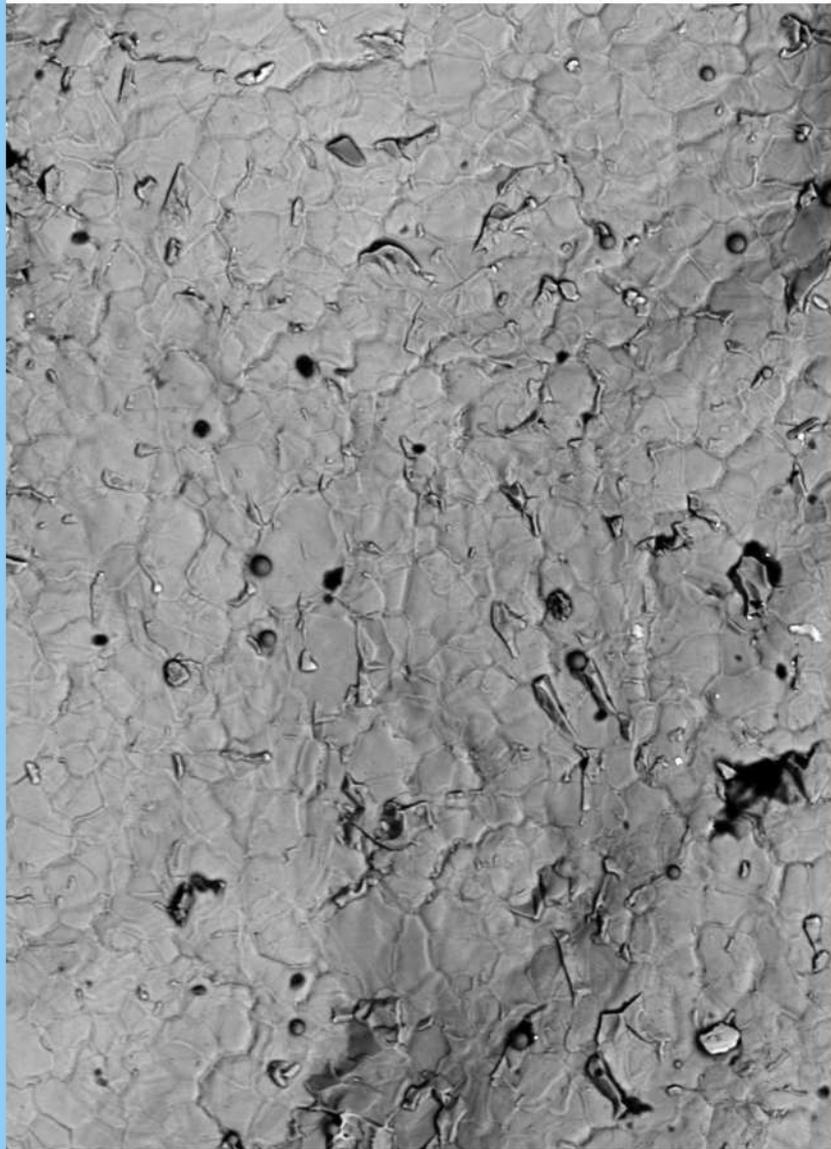


ISSN 2782-4039 (Print)  
ISSN 2782-6074 (Online)

# Frontier Materials & Technologies



**2025**  
**Nº 1**

# Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 1

2025

16+

Ежеквартальный  
научный журнал

*Учредитель* – Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
«Тольяттинский государственный университет»

*Главный редактор*

**Криштал Михаил Михайлович**, д. ф.-м. н., профессор

*Заместитель главного редактора по направлению  
«Металлургия и материаловедение»*

**Мерсон Дмитрий Львович**, д. ф.-м. н., профессор

*Заместитель главного редактора по направлению  
«Машиностроение и машиноведение»*

**Шайкин Александр Петрович**, д. т. н., профессор

*Заместитель главного редактора по направлению  
«Сварка, родственные процессы и технологии»*

**Ковтунов Александр Иванович**, д. т. н., доцент

*Редакционная коллегия:*

**Бочкарев Петр Юрьевич**, д. т. н., профессор

**Бржозовский Борис Максович**, д. т. н., профессор

**Виноградов Алексей Юрьевич**, д. т. н., к. ф.-м. н., профессор

**Гаврюшин Сергей Сергеевич**, д. т. н., профессор

**Герштейн Грегори**, д. т. н.

**Гречников Федор Васильевич**, академик РАН, д. т. н., профессор

**Денисенко Александр Федорович**, д. т. н., профессор

**Казаков Александр Анатольевич**, д. т. н., профессор

**Карпов Михаил Иванович**, член-корреспондент РАН, д. т. н., профессор

**Кацман Александр Владимирович**, к. ф.-м. н.

**Кудря Александр Викторович**, д. т. н., профессор

**Кузьмин Сергей Викторович**, член-корреспондент РАН, д. т. н., профессор

**Макаров Алексей Викторович**, член-корреспондент РАН, д. т. н.

**Мулюков Радик Рафикович**, член-корреспондент РАН, д. ф.-м. н., профессор

**Наймарк Олег Борисович**, д. ф.-м. н., профессор

**Носов Николай Васильевич**, д. т. н., профессор

**Пилинский Александр Вениаминович**, к. т. н., доцент

**Романов Алексей Евгеньевич**, д. ф.-м. н., профессор

**Рубаник Василий Васильевич**, д. т. н.

**Сонар Тушар Мадхукар**, к. т. н.

**Сундер Рамасуббу**, член Индийской академии наук, к. т. н.

**Табаков Владимир Петрович**, д. т. н., профессор

**Шишков Владимир Александрович**, д. т. н.

**Эстрин Юрий Захарович**, д. ф.-м. н., профессор

До декабря 2021 года журнал выходил под названием «Вектор науки Тольяттинского государственного университета».

Индексируется в Scopus. Включен в Перечень ВАК, ядро РИНЦ, DOAJ, «Белый список». Доступен в Crossref, Google Scholar.

Зарегистрирован Федеральной службой по надзору в сфере связи, информационных технологий и массовых коммуникаций (свидетельство о регистрации ПИ № ФС77-83040 от 31 марта 2022 г.).

Подписной индекс в каталоге «Пресса России»: 13088.

*Компьютерная верстка:*  
**Н.А. Никитенко**

*Ответственный/технический редактор:*  
**Н.А. Никитенко**

**Адрес редакции:** 445020, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14  
Тел.: (8482) 44-91-74  
E-mail: [vektornaukitgu@yandex.ru](mailto:vektornaukitgu@yandex.ru)

*Сайт:*  
<https://vektornaukitech.ru>

Подписано в печать 27.03.2025.  
Выход в свет 31.03.2025.  
Формат 60×84 1/8.  
Печать цифровая.  
Усл. п. л. 13,5.  
Тираж 30 экз. Заказ 3-86-25.  
Цена свободная.

Адрес издателя, типографии: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, Самарская область, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.



## СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

*Главный редактор*

**Кристал Михаил Михайлович**, доктор физико-математических наук, профессор, ректор (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Scopus AuthorID: [14634063100](#)

ResearcherID: [AAD-7707-2019](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7189-0002>

*Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»*

**Мерсон Дмитрий Львович**, доктор физико-математических наук, профессор, директор Научно-исследовательского института перспективных технологий (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Scopus AuthorID: [6603449333](#)

ResearcherID: [M-7210-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

*Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»*

**Шайкин Александр Петрович**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Энергетические машины и системы управления» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Scopus AuthorID: [6602779899](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9832-4753>

*Заместитель главного редактора по направлению «Сварка, родственные процессы и технологии»*

**Ковтунов Александр Иванович**, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы» (Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

Scopus AuthorID: [36761987000](#)

ResearcherID: [B-4545-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

*Редакционная коллегия:*

**Бочкарев Петр Юрьевич**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения и прикладная механика» (Камышинский технологический институт (филиал) Волгоградского государственного технического университета, Камышин, Россия), профессор кафедры «Техническое обеспечение АПК» (Саратовский государственный аграрный университет имени Н.И. Вавилова, Саратов, Россия).

Scopus AuthorID: [57189893110](#)

**Бржозовский Борис Максевич**, доктор технических наук, профессор главный научный сотрудник лаборатории теории механизмов и структуры машин (Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия).

Scopus AuthorID: [55683317200](#)

**Виноградов Алексей Юрьевич**, доктор технических наук, кандидат физико-математических наук, профессор факультета механической и промышленной инженерии (Норвежский университет науки и технологии, Тронхейм, Норвегия).

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

ResearcherID: [A-7175-2009](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9585-2801>

**Гаврюшин Сергей Сергеевич**, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Компьютерные системы автоматизации производства», заведующий лабораторией компьютерных систем автоматизации производства и цифровых технологий (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Москва, Россия; Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия).

Scopus AuthorID: [6507067486](#)

ResearcherID: [AAT-8610-2020](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6547-1351>

**Герштейн Григорий**, доктор технических наук, заведующий лабораторией (Ганноверский университет имени Готфрида Вильгельма Лейбница, Ганновер, Германия).

Scopus AuthorID: [55001912200](#)

**Гречников Федор Васильевич**, академик РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой обработки металлов давлением (Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара, Россия).

Scopus AuthorID: [6506174877](#)

ResearcherID: [P-2319-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3767-4004>

**Денисенко Александр Федорович**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Scopus AuthorID: [36131150100](#)

**Казаков Александр Анатольевич**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Металлургические и литейные технологии», руководитель научно-испытательной лаборатории «Металлургическая экспертиза» (Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия).

Scopus AuthorID: [56037035400](#)

ResearcherID: [E-6090-2014](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6511-1228>

**Карнов Михаил Иванович**, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией материаловедения (Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия).

Scopus AuthorID: [7004130343](#)

ResearcherID: [Q-9288-2016](#)

**Кацман Александр Владимирович**, кандидат физико-математических наук, PhD, старший научный сотрудник (Технион – Израильский технологический институт, Хайфа, Израиль).

Scopus AuthorID: [7004225554](#)

**Кудря Александр Викторович**, доктор технических наук, профессор, заместитель заведующего кафедрой металловедения и физики прочности (Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия).

Scopus AuthorID: [6603628218](#)

**Кузьмин Сергей Викторович**, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, профессор, первый проректор, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» (Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия).

Scopus AuthorID: [57217278342](#)

ResearcherID: [I-7424-2012](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2802-8497>

**Макаров Алексей Викторович**, член-корреспондент РАН, доктор технических наук, главный научный сотрудник, заведующий отделом материаловедения и лабораторией механических свойств (Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия).

Scopus AuthorID: [57195590138](#)

ResearcherID: [D-5663-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

**Мулюков Радик Рафикович**, член-корреспондент РАН, доктор физико-математических наук, профессор, директор (Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа, Россия).

Scopus AuthorID: [7003520439](#)

ResearcherID: [B-3800-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0452-3816>

**Наймарк Олег Борисович**, доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией «Физические основы прочности» (Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук, Пермь, Россия).

Scopus AuthorID: [6701720806](#)

**Носов Николай Васильевич**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты» (Самарский государственный технический университет, Самара, Россия).

Scopus AuthorID: [6602506825](#)

**Пилинский Александр Вениаминович**, кандидат технических наук, доцент, MSME (Master of Science in Mechanical Engineering), Лос-Анджелес, США.

ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-8933-195X>

**Романов Алексей Евгеньевич**, доктор физико-математических наук, профессор Института перспективных систем передачи данных, руководитель научно-исследовательского центра перспективных функциональных материалов и лазерных коммуникационных систем (Национальный исследовательский университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия).

Scopus AuthorID: [7202768874](#)

**Рубаник Василий Васильевич**, член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси, доктор технических наук, заведующий лабораторией физики металлов (Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск, Республика Беларусь).

Scopus AuthorID: [57215218253](#)

**Сонар Тушар Мадхукар**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» (Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия).

Scopus AuthorID: [57200800257](#)

ResearcherID: [AAS-6037-2021](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3997-5337>

**Сундер Рамасуббу**, член Индийской академии наук, кандидат технических наук, директор (“BISS (P) Ltd”, Бангалор, Индия).

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

ResearcherID: [H-6740-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6143-0723>

**Табакон Владимир Петрович**, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

ResearcherID: [E-1832-2017](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2568-9401>

**Шишков Владимир Александрович**, доктор технических наук, начальник технического отдела (ООО «Палладио», Тольятти, Россия).

AuthorID РИНЦ: [596086](#)

SPIN-код: [9504-4454](#)

**Эстрин Юрий Захарович**, доктор физико-математических наук, профессор, профессор кафедры инженерных материалов (Университет им. Монаша, Мельбурн, Австралия).

Scopus AuthorID: [7005031984](#)

## EDITORIAL BOARD INFORMATION

### *Editor-in-Chief*

**Mikhail M. Krishtal**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Rector (Togliatti State University, Togliatti, Russia).  
Scopus AuthorID: [14634063100](#)  
ResearcherID: [AAD-7707-2019](#)  
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7189-0002>

### *Deputy Editor-in-Chief for Metallurgy and Materials Science*

**Dmitry L. Merson**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director of the Research and Development Institute of Advanced Technologies (Togliatti State University, Togliatti, Russia).  
Scopus AuthorID: [6603449333](#)  
ResearcherID: [M-7210-2016](#)  
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

### *Deputy Editor-in-Chief for Mechanical Engineering and Machine Science*

**Aleksandr P. Shaikin**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Energy-Converting Machines and Control Systems” (Togliatti State University, Togliatti, Russia).  
Scopus AuthorID: [6602779899](#)  
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9832-4753>

### *Deputy Editor-in-Chief for Welding and Allied Processes and Technologies*

**Aleksandr I. Kovtunov**, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, Professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes” (Togliatti State University, Togliatti, Russia).  
Scopus AuthorID: [36761987000](#)  
ResearcherID: [B-4545-2016](#)  
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

### *Editorial board:*

**Petr Yu. Bochkarev**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Mechanical Engineering Technology and Applied Mechanics” (Kamyshin Technological Institute (Branch) of Volgograd State Technical University, Kamyshin, Russia), Professor of Chair “Technical Support of Agro-Industrial Complex” (Saratov State Vavilov Agrarian University, Saratov, Russia).  
Scopus AuthorID: [57189893110](#)

**Boris M. Brzhozovskiy**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher of Laboratory of Theory of Mechanisms and Machine Structure (Institute of Machines Science named after A.A. Blagonravov of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia).  
Scopus AuthorID: [55683317200](#)

**Alexander F. Denisenko**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Technology of Mechanical Engineering, Machines and Tools” (Samara State Technical University, Samara, Russia).

Scopus AuthorID: [36131150100](#)

**Yuri Z. Estrin**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Professor of Chair of Engineering Materials (Monash University, Melbourne, Australia).

Scopus AuthorID: [7005031984](#)

**Sergey S. Gavryushin**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Chair “Computer Systems of Production Automation”, Head of the Theory & Machines Structure Laboratory (Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia; Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia).

Scopus AuthorID: [6507067486](#)

ResearcherID: [AAT-8610-2020](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6547-1351>

**Gregory Gerstein**, Doctor of Sciences (Engineering), Laboratory Head (Leibniz University Hannover, Hanover, Germany).

Scopus AuthorID: [55001912200](#)

**Fedor V. Grechnikov**, Academician of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of the Chair of Forming Processes (Samara National Research University, Samara, Russia).

Scopus AuthorID: [6506174877](#)

ResearcherID: [P-2319-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3767-4004>

**Mikhail I. Karpov**, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of the Laboratory of Materials Science (Institute of Solid State Physics of the Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia).

Scopus AuthorID: [7004130343](#)

ResearcherID: [Q-9288-2016](#)

**Aleksandr V. Katsman**, PhD (Physics and Mathematics), Senior Research Associate (Technion – Israel Institute of Technology, Haifa, Israel).

Scopus AuthorID: [7004225554](#)

**Aleksandr A. Kazakov**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Metallurgy and Casting Technologies”, Head of the Metallurgy Expertise Laboratory (Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia).

Scopus AuthorID: [56037035400](#)

ResearcherID: [E-6090-2014](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6511-1228>

**Aleksandr V. Kudrya**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair of Physical Metallurgy and Physics of Strength (National University of Science and Technology MISiS, Moscow, Russia).

Scopus AuthorID: [6603628218](#)

**Sergey V. Kuzmin**, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, First Prorector, Professor of Chair “Equipment and Technology of Welding Production” (Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia).

Scopus AuthorID: [57217278342](#)

ResearcherID: [I-7424-2012](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2802-8497>

**Aleksey V. Makarov**, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Engineering), Chief Research Associate, Head of Chair of Materials Science, Head of the Laboratory of Mechanical Properties (M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia).

Scopus AuthorID: [57195590138](#)

ResearcherID: [D-5663-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2228-0643>

**Radik R. Mulyukov**, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director (Institute for Metals Superplasticity Problems of the Russian Academy of Sciences, Ufa, Russia).

Scopus AuthorID: [7003520439](#)

ResearcherID: [B-3800-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0452-3816>

**Oleg B. Naimark**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Laboratory of Physical Foundations of Strength (Institute of Continuous Media Mechanics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Perm, Russia).

Scopus AuthorID: [6701720806](#)

**Nikolay V. Nosov**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Technology of Mechanical Engineering, Machines and Tools” (Samara State Technical University, Samara, Russia).

Scopus AuthorID: [6602506825](#)

**Aleksandr V. Pilinsky**, PhD (Engineering), Associate Professor, MSME (Master of Science in Mechanical Engineering), Los Angeles, USA.

ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-8933-195X>

**Aleksey E. Romanov**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Professor of the Institute of Advanced Data Transfer Systems (ITMO University, St. Petersburg, Russia).

Scopus AuthorID: [7202768874](#)

**Vasili V. Rubanik**, Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, Doctor of Sciences (Engineering), Head of the Laboratory of Metal Physics (Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk, Belarus).

Scopus AuthorID: [57215218253](#)

**Vladimir A. Shishkov**, Doctor of Sciences (Engineering), Head of the Technical Department (Palladio LLC, Togliatti, Russia).

RSCI AuthorID: [596086](#)

SPIN-code: [9504-4454](#)

**Tushar Madhukar Sonar**, PhD (Engineering), Senior Research Scientist of Chair “Welding Engineering”

(South Ural State University, Chelyabinsk, Russia).

Scopus AuthorID: [57200800257](#)

ResearcherID: [AAS-6037-2021](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3997-5337>

**Ramasubbu Sunder**, Fellow of the Indian Academy of Sciences, PhD (Engineering), Director (BISS (P) Ltd, Bangalore, India).

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

ResearcherID: [H-6740-2016](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6143-0723>

**Vladimir P. Tabakov**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Chair “Innovative Technologies in Mechanical Engineering” (Ulyanovsk State Technical University, Ulyanovsk, Russia).

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

ResearcherID: [E-1832-2017](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2568-9401>

**Alexey Yu. Vinogradov**, Doctor of Sciences (Engineering), PhD (Physics and Mathematics), Professor, Professor of Faculty of Mechanical and Industrial Engineering (Norwegian University of Science and Technology, Trondheim, Norway).

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

ResearcherID: [A-7175-2009](#)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9585-2801>

---

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Разработка лабораторного триботехнического комплекса для испытаний PDC-резцов на изнашивание</b> Колибасов В.А., Ибатуллин И.Д., Новиков В.А. ....	9
<b>Структура и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы CoCrZrMnNi, полученных вакуумно-индукционной плавкой, с разным содержанием Zr и Mn</b> Коновалов С.В., Дробышев В.К., Панченко И.А., Ли Хайсинь .....	21
<b>Режущая керамика для точения специализированной нержавеющей труднообрабатываемой стали</b> Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А., Космынин А.В. ....	35
<b>Влияние количественного содержания кремния на структуру припоя Cu55Ni6Mn4Zn и на структуру и свойства паяных соединений</b> Пашков И.Н., Гаджиев М.Р., Таволжанский С.А., Базлова Т.А., Баженов В.Е., Катанаева Д.А. ....	47
<b>Расчет эффективного интервала кристаллизации и его связь с горячеломкостью сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn</b> Поздняков А.В. ....	59
<b>Влияние микролегирования эрбием и гафнием на формирование частиц Al<sub>3</sub>Sc в алюминиевом сплаве с высоким содержанием магния</b> Рагазин А.А., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Распоиенко Д.Ю., Коновалов С.В., Бахтегареев И.Д. ....	69
<b>Влияние кристаллографической текстуры на прочность и электропроводность ультрамелкозернистой меди</b> Таров Д.В., Нестеров К.М., Исламгалиев Р.К., Корзникова Е.А. ....	81
<b>Математическая модель прогнозирования предела прочности сплава AlSi10Mg, изготовленного аддитивным способом, с использованием искусственных нейронных сетей</b> Шривастава С.К., Мативанан Н.Р. ....	93
<b>OUR AUTHORS</b> .....	111

---

## CONTENT

<b>Development of a laboratory tribotechnical facility for testing PDC cutters for wear</b> Kolibasov V.A., Ibatullin I.D., Novikov V.A. ....	9
<b>Structure and mechanical properties of high-entropy alloys of the CoCrZrMnNi system with different Zr and Mn contents produced by vacuum-induction melting</b> Konovalov S.V., Drobyshev V.K., Panchenko I.A., Li Haixin .....	21
<b>Cutting ceramics for turning of specialised stainless hard-to-machine steel</b> Mokritskiy B.Ya., Sablin P.A., Kosmynin A.V. ....	35
<b>The influence of silicon content on the structure of Cu55Ni6Mn4Zn brazing alloy and on the structure and properties of brazed joints</b> Pashkov I.N., Gadzhiev M.R., TavoZhanskiy S.A., Bazlova T.A., Bazhenov V.E., Katanaeva D.A. ....	47
<b>Calculation of the effective solidification range and its relationship with hot brittleness of alloys based on Mg–Al and Mg–Zn systems</b> Pozdniakov A.V. ....	59
<b>Effect of erbium and hafnium microalloying on the formation of Al<sub>3</sub>Sc particles in aluminium alloy with a high magnesium content</b> Ragazin A.A., Aryshenskiy E.V., Aryshenskiy V.Yu., Rasposienko D.Yu., Konovalov S.V., Bakhtegareev I.D. ....	69
<b>Influence of crystallographic texture on the strength and electrical conductivity of ultrafine-grained copper</b> Tarov D.V., Nesterov K.M., Islamgaliev R.K., Korznikova E.A. ....	81
<b>Mathematical modelling to predict the tensile strength of additively manufactured AlSi10Mg alloy using artificial neural networks</b> Srivastava S.K., Mathivanan N.R. ....	93
<b>OUR AUTHORS</b> .....	111

## Разработка лабораторного триботехнического комплекса для испытаний PDC-резцов на изнашивание

**Колибасов Владимир Александрович**<sup>\*1</sup>, аспирант,  
ассистент кафедры «Машины и оборудование нефтегазовых и химических производств»  
**Ибатуллин Ильдар Дуglasович**, доктор технических наук, профессор,  
заведующий кафедрой «Машины и оборудование нефтегазовых и химических производств»  
**Новиков Владислав Александрович**<sup>2</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы»,  
старший научный сотрудник лаборатории рентгеновской дифрактометрии, электронной и зондовой микроскопии  
*Самарский государственный технический университет, Самара (Россия)*

\*E-mail: mahp@samgtu.ru,  
csstea@yandex.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0503-2533>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8052-305X>

Поступила в редакцию 10.02.2025

Пересмотрена 25.02.2025

Принята к публикации 11.03.2025

**Аннотация:** В практике бурения нефтегазовых скважин алмазными долотами, вооруженными PDC-резцами, имеют место случаи несоответствия качества резцов заявленному классу. При этом применяемые в настоящее время методы натуральных испытаний, когда в качестве контртела используют гранитный камень, являются длительными и дорогостоящими, что затрудняет их применение для оперативного входного контроля новых партий PDC-резцов, поступающих на сборку алмазных долот. Это обусловило необходимость разработки лабораторного триботехнического комплекса для количественной оценки способности PDC-резцов противостоять истиранию об абразивные материалы. Исследование посвящено разработке специализированного триботехнического комплекса, позволяющего проводить испытания на изнашивание PDC-резцов различных типоразмеров при трении об алмазосодержащий металлический забой, в качестве которого предложено использовать алмазные отрезные диски. В состав разработанного лабораторного триботехнического комплекса входят: электромеханический привод вращения (станок сверлильно-фрезерной группы); измерительный блок с датчиками нормальных нагрузок, силы трения и температуры саморазогрева резца при испытаниях; рычажный механизм нагружения; набор оправок для возможности установки PDC-резцов различных типоразмеров; система сбора данных и лицензионное программное обеспечение. Результаты апробации разработанного лабораторного триботехнического комплекса на PDC-резцах различных партий показали, что испытания на новом оборудовании позволяют достаточно быстро получать данные о скорости изнашивания рабочих кромок PDC-резцов. Разработанные методики, оборудование и критерии можно использовать для возможности сертификации износостойкости PDC-резцов.

**Ключевые слова:** алмазное долото; PDC-резец; триботехнический комплекс; алмазосодержащий металлический забой.

**Для цитирования:** Колибасов В.А., Ибатуллин И.Д., Новиков В.А. Разработка лабораторного триботехнического комплекса для испытаний PDC-резцов на изнашивание // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 9–19. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-1.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время наиболее востребованными буровыми инструментами при бурении нефтяных и газовых скважин в мягких породах, при наличии в них прослоев твердых горных пород, и породах средней твердости являются долота с резцами PDC (Polycrystalline Diamond Compact) [1]. Известно, что породоразрушающие PDC-резцы являются наиболее нагруженными и наименее надежными элементами конструкции алмазных буровых долот [2; 3]. При эксплуатации на забое они оказывают скалывающее, дробящее и абразивное действие на разрушаемую породу. В свою очередь, и порода оказывает разрушающее воздействие на резцы: происходит изнашивание их рабочей кромки при трении о породу, что приводит к постепенному снижению агрессивности резцов и, соответственно, уменьшению скорости бурения. В большинстве случаев именно долговечность PDC-резцов лимитирует межре-

монтный срок службы алмазного долота, а значит, и эффективность бурения скважин [4; 5].

При бурении поисковых, разведочных и эксплуатационных скважин буровой инструмент проходит через сланцы, известняки, песчаники, кварциты и другие породы различной крепости и абразивности. Для определения степени износа долот (коронки) приходится поднимать инструмент на поверхность. Длительность процесса спускоподъемных операций значительно удорожает строительство скважин [6].

PDC-резцы представляют собой сверхтвердый монолитный композитный материал, полученный спеканием твердосплавной карбид-вольфрамовой основы на кобальтовой связке и поликристаллической алмазной пластины [7]. Процесс спекания проводится в кубических прессах при сверхвысоких давлениях (6...8 ГПа) и температурах (1400...1500 °С) в жидкой среде металлического катализатора (кобальта) [8]. Несмотря на существующую систему

многоэтапного контроля при производстве PDC-резцов, включающую контроль сырья, давления при спекании, визуальный осмотр, анализ дефектов и лабораторные испытания на удар и изнашивание, исследования показали, что имеют место изменения износостойкости PDC-резцов от партии к партии [9]. Поэтому внедрение входного контроля качества резцов поступающих на сборку алмазных долот должно быть неотъемлемой частью реализации системы качества на доломном производстве. Проблема осложняется тем, что в настоящее время отсутствуют международные нормы и стандарты оценки качества PDC-резцов. Еще недавно каждая компания, имеющая алмазное производство, разрабатывала свои методы испытаний и критерии для анализа их надежности. Теперь можно видеть тенденцию к проведению полунатурных испытаний, при которых испытуемые PDC-резцы (в реальном исполнении) изнашивают о вращающийся природный камень (рис. 1), моделирующий забой [10].

Например, в общих технических требованиях Института нефтегазовых технологических инициатив к лопастным долотам режущего действия, оснащенным резцами с алмазной твердосплавной пластиной<sup>1</sup>, предлагается проводить испытания PDC-резцов на абразивную стойкость на базе токарно-карусельного станка, включающего оправку для установки в резцедержателе испытуемого резца, установленного под заданным углом к поверхности цилиндрического гранитного камня. Станок обеспечивает резание породы с постоянной угловой скоростью (40...80 об/мин) и осевой нагрузкой. Предел прочности гранита задается в диапазоне 150...250 МПа. Для охлаждения резца используется штатная система подачи смазывающе-охлаждающей жидкости. Глубина резания при испытаниях составляет 0,25...1,0 мм. Рабочий ход резца – от центра к периферии. Обратный ход проводится без контакта с поверхностью камня. После каждого цикла поверхность трения резца фотографируется для оценки объемного износа, далее циклы повторяются.

В лаборатории сверхтвердых материалов МИСиС описан схожий метод оценки износостойкости PDC-резцов, который включает сверление гранита на вертикальном токарном станке с револьверной головкой под высокой нагрузкой. Скорость изнашивания определяется как изменение веса резца до начала эксперимента и после выполнения определенного числа проходок в граните [10]. Подобное оборудование для испытаний PDC-резцов использовали фирмы LANDS Superabrasives, Element Six (E6), ООО «Дриллинг Индастриал Системс», ОАО «Волгабурмаш» и др. Например, фирма Element Six (E6) испытывает резцы на износостойкость путем точения гранитного образца прочностью не менее 220 МПа мелкозернистой или среднезернистой структуры при частоте вращения 54 об/мин (40–160 м/мин), глубине резания 0,25 мм и скорости подачи 4,5 мм/об с водяным охлаждением [4]. В Уфимском государственном нефтяном техническом университете предложена методика испытаний резцов на изнашивание при трении о гранит с учетом профиля забоя [11]. Режимы испытаний: шесть уровней проходки за один оборот резца  $\delta=0,28; 0,4; 0,56; 0,8; 1,12; 1,6$  мм при частоте вращения 90 мин<sup>-1</sup>. Промывка осуществляется технической водой.

<sup>1</sup> Долота лопастные режущего действия, оснащенные резцами с алмазной твердосплавной пластиной. Общие технические требования. СПб.: Институт нефтегазовых технологических инициатив, 2022. 81 с.

Рассмотренные испытания привлекательны созданием условий, максимально схожих с эксплуатационными. Однако некоторые неучтенные факторы, например действующий на резец поток абразивосодержащего бурового раствора, могут привести к гидроэрозионному изнашиванию твердосплавной основы под поликристаллической алмазной пластиной, лишая ее опоры (рис. 2). Кроме этого, в процессе бурения поддерживается заданная осевая нагрузка на долото и на резцы в частности [12; 13]. Если испытания проводятся при постоянной глубине внедрения, это приводит к постоянным изменениям осевых нагрузок, что создает неопределенность режимов нагружения резцов при испытаниях. Выбор гранита или мрамора в качестве материала забоя обусловлен тем, что данные материалы за счет высокой абразивности и твердости позволяют оценить износ резцов в относительно короткие сроки. Однако природные материалы обладают неоднородной (слоистой) структурой по глубине, что с учетом большой продолжительности проводимых испытаний может привести к появлению погрешности в измерениях в зависимости от местоположения истираемого слоя забоя [14; 15]. Для решения данной проблемы в качестве контртела при испытаниях предложено использовать искусственные абразивные материалы – шлифовальные круги марки 64С (карбид кремния), которые за счет повышенной твердости ускоряют процесс изнашивания [10].

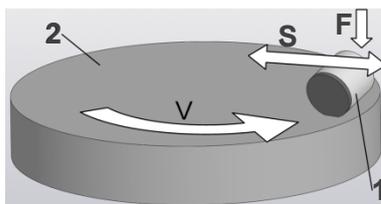
Несмотря на общую схему испытаний, можно констатировать, что в настоящее время отсутствует общепринятая методика испытаний резцов на изнашивание, что не позволяет сопоставлять результаты разных исследователей и подтверждать заявленное качество изделий. Для перехода к возможности сертификации качества резцов по критерию стойкости к изнашиванию необходимо определить перечень подтверждаемых показателей и их диапазоны или предельные значения, соблюдая единство условий проведения испытаний и измерений. При этом целесообразно дополнить арсенал натуральных методов испытаний резцов более простыми и оперативными методами лабораторных испытаний, цель которых – не определить скорость изнашивания резцов при эксплуатации, а только дать сравнительную оценку износостойкости поликристаллических алмазных пластин на кромках резцов при сохранении схемы испытаний, приемлемом форсировании механических напряжений и увеличении агрессивности контртела для максимально быстрого проведения сравнительного анализа. Все другие факторы – величина нагрузки на резец, угол наклона резца к контртелу, скорость вращения забоя и др. – выбираются постоянными, чтобы скорость изнашивания PDC-пластины зависела только от свойств самой пластины на испытываемом резце.

Цель исследования – разработка лабораторного триботехнического комплекса и методики испытаний PDC-резцов на изнашивание.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Разработка методики для испытаний PDC-резцов на изнашивание

При разработке оборудования для лабораторных испытаний резцов на изнашивание были приняты следующие предпосылки. Поскольку конструкция долота предусматривает наклонное (как правило, под углами от 5 до 30°) по отношению к забою расположение резцов,



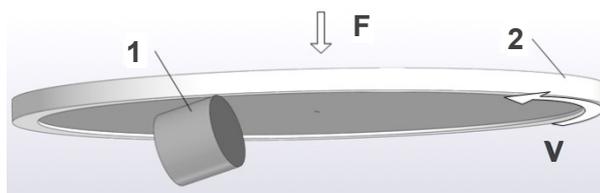
**Рис. 1.** Схема испытаний PDC-резцов на изнашивание:

1 – испытуемый резец; 2 – контртело (гранитный камень);

$F$  – нормальная нагрузка;  $S$  – поперечная подача;  $V$  – скорость вращения подвижного контртела

**Fig. 1.** Scheme of PDC cutter wear tests:

1 – tested cutter; 2 – counterbody (granite stone);  $F$  – normal load;  $S$  – transverse feed;  $V$  – rotation speed of the movable counterbody



**Рис. 2.** Предлагаемая схема испытаний PDC-резцов на изнашивание:

1 – испытуемый резец; 2 – контртело (алмазный отрезной диск);

$F$  – фиксированная нормальная нагрузка;  $V$  – скорость вращения диска

**Fig. 2.** The proposed scheme for wear tests of the PDC cutters:

1 – tested cutter; 2 – counterbody (diamond cutting wheel);  $F$  – fixed normal load;  $V$  – wheel rotation speed

при котором с породой контактирует не вся поверхность резца, а только выступающий край алмазной поликристаллической пластины (рабочая кромка), было принято решение задавать за счет геометрии оснастки угол, близкий к среднему в указанном диапазоне, –  $15^\circ$ .

Для ускорения испытаний на изнашивание предложено использовать в качестве контртела металло-алмазный «забой» в виде алмазосодержащего обода алмазного отрезного диска. В отличие от использования натуральных пород (гранитного камня), которые могут иметь существенные расхождения в твердости (6,5–7 ед. по шкале Мооса) и пределе прочности (от 40 до 80 МПа), искусственно созданный алмазный инструмент изготавливается по принятым техническим условиям и имеет регламентированный разброс свойств. Для испытаний PDC-резцов рекомендуется брать круги с твердой связкой (6600 МПа по Виккерсу). Это снизит скорость изнашивания алмазного обода и позволит использовать один диск дважды: сначала с одного торца, затем с другого. При этом не происходит засаливания диска. Испытываемая кромка PDC-резца эффективно удаляет слой металла и вскрывает новые алмазные зерна. Кроме того, с повышением твердости контртела увеличивается давление в месте контакта резца с металло-алмазным забоем при трении. Это создает условия для существенного форсирования испытаний на изнашивание.

Рекомендуемая нагрузка на фрикционный контакт составляет 20 кгс (196,2 Н). Более высокие нагрузки приводят к появлению очагов схватывания PDC-резца с алмазным ободом, сильному разогреву контакта (свыше  $300^\circ\text{C}$ ), а также быстрому выходу из строя ал-

мазного круга без возможности его вторичного использования. По этим же причинам скорость вращения круга была ограничена до 200 об/мин. Меньшие нагрузки приводят к необходимости увеличения длительности испытания для формирования заметного износа. Исследования показали, что характерные величины силы трения между резцом и алмазным ободом при выбранной нормальной нагрузке составляют около 60...70 Н, что при диаметре отрезного диска 115 мм соответствует моменту трения 3,6...4,2 Н·м. Для реализации такого усилия рекомендуется использовать привод мощностью не менее 400 Вт. В качестве такого привода можно использовать модернизированные вертикально сверлильные станки с оснащением их рычажной системой нагружения.

Испытания PDC-резцов на стойкость к абразивному изнашиванию проводились при следующих режимах испытаний:

- схема трения: «кромка зубка – алмазный диск»;
- частота вращения металлического «забоя» – 200 об/мин;
- контрообразец («забой») – алмазный отрезной круг (125 мм);
- образцы – два PDC-резца с одинаковой наработкой;
- угол крепления образца относительно «забоя» –  $15^\circ$ ;
- время испытаний – 30 мин;
- трение без смазки (сухое);
- непрерывный сбор данных о нормальной нагрузке, приложенной на контакт, и силе трения и периодический контроль температуры.

### Разработка оборудования для лабораторных испытаний PDC-резцов на изнашивание

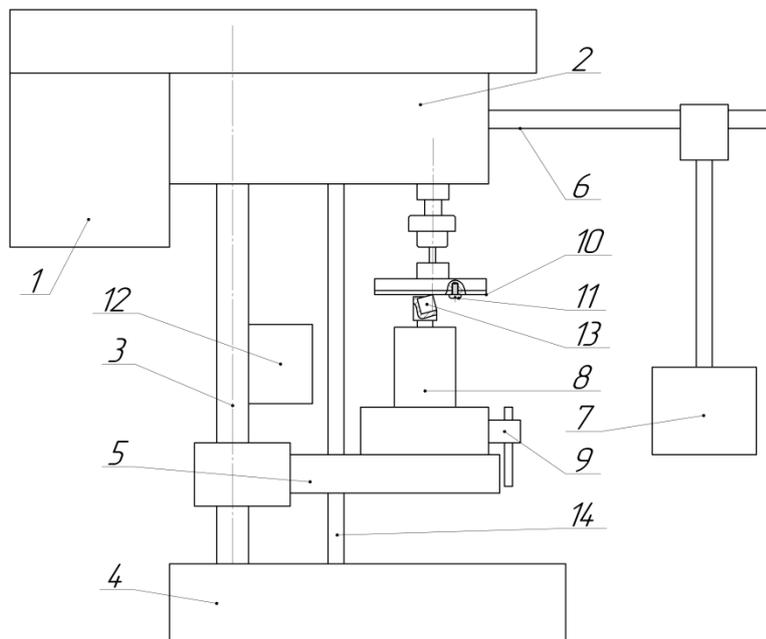
С учетом вышесказанного на кафедре «Машины и оборудование нефтегазовых и химических производств» Самарского государственного технического университета был разработан лабораторный программно-аппаратный комплекс (рис. 2, 3). Схема узла трения (рис. 2) данного комплекса в целом схожа со схемой натуральных испытаний, показанной на рис. 1. Вращающимся является и модельный забой относительно неподвижного резца, наклоненного по отношению к забою под эксплуатационным углом и врезающегося в него краем поликристаллической алмазной пластины. Отличие заключается в том, что забой перевернут по отношению к резцу, что создает условия для самопроизвольного удаления (осыпания) частиц износа из зоны трения. Кроме того, такое взаимное расположение позволяет свободно нагружать резец сверху фиксированной нагрузкой и вращать забой, используя в качестве привода стандартное и относительно недорогое оборудование – настольные станки сверлильной или сверлильно-фрезерной группы. Кромка резца вдавливается в алмазный обод на величину, определяемую фиксированной нормальной нагрузкой и относительно стабильными прочностными свойствами обода. Это создает идентичные условия трения при испытаниях различных резцов, а также более соответствует схеме нагружения резцов при бурении.

Конструкция устройства для проведения испытаний PDC-резцов на абразивное изнашивание представлена на рис. 3. Основными компонентами испытательного стенда являются:

1) привод, состоящий из электродвигателя, шпиндельного узла, стойки, основания и консольного стола. В качестве привода можно использовать станки сверлильной или сверлильно-фрезерной группы. Доработка станка включает установку рычажной системы нагружения, позволяющей создавать осевую нагрузку до 200 Н. Предпочтительно использовать станки с возможностью осевого перемещения консольного стола по зубчатой рейке;

2) система мониторинга экспериментальных данных, состоящая из измерительного блока (рис. 4), системы сбора данных E14-140 и программного обеспечения PowerGraph. Измерительный блок оснащен датчиками средней температуры саморазогрева PDC-резца, нормальной нагрузки и тангенциальной нагрузки. В нижней части моноблока имеется хвостовик для закрепления в тисках на консольном столе. В верхней части имеется вертикальное отверстие с хомутом, позволяющее фиксировать оправку с испытуемым резцом. Диапазон измеряемых значений датчиков: температура  $T$  – до 600 °С, нормальная нагрузка  $F_n$  – до 1000 Н, сила трения  $F_{тр}$  – до 500 Н. Программное обеспечение позволяет производить калибровку датчиков и строить эпюры измеряемых величин в режиме реального времени с принятой частотой сбора данных 100 Гц. Поскольку материалы, из которых изготовлен PDC-резец (поликристаллическая алмазная пластина и твердый сплав), обладают хорошей теплопроводностью, то технологическое отверстие для измерения его средней температуры находится непосредственно под PDC-резцом;

3) оправка для PDC-резца. Обеспечивает его надежную фиксацию на моноблоке и заданный угол

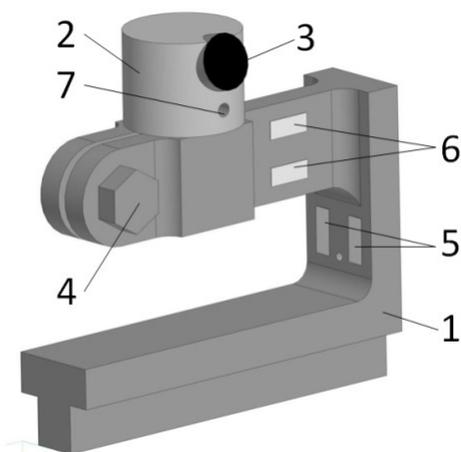


**Рис. 3.** Устройство для испытания PDC-резцов на абразивное изнашивание:

1 – электродвигатель; 2 – шпиндельный узел; 3 – стойка; 4 – основание; 5 – консольный стол; 6 – рычаг; 7 – груз; 8 – система сбора данных; 9 – тиски; 10 – алмазный отрезной диск; 11 – фиксатор; 12 – охладитель; 13 – резец PDC; 14 – стяжка

**Fig. 3.** Device for abrasive wear tests of the PDC cutters:

1 – electric motor; 2 – spindle unit; 3 – rack; 4 – base; 5 – console table; 6 – lever; 7 – load; 8 – data collection system; 9 – vise; 10 – diamond cutting wheel; 11 – lock; 12 – cooler; 13 – PDC cutter; 14 – screw coupling



**Рис. 4.** Измерительный блок без корпуса:

1 – моноблок; 2 – оправка; 3 – PDC-резец; 4 – болт хомута; 5 – датчики осевой нагрузки; 6 – датчики силы трения (тангенциальной нагрузки); 7 – технологическое отверстие для термопары

**Fig. 4.** Measuring unit without housing:

1 – monoblock; 2 – mandrel; 3 – PDC cutter; 4 – clamp bolt; 5 – axial load sensors; 6 – friction force sensors (tangential load); 7 – process hole for thermocouple

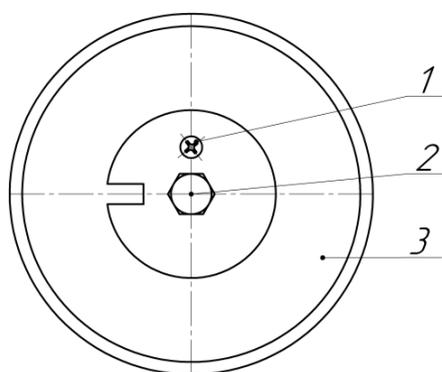
расположения резца. Для унификации испытаний для всех резцов был принят единый угол  $15^\circ$ ;

4) оправка для контробразца (рис. 5). Позволяет фиксировать алмазный отрезной диск в патроне привода и исключает возможность изгиба алмазного отрезного диска под действием осевой нагрузки. Кроме того, оправка алмазного отрезного диска дополнительно оборудована фиксатором, который предотвращает возможность проворота алмазного отрезного диска вокруг оси вращения при высоких моментах трения во время испытаний, таким образом обеспечивая одинаковый путь трения при испытаниях различных резцов PDC и, соответственно, повышая достоверность полученных результатов.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На характерной эпюре испытаний на изнашивание по схеме «кромка зубка – алмазный диск», приведенной на рис. 6, видно, что по мере изнашивания резца растет момент трения. При этом возникают осевые и торсионные колебания. Осевые колебания приводят к образованию на поверхности контробразца волнообразного профиля. По завершении испытаний на рабочей кромке резца формируется лыска, схожая по форме с изношенной поверхностью (рис. 7).

Фрактографический анализ поверхностей PDC-резцов, изношенных при эксплуатации (рис. 8) и при лабораторных испытаниях, показали схожий рисунок повреждений в виде ступенчатой структуры, характерной для



**Рис. 5.** Оправка для контробразца.

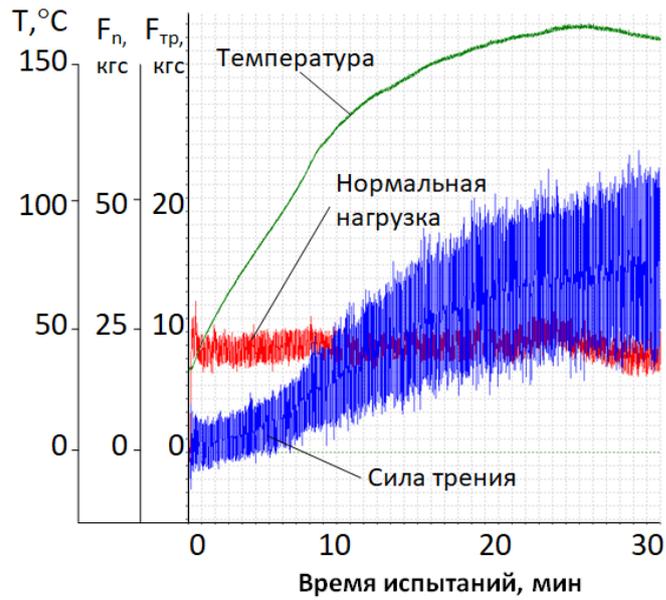
Оправка алмазного отрезного диска:

1 – отверстие под фиксатор; 2 – установленный фиксатор; 3 – алмазный отрезной диск

**Fig. 5.** Mandrel for counter sample.

Diamond cutting wheel mandrel:

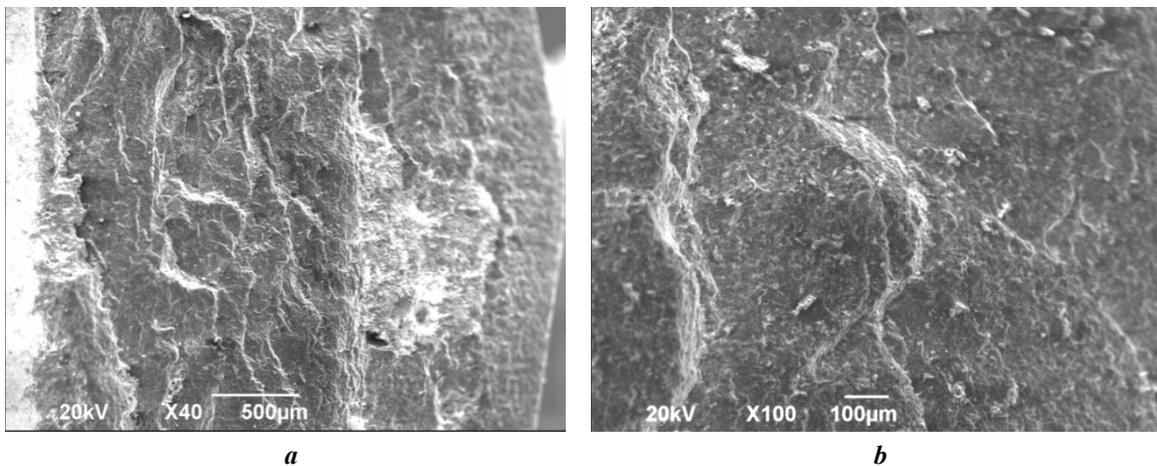
1 – hole for the lock; 2 – installed lock; 3 – diamond cutting wheel



**Рис. 6.** Характерный вид эюры испытаний PDC-резцов  
**Fig. 6.** Typical view of the PDC cutter test diagram



**Рис. 7.** Вид изношенной поверхности поликристаллической алмазной пластины  
**Fig. 7.** View of the worn surface of a polycrystalline diamond insert



**Рис. 8.** Ступенчатая структура поверхности изнашивания поликристаллической алмазной пластины PDC-резцов:  
при увеличении  $\times 40$  (a) и  $\times 100$  (b)  
**Fig. 8.** Stepped structure of the wear surface of the polycrystalline diamond insert of PDC cutters: at magnification  $\times 40$  (a) and  $\times 100$  (b)

усталостного изнашивания. Проведенные исследования PDC-резцов различных партий и классов качества на изнашивание показали, что диапазон скоростей изнашивания составляет от 1 до 11 мг/ч, а скорость изнашивания забоя – от 0,8 до 8 г/ч.

Скорость изнашивания контртела характеризует степень агрессивности резца по отношению к забою. Более агрессивными к металлическому забою оказались резцы с меньшим содержанием пластичной кобальтовой связи.

Интересен также комплексный параметр, характеризующий эффективность резца при трении – количество снятого забоя (в мг), приходящееся на 1 мг весового износа режущей кромки резца.

На основе проведенных исследований предложен критерий, позволяющий относить резцы к одной из четырех групп эксплуатационных свойств по износостойкости, приведенный в таблице 1.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты апробации разработанного лабораторного триботехнического комплекса на PDC-резцах различных партий показали, что испытания на новом оборудовании позволяют достаточно быстро получать данные о скорости изнашивания рабочих кромок PDC-резцов. При этом тот факт, что шлифовальные круги изготавливаются по определенной технологии, регламентированной техническими условиями, создает предпосылки для улучшения воспроизводимости результатов испытаний. Поскольку алмазные пластины относятся к сверхтвердым материалам, то наибольшее истирающее воздействие на них могут оказать искусственные алмазосодержащие материалы, изготавливаемые по определенной технологии. Подобные металл-алмазные композиты используются в качестве рабочего слоя в алмазных шлифовальных кругах и алмазных отрезных дисках, использование вторых из которых имеет значительное преимущество в экономическом плане.

Экспериментальное оборудование, разработанное для проведения абразивных испытаний, обладает широким потенциалом применения не только в области бурения скважин, но и в других областях, где требуется оценка износостойкости материалов при воздействии абразивных сред.

Изучение процессов обработки материалов с использованием алмазных отрезных дисков нередко требует разработки специализированных устройств для

оптимальной работы инструмента. Одним из ключевых элементов такого устройства является оправка, которая обеспечивает надежную фиксацию алмазного отрезного диска и PDC-резца. При этом важно учитывать, что конструкция оправки должна предотвращать изгиб диска под воздействием осевой нагрузки и обеспечивать правильный угол расположения резца.

Полученные результаты показывают, что разработанные методики испытаний PDC-резцов на изнашивание и оборудование могут использоваться для дифференциации резцов по стойкости к изнашиванию.

Система управления качеством алмазных и матричных долот требует совершенствования методов входного контроля стойкости PDC-резцов к эксплуатационным разрушающим факторам. Для эффективного входного контроля стойкости PDC-резцов к изнашиванию необходимо обеспечить не только адекватность результатов испытаний, но и оперативность испытаний при отсутствии лишних затрат. Для этого в СамГТУ было разработано специальное лабораторное оборудование. Для ускорения испытаний на изнашивание предложено использовать в качестве контртела металл-алмазный забой в виде алмазосодержащего обода алмазного отрезного диска. В отличие от использования натуральных пород (гранитного камня), которые могут иметь существенные расхождения в твердости (6,5–7 ед. по шкале Мооса) и пределе прочности (от 40 до 80 МПа), искусственно созданный алмазный инструмент изготавливается по принятым техническим условиям и имеет регламентированный разброс свойств. Для испытаний PDC-резцов рекомендуется брать круги с твердой связкой (6600 МПа по Виккерсу). Это снизит скорость изнашивания алмазного обода и позволит использовать один диск дважды: сначала с одного торца, затем с другого. При этом не происходит засаливания диска. Испытываемая кромка PDC-резца эффективно удаляет слой металла и вскрывает новые алмазные зерна. Кроме того, с повышением твердости контртела увеличивается давление в контакте резца с металл-алмазным забоем при трении. Это создает условия для форсирования испытаний на изнашивание.

Рекомендуемая нагрузка на фрикционный контакт составляет 20 кгс (196,2 Н). Более высокие нагрузки приводят к появлению очагов схватывания PDC-резца с алмазным ободом, сильному разогреву контакта (свыше 300 °С), а также быстрому выходу из строя алмазного круга без возможности его вторичного использования.

*Таблица 1. Классификация PDC-резцов по стойкости к абразивному истиранию*  
*Table 1. Classification of PDC cutters by abrasion resistance*

Группа эксплуатационных свойств резца по износостойкости	Скорость изнашивания резца, мг/ч
1	<2
2	2...4
3	4...6
4	>6

По этим же причинам скорость вращения круга была ограничена до 200 об/мин. Меньшие нагрузки приводят к необходимости увеличения длительности испытания для формирования заметного износа. Исследования показали, что характерные величины силы трения между резцом и алмазным ободом при выбранной нормальной нагрузке составляют около 60...70 Н, что при диаметре отрезного диска 115 мм соответствует моменту трения 3,6...4,2 Н·м. Для реализации такого усилия рекомендуется использовать привод мощностью не менее 400 Вт. Для испытаний привод можно реализовать на базе вертикально-сверлильных станков с дополнительным их оснащением рычажной системой нагружения.

Аналогично в ОАО «Волгабурмаш» практиковались методы оценки стойкости зубков к истиранию, при которых на токарный станок устанавливали гранитную заготовку и точили ее специальным резцом, где вместо сменной режущей пластины устанавливали испытуемый зубок так, чтобы его режущая кромка располагалась на месте режущей кромки резца. Таким образом, происходила имитация работы зубка на забое. Недостатками данного метода являются длительность и высокая стоимость испытаний. На одно испытание требуется время от нескольких часов до нескольких суток. Использование гранитного камня не только приводит к экономическим затратам, но и создает определенные трудности в части нормирования его характеристик: природный камень неоднороден, имеет различающуюся в разы прочность и может содержать нерегламентированное количество дефектов. Кроме того, в ходе данных испытаний создается большое количество каменной пыли, и, так как это негативно сказывается на здоровье и безопасности человека, требуется отдельное помещение. Кроме того, пыль может оседать на производственных линиях, оборудовании и готовой продукции, что приводит к браку, ухудшению качества, необходимости дополнительной очистки и, как следствие, к увеличению затрат.

В руководстве, разработанном компанией ООО «ПетроИнжиниринг», предлагается методика определения целесообразности дальнейшей эксплуатации PDC-долота в промысловых условиях, в основу которой легли наблюдения за износом сотен долот в месторождениях Западной Сибири и анализ эксплуатационной документации (дефектоскопических актов, карточек обработки долот, ремонтных смет), а также экспертные мнения профильных специалистов различных компаний<sup>2</sup>. Данная технология достаточно всеобъемлюща и предлагает оценивать не только пригодность долота к дальнейшей работе по назначению, но и на основании экономических расчетов рентабельность его ремонта (если затраты на его ремонт не превышают 20...30 % от стоимости нового долота) или необходимость утилизации (если затраты на ремонт достигают 70...80 % от стоимости нового долота). Анализ состояния долота основан на визуальном осмотре и оценке износа пяти основных элементов, оказывающих наибольшее влияние на состояние долота: PDC-резцов,

посадочных гнезд, промывочных элементов, диаметра долота и состояния резбы. При подсчете резцов, требующих замены, таковыми считаются все режущие элементы с заметными повреждениями вне зависимости от их величины и природы. Считается, что если доля поврежденных резцов на долоте составляет более 60 % от всех породоразрушающих резцов, то обработку долота следует завершить до принятия решения о целесообразности его восстановления или утилизации. Надо отметить практичность и экономическую обоснованность данного руководства, но не любое повреждение резца следует считать основанием для его замены с учетом того, что это самая дорогостоящая статья ремонта. При этом также не всегда учитываются особенности геологического разреза.

В методике, принятой в НПП «Буринтех», долота считаются непригодными и подлежат отбраковке в следующих случаях: диаметр долота уменьшился на 2...3 мм (в зависимости от типоразмера); износ резцов вызвал заметное уменьшение механической скорости бурения; наблюдается перегрев резцов по всей поверхности; при значительном разрушении одного или нескольких резцов<sup>3</sup>. Данные рекомендации также не отличаются однозначной четкостью для использующего их оператора с недостаточным опытом.

Рассмотренные подходы к анализу износа вооружения основаны на изучении уже имеющихся повреждений, но как подойти к прогнозированию работоспособности вооружения долот? Для ответа на этот вопрос существуют различные модели прогнозирования [16; 17], включая методы, основанные на использовании искусственного интеллекта. Так, в работе [18] предложена двухступенчатая нейросетевая модель, которая на первой ступени оценивает скорость бурения, а на второй – прогнозирует процент поломок PDC-резцов.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведение испытаний на лабораторном триботехническом комплексе на PDC-резцах различных партий позволило получить важные данные о скорости изнашивания рабочих кромок. Результаты апробации показали, что диапазон скоростей изнашивания варьируется от 1 до 11 мг/ч. Важно отметить, что скорость изнашивания забоя колеблется от 0,8 до 8 г/ч. Эти результаты говорят об эффективности нового оборудования для быстрого и точного измерения износа PDC-резцов в процессе работы.

Разработаны методики и оборудование для лабораторных испытаний PDC-резцов на изнашивание при трении об алмазосодержащий металлический забой, которые можно использовать для входного контроля качества партии PDC-резцов, поступающих на сборку алмазных буровых долот. Исследования, проведенные на основе полученных данных, позволили выработать критерий классификации резцов по их износостойкости. Благодаря предложенному критерию, возможно более точно определять категорию износостойкости резцов,

<sup>2</sup> Мясников Я.В., Ионенко А.В., Гаджиев С.Г., Липатников А.А., Леонов Е.Г. Как правильно дать оценку износа долот типа PDC в промысловых условиях? // Сфера нефть и газ: официальный сайт. URL: <https://сферанефтьгаз.рф/iscpetro-2014-5/>.

<sup>3</sup> Рекомендации по оценке износа долот PDC // Научно-производственное предприятие Буринтех: официальный сайт. URL: <https://burintekh.ru/upload/iblock/871/r817xk19kjc04qil3qtt25rfp3pmf8lh.pdf>.

что, в свою очередь, способствует повышению эффективности производственных процессов. Рекомендовано кроме износа PDC-резцов оценивать также износ контртела, характеризующего работоспособность резца.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нескоромных В.В., Попова М.С., Парахонько Е.В. Разработка породоразрушающего инструмента с резцами PDC // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. 2020. Т. 331. № 2. С. 131–138. DOI: [10.18799/24131830/2020/2/2499](https://doi.org/10.18799/24131830/2020/2/2499).
2. Ненашев М.В., Ибатуллин И.Д., Журавлев А.Н., Косулин С.И. Технические средства и методики входного контроля качества PDC зубков алмазных буровых долот // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2011. Т. 13. № 4-3. С. 835–838. EDN: [PCLSTT](https://elibrary.ru/pclstt).
3. Konyashin I., Zaitsev A.A., Sidorenko D. et al. On the mechanism of obtaining functionally graded hardmetals // Materials Letters. 2017. Vol. 186. P. 142–145. DOI: [10.1016/j.matlet.2016.09.130](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.09.130).
4. Богомолов Р.М., Сериков Д.Ю. Совершенствование вооружения шарошечного бурового долота // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. 2018. № 5. С. 24–28. DOI: [10.30713/1999-6934-2018-5-24-28](https://doi.org/10.30713/1999-6934-2018-5-24-28).
5. Васильев А.А., Сериков Д.Ю., Близиуков В.Ю. Совершенствование буровых долот различных типов // Строительство нефтяных и газовых скважин на суше и на море. 2019. № 6. С. 28–31. DOI: [10.30713/0130-3872-2019-6-28-31](https://doi.org/10.30713/0130-3872-2019-6-28-31).
6. Нескоромных В.В., Попова М.С., Комаровский И.А., Баочанг Л. Резцы PDC с вогнутой поверхностью режущей грани // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. 2022. Т. 333. № 4. С. 181–192. DOI: [10.18799/24131830/2022/4/3488](https://doi.org/10.18799/24131830/2022/4/3488).
7. Третьяк А.А., Кривошеев К.В. Выигрышная комбинация расположения резцов PDC на породоразрушающем инструменте // Деловой журнал Neftegaz.RU. 2025. № 3. С. 36–40. EDN: [NCPITK](https://elibrary.ru/ncpitr).
8. Bellin F., Dourfaye A., King W., Thigpen M. The current state of PDC bit technology. Part 1 of 3: Development and application of polycrystalline diamond compact bits have overcome complex challenges from the difficulty of reliably mounting PDC cutters in bit bodies to accelerated thermal wear // World Oil. 2010. P. 41–46.
9. Колибасов В.А., Ибатуллин И.Д., Парфенов К.В., Гордеева Е.С. Разработка методики и устройства для испытания PDC резцов на абразивное изнашивание // Нефтегазовое дело. 2024. Т. 22. № 6. С. 53–62. DOI: [10.17122/ngdelo-2024-6-53-62](https://doi.org/10.17122/ngdelo-2024-6-53-62).
10. Куфтырев Р.Ю., Полушин Н.И., Котельникова О.С., Лаптев А.И., Сорокин М.Н. Износостойкость PDC режущих элементов, применяемых для комплектации PDC буровых долот // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2017. Т. 60. № 9. С. 745–751. DOI: [10.17073/0368-0797-2017-9-745-751](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-9-745-751).
11. Трушкин О.Б., Акчурин Х.И. Давление резцов PDC на пластично-хрупкую горную породу в процессе ее разрушения // Записки Горного института. 2020. Т. 244. С. 448–453. DOI: [10.31897/PMI.2020.4.7](https://doi.org/10.31897/PMI.2020.4.7).
12. Kanyanta V., Ozbayraktar S., Mawaja K. Effect of manufacturing parameters on polycrystalline diamond compact cutting tool stress-state // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2014. Vol. 45. P. 147–152. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2014.03.009](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.03.009).
13. Moseley S.G., Bohn K.P., Goedickemeier M. Core drilling in reinforced concrete using polycrystalline diamond (PDC) cutters: wear and fracture mechanisms // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2009. Vol. 27. № 2. P. 394–402. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2008.11.014](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.11.014).
14. Борисов К.И., Рубцов В.Л. Аналитическое исследование временной прочностной характеристики горной породы при резании-скальвании резцами PDC // Известия Томского политехнического университета. 2014. Т. 325. № 1. С. 172–178. EDN: [SITAEP](https://elibrary.ru/sitaep).
15. Yahiaoui M., Gerbaud L., Paris J.-Y., Denape J., Dourfaye A. A study on PDC drill bits quality // Wear. 2013. Vol. 298–299. P. 32–41. DOI: [10.1016/j.wear.2012.12.026](https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.026).
16. Ahmed O.S., Adeniran A.A., Samsuri A. Computational intelligence based prediction of drilling rate of penetration: a comparative study // Journal of Petroleum Science and Engineering. 2019. Vol. 172. P. 1–12. DOI: [10.1016/j.petrol.2018.09.027](https://doi.org/10.1016/j.petrol.2018.09.027).
17. Zhao Y., Noorbakhsh A., Koopialipoor M., Azizi A., Tahir M.M. A new methodology for optimization and prediction of rate of penetration during drilling operations // Engineering with Computers. 2019. Vol. 3. P. 587–595. DOI: [10.1007/s00366-019-00715-2](https://doi.org/10.1007/s00366-019-00715-2).
18. Третьяк А.Я., Кузнецова А.В., Борисов К.А. Определение поломок резцов PDC с помощью регрессионного и нейросетевого моделирования // Известия Томского политехнического университета. Инжиниринг георесурсов. 2019. Т. 330. № 5. С. 169–177. DOI: [10.18799/24131830/2019/5/275](https://doi.org/10.18799/24131830/2019/5/275).

## REFERENCES

1. Neskromnykh V.V., Popova M.S., Parakhonko E.V. Development of rock cutting tool with PDC cutters. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University. Geo Assets Engineering*, 2020, vol. 331, no. 2, pp. 131–138. DOI: [10.18799/24131830/2020/2/2499](https://doi.org/10.18799/24131830/2020/2/2499).
2. Nenashev M.V., Ibatullin I.D., Zhuravlev A.N., Kosulin S.I. Engineering tools and methods of PDC bits entrance quality control. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2011, vol. 13, no. 4-3, pp. 835–838. EDN: [PCLSTT](https://elibrary.ru/pclstt).
3. Konyashin I., Zaitsev A.A., Sidorenko D. et al. On the mechanism of obtaining functionally graded hardmetals. *Materials Letters*, 2017, vol. 186, pp. 142–145. DOI: [10.1016/j.matlet.2016.09.130](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2016.09.130).
4. Bogomolov R.M., Serikov D.Yu. Improvement of the cutting structures of the rolling cutter drill bits. *Oborudovanie i tekhnologii dlya neftegazovogo kompleksa*, 2018, no. 5, pp. 24–28. DOI: [10.30713/1999-6934-2018-5-24-28](https://doi.org/10.30713/1999-6934-2018-5-24-28).
5. Vasilev A.A., Serikov D.Yu., Bliznyukov V.Yu. Improvement of drill bits of different types. *Stroitelstvo neftyanykh i gazovykh skvazhin na sushe i na more*,

- 2019, no. 6, pp. 28–31. DOI: [10.30713/0130-3872-2019-6-28-31](https://doi.org/10.30713/0130-3872-2019-6-28-31).
6. Neskromnykh V.V., Popova M.S., Komarovskiy I.A., Baochang L. Concave PDC cutter. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University. Geo Assets Engineering*, 2022, vol. 333, no. 4, pp. 181–192. DOI: [10.18799/24131830/2022/4/3488](https://doi.org/10.18799/24131830/2022/4/3488).
  7. Tretyak A.A., Krivosheev K.V. Winning combination of PDC cutter arrangement on a rock-destructing tool. *Delovoy zhurnal Neftegaz.RU*, 2025, no. 3, pp. 36–40. EDN: [NCPITK](https://nscipitk.ru).
  8. Bellin F., Dourfaye A., King W., Thigpen M. The current state of PDC bit technology. Part 1 of 3: Development and application of polycrystalline diamond compact bits have overcome complex challenges from the difficulty of reliably mounting PDC cutters in bit bodies to accelerated thermal wear. *World Oil*, 2010, pp. 41–46.
  9. Kolibasov V.A., Ibatullin I.D., Parfenov K.V., Gordeeva E.S. Development of procedure and device for abrasion test of PDC cutters. *Neftegazovoe delo*, 2024, vol. 22, no. 6, pp. 53–62. DOI: [10.17122/ngdelo-2024-6-53-62](https://doi.org/10.17122/ngdelo-2024-6-53-62).
  10. Kuftyrev R.Y., Polushin N.I., Kotel'nikova O.S., Laptev A.I., Sorokin M.N. Wear resistance of polycrystalline diamond cutters for drill bits. *Steel in Translation*, 2017, vol. 47, no. 9, pp. 594–598. DOI: [10.3103/S096709121709008X](https://doi.org/10.3103/S096709121709008X).
  11. Trushkin O.B., Akchurin Kh.I. PDC cutter pressure on plastic-brittle rock in the process of its destruction. *Journal of Mining institute*, 2020, vol. 244, pp. 448–453. DOI: [10.31897/PMI.2020.4.7](https://doi.org/10.31897/PMI.2020.4.7).
  12. Kanyanta V., Ozbayraktar S., Maweja K. Effect of manufacturing parameters on polycrystalline diamond compact cutting tool stress-state. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2014, vol. 45, pp. 147–152. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2014.03.009](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2014.03.009).
  13. Moseley S.G., Bohn K.P., Goedickemeier M. Core drilling in reinforced concrete using polycrystalline diamond (PDC) cutters: wear and fracture mechanisms. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, no. 2, pp. 394–402. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2008.11.014](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.11.014).
  14. Borisov K.I., Rubtsov V.L. Analytical investigation of rock temporal strength property at PDC cutting. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2014, vol. 325, no. 1, pp. 172–178. EDN: [SITAEP](https://sitaep.ru).
  15. Yahiaoui M., Gerbaud L., Paris J.-Y., Denape J., Dourfaye A. A study on PDC drill bits quality. *Wear*, 2013, vol. 298–299, pp. 32–41. DOI: [10.1016/j.wear.2012.12.026](https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.12.026).
  16. Ahmed O.S., Adeniran A.A., Samsuri A. Computational intelligence based prediction of drilling rate of penetration: a comparative study. *Journal of Petroleum Science and Engineering*, 2019, vol. 172, pp. 1–12. DOI: [10.1016/j.petrol.2018.09.027](https://doi.org/10.1016/j.petrol.2018.09.027).
  17. Zhao Y., Noorbakhsh A., Koopialipoor M., Azizi A., Tahir M.M. A new methodology for optimization and prediction of rate of penetration during drilling operations. *Engineering with Computers*, 2019, vol. 3, pp. 587–595. DOI: [10.1007/s00366-019-00715-2](https://doi.org/10.1007/s00366-019-00715-2).
  18. Tretyak A.Ya., Kuznetsova A.V., Borisov K.A. Determination of PDC cutter breakdowns using regression and neural network modeling. *Bulletin of the Tomsk Polytechnic University. Geo Assets Engineering*, 2019, vol. 330, no. 5, pp. 169–177. DOI: [10.18799/24131830/2019/5/275](https://doi.org/10.18799/24131830/2019/5/275).

## Development of a laboratory tribotechnical facility for testing PDC cutters for wear

**Vladimir A. Kolibasov**\*<sup>1</sup>, postgraduate student,  
assistant of Chair “Machinery and Equipment of Petroleum and Chemical Production”

**Ildar D. Ibatullin**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
Head “Chair of Machinery and Equipment of Petroleum and Chemical Production”

**Vladislav A. Novikov**<sup>2</sup>, PhD (Engineering),  
assistant professor of Chair “Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials”,  
senior researcher of the Laboratory of X-ray Diffractometry, Electron and Probe Microscopy

*Samara State Technical University, Samara (Russia)*

\*E-mail: [mahp@samgtu.ru](mailto:mahp@samgtu.ru),  
[csstea@yandex.ru](mailto:csstea@yandex.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0503-2533>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8052-305X>

Received 10.02.2025

Revised 25.02.2025

Accepted 11.03.2025

**Abstract:** In the practice of drilling oil and gas wells with diamond bits equipped with PDC cutters, cutter quality non-compliance with the declared class occurs. At the same time, the currently used methods of full-scale testing, when granite stone is used as a counterbody, are time-consuming and expensive, which complicates their use for prompt incoming inspection of new batches of PDC cutters arriving for assembly of diamond bits. This necessitated the development of a laboratory tribotechnical facility for quantitative assessment of the ability of PDC cutters to resist abrasion against abrasive materials. The study covers the development of a specialized tribotechnical facility that allows testing PDC cutters of various sizes for wear during friction against a diamond-containing metal work face, for which it is proposed to use diamond cutting wheels. The developed laboratory tribotechnical facility includes: an electromechanical rotary drive (a drilling-and-milling machine); a measuring unit with sensors for normal loads, friction force and temperature of cutter self-heating dur-

ing testing; a lever loading mechanism; a set of mandrels for the possibility of installing PDC cutters of various sizes; a data collection system and licensed software. The results of practical evaluation of the developed laboratory tribotechnical facility on PDC cutters of various batches showed that testing on the new equipment allows for quick collection of data on the wear rate of the working edges of PDC cutters. The developed methods, equipment and criteria can be used to certify the wear resistance of PDC cutters.

**Keywords:** diamond bit; PDC cutter; tribotechnical facility; diamond-containing metal work face.

**For citation:** Kolibasov V.A., Ibatullin I.D., Novikov V.A. Development of a laboratory tribotechnical facility for testing PDC cutters for wear. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 9–19. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-1.

**Тольяттинский государственный университет** – участник программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030», опорный вуз Самарской области, центр инновационного и технологического развития региона.

Создан в 2001 году путем объединения Тольяттинского политехнического института (основан в 1951 году как филиал Куйбышевского индустриального института) и Тольяттинского филиала Самарского государственного педагогического университета (основан в 1987 году).

### **ТГУ сегодня**

- Более 22 000 студентов всех форм обучения.
- 10 институтов, реализующих более 170 программ высшего образования по 25 УГСН, НИИ прогрессивных технологий, Институт ДО «Жигулевская долина», Военный учебный центр.
- 38 центров компетенций с современной материально-технической базой, созданных с 2011 года.
- Аккредитация в 8 системах на стандартные испытания, исследования и инжиниринг.
- Основные направления: передовые цифровые, интеллектуальные производственные технологии, роботизированные системы, новые материалы и способы конструирования, экологически чистая и ресурсосберегающая энергетика, персонализированная медицина, противодействие техногенным угрозам.

### **Основные достижения ТГУ**

- Внедрена сквозная проектная и профессиональная практическая деятельность 100 % студентов-очников бакалавриата/специалитета.
- Реализованы 4 мегагранта по постановлениям Правительства РФ от 09.04.2010 № 219 и № 220 – созданы 3 лаборатории в области физического материаловедения и нанотехнологий (с приглашением ведущих ученых), а также инновационно-технологический центр – преобразован в университетский инновационный технопарк.
- Участник НОЦ мирового уровня «Инженерия будущего».
- Инициатор формирования 8 консорциумов, которые объединили 69 организаций, в том числе 36 вузов, 6 научных партнеров, включая 3 организации Российской академии наук.
- Дважды лауреат премии Правительства Российской Федерации в области качества (2009, 2019).
- Создана Система высшего образования онлайн, продвигаемая под брендом «Росдистант». Проект – победитель конкурса «Проектный Олимп» Аналитического центра при Правительстве РФ в номинации «Управление проектами в системе высшего образования и науки» (2019).

## Структура и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы CoCrZrMnNi, полученных вакуумно-индукционной плавкой, с разным содержанием Zr и Mn

**Коновалов Сергей Валерьевич**\*<sup>1,2,3</sup>, доктор технических наук, профессор, проректор по научной и инновационной деятельности

**Дробышев Владислав Константинович**<sup>1,4</sup>, аспирант кафедры обработки металлов давлением и материаловедения ЕВРАЗ ЗСМК, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений

**Панченко Ирина Алексеевна**<sup>1,5</sup>, кандидат технических наук, доцент кафедры менеджмента качества и инноваций, заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений

**Ли Хайсинь**<sup>2,6</sup>, кандидат наук, доцент Научно-исследовательского института в Яньтае

<sup>1</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)

<sup>2</sup>Харбинский инженерный университет, Яньтай (Китай)

\*E-mail: konovalov@sibsui.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1532-9226>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1631-9644>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3444-115X>

Поступила в редакцию 29.11.2024

Пересмотрена 30.01.2025

Принята к публикации 19.02.2025

**Аннотация:** Изучены механические свойства и микроструктура высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) системы CoCrZrMnNi, полученных вакуумно-индукционной плавкой, в зависимости от изменения содержания Zr и Mn. Оценивается влияние процентного содержания Zr и Mn на микроструктуру и механические свойства (модуль Юнга, нанотвердость, микротвердость) ВЭС системы CoCrZrMnNi. Изучена связь варьирования процентного содержания Zr и Mn с изменением размера зерен и механических свойств ВЭС. Исследования структуры, химического состава и распределения интенсивности характеристического рентгеновского излучения атомов выполнены с использованием сканирующей электронной микроскопии. Методами сканирующей электронной микроскопии продемонстрировано, что в сплавах CoCrZrMnNi при увеличении содержания циркония и уменьшении содержания марганца ближе к эквиатомному составу структура материала становилась более однородной. Изменение процентного содержания циркония с 8 до 28 ат. % способствовало уменьшению зерна с 30 до 5 мкм и более однородному элементному распределению. Сплав Co<sub>19,8</sub>Cr<sub>17,5</sub>Zr<sub>15,3</sub>Mn<sub>27,7</sub>Ni<sub>19,7</sub> в ходе инструментального индентирования с нагрузкой на индентор 50 мН продемонстрировал наибольшее значение нанотвердости (10 ГПа) и модуля Юнга (161 ГПа). Сплав Co<sub>20,4</sub>Cr<sub>18,6</sub>Zr<sub>7,9</sub>Mn<sub>33,3</sub>Ni<sub>20,3</sub> обладает наименьшими параметрами нанотвердости, модуля Юнга, микротвердости среди других сплавов, что может быть связано с крупнозернистой структурой с размером зерна до 30 мкм. По мере увеличения нагрузки на индентор до 5 Н микротвердость сплава Co<sub>19,8</sub>Cr<sub>17,5</sub>Zr<sub>15,3</sub>Mn<sub>27,7</sub>Ni<sub>19,7</sub> снижалась по сравнению со сплавом Co<sub>18,7</sub>Cr<sub>16,5</sub>Zr<sub>28,9</sub>Mn<sub>17,4</sub>Ni<sub>18,6</sub>, что может указывать на более универсальные механические свойства сплавов с эквиатомным содержанием циркония.

**Ключевые слова:** структура; механические свойства; высокоэнтропийный сплав; вакуумная индукционная плавка; сканирующая электронная микроскопия; модуль Юнга; нанотвердость; микротвердость.

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

**Для цитирования:** Коновалов С.В., Дробышев В.К., Панченко И.А., Ли Хайсинь. Структура и механические свойства высокоэнтропийных сплавов системы CoCrZrMnNi, полученных вакуумно-индукционной плавкой, с разным содержанием Zr и Mn // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 21–34. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-2.

### ВВЕДЕНИЕ

Новый класс металлических материалов – высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), обладающие необходимыми физико-механическими и эксплуатационными характеристиками, – представляет собой материалы, состоящие из пяти и более элементов в равных или близких концентрациях [1–3]. Увеличение числа элементов повышает взаимную растворимость, облегчая образование однофазного твердого раствора [4]. Некоторые перспективные техноло-

гические особенности ВЭС включают высокую твердость [5], хорошую износостойкость [6], отличную прочность как при высоких, так и при низких температурах [7; 8] и хорошую стойкость к окислению и коррозии [9; 10]. Уникальные характеристики данных сплавов обусловлены внутренними свойствами многокомпонентного твердого раствора, такими как искаженная структура решетки [11], эффект коктейля [12], вялая диффузия [5] и наномасштабное двойникование [9].

© Коновалов С.В., Дробышев В.К., Панченко И.А., Ли Хайсинь, 2025

Среди ВЭС всесторонне исследованным и перспективным материалом является эквивалентный состав  $\text{CoCrFeMnNi}$ , получивший название сплав Кантора [13]. Хотя данный материал имеет мультикомпонентную химическую структуру, он образует однофазный твердый раствор с гранцентрированной кубической решеткой [14]. Благодаря данной структуре материал демонстрирует высокую пластичность при комнатной температуре с относительным удлинением до разрушения  $\sim 71\%$ . Однако ключевым недостатком сплава Кантора остаются сравнительно низкие значения предела текучести  $\approx 220$  МПа и прочности при растяжении  $\approx 491$  МПа, что существенно сужает область их практического применения [15]. В связи с этим актуальной задачей при разработке ВЭС данной системы является поиск методов улучшения прочностных характеристик без компромисса в виде снижения пластичности.

В последние годы большая работа сосредоточена на разработке новых композиций ВЭС с хорошими механическими характеристиками [16]. Перспективным направлением улучшения механических и функциональных свойств сплавов является легирование хорошо изученными элементами, например, путем добавления циркония [17]. Легирование цирконием уже исследовалось для повышения механических свойств как легких сплавов [18], так и сталей [19], но еще не было изучено влияние циркония на механические свойства высокоэнтропийных сплавов Кантора с содержанием Zr до 30 ат. %. Ожидаемый механизм упрочнения, связанный с модификациями Zr в ВЭС, – это закрепление дислокаций, которое может быть вызвано сильным искажением решетки. Это искажение, в свою очередь, может быть вызвано дефектами замещения, вакансиями или несоответствием фаз [20]. На основе изучения сплава системы  $\text{CoCrFeNiZr}$  в работе [17] говорится о влиянии циркония на изменение микроструктуры сплава, но не исследуется зависимость изменения механических свойств и структуры при увеличении содержания циркония при одновременном снижении содержания другого компонента.

В текущем исследовании изучаются три композиции высокоэнтропийных сплавов системы  $\text{CoCrZrMnNi}$  с изменением концентрации циркония и марганца в сплаве от  $\approx 5$  до  $\approx 30$  ат. %.

Цель исследования – детальное изучение микроструктуры и однородности распределения элементов в полученных сплавах в зависимости от повышения содержания Zr при одновременном снижении Mn; анализ влияния добавки циркония на изменение микротвердости, нанотвердости, модуля Юнга сплавов системы  $\text{CoCrZrMnNi}$  и подбор композиции с оптимальными механическими свойствами.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе были исследованы ВЭС в литом состоянии на основе системы  $\text{CoCrZrMnNi}$ , полученные методом вакуумной индукционной плавки, с различным содержанием циркония и марганца (таблица 1).

Из полученных слитков вырезались образцы на электроэрозионном станке струйного типа ДК7732 М11. С целью получения качественной поверхности микрошлифа для проведения исследований, при шлифовании последовательно переходили от одной шкурки к другой с непрерывно уменьшающимися размерами

абразивных частиц и дальнейшей полировкой образца с использованием специального сукна и пасты. Для выявления микроструктуры образцов проводилось травление в реактиве, состоящем из  $\text{HNO}_3$  и  $\text{HCl}$  в соотношении 1:3, время травления составило 10–30 с.

Структуру и элементный состав образцов изучали с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) (прибор КУКУ EM-6900 (Китай), оснащенный энергодисперсионным анализатором Oxford XploRE (Великобритания)) с ускоряющим напряжением 30 кВ, током накала 2,20 А и током эмиссии  $150 \cdot 10^{-6}$  А. Методом сканирования вдоль линии с использованием микрорентгено-спектрального анализа было получено распределение интенсивности характеристического рентгеновского излучения атомов для определения концентрационной неоднородности сплавов. Данный анализ проводился на протравленных участках протяженностью от 80 до 600 мкм.

Исследование микротвердости было проведено с помощью микротвердомера HVS-1000A. Нагрузка была постоянной для всех режимов обработки и составляла 5 Н. Измерение нанотвердости и модуля упругости проводилось с помощью нанотвердомера «НаноСкан-4D». Метод измерения – вдавливание алмазной пирамиды (индентора) с регистрацией силы и глубины нагружения и последующим расчетом твердости и модуля упругости в соответствии с ГОСТ 8.748-2011 (ISO 14577). Параметры процедуры измерения: индентор – трехгранная пирамида типа Берковича; время нагружения – 10 с; время разгрузки – 10 с; время поддержания максимальной нагрузки – 10 с; прикладываемая нагрузка – 50 мН.

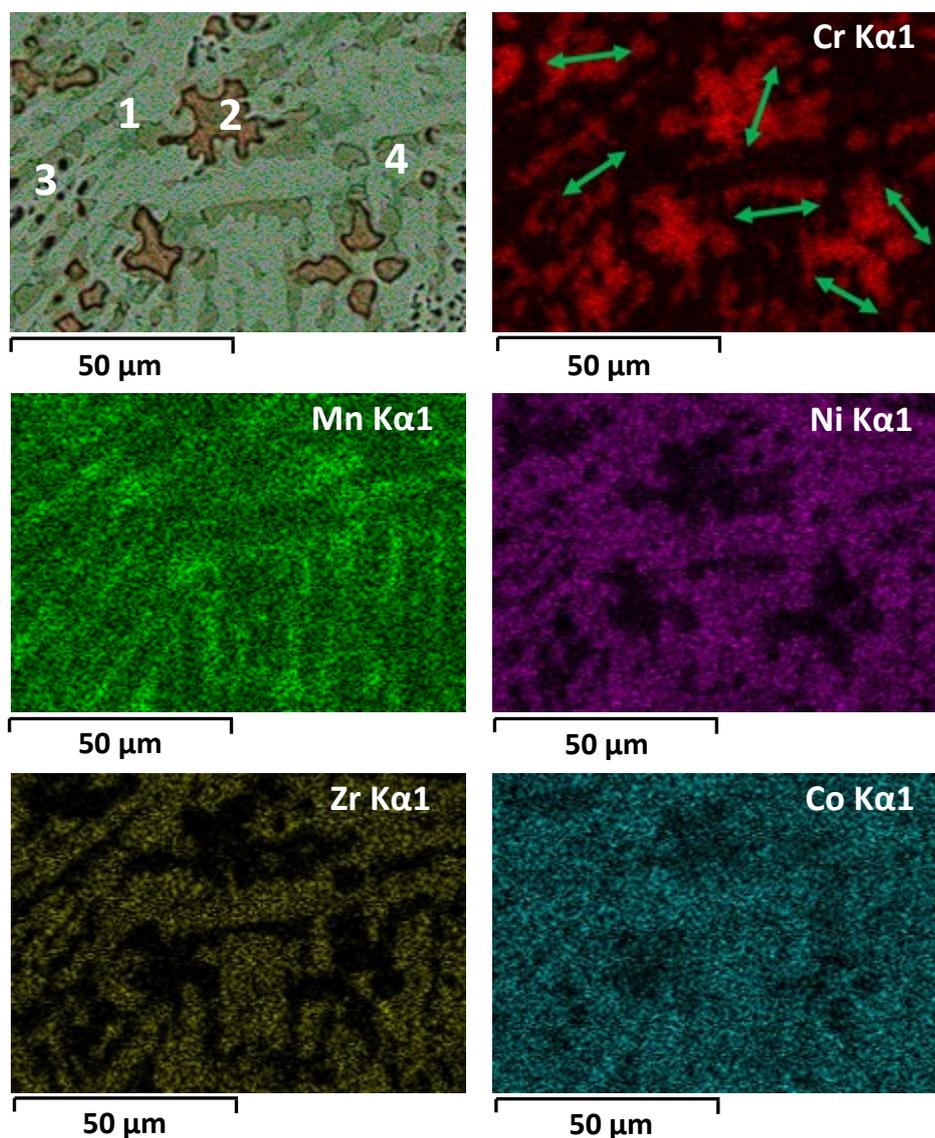
## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микроструктура литого ВЭС  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$ , полученного методом вакуумно-индукционного переплава, представленная на рис. 1, демонстрирует дендритную структуру. Распределение Co, Cr, Zr, Mn, Ni было выявлено методами картирования. По данным проведенного микрорентгеноспектрального анализа в междендритной (рис. 1, спектры 1, 2) и дендритной области (рис. 1, спектры 3, 4) сплава  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$  установлено содержание элементов, представленное в таблице 2. Дендритная область обогащена содержанием хрома и марганца, достигающим 42 и 29 ат. % соответственно, но обеднена содержанием циркония ( $\approx 1$  ат. %). Размер зерна дендритных «островков», обогащенных хромом, составил 30 мкм. На основе распределения интенсивности характеристического рентгеновского излучения атомов, представленного на рис. 2, можно сделать выводы о неоднородном распределении атомов хрома, марганца и циркония.

В сплаве с содержанием Zr 7,9 % и Mn 33,3 % выявлено квазиоднородное распределение марганца, кобальта и никеля (рис. 3). Остальные элементы Zr и Cr демонстрируют крупномасштабные неоднородности. Дендриты состоят из эквивалентного твердого раствора Mn, Cr, Ni (рис. 3, спектры 2–4) причем абсолютное количество каждого компонента немного выше номинального. Цирконий в основном сосредоточен в междендритных областях (рис. 3, спектр 1, таблица 3), эти области также обогащены Ni и обеднены Cr. Междендритная фаза сплава без Zr содержит зерна, состоящие из Mn и Cr. На основе графика (рис. 4) можно сделать

**Таблица 1.** Химический состав исследуемых образцов высокоэнтропийных сплавов в литом состоянии на основе системы CoCrZrMnNi, полученных методом вакуумной индукционной плавки  
**Table 1.** Chemical composition of the studied samples of as-cast high-entropy alloys based on the CoCrZrMnNi system produced by the method of vacuum-induction melting

Co, ат. %	Cr, ат. %	Zr, ат. %	Mn, ат. %	Ni, ат. %
19,8	17,5	15,3	27,7	19,7
20,4	18,0	7,9	33,3	20,3
18,7	16,5	28,9	17,4	18,6



**Рис. 1.** Элементное картирование сплава  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$ .  
 1–4 – участки микрорентгеноспектрального сканирования.

Стрелками показаны области измеряемых дендритов по диаметру

**Fig. 1.** Elemental mapping of the  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$  alloy.

1–4 are sections of X-ray spectral microscanning. The arrows indicate the areas of dendrites measured in diameter

Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа ВЭС по спектрам, представленного на рис. 1  
 Table 2. The results of X-ray spectral microanalysis of the HEA presented in Fig. 1

Спектр	Элемент, ат. %					
	Cr	Mn	Zr	Co	Ni	O
1	10,27	25,29	16,26	25,43	22,75	–
2	39,21	26,94	0,92	15,83	9,64	7,45
3	42,33	29,06	1,00	17,16	10,44	–
4	33,63	29,45	4,08	18,96	13,88	–

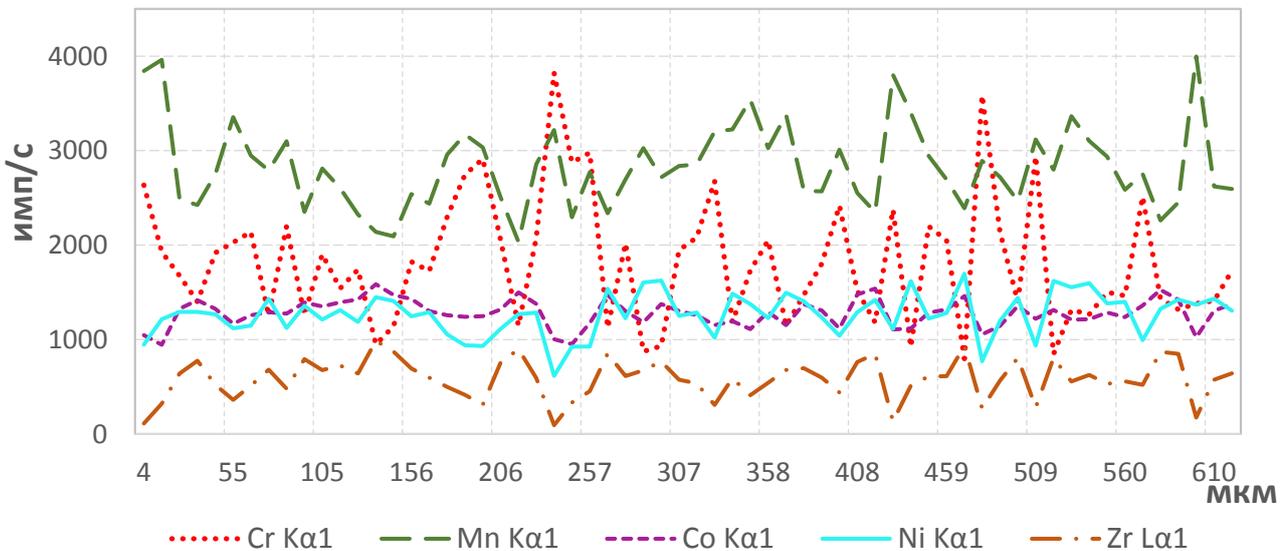
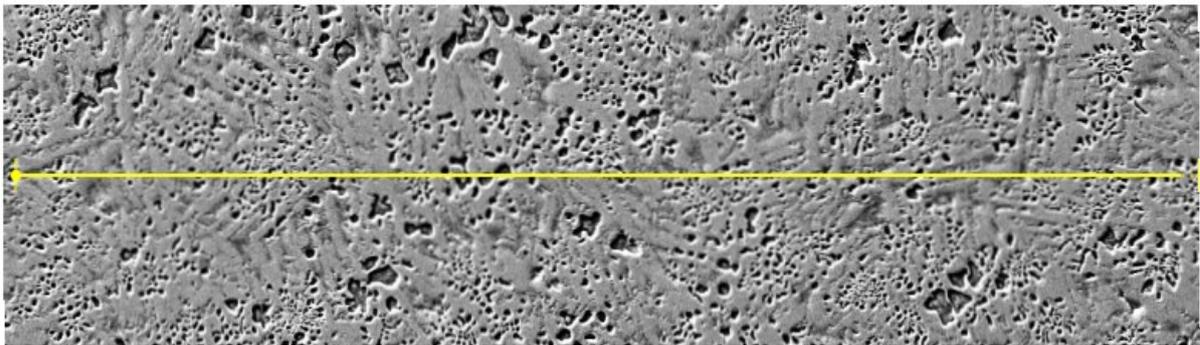
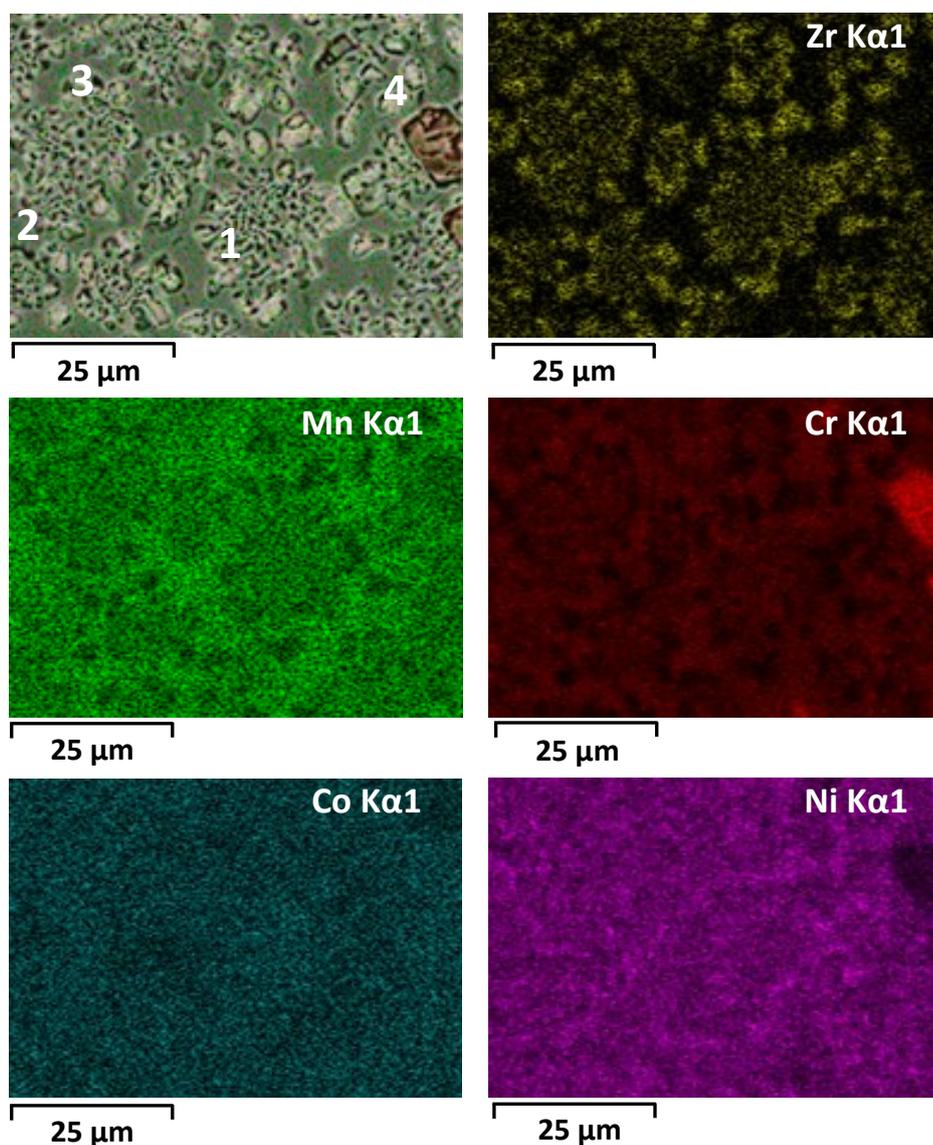


Рис. 2. Анализ концентрационной неоднородности сплава  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$  вдоль линии протяженностью 600 мкм  
 Fig. 2. Analysis of concentration heterogeneity of the  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$  alloy a line length of 600 μm

выводы об образовании двух соединений на участках 16–36 мкм и 56–68 мкм. В этих областях концентрация марганца и никеля изменяется от 6 до 46 ат. %.

Анализ изображений, полученных с помощью СЭМ, демонстрирует наличие продолговатых зерен в микроструктуре сплава (рис. 5, спектр 1). Несмотря на то, что полученный высокоэнтропийный сплав имеет неэквимолярное соотношение элементов, среди которых Zr является преобладающим (рис. 5, спектр 1), его содержание в различных участ-

ках снижается до 3 ат. % (рис. 5, спектр 2) одновременно с повышением содержания Mn (30 ат. %) и Ni (32 ат. %). Элементное картирование продемонстрировало однородное распределение никеля, марганца, кобальта (рис. 5, спектр 3). Анализ микроструктуры, выполненный с помощью СЭМ и встроенного ЭДС детектора, подтвердил неоднородное распределение циркония и хрома (таблица 4), а также образование глобулярных включений, содержащих Zr (рис. 5).



**Рис. 3.** Элементное картирование сплава  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$ .  
 1–4 – участки микрорентгеноспектрального сканирования  
**Fig. 3.** Elemental mapping of the  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$  alloy.  
 1–4 are sections of X-ray spectral microscanning

**Таблица 3.** Результаты микрорентгеноспектрального анализа ВЭС по спектрам, представленного на рис. 3  
**Table 3.** The results of X-ray spectral microanalysis of the HEA presented in Fig. 3

Спектр	Элемент, ат. %				
	Cr	Mn	Zr	Co	Ni
1	5,98	26,24	14,00	20,65	33,14
2	45,92	21,78	1,00	21,75	10,55
3	16,33	40,62	1,46	17,69	23,91
4	45,92	21,78	1,00	21,75	10,55

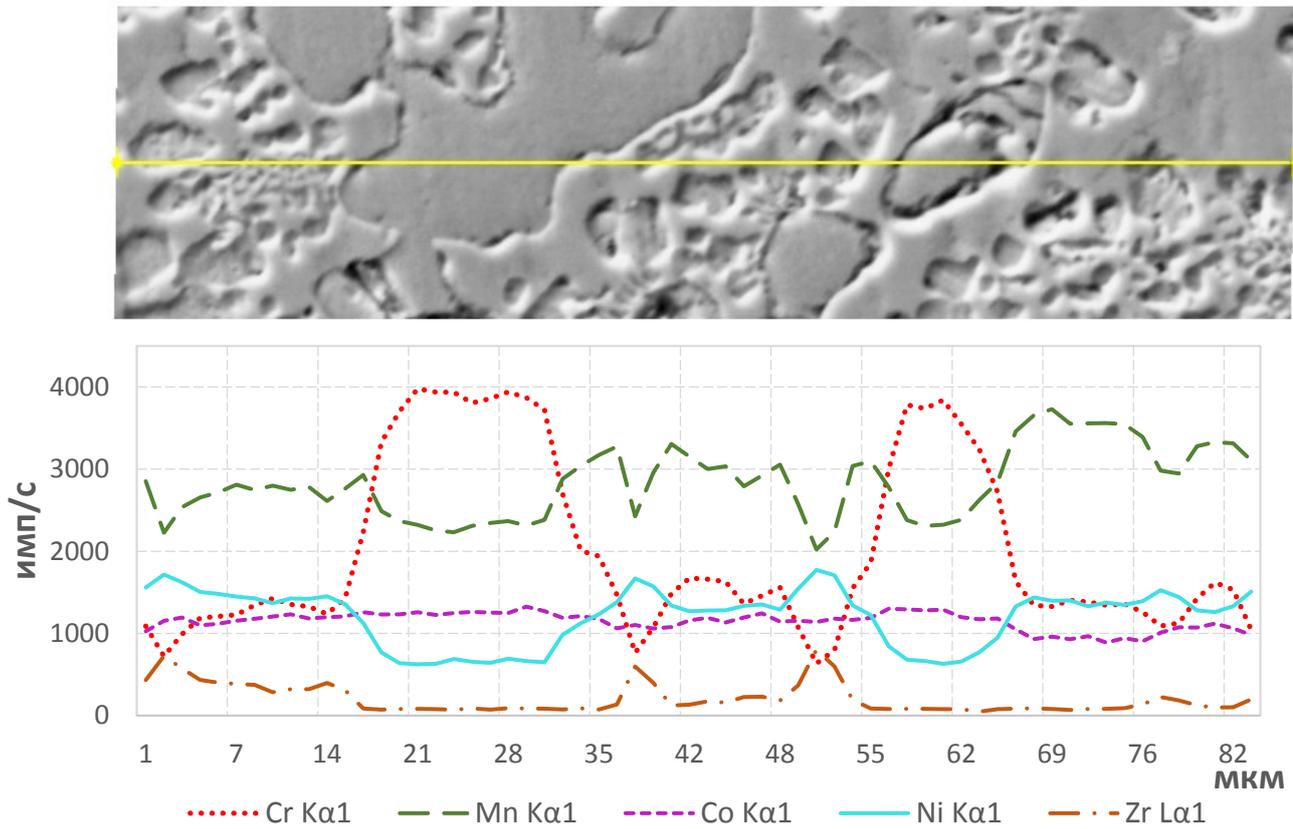


Рис. 4. Определение концентрационной неоднородности сплава  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$  вдоль линии протяженностью 90 мкм

Fig. 4. Determination of concentration heterogeneity of the  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$  alloy a line length of 90  $\mu m$

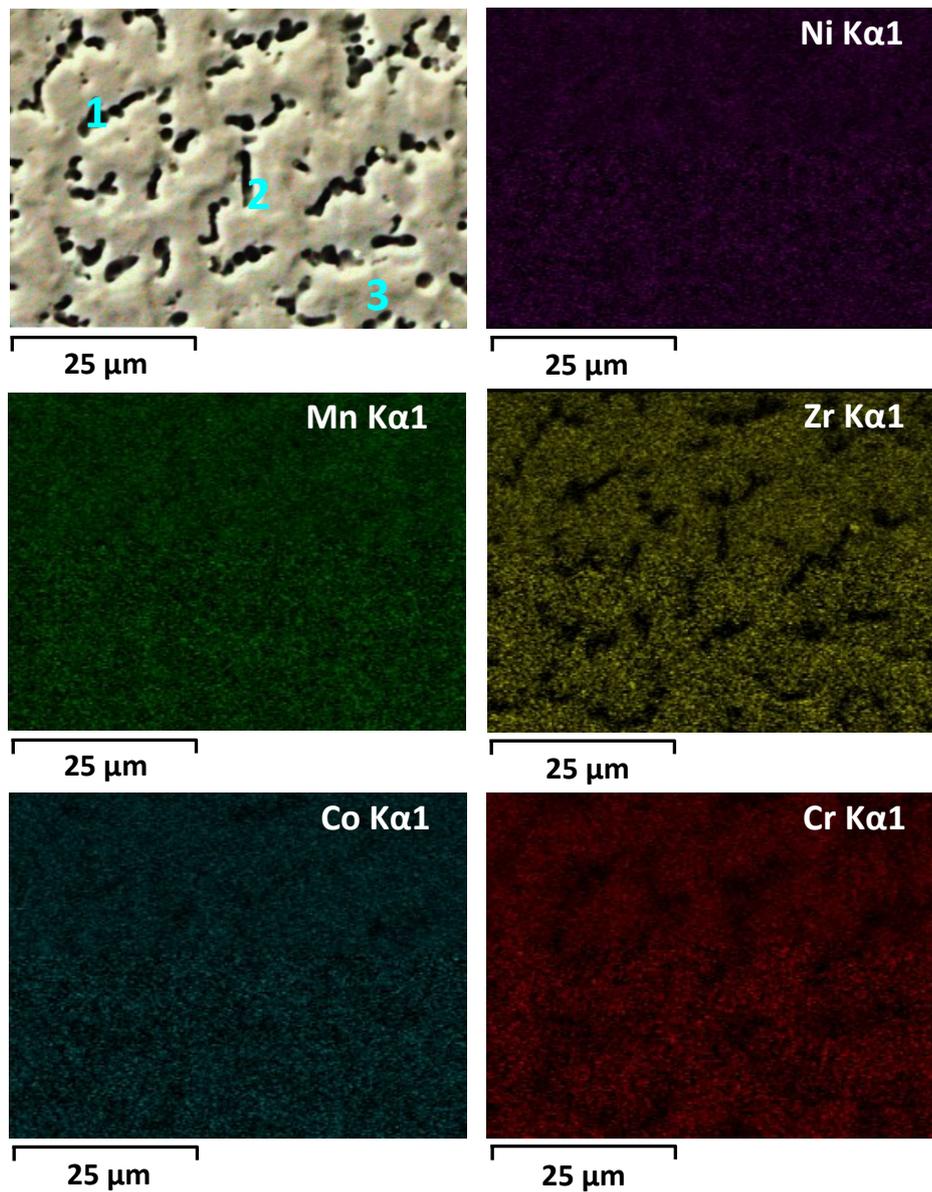
Таблица 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа ВЭС по спектрам, представленного на рис. 5  
Table 4. The results of X-ray spectral microanalysis of the HEA presented in Fig. 5

Спектр	Элемент, ат. %				
	Cr	Mn	Zr	Co	Ni
1	18,31	16,27	24,26	23,21	17,95
2	10,74	30,21	3,87	23,18	32,00
3	12,76	22,28	19,65	20,98	24,32

На основе распределения интенсивности характеристического рентгеновского излучения атомов, представленного на рис. 6, можно сделать выводы о неоднородном распределении атомов хрома, марганца и циркония. Размер участков неоднородного распределения элементов составляет до 10 мкм (рис. 6).

Изменение нанотвердости, микротвердости в сплавах CoCrZrMnNi по мере увеличения содержания циркония и уменьшения содержания марганца распределено нелинейно. Так, в сплаве  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$  значения нанотвердости, полученные в междендритной фазе, обогащенной цирконием, составило 11 ГПа, что выше по

сравнению с измерениями, проведенными в дендритной области, равными 9 ГПа. Данные значения нанотвердости являются лучшими среди остальных исследуемых сплавов. При увеличении нагрузки на индентор с 50 мН до 5 Н микротвердость  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$  снижается по сравнению со сплавом  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$  на 10 %. В целом тенденция повышения содержания циркония положительно сказывается на увеличении микротвердости материала, изменяющейся от 295 до 553  $HV_{0,5}$  (рис. 7, таблица 5). Тем самым сплав с содержанием элементов, близким к эквимолярному  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$ , демонстрирует лучшую способность к упрочнению



**Рис. 5.** Элементное картирование сплава  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$ .  
 1–3 – участки микрорентгеноспектрального сканирования  
**Fig. 5.** Elemental mapping of the  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$  alloy.  
 1–3 are sections of X-ray spectral microscanning

по сравнению со сплавами с номинальным содержанием циркония 7 и 15 %. С механической точки зрения (модуль упругости) сплавы  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$  и  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$  мало отличаются, демонстрируя очень похожие значения –  $122,73 \pm 10,37$  и  $109 \pm 10,41$  ГПа соответственно.

Микроструктура сплава  $CoCrZrMnNi$  в литом состоянии при неэквиволярном содержании Zr (8 ат. %) и Mn (33 ат. %) (рис. 8 с, 8 d) преимущественно состоит из крупных дендритов с повышенным содержанием хрома – до 46 % (таблица 3). Увеличение содержания циркония в междендритных областях сплава  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$  достигало 14 ат. %. С увеличением содержания Zr и уменьшением содержания Mn ближе к эквиаtomному составу структура материала становилась более однород-

ной и размер зерна уменьшался с 30 (рис. 8 а, 8 b) до 5 мкм (рис. 8 е, 8 f). Наиболее мелкие дендритные зерна находятся в сплаве  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$ , располагаясь от края образца к центру.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На рис. 1 междендритная фаза сплава без Zr содержит небольшие сферические включения (10 мкм в диаметре), состоящие из оксидов Mn и Cr. Образование таких включений ранее было отмечено несколькими авторами. Повидимому, включений трудно избежать при получении материалов, выплавленных в вакуумной индукционной печи [21]. Причиной их присутствия является частичное окисление шихтового материала, о чем свидетельствуют

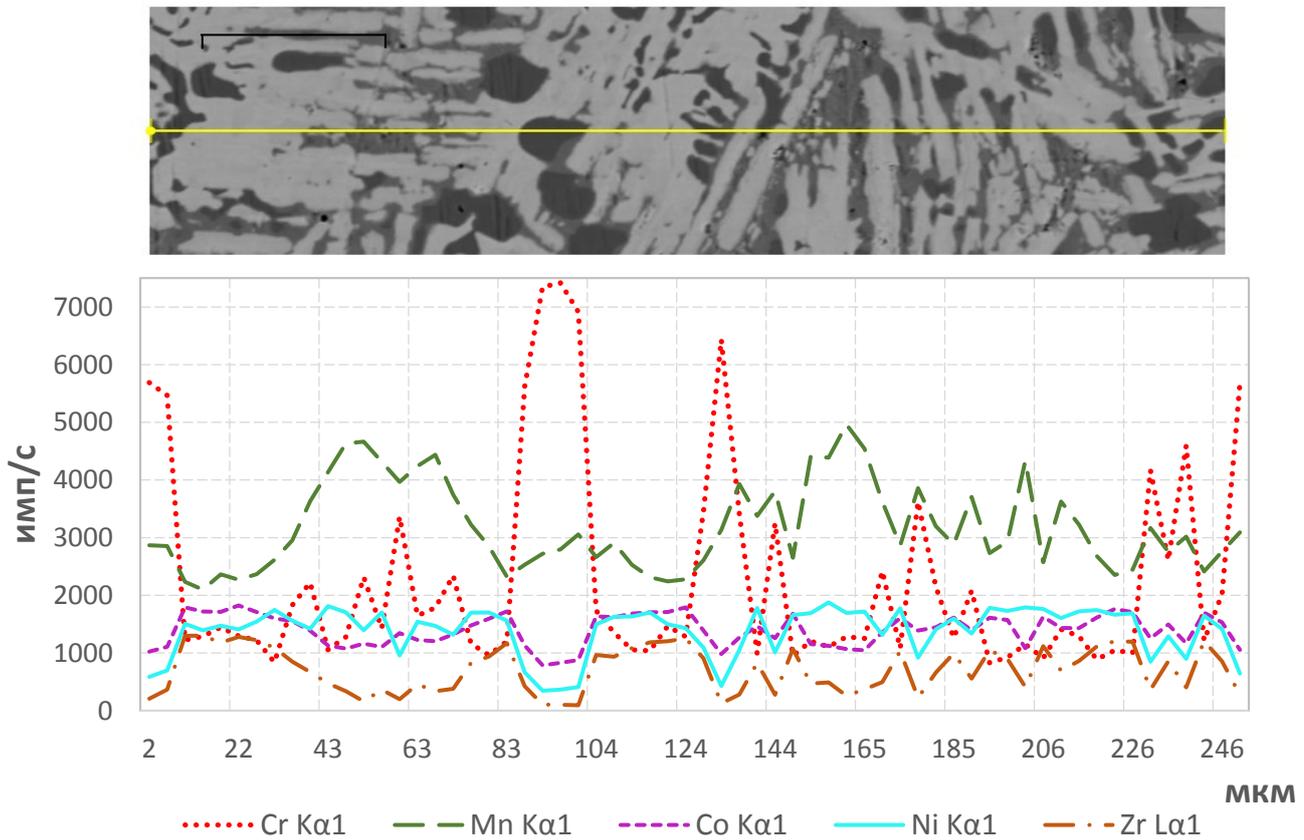


Рис. 6. Определение концентрационной неоднородности сплава  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$  вдоль линии протяженностью 246 мкм

Fig. 6. Determination of concentration heterogeneity of the  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$  alloy along a line length of 246  $\mu m$

Таблица 5. Изменение механических свойств сплавов CoCrZrMnNi в зависимости от изменения содержания циркония и марганца  
Table 5. Changes in the mechanical properties of CoCrZrMnNi alloys depending on changes in the zirconium and manganese content

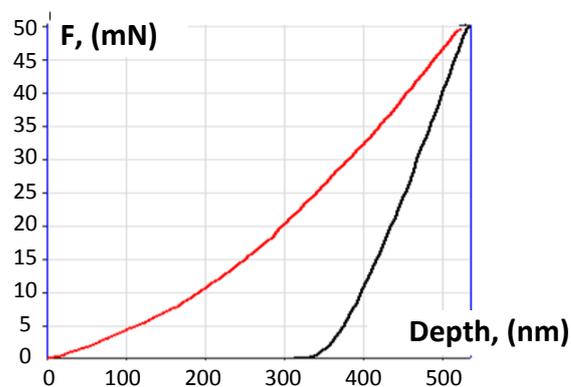
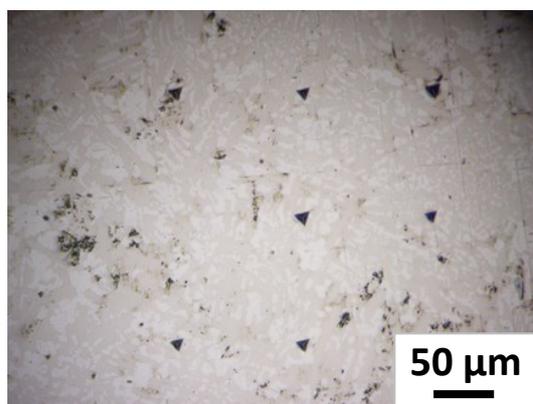
Среднее значение			
Глубина проникновения индентора, нм	Нанотвердость, ГПа	Модуль Юнга, ГПа	Микротвердость, HV <sub>0,5</sub>
$Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$			
425,41±0,28	10,05±1,03	161,67±20,57	484±58
$Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$			
745,22±43,63	3,48±0,38	122,73±10,37	334±35
$Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$			
454,30±23,45	8,95±0,83	109,96±10,41	537±57

данные, представленные в таблице 2, полученные методом микрорентгеноспектрального анализа.

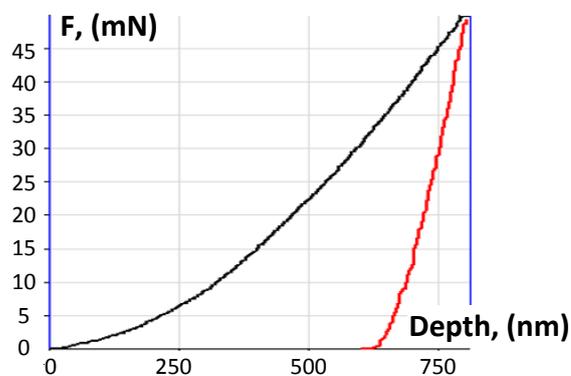
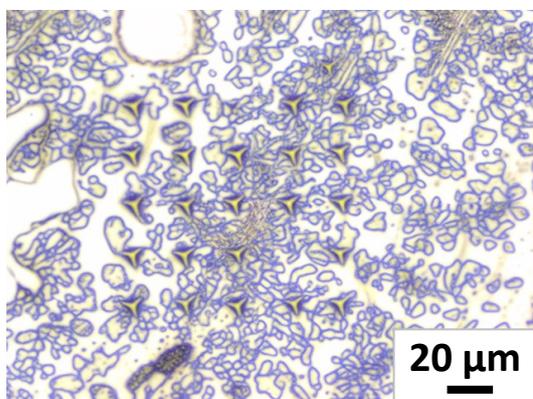
Возможно, выравнивание дендритных зерен связано с направлением теплового потока во время затвердевания. Во всех исследуемых сплавах отмечено квазиоднородное распределение атомов кобальта при элементном картировании (рис. 1, 3, 5), тем самым

процентное содержание кобальта соответствует номинальному в исследуемых сплавах, что согласуется с данными [22].

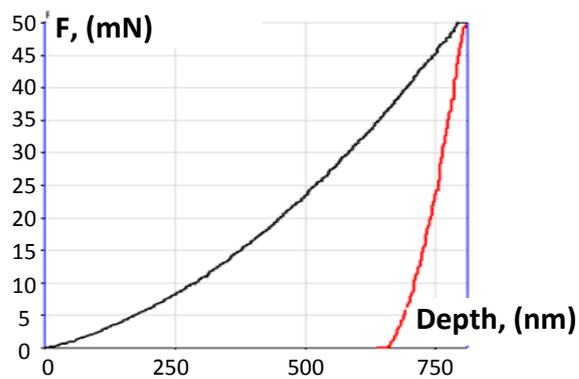
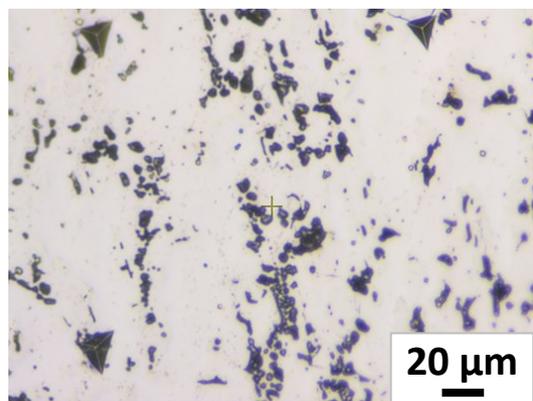
Стоит отметить, что микротвердость неэквивалентного сплава (таблица 5)  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$  ( $537\pm 57 HV_{0,5}$ ) превосходит значение для состава  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$ , близкое к эквивалентному



a



b



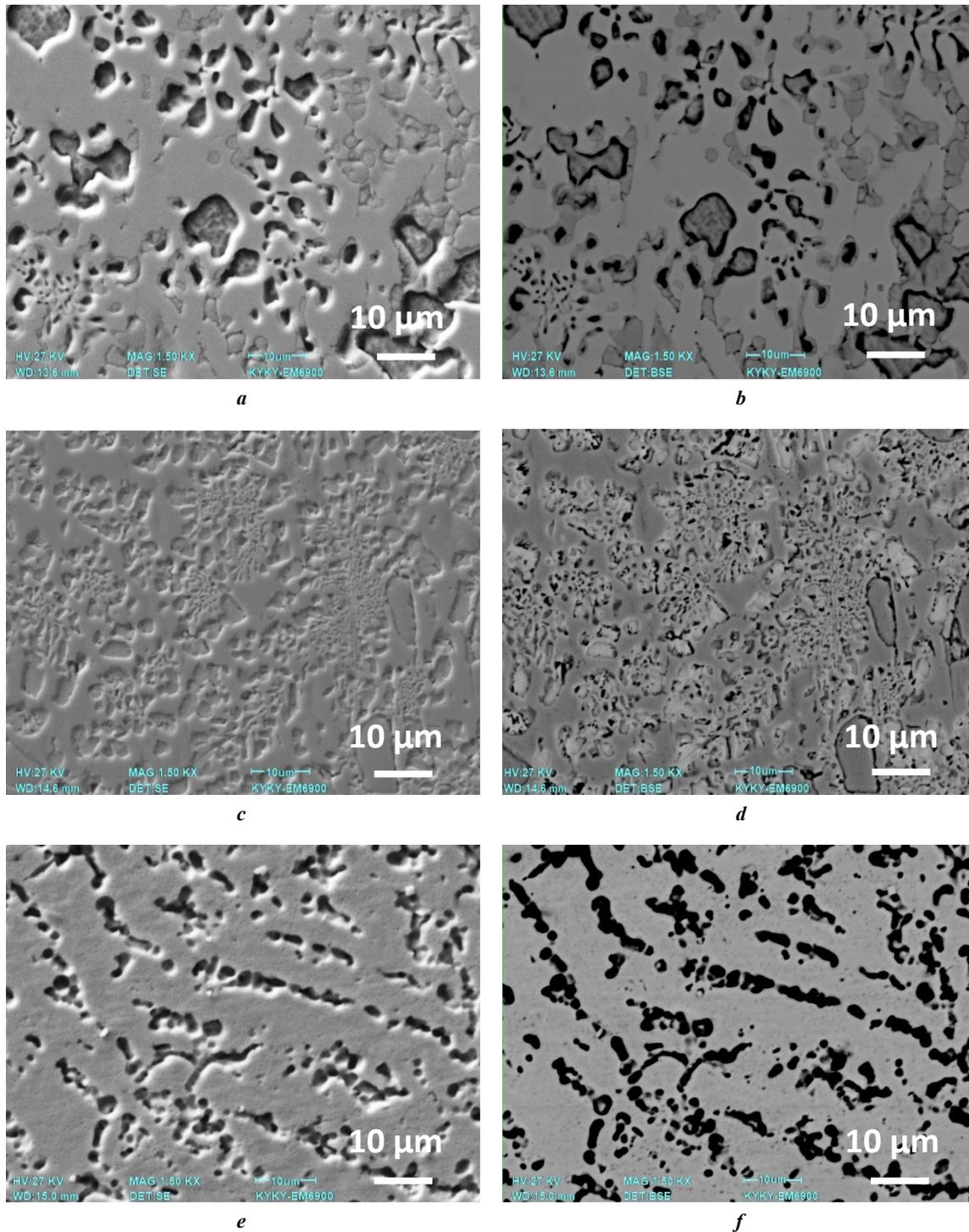
c

**Рис. 7.** Оптическое изображение и график разгрузки – нагружения инструментального индентирования сплавов CoCrZrMnNi:

**a** –  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$ ; **b** –  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$ ; **c** –  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$

**Fig. 7.** Optical image and loading–unloading graph of instrumental indentation of CoCrZrMnNi alloys:

**a** –  $Co_{19,8}Cr_{17,5}Zr_{15,3}Mn_{27,7}Ni_{19,7}$ ; **b** –  $Co_{20,4}Cr_{18,0}Zr_{7,9}Mn_{33,3}Ni_{20,3}$ ; **c** –  $Co_{18,7}Cr_{16,5}Zr_{28,9}Mn_{17,4}Ni_{18,6}$



**Рис. 8.** Микроструктура сплавов  $\text{CoCrZrMnNi}$  с разным содержанием циркония и марганца:

**a, b** – СЭМ сплава  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$  с использованием SE и BSE детектора;

**c, d** – СЭМ сплава  $\text{Co}_{20,4}\text{Cr}_{18,0}\text{Zr}_{7,9}\text{Mn}_{33,3}\text{Ni}_{20,3}$  с использованием SE и BSE детектора;

**e, f** – СЭМ сплава  $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$  с использованием SE и BSE детектора

**Fig. 8.** Microstructure of  $\text{CoCrZrMnNi}$  alloys with different zirconium and manganese:

**a, b** – SEM of the  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$  alloy using SE and BSE detector;

**c, d** – SEM of the  $\text{Co}_{20,4}\text{Cr}_{18,0}\text{Zr}_{7,9}\text{Mn}_{33,3}\text{Ni}_{20,3}$  alloy using SE and BSE detector;

**e, f** – SEM of the  $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$  alloy using SE and BSE detector

( $484 \pm 58 \text{ HV}_{0,5}$ ) [29], а наименьшие значения наблюдаются в сплаве с содержанием 7,9 ат. % Zr и 33,3 ат. % Mn. Это может быть связано с более мелкой структурой зерна, достигающей размера около 5 мкм, и более

однородным распределением элементов в сплаве  $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$  по сравнению со сплавами  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$  и  $\text{Co}_{20,4}\text{Cr}_{18,0}\text{Zr}_{7,9}\text{Mn}_{33,3}\text{Ni}_{20,3}$ . В работе [15] наблюдается похожая закономерность

изменений механических свойств при неэквивалентных концентрациях Fe и Mn, приводящих к увеличению микро- и нанотвердости сплавов системы CoCrFeMnNi.

На электронно-микроскопических изображениях, представленных на рис. 7, присутствуют темные частицы. Это может быть связано с загрязнением материала в основном частицами, поступающими из оксидов металлов во время пробоподготовки с использованием электроэрозионного оборудования струйного типа. Так, в работе [23] наблюдалось похожее явление после фрезерования сплава системы CoCrFeNi.

Изменение содержания циркония и марганца оказывает значительное влияние на нанотвердость, микротвердость, модуль Юнга сплавов системы CoCrZrMnNi, что может привести к различным структурным преобразованиям и механическим характеристикам. Так, в исследовании [16] наблюдался похожий эффект от варьирования процентного содержания Fe и Mn от 5 до 35 ат. %, что приводило к нелинейному изменению прочностных свойств данных материалов, имеющих решающее значение для применения ВЭС в современных конструкционных материалах. Проведенные исследования подтверждают предположение об эффекте упрочнения ВЭС с повышенным содержанием циркония.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Выявлено, что получение высокоэнтропийных сплавов системы CoCrZrMnNi методом вакуумной индукционной плавки способствует получению сплавов с неоднородной структурой и различными механическими свойствами:

1. Увеличение содержания циркония в сплавах CoCrZrMnNi с 8 до 28 ат. % способствовало образованию мелкозернистой структуры и более однородному элементному распределению.

2. Сплав  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$  в ходе инструментального индентирования продемонстрировал наибольшее значение нанотвердости (10 ГПа) и модуля Юнга (161 ГПа). В то же время сплав  $\text{Co}_{20,4}\text{Cr}_{18,0}\text{Zr}_{7,9}\text{Mn}_{33,3}\text{Ni}_{20,3}$  обладает наименьшими механическими свойствами (нанотвердостью, модулем Юнга, микротвердостью) среди других сплавов, что может быть связано с крупнозернистой структурой. По мере увеличения нагрузки на индентор (5 Н) микротвердость сплава  $\text{Co}_{19,8}\text{Cr}_{17,5}\text{Zr}_{15,3}\text{Mn}_{27,7}\text{Ni}_{19,7}$  снизилась по сравнению со сплавом  $\text{Co}_{18,7}\text{Cr}_{16,5}\text{Zr}_{28,9}\text{Mn}_{17,4}\text{Ni}_{18,6}$ , что может указывать на более универсальные механические свойства сплавов с содержанием циркония от 20 ат. %.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Pandey V., Seetharam R., Chelladurai H. A comprehensive review: Discussed the effect of high-entropy alloys as reinforcement on metal matrix composite properties, fabrication techniques, and applications // *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. Vol. 1002. Article number 175095. DOI: [10.1016/j.jallcom.2024.175095](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175095).
- Zosu S.J., Amaghionyeodiwe C.A., Adedeji K.A. Optimization of high-entropy alloys (HEAS) for lightweight automotive components: Design, fabrication, and performance enhancement // *Global Journal of Engineering*

- and *Technology Advances*. 2024. Vol. 21. № 1. P. 064–072. DOI: [10.30574/gjeta.2024.21.1.0182](https://doi.org/10.30574/gjeta.2024.21.1.0182).
- Ahmadkhaniha D., Zanella C. High Entropy Alloy Deposition from an Aqueous Bath // *Meeting abstracts*. 2023. Vol. MA2023-02. Article number 1263. DOI: [10.1149/ma2023-02201263mtgabs](https://doi.org/10.1149/ma2023-02201263mtgabs).
- Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys // *Physics of Metals and Metallography*. 2020. Vol. 121. № 8. P. 733–764. DOI: [10.1134/S0031918X20080098](https://doi.org/10.1134/S0031918X20080098).
- Kao Yih-Farn, Chen Ting-Jie, Chen Swe-Kai, Yeh Jien-Wei. 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. Vol. 488. P. 57–64. DOI: [10.1016/j.jallcom.2009.08.090](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090).
- Poletti M.G., Fiore G., Gili F., Mangherini D., Battezzati L. Development of a new high entropy alloy for wear resistance:  $\text{FeCoCrNiW}_0.3$  and  $\text{FeCoCrNiW}_0.3 + 5$  at. % of C // *Materials and Design*. 2017. Vol. 115. P. 247–254. DOI: [10.1016/j.matdes.2016.11.027](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.11.027).
- Tabachnikova E.D., Podolskiy A.V., Laktionova M.O., Bereznaiia N.A., Tikhonovsky M.A., Tortika A.S. Mechanical properties of the  $\text{CoCrFeNiMnV}_x$  high entropy alloys in temperature range 4.2–300 K // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 698. P. 501–509. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.12.154](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.154).
- Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high entropy alloy for cryogenic applications // *Science*. 2014. Vol. 345. P. 1153–1158. DOI: [10.1126/science.1254581](https://doi.org/10.1126/science.1254581).
- Kim Han-Eol, Kim Jae-Hyun, Jeong Ho-In, Cho Young-Tae, Salem O., Jung Dong-Won, Lee Choon-Man. Effects of Mo Addition on Microstructure and Corrosion Resistance of  $\text{Cr}_{25-x}\text{Co}_{25}\text{Ni}_{25}\text{Fe}_{25}\text{Mo}_x$  High-Entropy Alloys via Directed Energy Deposition // *Micro-machines*. 2024. Vol. 15. № 10. Article number 1196. DOI: [10.3390/mi15101196](https://doi.org/10.3390/mi15101196).
- Нестеров К.М., Фаррахов Р.Г., Аубакирова В.Р., Исламгалиев Р.К., Сиразеева А.Р., Абуайяш А. Термическая стабильность и коррозионная стойкость ультрамелкозернистого высокоэнтропийного сплава  $\text{Fe}_{30}\text{Ni}_{30}\text{Mn}_{30}\text{Cr}_{10}$  // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 4. С. 81–89. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-4-81-89](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-4-81-89).
- Yeh Jien-Wei. Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys // *JOM*. 2013. Vol. 65. P. 1759–1771. DOI: [10.1007/s11837-013-0761-6](https://doi.org/10.1007/s11837-013-0761-6).
- Yong Zhang, Ting Ting Zuo, Zhi Tang, Michael C. Gao, Dahmen K.A., Liaw P.K., Zhao Ping Lu. Microstructures and properties of high-entropy alloys // *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1–93. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2013.10.001](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001).
- Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multi-component alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 375–377. P. 213–218. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.257](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257).
- 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. С. 3–12. DOI: [10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-3-12](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-3-12).

15. Дробышев В.К., Панченко И.А., Коновалов С.В. Механические свойства и микроструктура сплавов системы CoCrFeMnNi // Ползуновский вестник. 2024. № 2. С. 249–254. DOI: [10.25712/ASTU.2072-8921.2024.02.033](https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2024.02.033).
16. Panchenko I.A., Drobyshev V.K., Konovalov S.V., Bessonov D.A. Structural Change in Co–Cr–Fe–Mn–Ni Alloys upon Variation in Mn and Fe Concentrations // Technical Physics Letters. 2024. № 7. DOI: [10.1134/S1063785024700391](https://doi.org/10.1134/S1063785024700391).
17. Huo Wenyi, Zhou Hui, Fang Feng, Xie Zonghan, Jiang Jianqing. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZr<sub>x</sub> eutectic high-entropy alloys // Materials and Design. 2017. Vol. 134. P. 226–233. DOI: [10.1016/j.matdes.2017.08.030](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.030).
18. Полунина А.О., Полунин А.В., Криштал М.М. Влияние добавки наночастиц ZrO<sub>2</sub> в электролит на структуру и антикоррозионные свойства оксидных слоев, формируемых плазменно-электролитическим оксидированием на сплаве Mg<sub>97</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>1</sub> // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 4. С. 87–98. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-4-66-8](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-4-66-8).
19. Xu Haijian, Lu Zheng, Wang Dongmei, Liu Chunming. Microstructure Refinement and Strengthening Mechanisms of a 9Cr Oxide Dispersion Strengthened Steel by Zirconium Addition // Nuclear Engineering and Technology. 2017. Vol. 49. № 1. P. 178–188. DOI: [10.1016/j.net.2017.01.002](https://doi.org/10.1016/j.net.2017.01.002).
20. He J.Y., Wang H., Huang H.L. et al. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties // Acta Materialia. 2016. Vol. 102. P. 187–196. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.08.076](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.08.076).
21. Otto F., Hanold N.L., George E.P. Microstructural evolution after thermomechanical processing in an equiatomic, single-phase CoCrFeMnNi high-entropy alloy with special focus on twin boundaries // Intermetallics. 2014. Vol. 54. P. 39–48. DOI: [10.1016/j.intermet.2014.05.014](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.05.014).
22. 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. Vol. 14. № 20. Article number 5994. DOI: [10.3390/ma14205994](https://doi.org/10.3390/ma14205994).
23. Moravcik I., Kubicek A., Moravcikova-Gouvea L., Ondrej A., Kana V., Pouchly V., Zadera A., Dlouhy I. The Origins of High-Entropy Alloy Contamination Induced by Mechanical Alloying and Sintering // Metals. 2020. Vol. 10. № 9. Article number 1186. DOI: [10.3390/met10091186](https://doi.org/10.3390/met10091186).
1. Pandey V., Seetharam R., Chelladurai H. A comprehensive review: Discussed the effect of high-entropy alloys as reinforcement on metal matrix composite properties, fabrication techniques, and applications. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 1002, article number 175095. DOI: [10.1016/j.jallcom.2024.175095](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.175095).
2. Zosu S.J., Amaghionyeodiwe C.A., Adedeji K.A. Optimization of high-entropy alloys (HEAs) for lightweight automotive components: Design, fabrication, and performance enhancement. *Global Journal of Engineering and Technology Advances*, 2024, vol. 21, no. 1, pp. 064–072. DOI: [10.30574/gjeta.2024.21.1.0182](https://doi.org/10.30574/gjeta.2024.21.1.0182).
3. Ahmadkhaniha D., Zanella C. High Entropy Alloy Deposition from an Aqueous Bath. *Meeting abstracts*, 2023, vol. MA2023-02, article number 1263. DOI: [10.1149/ma2023-02201263mtgabs](https://doi.org/10.1149/ma2023-02201263mtgabs).
4. Rogachev A.S. Structure, stability, and properties of high-entropy alloys. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 8, pp. 733–764. DOI: [10.1134/S0031918X20080098](https://doi.org/10.1134/S0031918X20080098).
5. Kao Yih-Farn, Chen Ting-Jie, Chen Swe-Kai, Yeh Jien-Wei. Microstructure and mechanical property of as-cast, homogenized and deformed Al<sub>x</sub>CoCrFeNi (0 ≤ x ≤ 2) high-entropy alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, vol. 488, pp. 57–64. DOI: [10.1016/j.jallcom.2009.08.090](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.090).
6. Poletti M.G., Fiore G., Gili F., Mangherini D., Battezzati L. Development of a new high entropy alloy for wear resistance: FeCoCrNiW0.3 and FeCoCrNiW0.3 + 5 at.% of C. *Materials and Design*, 2017, vol. 115, pp. 247–254. DOI: [10.1016/j.matdes.2016.11.027](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.11.027).
7. Tabachnikova E.D., Podolskiy A.V., Laktionova M.O., Bereznaiia N.A., Tikhonovsky M.A., Tortika A.S. Mechanical properties of the CoCrFeNiMnVx high entropy alloys in temperature range 4.2–300 K. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 698, pp. 501–509. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.12.154](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.12.154).
8. Gludovatz B., Hohenwarter A., Catoor D., Chang E.H., George E.P., Ritchie R.O. A fracture-resistant high entropy alloy for cryogenic applications. *Science*, 2014, vol. 345, pp. 1153–1158. DOI: [10.1126/science.1254581](https://doi.org/10.1126/science.1254581).
9. Kim Han-Eol, Kim Jae-Hyun, Jeong Ho-In, Cho Young-Tae, Salem O., Jung Dong-Won, Lee Choon-Man. Effects of Mo Addition on Microstructure and Corrosion Resistance of Cr<sub>25-x</sub>Co<sub>25</sub>Ni<sub>25</sub>Fe<sub>25</sub>Mo<sub>x</sub> High-Entropy Alloys via Directed Energy Deposition. *Micromachines*, 2024, vol. 15, no. 10, article number 1196. DOI: [10.3390/mi15101196](https://doi.org/10.3390/mi15101196).
10. Nesterov K.M., Farrakhov R.G., Aubakirova V.R., Islamgaliev R.K., Sirazeeva A.R., Abuayyash A. Thermal stability and corrosion resistance of ultrafine-grained high-entropy Fe<sub>30</sub>Ni<sub>30</sub>Mn<sub>30</sub>Cr<sub>10</sub> alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 4, pp. 81–89. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-4-81-89](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-4-81-89).
11. Yeh Jien-Wei. Alloy Design Strategies and Future Trends in High-Entropy Alloys. *JOM*, 2013, vol. 65, pp. 1759–1771. DOI: [10.1007/s11837-013-0761-6](https://doi.org/10.1007/s11837-013-0761-6).
12. Yong Zhang, Ting Ting Zuo, Zhi Tang, Michael C. Gao, Dahmen K.A., Liaw P.K., Zhao Ping Lu. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*, 2014, vol. 61, pp. 1–93. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2013.10.001](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2013.10.001).
13. Cantor B., Chang I.T.H., Knight P., Vincent A.J.B. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 213–218. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.257](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257).
14. Gromov V.E., Konovalov S.V., Chen X., Efimov M.O., Panchenko I.A., Shlyarov V.V. Development vector for enhancement of Cantor HEA properties. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*, 2023, no. 2, pp. 3–12. DOI: [10.57070/2304-4497-2023-2\(44\)-3-12](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2023-2(44)-3-12).
15. Drobyshev V.K., Panchenko I.A., Konovalov S.V. Mechanical properties and microstructure of alloys

## REFERENCES

- of the CoCrFeMnNi system. *Polzunovskiy vestnik*, 2024, no. 2, pp. 249–254. DOI: [10.25712/ASTU.2072-8921.2024.02.033](https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2024.02.033).
16. Panchenko I.A., Drobyshev V.K., Kononov S.V., Bessonov D.A. Structural Change in Co–Cr–Fe–Mn–Ni Alloys upon Variation in Mn and Fe Concentrations. *Technical Physics Letters*, 2024, no. 7. DOI: [10.1134/S1063785024700391](https://doi.org/10.1134/S1063785024700391).
  17. Huo Wenyi, Zhou Hui, Fang Feng, Xie Zonghan, Jiang Jianqing. Microstructure and mechanical properties of CoCrFeNiZr<sub>x</sub> eutectic high-entropy alloys. *Materials and Design*, 2017, vol. 134, pp. 226–233. DOI: [10.1016/j.matdes.2017.08.030](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.08.030).
  18. Polunina A.O., Polunin A.V., Krishtal M.M. The influence of addition of ZrO<sub>2</sub> nanoparticles to the electrolyte on the structure and anticorrosion properties of oxide layers formed by plasma electrolytic oxidation on the Mg<sub>97</sub>Y<sub>2</sub>Zn<sub>1</sub> alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 4, pp. 87–98. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-4-66-8](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-4-66-8).
  19. Xu Haijian, Lu Zheng, Wang Dongmei, Liu Chunming. Microstructure Refinement and Strengthening Mechanisms of a 9Cr Oxide Dispersion Strengthened Steel by Zirconium Addition. *Nuclear Engineering and Technology*, 2017, vol. 49, no. 1, pp. 178–188. DOI: [10.1016/j.net.2017.01.002](https://doi.org/10.1016/j.net.2017.01.002).
  20. He J.Y., Wang H., Huang H.L. et al. A precipitation-hardened high-entropy alloy with outstanding tensile properties. *Acta Materialia*, 2016, vol. 102, pp. 187–196. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.08.076](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.08.076).
  21. Otto F., Hanold N.L., George E.P. Microstructural evolution after thermomechanical processing in an equiatomic, single-phase CoCrFeMnNi high-entropy alloy with special focus on twin boundaries. *Intermetallics*, 2014, vol. 54, pp. 39–48. DOI: [10.1016/j.intermet.2014.05.014](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.05.014).
  22. 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, vol. 14, no. 20, article number 5994. DOI: [10.3390/ma14205994](https://doi.org/10.3390/ma14205994).
  23. Moravcik I., Kubicek A., Moravcikova-Gouvea L., Ondrej A., Kana V., Pouchly V., Zadera A., Dlouhy I. The Origins of High-Entropy Alloy Contamination Induced by Mechanical Alloying and Sintering. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 9, article number 1186. DOI: [10.3390/met10091186](https://doi.org/10.3390/met10091186).

## Structure and mechanical properties of high-entropy alloys of the CoCrZrMnNi system with different Zr and Mn contents produced by vacuum-induction melting

**Sergey V. Kononov**<sup>1,2,3</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
Vice-Rector for Research and Innovation Activities

**Vladislav K. Drobyshev**<sup>1,4</sup>, postgraduate student of Chair of Metal Forming and Materials Science of EVRAZ ZSMK,  
researcher of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing

**Irina A. Panchenko**<sup>1,5</sup>, PhD (Engineering), assistant professor of Chair of Quality Management and Innovation,  
Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing

**Li Haixin**<sup>2,6</sup>, PhD, associate professor of Yantai Research Institute

<sup>1</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)

<sup>2</sup>Harbin Engineering University, Yantai (China)

\*E-mail: kononov@sibsiu.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1532-9226>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1631-9644>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3444-115X>

Received 29.11.2024

Revised 30.01.2025

Accepted 19.02.2025

**Abstract:** The mechanical properties and microstructure of high-entropy alloys (HEA) of the CoCrZrMnNi system produced by vacuum-induction melting are studied depending on the change in the Zr and Mn content. The effect of the Zr and Mn percentage on the microstructure and mechanical properties (Young's modulus, nanohardness, microhardness) of the high-entropy alloys of the CoCrZrMnNi system is estimated. The relationship between varying the percentage of Zr and Mn and changing the grain size and mechanical properties of high-entropy alloys is studied. The structure, chemical composition and distribution of the intensity of characteristic X-ray radiation of atoms are studied using scanning electron microscopy. The study by scanning electron microscopy methods has demonstrated that in CoCrZrMnNi alloys, with an increase in the zirconium content and a decrease in the manganese content closer to the equiatomic composition, the material structure became more homogeneous. Changing the percentage of zirconium from 8 to 28 at. % contributed to the grain size reduction from 30 to 5 μm and a more uniform elemental distribution. The Co<sub>19.8</sub>Cr<sub>17.5</sub>Zr<sub>15.3</sub>Mn<sub>27.7</sub>Ni<sub>19.7</sub> alloy demonstrated the highest nanohardness (10 GPa) and Young's modulus (161 GPa) during instrumental indentation with an indenter load of 50 mN. The Co<sub>20.4</sub>Cr<sub>18.0</sub>Zr<sub>7.9</sub>Mn<sub>33.3</sub>Ni<sub>20.3</sub> alloy has the lowest nanohardness, Young's modulus, and microhardness among other alloys, which may be related to the coarse-grained structure with a grain size of up to 30 μm. As the indenter load increased to 5 N, the microhardness of the Co<sub>19.8</sub>Cr<sub>17.5</sub>Zr<sub>15.3</sub>Mn<sub>27.7</sub>Ni<sub>19.7</sub> alloy decreased compared

to the  $\text{Co}_{18.7}\text{Cr}_{16.5}\text{Zr}_{28.9}\text{Mn}_{17.4}\text{Ni}_{18.6}$  alloy, which may indicate more universal mechanical properties of alloys with equiatomic zirconium content.

**Keywords:** structure; mechanical properties; high-entropy alloy; vacuum-induction melting; scanning electron microscopy; Young's modulus; nanohardness; microhardness.

**Acknowledgments:** The study was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.

**For citation:** Konovalov S.V., Drobyshev V.K., Panchenko I.A., Li Haixin. Structure and mechanical properties of high-entropy alloys of the CoCrZrMnNi system with different Zr and Mn contents produced by vacuum-induction melting. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 21–34. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-2.

## Режущая керамика для точения специализированной нержавеющей труднообрабатываемой стали

*Мокрицкий Борис Яковлевич*<sup>1</sup>, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Машиностроение»

*Саблин Павел Алексеевич*<sup>\*2</sup>, кандидат технических наук, доцент,  
доцент кафедры «Машиностроение»

*Космынин Александр Витальевич*<sup>3</sup>, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Кораблестроение и компьютерный инжиниринг»

*Комсомольский-на-Амуре государственный университет, Комсомольск-на-Амуре (Россия)*

\*E-mail: ikpmto@knastu.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4727-9873>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5950-9010>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3200-0190>

Поступила в редакцию 08.09.2023

Пересмотрена 23.01.2024

Принята к публикации 20.02.2025

**Аннотация:** Показана возможность применения в качестве токарного инструмента режущей керамики. Используются сменные типовые режущие пластины, выполненные из режущей керамики марок ВОК-60 и ВОК-71. В работе на основе имитационного моделирования в программной среде defo3m обоснована и затем экспериментально подтверждена возможность высокоскоростной обработки указанной режущей керамикой. Дополнительно предложено нанесение упрочняющих покрытий методом конденсации с ионной бомбардировкой, что обеспечило повышение скорости резания до 100 м/мин и более с повышением периода стойкости режущей керамики с 3 до 3,8 раз. Проведены исследования максимальных напряжений в инструментальном материале и скорости деформации обрабатываемого материала. Для выбора рациональных решений при имитационном моделировании использовали параметры «температура в зоне резания», «напряжения в инструментальном материале», «износ инструмента», что характеризует сложно-напряженное состояние материала инструмента. Переход от этих параметров к прогнозному проектированию режущей керамики выполняли путем измерения силы резания при натуральном резании. Измеренные значения составляющих силы резания использовали для расчета напряжений в инструментальном материале. В результате выполненного исследования подтверждена гипотеза о том, что режущая керамика способна работать в условиях обработки вязких труднообрабатываемых коррозионностойких специализированных нержавеющих сталей типа марки 09X17H7Ю (EU 1.4568, X7CrNiAl17-7), имеющих высокое содержание хрома (16–17,5 %) и никеля (7–8 %). Предложены оригинальные технологические приемы повышения работоспособности режущей керамики за счет специальной термообработки и нанесения покрытий. В частности, термообработка в вакууме при температуре 1100–1400 °С в течение 20–40 мин повысила объемную прочность керамики, а дополнительная химико-термическая обработка путем ионного азотирования, выполненная на заключительном этапе термообработки, позволила легировать связку.

**Ключевые слова:** режущая керамика; точение нержавеющей стали; моделирование процесса точения; скорость резания.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00393, <https://rscf.ru/project/23-29-00393/>.

**Для цитирования:** Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А., Космынин А.В. Режущая керамика для точения специализированной нержавеющей труднообрабатываемой стали // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 35–45. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-3.

### ВВЕДЕНИЕ

Механическая обработка труднообрабатываемых коррозионностойких нержавеющих сталей типа 09X17H7Ю является проблемой для многих машиностроительных отраслей. Это связано с большим содержанием в 09X17H7Ю хрома (16–17,5 %) и никеля (7–8 %). Область применения этой стали растет: она применяется в судостроении, морских сооружениях, химической и пищевой отраслях, космосе и оборонной промышленности. Соответственно, растет доля инструментальных затрат в себестоимости изготавливаемой продукции. Традиционно такие нержавеющие стали обрабатывают твердосплавным металлоре-

жущим инструментом. При этом скорость резания не может превышать 50 м/мин, дополнительными мерами удается повысить ее до 60 м/мин. Такая ситуация тормозит рост производительности обработки. Необходимы более существенные меры.

В российском сегменте литературы нами не обнаружено публикаций, посвященных решению указанной проблемы. Публикации по применению режущей керамики в иных условиях имеются [1; 2], но они не решают задач повышения производительности обработки указанной нержавеющей стали. Зарубежные публикации [3–6] рассматривают вопросы применения режущей керамики

© Мокрицкий Б.Я., Саблин П.А., Космынин А.В., 2025

в общем смысле, т. е. ко всем маркам нержавеющей стали. В них нет привязки к стали марки 09X17H7Ю или близким к ней аналогам зарубежных сталей. В каталогах ведущих в мире инструментальных фирм Walter (Германия), Sandvik Coromant (Швеция), Mitsubishi (Япония), ISCAR (Израиль) приведенные рекомендации по обработке специальных нержавеющей сталей носят общий характер, без конкретизации марок сталей, т. е. все нержавеющей труднообрабатываемые стали объединены в одну условную группу. Апробация их рекомендаций на российской стали 09X17H7Ю показала, что режущая керамика ВОК-60 и ВОК-71 разрушается на первых же минутах резания [1; 2]. Это позволяет заключить, что рекомендации несостоятельны и не решают задачу повышения производительности обработки применительно к токарной обработке стали марки 09X17H7Ю.

Авторы имеют собственный опыт обработки труднообрабатываемых нержавеющей сталей твердосплавным металлорежущим инструментом. Так, в работах [1; 2] показано, что фрезерование монолитными твердосплавными концевыми фрезами возможно, но не перспективно из-за ограниченного периода их стойкости. Более перспективно применение сборных фрез с механическим креплением твердосплавных режущих пластин. В указанных работах приведены результаты применения разных сборных фрез и рекомендации по параметрам режима резания ими.

Эффективность применения твердосплавного инструмента ограничена по производительности обработки из-за низкой скорости резания. Поэтому в данной статье рассмотрен опыт более высокопроизводительной обработки за счет применения режущей керамики. Работа выполнена на примере точения российской стали марки 09X17H7Ю и близких к ней труднообрабатываемых нержавеющей сталей марок 12X18H10T, 13X15H5 АМ-3. Использована программная среда deform для имитационного моделирования эксплуатационных свойств [7] и физико-технических характеристик наиболее рациональных инструментальных материалов. В исследовании ставилась задача определить необходимые (входные и выходные) переменные при имитационном моделировании. Оценивалась возможность применения черной режущей керамики марок ВОК-60 и ВОК-71 для высокопроизводительной токарной обработки стали марки 09X17H7Ю и близких к ней сталей марок 12X18H10T, 13X15H5 АМ-3. При этом оценивалась возможность повышения скорости резания до 100 м/мин и более за счет применения износостойких покрытий на режущей керамике.

Цель работы – исследовать возможность высокопроизводительной токарной обработки заготовок деталей, выполненных из труднообрабатываемой стали марки 09X17H7Ю со скоростью резания более 50 м/мин путем нанесения на режущую керамику ВОК-60 и ВОК-71 наноструктурированных покрытий и за счет предшествующей термообработки.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Методологический подход к решению проблемы и ее задач

В работе использован методологический подход к разработке токарных режущих пластин, выполненных из инструментальной режущей керамики, основанный

на имитационном моделировании режущего инструмента в программной среде deform [7], которая снабжена большим количеством приложений в виде разных библиотек. Это позволило подбирать новые варианты моделирования и проектировать разные условия эксплуатации режущего инструмента. Рассматривалась плоская ортогональная схема свободного резания, представляющая внедрение режущего клина призматической формы в материал заготовки детали. Режущий клин принимали как твердое тело, полностью соответствующее форме и геометрии типовой сменной пластины. В качестве ограничений принято: недопущение разрушения покрытия по хрупкому механизму; предотвращение пластической деформации покрытия и субстрата из-за избыточных температур в зоне резания. Для имитационного моделирования точения режущей керамикой использовали подход, известный из работы [7], но с существенной доработкой подхода.

Математический аппарат программной среды deform построен на вычислении внутренних напряжений в материале. Для их описания использовали тензор напряжений. Уравнение и характеристики тензора напряжений приведены ниже, в них использованы принятые в работе [7] обозначения с их размерностью:

$$\sigma = \begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{bmatrix}.$$

Здесь нормальные напряжения  $\sigma$  и касательные напряжения  $\tau$  рассматриваются по соответствующим осям координат  $X$ ,  $Y$  и  $Z$ . Одной из основных характеристик тензора напряжений является его квадратичный инвариант, который обычно называют эффективным напряжением:

$$\sigma_i = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2] + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)}.$$

Деформация элемента описывается компонентами  $\varepsilon_x, \varepsilon_y, \varepsilon_z, \gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ , которые определяются смещениями элемента  $u, v, w$  в направлении координат  $x, y, z$  соответственно:

$$\begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{\partial u}{\partial x}; & \gamma_{xy} &= \frac{\partial v}{\partial x} + \frac{\partial u}{\partial y}; \\ \varepsilon_y &= \frac{\partial v}{\partial y}; & \gamma_{yz} &= \frac{\partial w}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial z}; \\ \varepsilon_z &= \frac{\partial w}{\partial z}; & \gamma_{zx} &= \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}. \end{aligned}$$

Принято достаточным введение следующих входных параметров и условий: физико-механические характеристики обрабатываемых материалов и архитектура (особенности конструкции, состава, технологии нанесения) покрытий инструмента. Принято достаточным получение выходных прогнозных результатов по параметрам «температура в зоне резания», «напряжения в инструментальном материале», «износ инструмента». При необходимости дополнительно применяли

параметры «деформация материала инструмента», «скорость деформации материала инструмента». Это позволило характеризовать сложно-напряженное состояние инструмента. Переход от этих параметров к прогнозному проектированию архитектуры покрытий осуществляли путем контроля силы резания при натуральном резании. Значения составляющих силы резания использовали для расчета напряжений в инструментальном материале по известной зависимости профессора С.И. Петрушина [6; 7].

Прогнозное проектирование режущей керамики выполняли путем измерения силы резания при натуральном резании. В процессе резания измеряли все три составляющие силы резания. Переход от значений составляющих силы резания к напряжениям в инструментальном материале выполняли по зависимостям, приведенным в работах [6–9]:

$$\sigma_{\max} = 2 \cdot \frac{P_y \cdot [\cos \gamma \cdot \sin(\gamma + \Theta) - \sin \alpha \cdot \cos(\alpha - \Theta) + \beta \cdot \cos \Theta]}{r \cdot [(\sin^2 \alpha - \cos^2 \gamma) - \beta^2 + (\sin \alpha \cdot \cos \alpha - \sin \gamma \cdot \cos \gamma)]} + \frac{P_z \cdot [\sin \alpha \cdot \sin(\alpha - \Theta) - \cos \gamma \cdot \cos(\gamma + \Theta) - \beta \cdot \sin \Theta]}{r \cdot [(\sin^2 \alpha - \cos^2 \gamma) - \beta^2 + (\sin \alpha \cdot \cos \alpha - \sin \gamma \cdot \cos \gamma)]}$$

где  $P_y$  – радиальная составляющая силы резания;  
 $P_z$  – главная составляющая сила резания;  
 $\alpha$  – главный задний угол;  
 $\gamma$  – передний угол;  
 $r$  и  $\Theta$  – полярные координаты в главной секущей плоскости резания.

По результатам экспериментальных испытаний строили графики зависимости величины износа от применяемых покрытий. По величине износа за равное время обработки выбирали наиболее рациональные покрытия исходя из того, что чем меньше величина износа, тем рациональнее покрытие. В качестве покрытий использовали металлы 4–8 групп таблицы Менделеева ( $Ti+TiN+(NbZrTiAl)N$ ,

$Ti+Zr+ZrN+(ZrAlNb)N$ ,  $Ti+Zr+TiCN+(TiZrAl)CN$ ). Поверх металлического слоя покрытия наносили нитридный или карбонитридный слой покрытия для снижения взаимодействия с обрабатываемым материалом.

Для разработки (виртуального проектирования в программной среде defom) рациональных вариантов инструмента из режущих керамик и, следовательно, для проектирования архитектуры их покрытий применена модель, представленная на рис. 1. В модели в расчет принимались варианты, в которых период стойкости (в модели он назван период работы  $\Pi$ ) должен вырасти в 2–4 раза, производительность  $N$  и качество  $K$  обработки должны увеличиться в сравнении с исходным вариантом, а затраты на инструмент  $Q$  должны снизиться.

В рамках указанного подхода принято возможным в качестве мер по повышению работоспособности инструмента применять нанесение покрытий на инструментальный материал. Этот путь успешно зарекомендовал себя при обработке основных конструкционных материалов твердосплавным инструментом. Предлагаемый подход заимствует эту методологию для повышения работоспособности режущей керамики, развивая и адаптируя ее для конкретных условий эксплуатации инструмента.

Авторы сочли методологической необходимостью провести сравнение технологий изготовления керамического инструмента и твердосплавного инструмента с покрытиями. Для керамического инструмента использовали рекомендации работы [10], для твердосплавного – рекомендации работы [11].

### Сопоставление особенностей технологических процессов изготовления керамического и твердосплавного инструмента

Технологический процесс (ТП) изготовления керамического и твердосплавного инструмента в общем виде представлен на рис. 2. В блоке А показано, что именно принято во внимание – основа инструментального материала, например режущая керамика марки

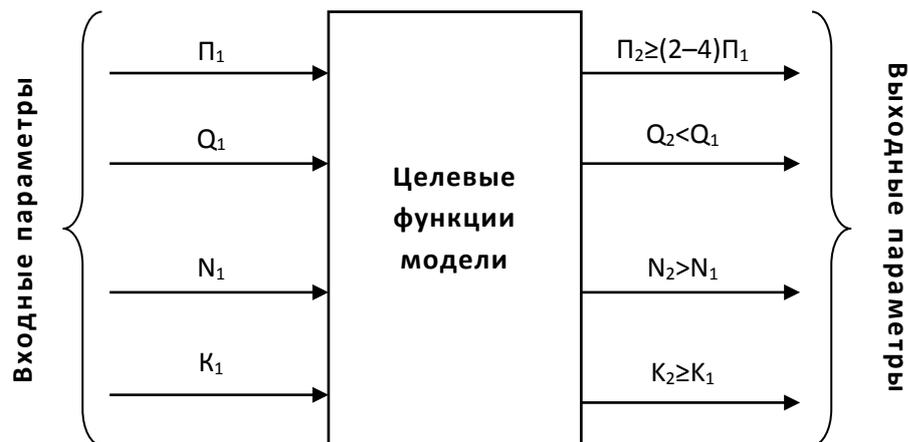
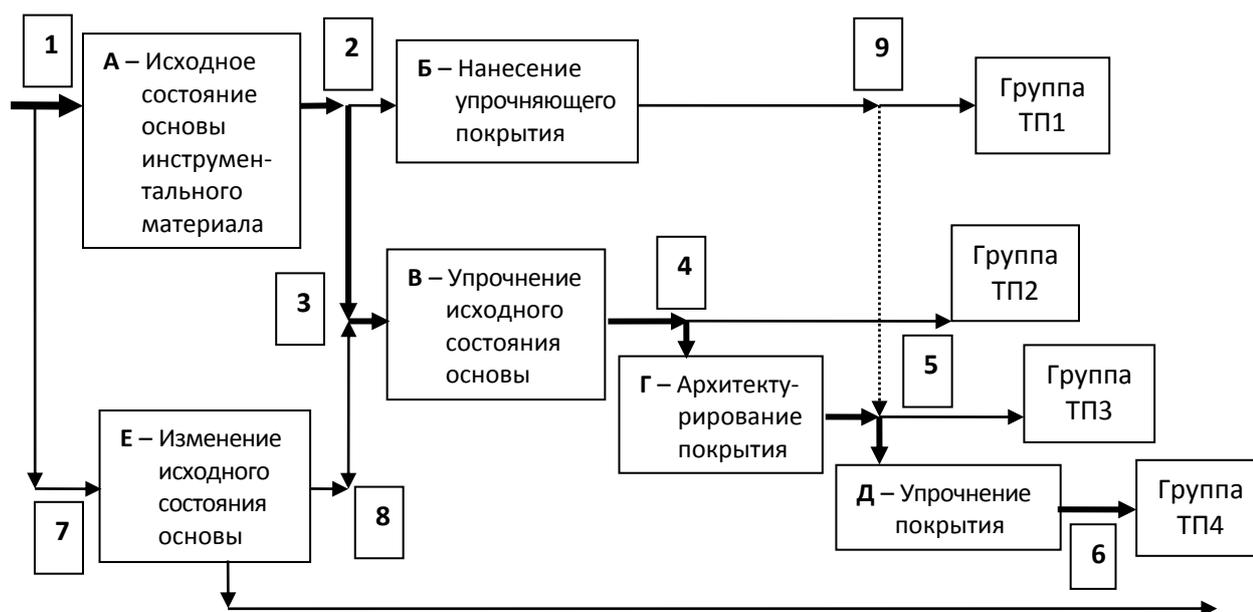


Рис. 1. Модель реализации имитационного (виртуального) проектирования инструментальных материалов:

$\Pi$  – период стойкости;  $Q$  – затраты на инструмент;  $N$  – производительность;  $K$  – качество обработки

Fig. 1. A model for the implementation of simulation (virtual) design of tool materials:

$\Pi$  – service life;  $Q$  – tool costs;  $N$  – productivity;  $K$  – quality of treatment



**Рис. 2.** Обобщенная схема технологических процессов изготовления твердосплавного и керамического инструмента: ТП1, ТП2, ТП3, ТП4 – технологические процессы; 1, 2...9 – узловые точки разветвления технологических процессов  
**Fig. 2.** Generalized scheme of technological processes for manufacturing hard-alloy and ceramic tools: ТП1, ТП2, ТП3, ТП4 – technological processes; 1, 2...9 – nodal points of technological process branching

ВОК-60 или инструментальный твердый сплав марки ВК8. Это считается первым этапом изготовления инструмента. Следующим этапом технологического процесса изготовления инструмента является нанесение покрытия (блок Б). Эта последовательность выполнения этапов позволила получить технологические процессы, названные группой ТП1. Под технологическими процессами в группе ТП1 понимается использование того или иного материала основы инструмента, того или иного процесса осаждения покрытия и т. д.

Если потребовалось применение упрочняющих воздействий на инструментальный материал основы (например, ионное азотирование основы, т. е. сплава ВК8), то формируется цепочка действий по разветвлениям в точках 2 и 3. Эта последовательность выполнения этапов позволила получить технологические процессы, названные группой ТП2. ТП2 разработаны и применены для того, чтобы повысить эксплуатационные показатели режущего инструмента. Однако ТП1 являются более простыми в реализации и более дешевыми.

Если в результате реализации ТП1 или ТП2 работоспособность инструмента или производительность обработки оказались недостаточными, то возникает потребность в группе технологических процессов ТП3. Этого можно достичь архитектурованием покрытия (блок Г). Под архитектурованием понимается создание того или иного покрытия (однослойного, многослойного, нитридного, карбидного, карбонитридного, с одинаковой или разной толщиной слоев, с применением одинаковых или разных методов осаждения покрытия и т. д.).

Если и этого оказалось недостаточно, то путем упрочнения покрытия (блок Д) можно реализовать группу технологических процессов ТП4. Под упрочнением покрытия

понимаются дополнительные меры по повышению эксплуатационных свойств покрытия в целом или отдельных его слоев. Например, при нанесении первого слоя покрытия толщиной менее 1 мкм в покрытии могут быть несплошности, т. е. оголенные места основы инструментального материала. Такое нежелательно. Несплошности могут провоцировать схватывание материала основы инструментального материала с обрабатываемым материалом либо снижать прочность сцепления этого слоя с последующим. Для «залечивания» таких несплошностей можно применять дополнительные воздействия, например ионное азотирование [11] слоя с несплошностями перед нанесением следующего слоя.

Технологически ТП4 сложнее, чем ТП3, а ТП3 сложнее, чем ТП2 и ТП1. Соответственно, стоимость реализации этих технологических процессов различная: у ТП4 она выше, чем у ТП3, и т. д. Зато работоспособность инструмента, изготовленного по ТП4, выше, чем изготовленного по ТП3, и т. д.

Если оказалось, что работоспособности инструмента, изготовленного по ТП4, все еще недостаточно для конкретных условий обработки заготовок деталей, то можно целенаправленно воздействовать на основу инструментального материала так, чтобы повысить ее эксплуатационные свойства. Речь идет о минимизации или ликвидации тех дефектов на основе инструментального материала, которые образовались в процессе его изготовления, например микротрещин механического или термического происхождения, образовавшихся при шлифовке режущих пластин или при заточке на них требуемых фасок, скруглений, радиусов. Такие трещины присутствуют и на твердосплавных пластинах [11], и на режущей керамике [10]. В этих случаях

можно изменить исходное состояние основы инструментального материала (блок Е), например залечить эти микротрещины нанесением [11] того или иного покрытия до нанесения основного покрытия либо подвергнуть инструментальную основу «травлению» путем ионного азотирования [11].

Таким образом, реализуется группа технологических процессов (условно обозначим ее ТП<sub>1</sub>, на рис. 2 она не показана), более сложная, чем ТП<sub>4</sub>. Такой технологический процесс более затратный, но он может быть наиболее эффективным с позиций повышения работоспособности режущего инструмента и повышения производительности обработки.

### Материалы и методы

В качестве материала для режущего инструмента в работе использована режущая керамика марок ВОК-60 и ВОК-71 (ГОСТ 19043-80, 25003-81).

Использовали труднообрабатываемую нержавеющую сталь марки 09X17H7Ю (ЭИ 973) (старое обозначение 0X17H7Ю (аналоги в Евросоюзе – 1.4568, в США – 631.S17700, в Англии – 301 S81)). Выпускается в соответствии с ГОСТ 19904-90 (прокат листовой холоднокатаный) и ГОСТ 7350-77 (стандарт СТ СЭВ6434-88).

Для сравнения и обобщения результатов использовали также менее прочные нержавеющие стали марок 12X18H10T и 13X15H AM-3. Сталь марки 13X15H5 AM-3 принята к анализу как базовая (рядовая сталь, не представляющая особых сложностей при лезвийной обработке). Сталь марки 12X18H10T выбрана как труднообрабатываемая. Данная сталь уникальна тем, что на предел ее прочности существенно влияют условия термообработки.

Сталь марки 12X18H10T изготавливается согласно ГОСТ 5362-2014 «Нержавеющие стали и сплавы коррозионностойкие, жаростойкие и жаропрочные», позиция 6-42. В ней 17–19 % хрома и 9–11 % никеля. Ее твердость по Бринеллю НВ=179 МПа. Ударная вязкость КС<sub>У</sub> составляет 285 кДж/см<sup>2</sup>. Сведения о прочности этой стали различны, например предел прочности  $\sigma_{-1}$ =279 МПа,  $\sigma_B$ =610 МПа,  $\sigma_{0,2}$ =196–236 МПа. Ближайшими заменителями являются стали марок 08X18Г8Н2Т и 12X18H9Т. Аналогом в США являются стали марок 321, 321H, S32109, в Германии – X12CrNiNi8-9.

Сталь марки 13X15H5 AM-3 (иные обозначения – ЭП310, ВНС-5) изготавливается по отраслевому стандарту ОСТ 1 90005-91 и по техническим условиям ТУ14-1-1271-75 завода-изготовителя. Ближайшими ее заменителями являются стали марок 07X16H6 (ЭП-288), 18X14H4 AM-3. Она обладает хорошим сочетанием прочности, ударной вязкости и пластичности. Трудность ее обработки обусловлена значительным наличием хрома (14–16 %) и никеля (4–6 %). Ее твердость зависит от многих параметров, в первую очередь от условий ее упрочнения. Небольшой предел прочности (500–800 МПа) этой стали отмечен при ее термообработке в нормальных условиях. При закалке холодом предел прочности возрастает до 1200–1700 МПа.

Термообработку и нанесение покрытий осуществляли в установке «Булат» (Россия), работающей по методу конденсации с ионной бомбардировкой. Термообработку в вакууме проводили при нагреве до 1100–1400 °С в течение 20–40 мин. В качестве покрытий ис-

пользовали металлы 4–8 групп таблицы Менделеева. Применение в установке «Булат» испаряемых катодов, изготовленных из металлов 4–8 групп таблицы Менделеева, позволило получать разные покрытия. Наиболее рациональными приняты следующие покрытия:

а) нижний слой выполнен из титана, на него осажден слой нитрида титана, затем осажден нитрид комбинации металлов ниобий, цирконий, титан, алюминий – Ti+TiN+(NbZrTiAl)N;

б) нижний слой выполнен из титана, на него осажден слой циркония, на него осажден слой нитрида циркония и затем осажден нитрид комбинации металлов цирконий, алюминий, ниобий – Ti+Zr+ZrN+(ZrAlNb)N;

в) нижний слой выполнен из титана, на него осажден слой циркония, затем осажден слой карбонитрида титана и затем нанесен карбонитрид комбинации металлов титан, цирконий, алюминий – Ti+Zr+TiCN+(TiZrAl)CN.

Режущие пластины, выполненные из режущих керамик ВОК-60 и ВОК-71, испытывали в разном их состоянии, а именно:

а) в состоянии поставки с завода-изготовителя (ООО «Завод технической керамики» г. Апрелевка Московской области);

б) после дополнительной термообработки (в вакууме при температуре 1100–1400 °С в течение 20–40 мин), что позволяло произвести релаксирование внутренних напряжений в пластине; это повысило прочность керамики;

в) после того, как пластины подвергали дополнительной термообработке с последующим ионным азотированием на установке типа «Булат», ионная бомбардировка позволяла легировать связку, что повысило прочность границ по зернам режущей керамики;

г) после того, как пластины подвергали нанесению упрочняющих покрытий на установке типа «Булат».

В каждом виде этих испытаний применяли по 10 (и более при необходимости) квадратных четырехгранных пластин, т. е. минимум 40 испытаний (10 пластин по 4 режущих кромки). Поскольку видов испытаний было 4 (указаны выше как а, б, в и г), то общее число испытаний составило 160. Поскольку режущие пластины были двухсторонними (т. е. их можно было не только поворачивать, но и переворачивать обратной стороной), то итоговых испытаний было проведено 320.

Контролировали время работы каждой режущей кромки до износа 0,5 мм по задней грани или до скола режущей кромки.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

При использовании технологических процессов изготовления твердосплавного и керамического инструмента по схеме, приведенной на рис. 2, экспериментально установлено следующее:

а) период стойкости инструмента до износа 0,5 мм по задней грани при точении заготовки детали, выполненной из стали 09X17H7Ю, в случае применения режущей керамики ВОК-60 и ВОК-71 выше до 7–10 раз для ТП<sub>1</sub> и ТП<sub>4</sub> в сравнении с инструментом, выполненным из твердосплавного материала марки ВК8;

б) при этом производительность обработки режущей керамикой ВОК-60 в сравнении с твердосплавным режущим инструментом ВК8 возрастает до 1,4–1,6 раза при тех же параметрах режима резания, а для режущей

керамики ВОК-71 возрастает более чем в 2 раза. Это дает возможность считать, что разработан арсенал технологических процессов, позволяющий выбирать для конкретных условий обработки наиболее рациональный технологический процесс по периоду стойкости инструмента.

Результаты применения режущей керамики на примере марки ВОК-71 показаны в таблице 1. Указано время работы (период стойкости) режущей пластины при наружном точении заготовки, выполненной из стали 09X17H7Ю, до достижения износа пластины 0,5 мм или до скола режущей кромки. Керамика ВОК-71, находящаяся в исходном состоянии, имела период стойкости 5 мин. Керамика ВОК-71, получившая термообработку, имела период стойкости 9 мин – в 1,8 раза выше, чем керамика, находящаяся в исходном состоянии. Причиной такого повышения периода стойкости является релаксация внутренних напряжений в режущей керамике после термообработки. Керамика ВОК-71, получившая термообработку и ионное азотирование, имела период стойкости 14 мин. Это в 2,8 раза выше в сравнении с керамикой, находящейся в исходном состоянии, и в 1,5 раза выше, чем у керамики, получившей термообработку. Такой положительный результат с позиций периода стойкости режущей керамики сопровождается значительным приростом производительности обработки в сравнении с применением твердосплавного режущего инструмента вследствие повышенной скорости резания (120–140 м/мин для режущей керамики и 50 м/мин для твердого сплава, т. е. в 2,6 раза).

Примеры реализации имитационного моделирования в среде deform показаны на рис. 3 в виде скриншотов для керамики ВОК-71 (рис. 3 а, 3 б) и керамики ВОК-71 с покрытием  $Ti+TiN+(NbZrTiAl)N$  (рис. 3 с, 3 д). Из сопоставления скриншотов на примере ВОК-71 видно, что максимальные основные напряжения и результирующие скорости деформации предпочтительнее в случае применения покрытия, в данном случае покрытия  $Ti+TiN+(NbZrTiAl)N$ .

Числовые значения продольной, радиальной и вертикальной составляющих сил резания приведены в таблице 2. Из данных таблицы следует:

а) наибольшие значения составляющих силы резания имеют место при точении стали 09X17H7Ю в сравнении со сталями 12X18H10Т и 13X15H АМ-3, т. е. это случай, от которого следует ожидать минимальный период стойкости инструмента;

б) применение режущей керамики без покрытия приводит к росту всех составляющих силы резания, следовательно, применение покрытия рационально;

в) во всех рассмотренных случаях доминирует вертикальная составляющая силы резания, следовательно, именно она будет лимитировать период стойкости инструмента.

В ходе имитационного моделирования архитектуры разных покрытий получены результаты, представленные в таблице 3. В таблице показано, во сколько раз прогнозируется повышение периода стойкости режущей керамики при нанесении на нее одного из трех исследуемых покрытий. Влияние покрытия  $Ti+TiN+(NbZrTiAl)N$  показано для всего диапазона скоростей резания. Влияние остальных покрытий показано избирательно для тех случаев, где

прогнозировалось максимальное повышение периода стойкости. Из таблицы 3 следует, что:

а) применение покрытия  $Ti+TiN+(NbZrTiAl)N$  предпочтительно при скорости резания менее 100 м/мин для режущей керамики ВОК-60, при увеличении скорости резания предпочтительно применение керамики ВОК-71;

б) при высоких скоростях резания покрытие  $Ti+Zr+(TiCN)+(TiZrAl)CN$  предпочтительно для режущей керамики ВОК-60.

Пример влияния покрытий на составляющие силы резания приведен в таблице 4. Данные таблицы 4 показывают значительный вклад покрытия в снижение составляющих силы резания, что позволяет прогнозировать снижение интенсивности износа инструмента и повышение периода его стойкости. Применение покрытия привело к снижению вертикальной составляющей силы резания (именно она лимитирует период стойкости инструмента) в 1,2 раза для керамики ВОК-60 и в 1,4 раза для керамики ВОК-71, в то время как применение термообработки и ионного азотирования привело к ее сокращению всего лишь в 1,2 раза.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Подтверждена гипотеза о том, что режущая керамика способна работать при обработке вязких труднообрабатываемых коррозионностойких специализированных нержавеющей сталей типа марки 09X17H7Ю. Ранее считалось, что режущая керамика предназначена для обработки твердых материалов. Таким образом, расширена область применения черной режущей керамики. Подтверждена также гипотеза о возможности обработки стали марки 09X17H7Ю (EU 1.4568, X7CrNiAl17-7), имеющей высокое содержание хрома (16–17,5 %) и никеля (7–8 %).

При подтверждении гипотезы предложены оригинальные технологические приемы повышения работоспособности режущей керамики за счет специальной термообработки и нанесения покрытий. В частности, предложена термообработка в вакууме при температуре 1100–1400 °С в течение 20–40 мин, что повысило объемную прочность керамики, а дополнительная химико-термическая обработка путем ионного азотирования, выполненная на заключительном этапе термообработки, позволила легировать связку. Эта совокупность предложенных технологических мер обеспечила повышение скорость резания до 3 раз, что повысило производительность обработки до 17 %.

Приведенные в статье результаты имитационного моделирования процесса резания режущей керамикой и экспериментальных исследований позволили обнаружить ряд особенностей, которые ранее не были известны. Выявлен эффект существенного повышения производительности обработки, что делает режущую керамику эффективным конкурентом твердосплавному режущему инструменту при точении труднообрабатываемых специализированных нержавеющей сталей типа 09X17H7Ю. Этот эффект автор связывает с несколькими факторами, в том числе с применением покрытий, а также с применением термообработки и ионного азотирования.

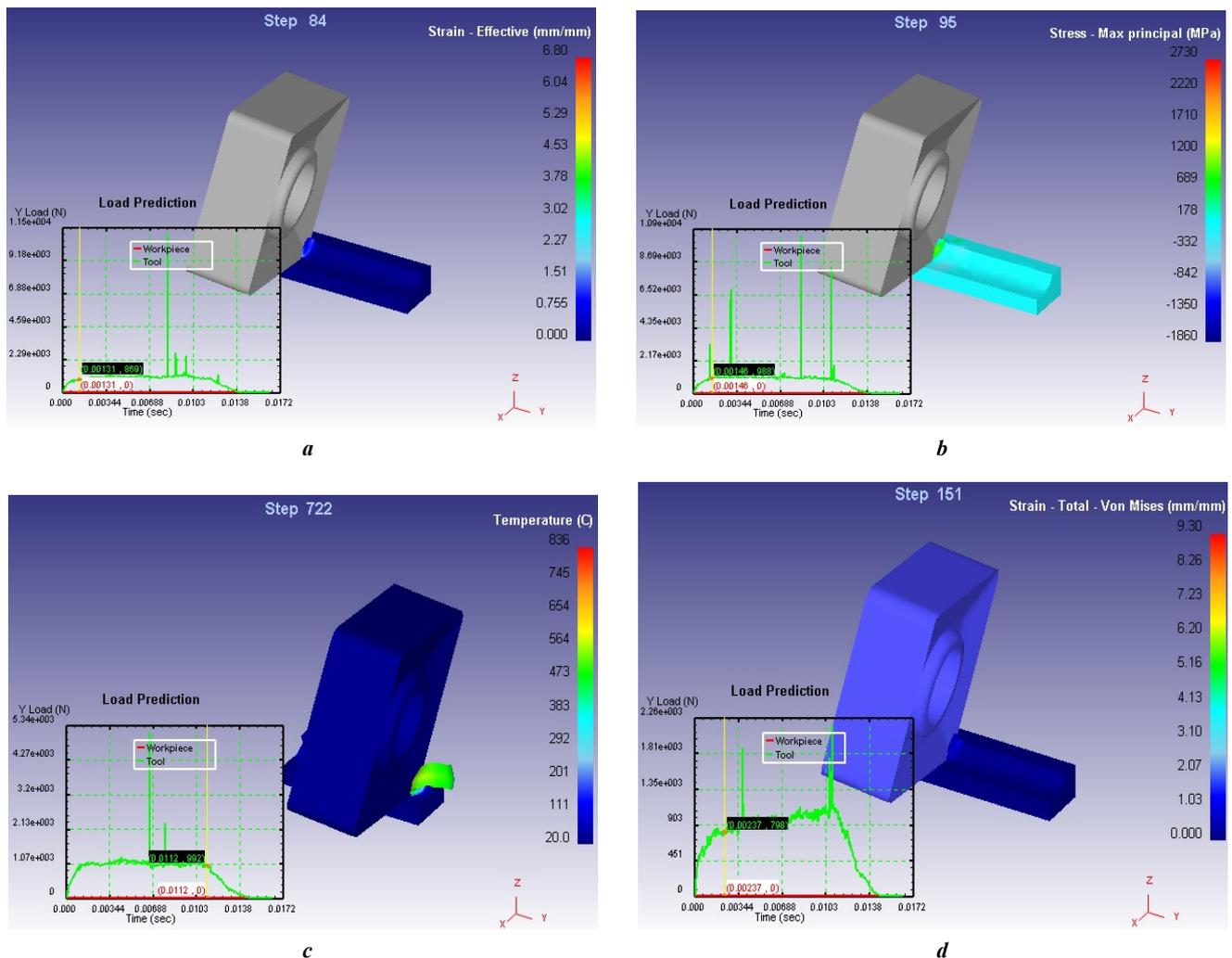
Установлено, что производительность обработки в сравнении с твердым сплавом марки ВК8 увеличилась в 1,4–1,6 раза для режущей керамики ВОК-60 и в 2,6 раза для

**Таблица 1.** Период стойкости пластин из режущей керамики ВОК-71 при наружном точении стали 09Х17Н7Ю (скорость резания 120–140 м/мин, подача 0,21 мм/об, заготовки глубина резания 1 мм, без применения смазывающе-охлаждающих технологических сред)

**Table 1.** Service life of plates made of VOK-71 cutting ceramics during external turning of 09H17N7Yu steel (cutting speed is 120–140 m/min; feed is 0.21 mm/rev of a blank; cutting depth is 1 mm; without the use of lubricating and cooling process media)

Состояние режущей пластины		
ВОК-71 в исходном состоянии	ВОК-71 + термообработка	ВОК-71 + термообработка + ионное азотирование
5 мин	9 мин	14 мин

Примечание. Значения даны как среднее по 5 измерениям при коэффициенте вариации 0,27.  
 Note. Values are given as the average of five measurements with a coefficient of variation of 0.27.



**Рис. 3.** Результаты имитационного моделирования напряженного состояния режущего инструмента при точении стали марки 09Х17Н7Ю режущей керамикой марки ВОК-71 (а, б) и режущей керамикой ВОК-71 с покрытием Ti+TiN+(NbZrTiAl)N (с, д): а, б – максимальные основные напряжения (МПа); с, д – результирующие скорости деформации (мм/с).  
 Цветовая гамма демонстрирует диапазон иллюстрируемого параметра, слева внизу приведен график, отражающий динамику данного процесса

**Fig. 3.** Results of simulation modelling of the stress state of the cutting tool when turning 09H17N7Yu steel with VOK-71 cutting ceramics (a, b) and VOK-71 cutting ceramics with a Ti+TiN+(NbZrTiAl)N coating (c, d): a, b – maximum primary stresses (MPa); c, d – resulting strain rates (mm/s).

The colour scheme demonstrates the range of the illustrated parameter, a graph reflecting the dynamics of this process is shown at the bottom left

**Таблица 2.** Числовые значения величин, составляющих силы резания, при точении режущей керамикой ВОК-71 с покрытием Ti+TiN+(NbZrTiAl)N при скорости резания 120 м/мин с глубиной резания 0,1 мм  
**Table 2.** Numerical values of the quantities composing the cutting forces when turning with VOK-71 cutting ceramics with a Ti+TiN+(NbZrTiAl)N coating at a cutting speed of 120 m/min with a cutting depth of 0.1 mm

Составляющие результирующей силы резания	Марка стали		
	09X17H7Ю	12X18H10Т	13X15H AM-3
Продольная составляющая силы резания $F_x$ , Н	85,5/106	64,7/98	35,2/54
Радиальная составляющая силы резания $F_y$ , Н	305,2/382	308,0/396	310,1/404
Вертикальная составляющая силы резания $F_z$ , Н	362,5/465	284,6/320	191,4/241

Примечание. В знаменателе указаны значения для случая применения ВОК-71 без покрытия.  
 Note. The denominator shows the values for the case of using VOK-71 without coating.

**Таблица 3.** Результаты имитационного моделирования архитектуры покрытия  
**Table 3.** Results of simulation modelling of the coating architecture

Марка режущей керамики	Скорость резания	Покрытие		
		Ti+TiN+(NbZrTiAl)N	Ti+Zr+ZrN+(ZrAlNb)N	Ti+Zr+(TiCN)+(TiZrAl)CN
<b>Повышение периода стойкости, раз</b>				
ВОК-60	до 100 м/мин	3,2*		
ВОК-71		3**	3,8***	
ВОК-60	от 100 м/мин до 130 м/мин	3		3,5
ВОК-71		3,6		3,3

Примечание. \* при повышении скорости резания на 25 %;  
 \*\* при повышении скорости резания на 20 %;  
 \*\*\* при повышении скорости резания на 32 %.  
 Note. \* when increasing the cutting speed by 25 %;  
 \*\* when increasing the cutting speed by 20 %;  
 \*\*\* when increasing the cutting speed by 32 %.

**Таблица 4.** Значения прогнозируемых составляющих силы резания при точении стали 09X17H7Ю режущей керамикой, находящейся в разном состоянии  
**Table 4.** Values of predicted cutting force components when turning 09H17N7Yu steel with cutting ceramics in different states

Инструментальный материал	Продольная $F_x$ составляющая силы резания, Н	Радиальная $F_y$ составляющая силы резания, Н	Вертикальная $F_z$ составляющая силы резания, Н
ВОК-60	120	340	440
ВОК-60 с покрытием Ti+TiN+(NbZrTiAl)N	95	300	370
ВОК-71	96	310	370
ВОК-71 + термообработка + ионное азотирование	82	270	310
ВОК-71 с покрытием Ti+TiN+(NbZrTiAl)N	64	220	260

режущей керамики ВОК-71. Обоснована и экспериментально подтверждена возможность высокоскоростной обработки труднообрабатываемых вязких сталей указанной режущей керамикой. Это достигнуто в том числе за счет нанесения упрочняющих покрытий методом конденсации с ионной бомбардировкой, что обеспечило повышение скорости резания до 100 м/мин и более с повышением периода стойкости режущей керамики с 3 до 3,8 раза.

Это позволяет считать, что поставленная выше цель работы (исследовать возможность высокопроизводительной токарной обработки заготовок деталей, выполненных из труднообрабатываемой стали марки 09X17H7Ю со скоростью резания более 50 м/мин путем нанесения на режущую керамику ВОК-60 и ВОК-71 наноструктурированных покрытий и за счет предшествующей термообработки) достигнута. Химико-термическая обработка в виде ионного азотирования выполнена на установке типа «Булат» (Россия), которая работает по методу конденсации с ионной бомбардировкой (КИБ). Это позволило легировать связку, что повысило прочность границ по зернам режущей керамики.

Сопоставление с имеющимися другими исследованиями [12; 13] показало высокий результат применения режущей керамики. Установлен факт роста периода стойкости режущей керамики в сравнении с твердым сплавом ВК8 в 7–10 раз в зависимости от применяемого технологического процесса упрочнения режущего инструмента. Выявлено, что в сравнении с режущей керамикой, находящейся в исходном состоянии, период стойкости для ВОК-71 вырос в 1,8 раза за счет применения термообработки и в 2,8 раза за счет применения термообработки с последующим ионным азотированием. Полученные результаты дополняют (изменяют) рекомендации ведущих в мире инструментальных фирм Walter (Германия), Sandvik Coromant (Швеция), Mitsubishi (Япония), ISCAR (Израиль). Результаты не противоречат существующим представлениям, сформулированным в работах [14–18]. Показано, что полученные результаты применимы для родственных труднообрабатываемых нержавеющей сталей 12X18H10T и 13X15H AM-3.

Дальнейшие исследования авторы планируют провести в направлении выявления вклада того или иного покрытия в повышение периода стойкости инструмента, выявления доли вклада термообработки и термообработки с последующим ионным азотированием.

Научная новизна работы, по мнению авторов, состоит в том, что обоснована возможность применения режущей керамики ВОК-60 и ВОК-71 для точения заготовок деталей, выполненных из труднообрабатываемой специализированной нержавеющей стали марки 09X17H7Ю за счет применения упрочняющих покрытий, а также за счет термообработки и термообработки с последующим ионным азотированием. По сути, применение программной среды deform как инструментария для проектирования покрытий также является научной новизной работы. Практическая значимость такого применения программной среды deform позволила еще на стадии проектирования покрытий выбрать наиболее рациональные покрытия из всех возможных вариантов. Это значимая экономия средств и времени исследований.

В качестве итога выполненных исследований можно заключить следующее: разработан арсенал технологи-

ческих процессов изготовления инструмента, выполненного из режущей керамики. Для конкретных условий эксплуатации инструмента необходимо лишь выбрать из этого арсенала наиболее рациональный технологический процесс по показателю работоспособности инструмента с учетом производительности и стоимости.

Практическая значимость работы состоит в том, что установлены параметры режима резания, при которых в наиболее полной мере реализуются эффекты повышения производительности и периода стойкости инструмента.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

В ходе имитационного моделирования напряженного состояния режущего инструмента, а также исследования процесса точения труднообрабатываемой коррозионностойкой нержавеющей стали марки 09X17H7Ю доказана возможность применения режущей керамики марок ВОК-60 и ВОК-71.

Применение покрытий в сравнении с режущей керамикой без покрытия позволило повысить период стойкости режущей керамики с 25 до 32 % с повышением скорости резания до 100 м/мин.

Производительность обработки в сравнении с твердым сплавом ВК8 возросла в 1,4–2,6 раза.

Прирост периода стойкости в сравнении с ВК8 составил 7–10 раз.

В сравнении с режущей керамикой, находящейся в исходном состоянии, период стойкости увеличился в 1,8 раза за счет применения термообработки и в 2,8 раза за счет применения термообработки с последующим ионным азотированием.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Мокрицкий Б.Я., Мокрицкая Е.Б. Лезвийная обработка упрочненных материалов. Часть 3. Обработка заготовок деталей, упрочненных наплавками высокой твердости // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. Т. 17. № 11. С. 495–497. DOI: [10.36652/1813-1336-2021-17-11-495-497](https://doi.org/10.36652/1813-1336-2021-17-11-495-497).
2. Мокрицкий Б.Я., Шелковников В.Ю., Ситамов Э.С., Морозова А.В., Мокрицкая Е.Б. Твёрдосплавные пластины и покрытия к ним для точения труднообрабатываемых нержавеющей сталей // Транспортное машиностроение. 2022. № 1-2. С. 60–68. DOI: [10.30987/2782-5957-2022-01-02-60-68](https://doi.org/10.30987/2782-5957-2022-01-02-60-68).
3. Özel T., Altan N. Determination of workpiece flow stress and friction at the chip-tool contact for high-speed cutting // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2000. Vol. 40. № 1. P. 133–152. DOI: [10.1016/S0890-6955\(99\)00051-6](https://doi.org/10.1016/S0890-6955(99)00051-6).
4. Deederich N. Metallischer Zwischeuschichten im Bereich der Aufbanschneidesbildung // Ind.-Anz. 1968. Vol. 90. № 24. P. 457–460.
5. Fuch M., Scheffer M. Ab initio pseudopotentials for electronic structure calculations of poly-atomic systems using density-functional theory // Computer Physics Communications. 1999. Vol. 119. № 1. P. 67–98. DOI: [10.1016/S0010-4655\(98\)00201-X](https://doi.org/10.1016/S0010-4655(98)00201-X).
6. Петрушин С.И., Проскоков А.В. Стружкообразование с развитой зоной пластических деформации при резании металлов // Известия Томского политехни-

- ческого университета. 2009. Т. 314. № 2. С. 57–62. EDN: [KWMASR](#).
7. Петрушин С.И. Основы формообразования резанием лезвийными инструментами. Томск: ТПУ, 2004. 204 с.
  8. Music D., Schneider J.M. Effect of transition metal additives on electronic structure and elastic properties of TiAl and Ti<sub>3</sub>Al. *Physical Review B*, 2006, vol. 74, no. 17, article number 174110. DOI: [10.1103/PhysRevB.74.174110](#).
  9. Криворучко Д.В., Залого В.А. Моделирование процессов резания методом конечных элементов: методологические основы. Сумы: Университетская книга, 2012. 496 с.
  10. Metel A.S., Volosova M.A., Mustafaev E.S., Melnik Y.A., Okunkova A.A., Grigoriev S.N. Improving the Quality of Ceramic Products by Removing the Defective Surface Layer // *Ceramics*. 2024. Vol. 7. № 1. P. 55–67. DOI: [10.3390/ceramics7010005](#).
  11. Grigoriev S.N., Vereschaka A.A., Fyodorov S.V., Sitnikov N.N., Batako A.D. Comparative analysis of cutting properties and nature of wear of carbide cutting tools with multi-layered nano-structured and gradient coatings produced by using of various deposition methods // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017. Vol. 90. P. 3421–3435. DOI: [10.1007/s00170-016-9676-z](#).
  12. Vereschaka A.A., Mokritskii B.Ya., Sitnikov N.N., Oganyan G.V., Aksenenko A.Y. Study of mechanism of failure and wear of multi-layered composite nano-structured coating based on system Ti-TiN-(ZrNbTi)N deposited on carbide substrates // *Journal of Nano Research*. 2017. Vol. 45. P. 110–123. DOI: [10.4028/www.scientific.net/JNanoR.45.110](#).
  13. Lin Zhijun, Wang Lin, Zhan Jianzhong, Mao Hokuang, Zhao Yusheng. Nanocrystalline tungsten carbide: As incompressible as diamond // *Applied Physics Letters*. 2009. Vol. 95. № 21. Article number 211906. DOI: [10.1063/1.3268457](#).
  14. Pyatykh A.S., Savilov A.V., Timofeev S.A., Svinin V.M., Maizel I.G. Influence of Protective Coatings of Inserts on Cutting Forces during Milling of Hadfield Steel // *Journal of Friction and Wear*. 2023. Vol. 44. № 3. P. 156–163. DOI: [10.3103/s1068366623030078](#).
  15. Horlin N. TiC coated cemented carbides – their introduction and impact on metal cutting // *Product Engineering*. 1971. Vol. 50. № 4. P. 153–159.
  16. Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Elwany A., Bian L. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel // *International Journal of Fatigue*. 2017. Vol. 94. Part 2. P. 218–235. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2016.03.014](#).
  17. Ahmadkhaniha D., Möller H., Zanella C. Studying the Microstructural Effect of Selective Laser Melting and Electropolishing on the Performance of Maraging Steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. P. 6588–6605. DOI: [10.1007/s11665-021-05927-6](#).
  18. Jovičević-Klug P., Lipovšek N., Jovičević-Klug M., Podgornik B. Optimized Preparation of Deep Cryogenic Treated Steel and Al-alloy Samples for Optimal Microstructure Imaging Results // *Materials Today Communications*. 2021. Vol. 27. Article number 102211. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.102211](#).
- ## REFERENCES
1. Mokritskiy B.Ya., Mokritskaya E.B. Blade processing of hardened materials (in parts). Part 3. Processing of workpieces of parts hardened by high-hardness surfacing. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2021, vol. 17, no. 11, pp. 495–497. DOI: [10.36652/1813-1336-2021-17-11-495-497](#).
  2. Mokritskiy B.Ya., Shelkovnikov V.Yu., Sitamov E.S., Morozova A.V., Mokritskaya E.B. Carbide inserts and coatings to them for turning hard-to-machine stainless steels. *Transportnoe mashinostroenie*, 2022, no. 1-2, pp. 60–68. DOI: [10.30987/2782-5957-2022-01-02-60-68](#).
  3. Özel T., Altan N. Determination of workpiece flow stress and friction at the chip-tool contact for high-speed cutting. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2000, vol. 40, no. 1, pp. 133–152. DOI: [10.1016/S0890-6955\(99\)00051-6](#).
  4. Deederich N. Metallischer Zwischeuschichten im Bereich der Aufbanschneidesbildung. *Ind.-Anz.*, 1968, vol. 90, no. 24, pp. 457–460.
  5. Fuch M., Scheffer M. Ab initio pseudopotentials for electronic structure calculations of poly-atomic systems using density-functional theory. *Computer Physics Communications*, 1999, vol. 119, no. 1, pp. 67–98. DOI: [10.1016/S0010-4655\(98\)00201-X](#).
  6. Petrushin S.I., Proskokov A.V. Chip formation with the developed area of plastic deformations at material cutting. *Izvestiya Tomskogo politekhnicheskogo universiteta*, 2009, vol. 314, no. 2, pp. 57–62. EDN: [KWMASR](#).
  7. Petrushin S.I. *Osnovy formoobrazovaniya rezaniem lezviynymi instrumentami* [Basics of shaping by cutting with blade tools]. Tomsk, TPU Publ., 2004. 204 p.
  8. Music D., Schneider J.M. Effect of transition metal additives on electronic structure and elastic properties of TiAl and Ti<sub>3</sub>Al. *Physical Review B*, 2006, vol. 74, no. 17, article number 174110. DOI: [10.1103/PhysRevB.74.174110](#).
  9. Krivoruchko D.V., Zaloga V.A. *Modelirovanie protsessov rezaniya metodom konechnykh elementov: metodologicheskie osnovy* [Modeling of cutting processes by the finite element method: methodological foundations]. Sumy, Universitetskaya kniga Publ., 2012. 496 p.
  10. Metel A.S., Volosova M.A., Mustafaev E.S., Melnik Y.A., Okunkova A.A., Grigoriev S.N. Improving the Quality of Ceramic Products by Removing the Defective Surface Layer. *Ceramics*, 2024, vol. 7, no. 1, pp. 55–67. DOI: [10.3390/ceramics7010005](#).
  11. Grigoriev S.N., Vereschaka A.A., Fyodorov S.V., Sitnikov N.N., Batako A.D. Comparative analysis of cutting properties and nature of wear of carbide cutting tools with multi-layered nano-structured and gradient coatings produced by using of various deposition methods. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 90, pp. 3421–3435. DOI: [10.1007/s00170-016-9676-z](#).
  12. Vereschaka A.A., Mokritskii B.Ya., Sitnikov N.N., Oganyan G.V., Aksenenko A.Y. Study of mechanism of failure and wear of multi-layered composite nano-structured coating based on system Ti-TiN-(ZrNbTi)N deposited on carbide substrates. *Journal of Nano Research*, 2017, vol. 45, pp. 110–123. DOI: [10.4028/www.scientific.net/JNanoR.45.110](#).
  13. Lin Zhijun, Wang Lin, Zhan Jianzhong, Mao Hokuang, Zhao Yusheng. Nanocrystalline tungsten

- carbide: As incompressible as diamond. *Applied Physics Letters*, 2009, vol. 95, no. 21, article number 211906. DOI: [10.1063/1.3268457](https://doi.org/10.1063/1.3268457).
14. Pyatykh A.S., Saviolov A.V., Timofeev S.A., Svinin V.M., Maizel I.G. Influence of Protective Coatings of Inserts on Cutting Forces during Milling of Hadfield Steel. *Journal of Friction and Wear*, 2023, vol. 44, no. 3, pp. 156–163. DOI: [10.3103/s1068366623030078](https://doi.org/10.3103/s1068366623030078).
  15. Horlin N. TiC coated cemented carbides – their introduction and impact on metal cutting. *Product Engineering*, 1971, vol. 50, no. 4, pp. 153–159.
  16. Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S.M., Elwany A., Bian L. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 94, part 2, pp. 218–235. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2016.03.014](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.03.014).
  17. Ahmadkhaniha D., Möller H., Zanella C. Studying the Microstructural Effect of Selective Laser Melting and Electropolishing on the Performance of Maraging Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 6588–6605. DOI: [10.1007/s11665-021-05927-6](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05927-6).
  18. Jovičević-Klug P., Lipovšek N., Jovičević-Klug M., Podgornik B. Optimized Preparation of Deep Cryogenic Treated Steel and Al-alloy Samples for Optimal Microstructure Imaging Results. *Materials Today Communications*, 2021, vol. 27, article number 102211. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.102211](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102211).

## Cutting ceramics for turning of specialised stainless hard-to-machine steel

**Boris Ya. Mokritskiy**<sup>1</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Machine Engineering”

**Pavel A. Sablin**\*<sup>2</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Machine Engineering”

**Aleksandr V. Kosmyinin**<sup>3</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Shipbuilding and Computing Engineering”

*Komsomolsk-na-Amure State University, Komsomolsk-on-Amur (Russia)*

\*E-mail: [ikpmto@knastu.ru](mailto:ikpmto@knastu.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4727-9873>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5950-9010>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3200-0190>

Received 08.09.2023

Revised 23.01.2024

Accepted 20.02.2025

**Abstract:** This study shows the possibility of using cutting ceramics as a turning tool. Replaceable standard cutting plates made of VOK-60 and VOK-71 cutting ceramics are used. In the work, based on simulation modelling in the DEFORM software environment, the possibility of high-speed processing with the specified cutting ceramics is substantiated and then experimentally confirmed. Additionally, the authors propose to apply hardening coatings by condensation with ion bombardment, which ensures an increase in the cutting speed to 100 m/min and more with an increase in the service life of the cutting ceramics from 3 to 3.8 times. The maximum stresses in the tool material and the deformation rate of the process material are studied. To select rational solutions in simulation modelling, the authors used the “temperature in the cutting zone”, “stresses in the tool material”, and “tool wear” parameters, which characterise the combined tension of the tool material. The transition from these parameters to the predictive design of cutting ceramics was performed by measuring the cutting force during natural cutting. The measured values of the cutting force components were used to calculate the stresses in the tool material. The study confirmed the hypothesis that the cutting ceramics is capable of operating under the conditions of processing viscous hard-to-machine corrosion-resistant specialised stainless steels such as 09H17N7Yu (C-0.09; Cr-17; Ni-7; Al-1) grade (EU 1.4568, X7CrNiAl17-7), which have a high content of chromium (16–17.5 %) and nickel (7–8 %). The authors propose original technological methods to improve the performance of the cutting ceramics through special heat treatment and coating deposition. In particular, heat treatment in a vacuum at a temperature of 1100–1400 °C for 20–40 min increased the bulk strength of the ceramics, and additional thermochemical treatment by ion nitriding performed at the final stage of heat treatment made it possible to alloy the bond.

**Keywords:** cutting ceramics; turning of stainless steel; turning process modelling; cutting speed.

**Acknowledgments:** The research was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 23-29-00393, <https://rscf.ru/project/23-29-00393/>.

**For citation:** Mokritskiy B.Ya., Sablin P.A., Kosmyinin A.V. Cutting ceramics for turning of specialised stainless hard-to-machine steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 35–45. DOI: [10.18323/2782-4039-2025-1-71-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-1-71-3).

**Научно-исследовательский институт прогрессивных технологий (НИИПТ)** – структурное подразделение Тольяттинского государственного университета.

### **НИИПТ сегодня**

- Более 60 сотрудников, в том числе 7 докторов и 14 кандидатов наук.
- 3 центра, 4 отдела, 19 лабораторий, оснащенных самым современным испытательным и исследовательским оборудованием на сумму свыше 500 млн руб.
- Аккредитация в 3 системах на испытания и исследования, в том числе в международной системе ILAC (орган по аккредитации лабораторий – Ассоциация аналитических Центров «Аналитика», полноправный член и участник соглашений о взаимном признании ILAC и APLAC).
- Основные направления: фундаментальные исследования в области физического материаловедения (разработка дизайна перспективных материалов, вопросы прочности, пластичности, коррозионной стойкости, усталостной прочности, коррозионного растрескивания под напряжением, повышения функциональных свойств поверхности) и химии (методы синтеза молекул, обладающих свойствами селективных флуоресцентных зондов); прикладные исследования и разработки в области неразрушающего контроля, микродугового оксидирования, изготовления литых изделий и др.; услуги по проведению испытаний и исследований различных материалов, металлографических экспертиз, экологических анализов, химического мониторинга окружающей среды.

### **Основные достижения НИИПТ**

- Реализованы 3 мегагранта по Постановлению Правительства РФ от 09.04.2010 № 220; 5 проектов ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014–2020 годы», в том числе три международных; в 2023 году реализуются 9 проектов Российского научного фонда и 2 госзадания, под патронажем НОЦ мирового уровня «Инженерия будущего» создана молодежная «Лаборатория дизайна магниевых сплавов».
- Ежегодно:
  - количество статей – свыше 35, из них половина – в профильных журналах уровня Q1 и Q2;
  - более 1500 протоколов испытаний и заключений по заявкам предприятий, арбитражных судов и прокуратуры.
- Инициатор и организатор проведения 11 международных школ «Физическое материаловедение» с участием ведущих ученых – материаловедов и металлофизиков, по материалам лекций которых издано 9 томов учебного пособия «Перспективные материалы».
- Международное сотрудничество с университетами городов Кумамото (Япония), Сеул (Южная Корея), Прага (Чехия), Фрайберг (Германия), академическое сотрудничество с ИФМ УрО РАН (Екатеринбург), ИПСМ РАН (Уфа), ИФПМ СО РАН (Томск) и др.; техническое сотрудничество более чем со 150 организациями реального сектора экономики.

## Влияние количественного содержания кремния на структуру припоя Cu55Ni6Mn4Zn и на структуру и свойства паяных соединений

**Пашков Игорь Николаевич**<sup>1,3</sup>, доктор технических наук, профессор кафедры 1101  
**Гаджиев Магомед Ражабович**\*<sup>1,4</sup>, аспирант

**Таволжанский Станислав Анатольевич**<sup>2,5</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов»

**Базлова Татьяна Алексеевна**<sup>2,6</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов»

**Баженов Вячеслав Евгеньевич**<sup>2,7</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов»

**Катанаева Диана Андреевна**<sup>2</sup>, магистрант

<sup>1</sup>Московский авиационный институт, Москва (Россия)

<sup>2</sup>Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

\*E-mail: maga.2630@gmail.com

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2511-2845>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1922-6635>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6062-397X>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9517-5871>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3214-1935>

Поступила в редакцию 24.06.2024

Пересмотрена 12.12.2024

Принята к публикации 06.03.2025

**Аннотация:** Медно-цинковый сплав Cu55Ni6Mn4Zn (МНМц55-6-4) широко применяется для пайки твердосплавного инструмента и сталей. Однако наличие кремния в составе сплава (0,1–0,4 % мас.) может приводить к образованию хрупких силицидов железа, никеля и марганца, что негативно влияет на прочность паяных соединений. Цель исследования – определение влияния количественного содержания кремния в медно-цинковом припое, легированном совместно никелем и марганцем, на структуру заготовок припоя перед пайкой и структуру и свойства паяных соединений. В работе использовались методы микроструктурного анализа, включая электронную микроскопию и микрорентгеноспектральный анализ, для изучения распределения силицидов в слитках, лентах и паяных швах. Результаты показали, что при содержании кремния до 0,2 % мас. силициды образуют мелкодисперсные включения, равномерно распределенные в объеме шва. Однако при увеличении содержания кремния до 0,4 % мас. наблюдается формирование сплошных слоев силицидов железа вдоль границы «припой – сталь», что приводит к хрупкому разрушению соединений при механических нагрузках. Особенно критичным оказалось влияние малых зазоров при пайке, где образование крупных кристаллов силицидов железа значительно снижает прочность соединений. Научная новизна работы заключается в установлении оптимального содержания кремния в сплаве (не более 0,2 % мас.) для минимизации негативного влияния силицидов на свойства паяных соединений. Полученные результаты могут быть использованы для разработки технологических рекомендаций при производстве припоев и пайке сталей, что позволит повысить надежность и долговечность паяных соединений в промышленных условиях.

**Ключевые слова:** пайка твердосплавного инструмента; Cu55Ni6Mn4Zn (МНМц55-6-4); влияние кремния на паяные соединения; силициды железа в паяных швах; микроструктура паяного шва; хрупкость паяных соединений; оптимизация состава припоя.

**Для цитирования:** Пашков И.Н., Гаджиев М.Р., Таволжанский С.А., Базлова Т.А., Баженов В.Е., Катанаева Д.А. Влияние количественного содержания кремния на структуру припоя Cu55Ni6Mn4Zn и на структуру и свойства паяных соединений // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 47–57. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-4.

### ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее распространенных способов соединения твердых сплавов со сталью является пайка [1]. Сплав Cu55Ni6Mn4Zn (МНМц55-6-4) представляет собой нейзильбер с высоким содержанием марганца и успешно применяется в России и за рубежом для пайки твердосплавного инструмента [2; 3] наряду с припоем Cu49Ni9Zn (ЛНМц49-9-0,2) [4; 5]. Состав и температура плавления этих сплавов представлены в таблице 1. Высокая температура плавления и пайки позволяет после за-

твердевания припоя осуществлять термообработку стальных корпусов инструмента в виде закалки с 860–900 °С в масло или эмульсию с последующим отпуском [6].

Влияние легирующих элементов на свойства медно-цинковых сплавов изучено достаточно глубоко. Добавки алюминия, марганца, железа, никеля улучшают механические свойства латуней и их теплостойкость [7; 8]. Легирование марганцем способствует улучшению смачивания стали и твердого сплава расплавом припоя [9]. Легирование никелем значительно повышает механические

**Таблица 1.** Состав сплавов Cu55Ni6Mn4Zn35 и Cu49Ni9Zn42, а также их температуры плавления и пайки  
**Table 1.** Compositions of Cu55Ni6Mn4Zn35 and Cu49Ni9Zn42 alloys and their melting and brazing temperatures

Сплав	Химический состав, % мас.					T <sub>solidus</sub> , °C	T <sub>liquidus</sub> , °C	T <sub>пайки</sub> , °C
	Cu	Zn	Ni	Mn	Si			
Cu55Ni6Mn4Zn35	54–56	ост.	5,5–6,5	3,5–4,5	0,1–0,4	890	920	920–1040
Cu49Ni9Zn42	48–50	ост.	9–11	0,1–0,2	0,1–0,25	915	930	930–980

свойства латуней [10]. Легирование оловом может незначительно повысить прочность соединений стали с твердым сплавом на сдвиг [11]. Сплав Cu49Ni9Zn42 за счет легирования никелем позволяет получить значительно более прочные соединения, чем паяные двухкомпонентной латунию [12–14]. Сравнительные исследования соединений, выполненных с помощью латунного припоя и нейзильбера Cu49Ni9Zn42, подтверждают тезис о том, что добавка никеля значительно увеличивает прочность соединений [15; 16]. Припой на основе медно-цинковых сплавов для пайки твердого сплава обычно легированы совместно никелем и марганцем. В справочной литературе и стандартах на припой также указывается на наличие кремния в количестве 0,1–0,4 % мас. Однако практически нигде не упоминается о влиянии количественного содержания кремния на формирование паяного шва и свойства паяных соединений, выполненных с помощью припоев, совместно легированных никелем и марганцем.

Считается, что кремний нейтрализует негативное влияние примеси железа на коррозионную стойкость латуни за счет образования силицидов железа [17]. Он повышает технологичность процессов пайки и сварки за счет того, что оксидная пленка кремния уменьшает окисление цинка при высоких температурах. Латуни, содержащие добавки кремния, имеют лучшие технологические свойства и обеспечивают более высокую плотность и герметичность шва.

Добавка кремния в латунных припоях может снижать пластичность и прочность паяного соединения из стали за счет образования хрупкой прослойки интерметаллида Fe–Si на границе «припой – сталь». Поэтому при пайке сталей латунию легирование последней кремнием рекомендуется ограничить – не более 0,3 % мас. Никель обладает большим химическим сродством с кремнием, чем с железом. При введении Cu–Zn в припой, содержащий 0,5 % Si и 2 % Ni, кремний связывается с никелем в химическое соединение и не образует интерметаллида с железом по границе шва<sup>1</sup>. Этот же эффект наблюдается при лазерной пайке сталей с помощью припоя на основе меди с 3 % мас. кремния [18]. Несмотря на малое время нагрева до высоких температур, на границе припоя со сталью формируется прослойка силицидов железа [19], которые также присутствуют в виде мелких включений в объеме шва. Механические испыта-

ния таких соединений показывают, что в основном разрушение происходит именно по границе «припой – сталь» из-за наличия таких соединений [20].

Силициды железа, никеля и марганца имеют высокую температуру плавления: NiSi – 992 °C, FeSi – 1410 °C и MnSi – 1280 °C<sup>2,3</sup>. Энтальпии образования различных силицидов имеют близкие значения, так что возможно и комплексное образование силицидов марганца и никеля, а при наличии железа в припое – силицидов железа. Известно, что некоторые силициды железа имеют более низкую стандартную энтальпию образования, чем силициды никеля. Это может приводить к тому, что даже в паяных швах, полученных с использованием припоев, легированных никелем, могут образовываться силициды железа [21].

Таким образом, влияние количественного содержания кремния в медно-цинковых припоях при совместном легировании никелем и марганцем на структуру и свойства паяных соединений изучено недостаточно.

Цель исследования – определение влияния количественного содержания кремния в медно-цинковом припое, легированном совместно никелем и марганцем, на структуру заготовок припоя перед пайкой и структуру и свойства паяных соединений.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для изучения структуры слитков и прессованных лент из сплава Cu55Ni6Mn4Zn35 (МНМц55-6-4) отбирались промышленные образцы производства АО «АЛАРМ» (Россия), отлитые в металлический кокиль. Плавка образцов проводилась в индукционной печи в шамотно-графитовом тигле марки АХ 200, где 200 – вместимость тигля (по меди) 200 кг. После расплавления меди и никеля осуществлялось раскисление меди фосфором и введением кускового кремния. Кремний вводился из расчета 0,35 % мас. Марганец использовался электролитический Mn985. При плавке использовались отходы собственного производства в количестве 30–40 %. Полученные слитки диаметром 50 мм подвергались горячему прессованию на гидравлическом прессе с усилием 300 т через матрицу размером 10×1 мм. Температура слитка при прессовании составляла 700 °C. Прессованная лента имела размеры 10×1 мм.

<sup>2</sup> Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 3. Кн. 1 / под ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 2001. 972 с.

<sup>3</sup> Лякишев Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 2. М.: Металлургия, 1997. 1024 с.

<sup>1</sup> Лашко С.В., Лашко Н.Ф. Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1988. 376 с.

Для изучения влияния содержания кремния в паяных швах отдельно были выплавлены образцы сплавов малого объема с различным содержанием кремния. Плавка отличалась тем, что, в отличие от промышленной плавки, расплав меди не раскисляли фосфором и кремний вводили в виде лигатуры Cu – 10 % мас. Si. Образцы выплавляли в индукционной печи в шамотно-графитном тигле марки АХ 5 ОАО «Лужский абразивный завод» (Россия). Шихтовка проводилась из расчета получения 2,5 кг сплава из чистых компонентов, бескислородной меди М0, никеля НП-1, марганца Мн985, цинка Ц0. В расплавленной меди под слоем пробат-флюса растворяли никель, затем марганец, после вводили лигатуру Cu–Si и цинк. Расчетное содержание кремния в сплаве составляло 0,1; 0,2; 0,4 % мас. Полученный расплав разливали в водоохлаждаемую изложницу диаметром 50 мм. Полученные слитки прессовали на гидравлическом прессе при температуре 700 °С для формирования ленты припоя размером 10×1 мм.

Из полученных образцов слитков и лент изготавливались шлифы для исследований на электронном сканирующем микроскопе TESCAN VEGA SBH 3 (Чехия) с приставкой Oxford Instruments (Великобритания) для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА). Диаметр зонда составлял 1 мкм.

Для изучения влияния кремния на структуру паяных швов были изготовлены макеты соединений, по размеру и форме приближающиеся к паяным горным резцам, только вместо твердого сплава была использована вставка из стали 30ХГСА (ГОСТ 4543-71) диаметром 18 мм, а внешний корпус был изготовлен из низкоуглеродистой стали 10 (рис. 1). Нагрев макетов под пайку осуществляли на индукционной установке СЭЛТ-001-15/66-Т (Россия) с частотой 40–70 кГц в цилиндрическом индукторе. Температура пайки составляла 940–950 °С. Время пайки составляло 90 с. Макет вставки из стали 30ХГСА окунался в пасту флюса на основе калиевой буры, боратов и фторидов щелочных металлов ФП2 (ТУ 48-17228138/ОПП-004-2001) и помещался в отверстие корпуса, на дно которого укладывались пластинки припоя общей массой 3,6 г для обеспечения заполнения всего зазора. В процессе нагрева происходило расплавление припоя, и вставка опускалась на дно корпуса. Время и мощность на установке пайки выбирались та-

ким образом, чтобы в конце процесса была сформирована сплошная галтель. Таким образом обеспечивалась одинаковая выдержка всех образцов при пайке.

После пайки образцы разрезали вдоль оси и готовили металлографические шлифы для исследования на электронном микроскопе TESCAN VEGA SBH 3 (Чехия). Элементный состав определяли с помощью энергодисперсионного микроанализатора Oxford Instruments (Великобритания).

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Структура слитков и лент припоя Cu55Ni6Mn4Zn35 (МНМц55-6-4) в зависимости от содержания кремния

На рис. 2 представлены снимки микроструктуры литых образцов, полученных в ходе промышленной плавки с использованием раскисления фосфором и введения кускового кремния 0,35 % мас. в сравнении с образцом, изготовленным без раскисления меди фосфором и с введением кремния 0,2 % мас. в виде лигатуры Cu10Si. В структуре наблюдаются темные участки, расположенные по границам дендритных ячеек, результаты их МРСА представлены в таблице 2.

Структура промышленных лент припоя после горячего прессования представлена на рис. 3. Заметно, что темные участки имеют вид дисперсных включений размером 2–10 мкм и равномерно распределены по площади шлифа. Во всех образцах присутствует железо в количестве 0,2 % мас. При этом следует отметить, что с уменьшением содержания кремния темная фаза становится более дисперсной. Состав темных участков аналогичен фазам в литой структуре и содержит кремний в количестве около 10 % мас. и фосфор в количестве 1,7–3 % мас.

### Структура паяных швов, выполненных припоем с различным содержанием кремния

При пайке стальных макетов горных резцов были получены неодинаковые структуры в донной и боковой частях соединения. В структуре паяных швов наблюдаются мелкодисперсные включения преимущественно железа, а также никеля и марганца в центральной части шва и вдоль границы раздела «припой – основной материал», что подтверждается результатами МРСА (рис. 4).

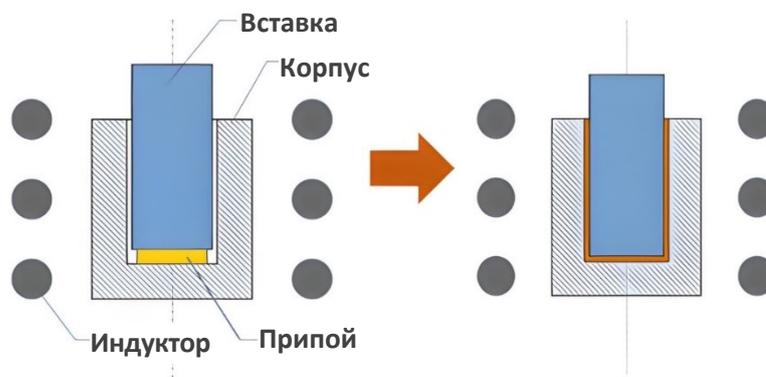
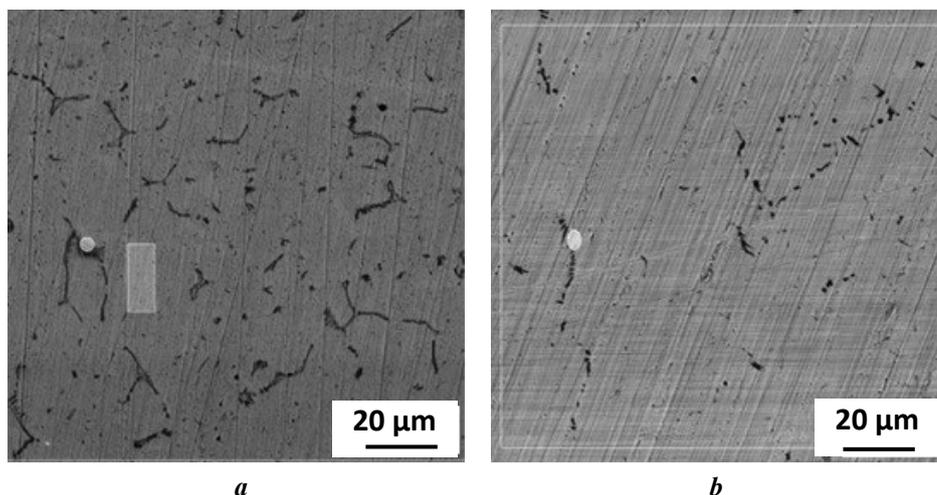


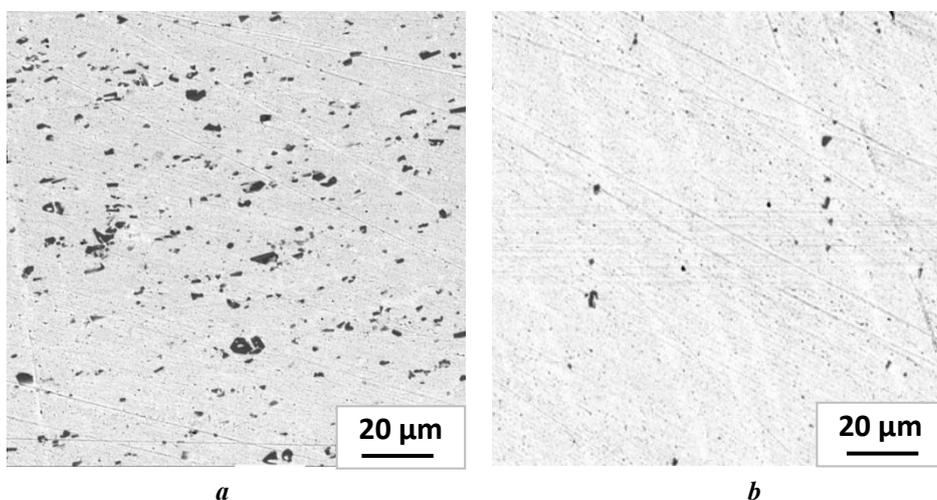
Рис. 1. Схема индукционной пайки макета горного резца припоем Cu55Ni6Mn4Zn35  
Fig. 1. Scheme of induction brazing of a mining cutter model with the Cu55Ni6Mn4Zn35 brazing alloy



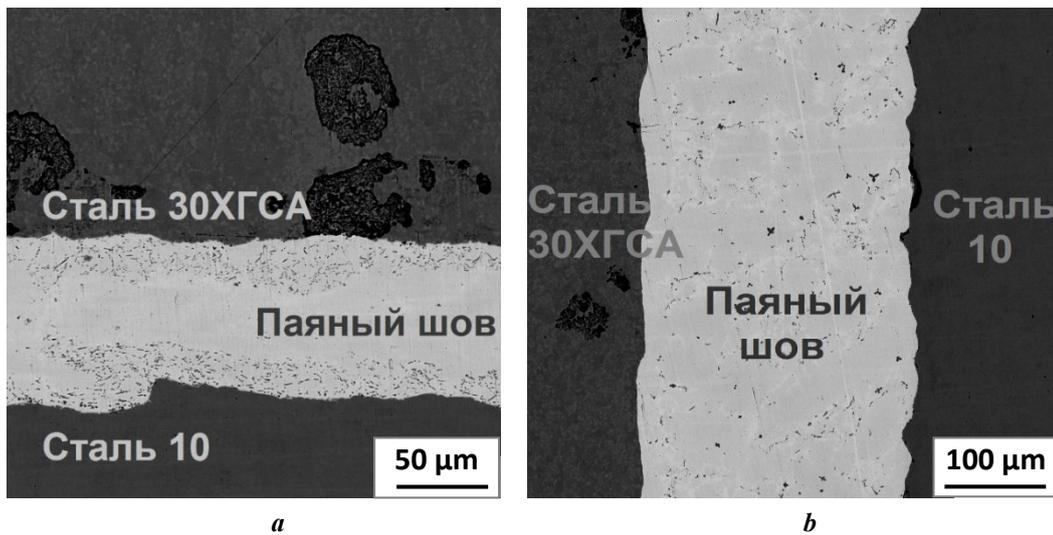
**Рис. 2.** Микроструктура слитков припоя Cu55Ni6Mn4Zn35 (МНМц55-6-4): **a** – промышленная плавка; **b** – экспериментальная плавка без раскисления фосфором и с введением кремния лигатурой  
**Fig. 2.** Microstructure of Cu55Ni6Mn4Zn35 (MNMts55-6-4) brazing alloy ingots: **a** – industrial melting; **b** – experimental melting without deoxidation with phosphorous and with the introduction of silicon by doping material

**Таблица 2.** Результаты микрорентгеноспектрального анализа слитков в литом состоянии, % мас.  
**Table 2.** Results of X-ray spectral microanalysis of ingots in as-cast condition, % wt.

Область анализа	Si	P	Cr	Mn	Fe	Ni	Cu	Zn
<b>Промышленный образец</b>								
Светлый участок	0,01	–	0,87	3,37	–	5,75	54,2	33,42
Темный участок	9,1	2,43	–	16,96	1,12	44,13	17,0	9,26
Анализ сплава	0,4	–	–	3,92	0,18	5,6	52,01	37,89
<b>Экспериментальный образец</b>								
Темный участок	10,56	–	–	18,23	0,05	52,35	13,48	5,33
Анализ сплава	0,26	–	–	4,26	0,02	5,98	54,78	34,7



**Рис. 3.** Микроструктура лент припоя при различном содержании кремния (не травлено): **a** – 0,57 % Si; **b** – 0,31 % Si  
**Fig. 3.** Microstructure of brazing alloy bands with different silicon content (not etched): **a** – 0.57 % of Si; **b** – 0.31 % of Si

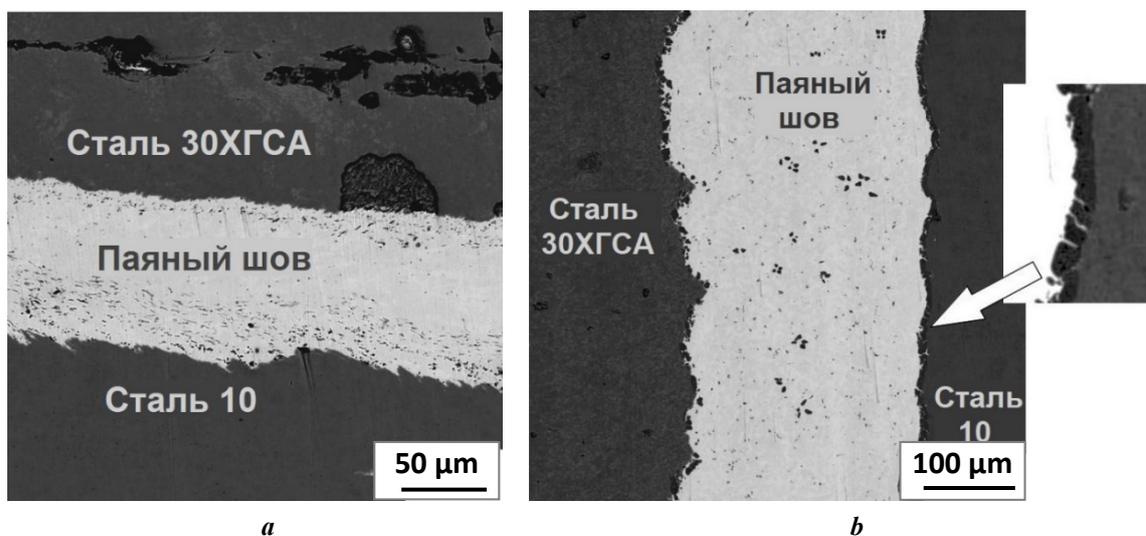


**Рис. 4.** Микроструктура макета соединений горных резцов, выполненных припоем  $Cu55Ni6Mn4Zn35$  (МНМц55-6-4) с содержанием кремния 0,2 % мас.: **a** – донная часть; **b** – боковая часть

**Fig. 4.** Microstructure of the model of the joints of mining cutters made with  $Cu55Ni6Mn4Zn35$  (MNMts55-6-4) brazing alloy with a silicon content of 0.2 wt. %: **a** – bottom part; **b** – side part

Из-за малых размеров фазы не удалось установить ее точный состав, предположительно это силициды железа. При малых содержаниях кремния 0,1 и 0,2 % мас. дисперсные включения расположены в объеме шва и не формируют крупных образований, которые могли бы стать концентраторами напряжений для образования трещин при нагружении соединений. Структура швов при содержании кремния 0,1 и 0,2 % мас. идентична, поэтому на рис. 4 приведена структура соединения с 0,2 % мас. кремния. Структура швов при содержании кремния 0,4 % мас. приведена на рис. 5.

При содержании кремния 0,4 % мас. картина коренным образом меняется. На границе стали с припоем, особенно со стороны стали 30ХГСА, в составе которой имеется кремний (0,8 % мас. согласно МРСА), наблюдается формирование крупных кристаллов правильной формы, образующих сплошной слой на границе «сталь – припой». Такая картина наблюдается при нормальной величине паяльного зазора (50–100 мкм). Совершенно иначе формируется структура в малых зазорах (менее 50 мкм). В процессе пайки происходит формирование извилистой границы шва (рис. 6). На границе «припой –



**Рис. 5.** Микроструктура макета соединений горных резцов, выполненных припоем  $Cu55Ni6Mn4Zn35$  (МНМц55-6-4) с содержанием кремния 0,4 % мас.: **a** – донная часть; **b** – боковая часть

**Fig. 5.** Microstructure of the model of the joints of mining cutters made with  $Cu55Ni6Mn4Zn35$  (MNMts55-6-4) brazing alloy with a silicon content of 0.4 wt. %: **a** – bottom part; **b** – side part

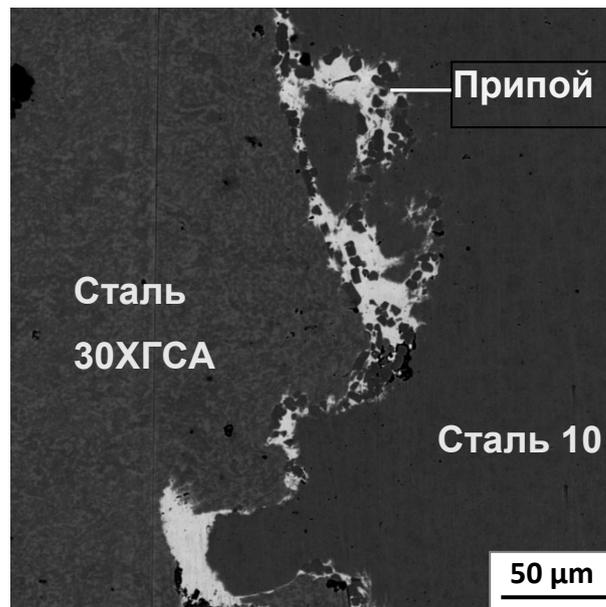


Рис. 6. Структура паяного шва при его толщине менее 50 мкм  
 Fig. 6. The structure of the brazed seam at its thickness less than 50  $\mu\text{m}$

сталь» формируются крупные кристаллы на основе соединений железа и никеля с кремнием, которые в некоторых местах практически перекрывают весь шов. Анализ профилей распределения элементов свидетельствует о том, что это силициды железа и никеля (рис. 7). Размер включений достигает 10 мкм.

Формирование сплошного слоя силицидов железа и никеля привело к снижению прочности на срез в 4 раза по сравнению с образцом, где содержание кремния составляло 0,2 % мас. Поверхность разрушения проходит по границе «припой – сталь» вдоль этого слоя (рис. 8).

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

### Влияние кремния на структуру слитков и прессованных лент

Литая структура сплава  $\text{Cu55Ni6Mn4Zn35}$  (МНМц55-6-4) промышленного производства характеризуется наличием включений по границам зерен. Данные включения содержат не только кремний, но и фосфор. Очевидно, что раскисление сплава фосфором избыточно, и даже малое его содержание провоцирует образование фаз по границам зерен. Литая структура экспериментального сплава, не содержащего фосфор, отличается от структуры промышленного образца. Наблюдается наличие темных участков, богатых кремнием, марганцем и никелем, однако они имеют менее протяженную форму и более дисперсные, что в целом соответствует литературным данным [21].

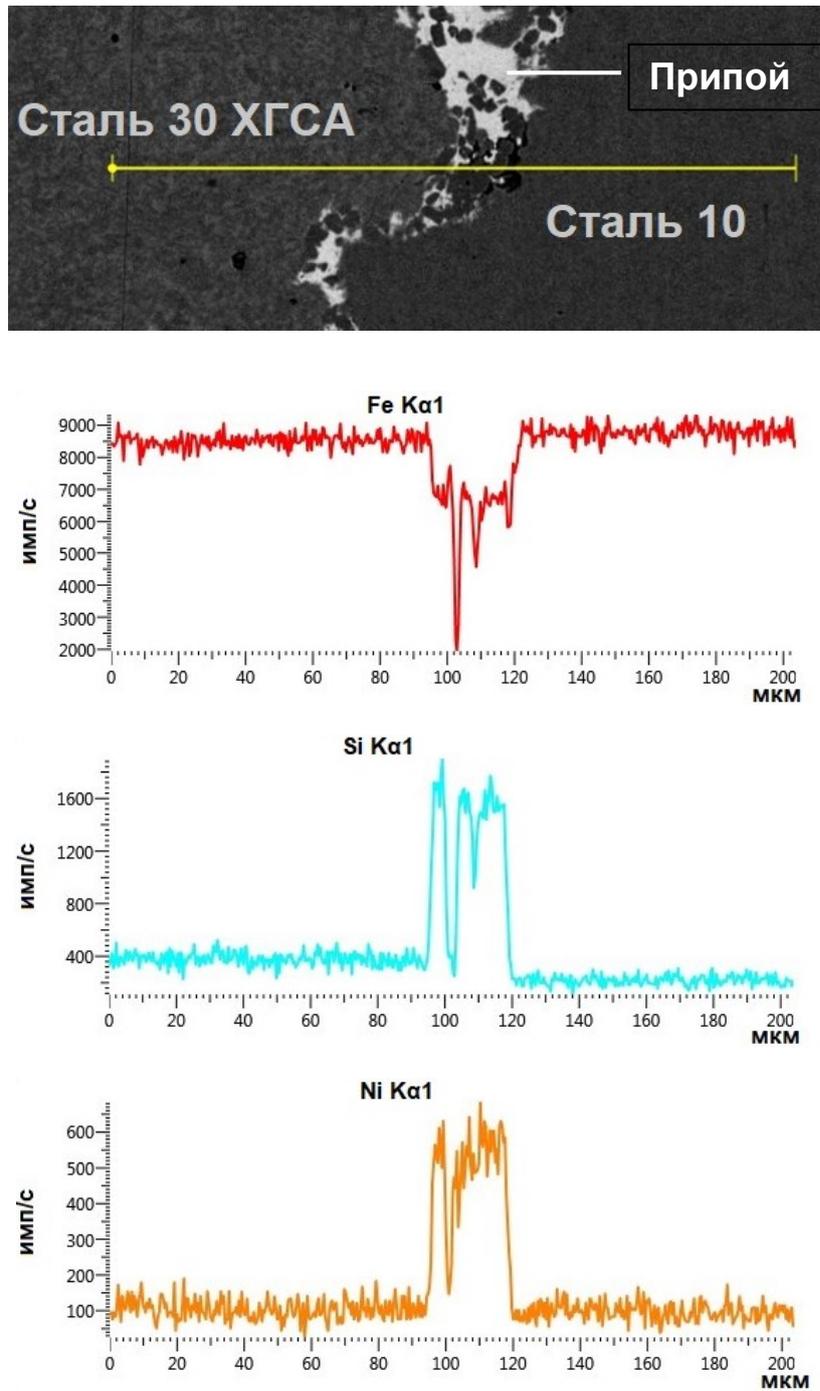
Использование горячего прессования слитков для получения лент приводит к заметному измельчению включений. Измельчение включений происходит при прессовании ленты размером  $10 \times 1$  мм из слитка диаметром 50 мм. Результатом прессования сплава в такую форму является высокая степень обжата (около 200). При содержании кремния свыше 0,3 % мас. включения

становятся более крупными – до 10 мкм и более в сравнении с 2–4 мкм при малом содержании кремния. Количество кремнийсодержащей фазы увеличивается с ростом содержания кремния в сплаве. Влияние содержания железа в количестве примерно 0,2 % мас. на структуру сплава не выявлено.

### Влияние кремния на структуру паяных швов

В паяных швах кроме кремния, содержащегося в припое, в диффузионных процессах может принимать участие кремний из стали 30ХГСА. В структуре швов наблюдается образование мелких включений соединений железа и никеля с кремнием, которые в основном расположены вдоль границы «припой – основной металл», что соответствует данным при лазерной пайке сталей припоем  $\text{Cu-Si}$  [18]. Концентрация их растет в областях малых зазоров, однако сплошных слоев, способных сыграть роль концентраторов напряжений при содержании кремния 0,1–0,2 % мас., не обнаружено, в отличие от 0,4 % мас. кремния при капиллярной пайке и 3 % мас. кремния при лазерной пайке. Очевидно, что данные включения формируются за счет растворения железа в припое и его взаимодействия с кремнием, что приводит к образованию в объеме расплава силицидов, располагающихся вдоль границ стали. Таким образом, кремний в припое связывается с железом в устойчивые соединения, которые могут располагаться как в объеме медно-цинкового сплава [17], так и вдоль границы раздела «припой – сталь» без образования сплошного слоя [19].

При увеличении содержания кремния в припое до 0,4 % мас. наблюдается образование крупных четко ограненных кристаллов в виде сплошного слоя вдоль границы «сталь – припой», причем их размеры и концентрация выше со стороны стали, легированной кремнием (30ХГСА), что больше соответствует паяным швам с припоем  $\text{Cu-3 \% Si}$  [20]. Таким образом, подтверждаются утверждения об опасности превышения



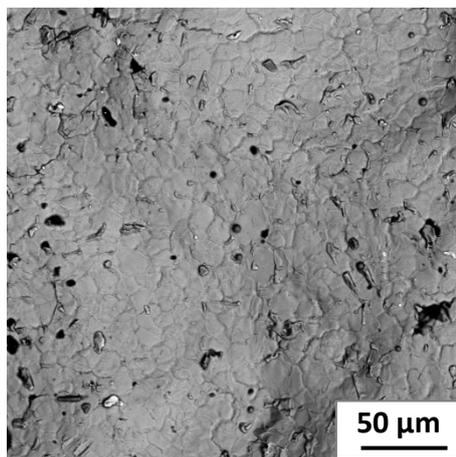
**Рис. 7.** Изменение содержания железа, кремния и никеля поперек паяного шва при содержании кремния в припое 0,4 % мас.  
**Fig. 7.** Change in the content of iron, silicon and nickel across the brazed seam at a silicon content in the brazing alloy of 0.4 wt. %

содержания кремния в медно-цинковых припоях свыше 0,3 % мас. Однако для медно-цинковых припоев, совместно легированных никелем и марганцем, нами не обнаружено заметного влияния никеля на снижение формирования силицидов железа, хотя ранее считалось, что никель блокирует образование силицидов на границе «основной металл – припой»<sup>4</sup>. Возможно, это связано с тем, что припой Cu55Ni6Mn4Zn35 (МНМц55-6-4)

<sup>4</sup> Лашко С.В., Лашко Н.Ф. Пайка металлов. М.: Машиностроение, 1988. 376 с.

представляет собой не латунь, а сплав нейзильбер. Из-за высокого содержания никеля и марганца изменяется и растворимость железа в сплаве. Возможно, в данных условиях образуются силициды железа, имеющие меньшую стандартную энтальпию образования, чем силициды никеля [21].

Обнаружено критическое влияние зазора при пайке припоем с высоким содержанием кремния (0,4 % мас.). С одной стороны, при малой прослойке расплава припоя наблюдается изменение кривизны границы раздела «припой – сталь», с другой – кристаллы соединений



**Рис. 8.** Разрушение паяного соединения вдоль границы «припой – сталь» при содержании кремния в припое 0,4 % мас.  
**Fig. 8.** Brazed joint destruction along the brazing alloy – steel interface at a silicon content in the brazing alloy of 0.4 wt. %

кремния, железа и никеля становятся крупнее и могут занимать существенный объем шва. Эти кристаллы могут являться концентраторами напряжений при нагружении соединений и приводить к хрупкому разрушению швов аналогично разрушению швов по границе «сталь – припой» в [20]. Ранее данное явление усиленного массопереноса при малых зазорах описано не было.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Содержание кремния в сплаве припоя Cu55Ni6Mn4Zn35 (МНМц55-6-4) играет заметную роль в формировании структуры паяных швов за счет образования дисперсных включений силицидов сложного состава. Наличие остаточного фосфора в сплаве приводит к образованию включений по границам зерен, которые могут негативно повлиять на прочностные свойства припоя. Раскисление фосфором указанного сплава избыточно и оказывает негативное влияние на литую структуру.

2. Применение горячего прессования слитков при производстве ленты припоя приводит к измельчению включений, однако их размер и количество четко коррелируют с содержанием кремния в сплаве. С ростом содержания кремния до 0,4 % мас. размеры включений и их доля в структуре паяных швов растут.

3. Обнаружено, что содержание кремния в припое до 0,2 % мас. приводит к образованию мелкодисперсных соединений железа и никеля с кремнием за счет растворения железа в расплаве припоя и образования сложных силицидов в объеме шва и вдоль границы «припой – основной материал». Эти включения распределены в шве неравномерно.

4. При достижении содержания кремния 0,4 % мас. силициды образуют сплошной слой вдоль границы «сталь – припой» в виде более крупных кристаллов правильной формы, высокое содержание никеля не препятствует этому образованию.

5. Критичным фактором, способным оказать влияние на свойства паяного соединения, является величина

зазора под пайку. При высоком содержании кремния наблюдается изменение кривизны границ и наличие в швах кристаллов на основе силицидов железа и никеля. В этом случае наблюдается снижение прочности соединений и разрушение соединений вдоль этих образований.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Amelzadeh M., Mirsalehi S.E. Dissimilar joining of WC-Co to steel by low-temperature brazing // *Materials Science and Engineering: B*. 2020. Vol. 259. Article number 114597. DOI: [10.1016/j.mseb.2020.114597](https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114597).
2. Коломейченко А.В., Соловьев Р.Р., Соловьев Р.Ю., Максимов Е.А., Карякин С.Б. Импортзамещение рабочих органов для мульчеров // *Вестник Казанского государственного аграрного университета*. 2023. Т. 18. № 2. С. 86–93. DOI: [10.12737/2073-0462-2023-86-93](https://doi.org/10.12737/2073-0462-2023-86-93).
3. Пашков И.Н., Мисников В.Е., Морозов В.А., Таволжанский С.А. Индукционная пайка твердосплавных резцов горного инструмента. Выбор состава и формы припоя // *Сварочное производство*. 2020. № 8. С. 20–27. EDN: [NXKPBY](https://www.edn.ru/NXKPBY).
4. Haghshenas M.S., Parvin N., Amirnasiri A. Effect of bonding temperature on microstructure and mechanical properties of WC-Co/steel diffusion brazed joint // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2018. Vol. 71. P. 649–658. DOI: [10.1007/s12666-017-1197-4](https://doi.org/10.1007/s12666-017-1197-4).
5. Amirnasiri A., Parvin N. Dissimilar diffusion brazing of WC-Co to AISI 4145 steel using RBCuZn-D interlayer // *Journal of Manufacturing Processes*. 2017. Vol. 28. Part 1. P. 82–93. DOI: [10.1016/j.jmapro.2017.06.001](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.06.001).
6. Пашков И.Н., Мисников В.Е., Морозов В.А., Гаджиев М., Базлова Т.А. Влияние состава припоя и флюса на термическую стабильность паяных PDC резцов // *Сварочное производство*. 2021. № 1. С. 44–50. EDN: [XTZQZM](https://www.edn.ru/XTZQZM).
7. Яковцева О.А., Михайловская А.В., Иржак А.В., Котов А.Д., Медведева С.В. Сравнение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации двойной и многокомпонентных латуней //

- Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 6. С. 643–650. DOI: [10.31857/S0015323020060182](https://doi.org/10.31857/S0015323020060182).
8. Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K. Superplastic deformation behaviour of aluminium containing brasses // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 674. P. 135–143. DOI: [10.1016/j.msea.2016.07.053](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.053).
  9. Sui Yanwei, Luo Haibo, Lv Yang, Wei Fuxiang, Qi Jiqu, He Yezeng, Meng Qingkun, Sun Zhi. Influence of brazing technology on the microstructure and properties of YG20C cemented carbide and 16Mn steel joints // *Welding in the World*. 2016. Vol. 60. P. 1269–1275. DOI: [10.1007/s40194-016-0374-0](https://doi.org/10.1007/s40194-016-0374-0).
  10. Habibi F., Mostafapour A., Heydarpour K. Microstructural evaluation and mechanical properties of WC-6%Co/AISI 1045 steel joints brazed by copper, brass, and Ag-based filler metals: Selection of the filler material // *Journal of Advanced Joining Processes*. 2024. Vol. 9. Article number 100212. DOI: [10.1016/j.jajp.2024.100212](https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100212).
  11. Chiu Liu Ho, Wang Hsin Fu, Huang Chia Pao, Hsu Ching Tsung, Chen Tsung Chi. Effect of brazing temperature on the microstructure and property of vacuum brazed WC-Co and carbon steel joint // *Advanced materials research*. 2008. Vol. 47-50. P. 682–685. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.47-50.682](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.47-50.682).
  12. Li Yuanxing, Zhu Zongtao, He Yongpan, Chen Hui, Jiang Chao, Han Dengquan, Li Junfu. WC particulate reinforced joint by ultrasonic-associated brazing of WC-Co/35CrMo // *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 238. P. 15–21. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.06.037](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.06.037).
  13. Geng Haibin, Li Jinglong, Xiong Jiangtao, Shao Changbin, Zhang Fusheng. Interface Evolution of YG11C/42CrMo Joint Brazed with BCu64MnNi Filler Metal // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. 2017. Vol. 56. P. 473–480. DOI: [10.1007/s11106-017-9918-0](https://doi.org/10.1007/s11106-017-9918-0).
  14. Yin Xiaohui, Ma Qunshuang, Cui Bing, Zhang Lei, Xue Xingyan, Zhong Sujuan, Xu Dong. Current review on the research status of cemented carbide brazing: filler materials and mechanical properties // *Metals and Materials International*. 2021. Vol. 27. P. 571–583. DOI: [10.1007/s12540-020-00608-w](https://doi.org/10.1007/s12540-020-00608-w).
  15. Amelzadeh M., Mirsalehi S.E. Influence of braze type on microstructure and mechanical behavior of WC-Co/steel dissimilar joints // *Journal of Manufacturing Processes*. 2018. Vol. 36. P. 450–458. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.10.015](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.10.015).
  16. Jiang Chao, Chen Hui, Zhao Xu, Qui Sifu, Han Dengquan, Gou Guoqing. Microstructure and mechanical properties of brazing bonded WC-15Co/35CrMo joint using AgNi/CuZn/AgNi composite interlayers // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2018. Vol. 70. P. 1–8. DOI: [10.1016/j.jrmhm.2017.08.021](https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2017.08.021).
  17. Левин Д.О., Сулицин А.В., Усов Д.А., Шевченко К.А., Стругов С.С., Брусницын С.В. Влияние железа и кремния на коррозионную стойкость латуни // *Литейное производство*. 2023. № 12. С. 22–27. EDN: [YTNIUR](https://www.edn.ru/ytniur/).
  18. Cheng Zhi, Huang Jihua, Ye Zheng, Yang Jian, Chen Shuhai. Butt brazing of titanium alloys/stainless steel plates by MIG-TIG double-sided arc welding process with copper filler metal // *Journal of Materials Research and Technology*. 2019. Vol. 8. № 1. P. 1566–1570. DOI: [10.1016/j.jmrt.2018.06.009](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.009).
  19. Koltsov A., Bailly N., Cretteur L. Wetting and laser brazing of Zn-coated steel products by Cu–Si filler metal // *Journal of materials science*. 2010. Vol. 45. № 8. P. 2118–2125. DOI: [10.1007/s10853-009-3949-y](https://doi.org/10.1007/s10853-009-3949-y).
  20. Suga T., Murai Ya., Kobashi T., Ueno K., Shindo M., Kanno K., Nakata K. Laser brazing of dissimilar joint of austenitic stainless steel and pure copper // *Welding International*. 2016. Vol. 30. № 3. P. 166–174. DOI: [10.1080/09507116.2014.921090](https://doi.org/10.1080/09507116.2014.921090).
  21. Рябухин А.Г., Груба О.Н. Энтальпия образования силицидов 3D-элементов периодической системы Д.И. Менделеева // *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Математика. Механика. Физика*. 2007. № 3. С. 74–82. EDN: [KYTEJ](https://www.edn.ru/kystej/).

## REFERENCES

1. Amelzadeh M., Mirsalehi S.E. Dissimilar joining of WC-Co to steel by low-temperature brazing. *Materials Science and Engineering: B*, 2020, vol. 259, article number 114597. DOI: [10.1016/j.mseb.2020.114597](https://doi.org/10.1016/j.mseb.2020.114597).
2. Kolomeychenko A.V., Solovev R.R., Solovev R.Yu., Maksimov E.A., Karyakin S.B. Import substitution of working units for mulchers. *Vestnik Kazanskogo gosudarstvennogo agrarnogo universiteta*, 2023, vol. 18, no. 2, pp. 86–93. DOI: [10.12737/2073-0462-2023-86-93](https://doi.org/10.12737/2073-0462-2023-86-93).
3. Pashkov I.N., Misnikov V.E., Morozov V.A., Tavolzanskiy S.A. Induction brazing of carbide cutters for a mining tool. The choice of composition and solder form. *Welding international*, 2019, vol. 33, no. 10-12, pp. 411–417. DOI: [10.1080/09507116.2021.1894032](https://doi.org/10.1080/09507116.2021.1894032).
4. Haghshenas M.S., Parvin N., Amirnasiri A. Effect of bonding temperature on microstructure and mechanical properties of WC-Co/steel diffusion brazed joint. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2018, vol. 71, pp. 649–658. DOI: [10.1007/s12666-017-1197-4](https://doi.org/10.1007/s12666-017-1197-4).
5. Amirnasiri A., Parvin N. Dissimilar diffusion brazing of WC-Co to AISI 4145 steel using RBCuZn-D interlayer. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 28, part 1, pp. 82–93. DOI: [10.1016/j.jmapro.2017.06.001](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.06.001).
6. Pashkov I.N., Misnikov V.E., Morozov V.A., Gadzhiev M., Bazlova T.A. Influence of solder and flux composition on thermal stability of brazed PDC cutters. *Welding International*, 2021, vol. 35, no. 1-3, pp. 121–126. DOI: [10.1080/09507116.2021.1963535](https://doi.org/10.1080/09507116.2021.1963535).
7. Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Medvedeva S.V., Irzhak A.V. Comparison of contributions of the mechanisms of the superplastic deformation of binary and multicomponent brasses. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 6, pp. 582–589. DOI: [10.1134/S0031918X20060186](https://doi.org/10.1134/S0031918X20060186).
8. Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Pozdniakov A.V., Kotov A.D., Portnoy V.K. Superplastic deformation behaviour of aluminium containing brasses. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 674, pp. 135–143. DOI: [10.1016/j.msea.2016.07.053](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.053).
9. Sui Yanwei, Luo Haibo, Lv Yang, Wei Fuxiang, Qi Jiqu, He Yezeng, Meng Qingkun, Sun Zhi. Influence of brazing technology on the microstructure and properties of YG20C cemented carbide and 16Mn steel

- joints. *Welding in the World*, 2016, vol. 60, pp. 1269–1275. DOI: [10.1007/s40194-016-0374-0](https://doi.org/10.1007/s40194-016-0374-0).
10. Habibi F., Mostafapour A., Heydarpour K. Microstructural evaluation and mechanical properties of WC-6%Co/AISI 1045 steel joints brazed by copper, brass, and Ag-based filler metals: Selection of the filler material. *Journal of Advanced Joining Processes*, 2024, vol. 9, article number 100212. DOI: [10.1016/j.jajp.2024.100212](https://doi.org/10.1016/j.jajp.2024.100212).
  11. Chiu Liu Ho, Wang Hsin Fu, Huang Chia Pao, Hsu Ching Tsung, Chen Tsung Chi. Effect of brazing temperature on the microstructure and property of vacuum brazed WC-Co and carbon steel joint. *Advanced materials research*, 2008, vol. 47-50, pp. 682–685. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.47-50.682](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.47-50.682).
  12. Li Yuanxing, Zhu Zongtao, He Yongpan, Chen Hui, Jiang Chao, Han Dengquan, Li Junfu. WC particulate reinforced joint by ultrasonic-associated brazing of WC-Co/35CrMo. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 15–21. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.06.037](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.06.037).
  13. Geng Haibin, Li Jinglong, Xiong Jiangtao, Shao Changbin, Zhang Fusheng. Interface Evolution of YG11C/42CrMo Joint Brazed with BCu64MnNi Filler Metal. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2017, vol. 56, pp. 473–480. DOI: [10.1007/s11106-017-9918-0](https://doi.org/10.1007/s11106-017-9918-0).
  14. Yin Xiaohui, Ma Qunshuang, Cui Bing, Zhang Lei, Xue Xingyan, Zhong Sujuan, Xu Dong. Current review on the research status of cemented carbide brazing: filler materials and mechanical properties. *Metals and Materials International*, 2021, vol. 27, pp. 571–583. DOI: [10.1007/s12540-020-00608-w](https://doi.org/10.1007/s12540-020-00608-w).
  15. Amelzadeh M., Mirsalehi S.E. Influence of braze type on microstructure and mechanical behavior of WC-Co/steel dissimilar joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 2018, vol. 36, pp. 450–458. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.10.015](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.10.015).
  16. Jiang Chao, Chen Hui, Zhao Xu, Qui Sifu, Han Dengquan, Gou Guoqing. Microstructure and mechanical properties of brazing bonded WC-15Co/35CrMo joint using AgNi/CuZn/AgNi composite interlayers. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2018, vol. 70, pp. 1–8. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2017.08.021](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2017.08.021).
  17. Levin D.O., Sulitsin A.V., Usov D.A., Shevchenko K.A., Strugov S.S., Brusnitsyn S.V. Influence of iron and silicon on corrosion resistance brass. *Liteynoe proizvodstvo*, 2023, no. 12, pp. 22–27. EDN: [YTNiUR](https://ytniur.com).
  18. Cheng Zhi, Huang Jihua, Ye Zheng, Yang Jian, Chen Shuhai. Butt brazing of titanium alloys/stainless steel plates by MIG-TIG double-sided arc welding process with copper filler metal. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, vol. 8, no. 1, pp. 1566–1570. DOI: [10.1016/j.jmrt.2018.06.009](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.06.009).
  19. Koltsov A., Bailly N., Cretteur L. Wetting and laser brazing of Zn-coated steel products by Cu–Si filler metal. *Journal of materials science*, 2010, vol. 45, no. 8, pp. 2118–2125. DOI: [10.1007/s10853-009-3949-y](https://doi.org/10.1007/s10853-009-3949-y).
  20. Suga T., Murai Ya., Kobashi T., Ueno K., Shindo M., Kanno K., Nakata K. Laser brazing of dissimilar joint of austenitic stainless steel and pure copper. *Welding International*, 2016, vol. 30, no. 3, pp. 166–174. DOI: [10.1080/09507116.2014.921090](https://doi.org/10.1080/09507116.2014.921090).
  21. Ryabukhin A.G., Gruba O.N. Enthalpy of formation of silicides of 3D elements of the periodic system of D.I. Mendeleev. *Vestnik Yuzhno-Uralskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Matematika. Mekhanika. Fizika*, 2007, no. 3, pp. 74–82. EDN: [KYTEJ](https://kyste.j).

## The influence of silicon content on the structure of Cu55Ni6Mn4Zn brazing alloy and on the structure and properties of brazed joints

**Igor N. Pashkov**<sup>1,3</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair No.1101

**Magomed R. Gadzhiev**<sup>\*1,4</sup>, postgraduate student

**Stanislav A. Tavalzhanskiy**<sup>2,5</sup>, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working”

**Tatiana A. Bazlova**<sup>2,6</sup>, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working”

**Vyacheslav E. Bazhenov**<sup>2,7</sup>, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working”

**Diana A. Katanaeva**<sup>2</sup>, graduate student

<sup>1</sup>Moscow Aviation Institute, Moscow (Russia)

<sup>2</sup>University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

\*E-mail: maga.2630@gmail.com

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2511-2845>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1922-6635>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6062-397X>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9517-5871>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3214-1935>

Received 24.06.2024

Revised 12.12.2024

Accepted 06.03.2025

**Abstract:** Cu55Ni6Mn4Zn (MNMts55-6-4) copper-zinc alloy is widely used for brazing hard-alloy tools and steels. However, the presence of silicon in the alloy (0.1–0.4 wt. %) can lead to the formation of brittle silicides of iron, nickel,

and manganese, which negatively influences the strength of brazed joints. The purpose of the study was to determine the influence of the quantitative content of silicon in copper-zinc brazing alloy doped jointly with nickel and manganese on the structure of brazing alloy blanks before brazing and the structure and properties of brazed joints. In the work, to study the distribution of silicides in ingots, tapes, and brazed seams, the authors used microstructural analysis methods, including electron microscopy and X-ray spectral microanalysis. The results showed that with a silicon content of up to 0.2 wt. %, silicides form finely dispersed inclusions uniformly distributed throughout the seam. However, with an increase in the silicon content to 0.4 wt. %, the formation of continuous layers of iron silicides along the brazing alloy – steel boundary is observed, which leads to brittle failure of the joints under mechanical loads. The influence of small gaps turned out to be especially critical during brazing, where the formation of large crystals of iron silicides significantly reduces the strength of the joints. The scientific novelty of the work lies in identifying the optimal silicon content in the alloy (no more than 0.2 wt. %) to minimize the negative effect of silicides on the properties of brazed joints. The results obtained can be used to develop process recommendations for the production of brazing alloys and brazing of steels, which will allow improving the reliability and durability of brazed joints under production-line conditions.

**Keywords:** brazing of hard-alloy tools; Cu55Ni6Mn4Zn (MNMts55-6-4); influence of silicon on brazed joints; iron silicides in brazed seams; brazed seam microstructure; embrittlement of brazed joints; optimization of brazing alloy composition.

**For citation:** Pashkov I.N., Gadzhiev M.R., Tavolzhanskiy S.A., Bazlova T.A., Bazhenov V.E., Katanaeva D.A. The influence of silicon content on the structure of Cu55Ni6Mn4Zn brazing alloy and on the structure and properties of brazed joints. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 47–57. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-4.

**Издательство** (до 1 ноября 2011 года – редакционно-издательский центр) – структурное подразделение Тольяттинского государственного университета, занимающее важное место в обеспечении учебного процесса качественной учебной, учебно-методической и научной литературой.

### **Издательство ТГУ сегодня**

– Имеет в своем составе редакцию и печатный цех. За последние годы практически полностью обновлен парк компьютерной техники, печатного и постпечатного оборудования.

– Выпускает книги и электронные учебные пособия для студентов, аспирантов, преподавателей и специалистов практически по всем отраслям современного научного знания, а также научно-популярную, справочную, художественную литературу, сборники докладов (статей) конференций. Характер издаваемой литературы соответствует всем направлениям учебных циклов дисциплин университета.

– Значительный объем полиграфической работы – оперативное исполнение рекламно-информационной продукции.

– Коллектив издательства – творческий союз высококвалифицированных специалистов с большим стажем работы и молодых целеустремленных сотрудников.

– Сотрудники издательства принимают участие в практических семинарах с целью знакомства с новыми возможностями в области полиграфических технологий и оборудования, а также с современными материалами для цифровой печати.

### **Основные направления деятельности**

– Издание учебной и научной литературы на бумажном носителе, производство электронных учебных и научных пособий.

– Выполнение элементов редакционно-издательского цикла: редактирование, изготовление оригинал-макетов, тиражирование, предпечатная и постпечатная подготовка.

– Методическая и консультативная работа с подразделениями университета по вопросам выпуска учебных и научных изданий.

– Взаимодействие с Российской книжной палатой по вопросам присвоения ISBN изданиям, выпущенным ТГУ.

– Подготовка изданий, выпущенных ТГУ, к государственной регистрации и рассылка обязательных экземпляров.

– Разметка статей, публикуемых в журналах ТГУ, в программе Articulus для размещения на платформе eLibrary.

### **Основные достижения**

– Результаты деятельности отмечены дипломами победителей ежегодных межрегиональных и общероссийских конкурсов «Университетская книга».

– Регулярно является участником академической книжной выставки издательской деятельности «Университет – Наука – Город».

## Расчет эффективного интервала кристаллизации и его связь с горячеломкостью сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn

*Поздняков Андрей Владимирович*, кандидат технических наук, доцент  
Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

E-mail: pozdniakov@misis.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Поступила в редакцию 05.02.2025

Пересмотрена 19.02.2025

Принята к публикации 27.02.2025

**Аннотация:** Магниево-алюминиевые сплавы систем Mg–Al и Mg–Zn имеют широкий эффективный интервал кристаллизации (ЭИК) и, как следствие, склонны к горячеломкости при литье. Существует несколько методик анализа и расчета горячеломкости магниевых сплавов, но они являются очень трудоемкими. В связи с этим целью исследования – разработать модель расчета показателя горячеломкости (ПГ) по величине расчетного эффективного интервала кристаллизации, установив и проанализировав их связь в двойных и многокомпонентных сплавах на основе систем Mg–Al и Mg–Zn. Расчет ЭИК проведен с использованием программы Thermo-Calc (база данных TTMG3). ЭИК рассчитывался как разница между температурой образования заданного количества твердых фаз и температурой неравновесного солидуса. Показана хорошая корреляция рассчитанных значений ЭИК с ПГ как в двойных, так и в многокомпонентных магниевых сплавах. В сплавах системы Mg–Al расчетные зависимости ЭИК от ПГ при 90 % твердых фаз (ЭИК<sub>90</sub>) показывают наилучшую корреляцию с экспериментальными значениями ПГ. В двойных сплавах системы Mg–Zn наблюдается качественно такая же зависимость. Однако четкой корреляции между ЭИК и ПГ не отмечено. Наиболее близкий характер демонстрируют зависимости ЭИК<sub>65</sub> и ЭИК<sub>80</sub>. По связи ПГ и ЭИК рассмотренные многокомпонентные сплавы в первом приближении разделены на 2 группы: первая – сплавы системы Mg–Al–Zn, вторая – Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. В пределах этих групп зависимость ПГ и ЭИК имеет близкий к линейному характеру. Для описания зависимости всех сплавов можно применить одно уравнение при условии использования в расчетах ЭИК<sub>65</sub> для сплавов системы Mg–Al–Zn и ЭИК<sub>90</sub> для сплавов систем Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. Предложенная модель позволит легко и быстро произвести расчет ПГ, что весьма актуально при разработке новых высокотехнологичных магниевых сплавов.

**Ключевые слова:** магниевые сплавы; горячеломкость; эффективный интервал кристаллизации; термодинамические расчеты; неравновесная кристаллизация.

**Для цитирования:** Поздняков А.В. Расчет эффективного интервала кристаллизации и его связь с горячеломкостью сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 59–68. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-5.

### ВВЕДЕНИЕ

Магниево-алюминиевые сплавы сочетают хороший уровень характеристик механических свойств с низкой плотностью. Практически все литейные магниевые сплавы относятся к двум базовым системам легирования – Mg–Al и Mg–Zn [1; 2]. Сплавы систем Mg–Al и Mg–Zn имеют очень широкий интервал кристаллизации [3]. В связи с этим при выборе состава литейных сплавов необходимо учитывать возможность сужения интервала кристаллизации, а точнее эффективного интервала кристаллизации (ЭИК) – интервала между температурой начала линейной усадки и неравновесным солидусом сплава [3]. Можно сказать, что величина ЭИК напрямую определяет склонность сплава к образованию трещин кристаллизационного происхождения или горячеломкости [3; 4]. Появление кристаллизационных трещин в отливках – это неустраняемый брак. Экспериментальное определение величины ЭИК является очень трудоемким процессом [3; 4]. Авторами работы [5] предложен метод расчета величины ЭИК с использованием термодинамических расчетов неравновесной кристаллизации для двойных и тройных сплавов на основе алюминия. Показано, что именно ЭИК, а не полный

интервал кристаллизации определяет технологичность при литье [6], установлена возможность расчета ЭИК и показателя горячеломкости (ПГ) в многокомпонентных сплавах на основе алюминия [7].

Проблема образования трещин кристаллизационного происхождения не менее остро стоит и при литье отливок из магниевых сплавов [8–10]. Существует несколько методик анализа и расчета горячеломкости магниевых сплавов, но они являются очень трудоемкими [11–14]. Например, в работе [11] оценивают склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения по характеристикам механических свойств в твердо-жидком состоянии и расположению прослоек последней жидкости. Результаты работы [12] основаны на оптимизации модели Clyne – Davies и используют очень узкий параметр определения ПГ по 4-балльной шкале. В работе [14] использован сложный и малоизвестный метод нейтронной дифракции для анализа зарождения горячих трещин. Предлагаемый подход является более быстрым и достаточно точным.

При проектировании отливок для литья из известных магниевых сплавов, при разработке новых литейных магниевых сплавов необходимо учитывать уровень

литейных свойств, в особенности ПГ. Трещины кристаллизационного происхождения могут образовываться и в слитках магниевых деформируемых сплавов. Как показано на примере алюминиевых сплавов, ПГ напрямую связан с величиной ЭИК. Поэтому существует необходимость проанализировать связь ЭИК с величиной ПГ и для магниевых сплавов. Установление закономерностей, аналогичных полученным в алюминиевых системах легирования, позволит применить данную методику для расчета ПГ, что особенно актуально при разработке новых магниевых сплавов. Настоящее исследование направлено на адаптацию метода расчета ЭИК для двойных и многокомпонентных сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn и анализ связи расчетного ЭИК с экспериментально определенным ПГ.

Цель исследования – разработать модель расчета показателя горячеломкости по величине расчетного эффективного интервала кристаллизации, установив и проанализировав их связь в двойных и многокомпонентных сплавах на основе систем Mg–Al и Mg–Zn.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Расчет ЭИК проведен с использованием программного продукта Thermo-Calc (база данных магниевых сплавов TTMG3). ЭИК рассчитывали как разницу между температурой образования заданного количества твердых фаз (от 65 до 90 %) и температурой неравновесного солидуса. Дополнительно были рассчитаны величины полного равновесного интервала кристаллизации ПИК<sub>р.</sub> – как разница между температурой ликвидуса и температурой равновесного солидуса; полный неравновесный интервал кристаллизации ПИК<sub>нр.</sub> – как разница между температурой ликвидуса и температурой неравновесного солидуса. Расчет неравновесной кристаллизации основан на модели Sheil, предполагающей полное прохождение диффузионных процессов в жидкости и полное подавление диффузии в твердой фазе. Для сравнения расчетных значений ЭИК и ПИК с горячеломкостью использованы экспериментальные данные по ПГ двойных и многокомпонентных сплавов из работы [3], с которыми хорошо сочетаются более свежие сведения по двойным сплавам Mg–Zn [14; 15], сплавам Mg–Zn с добавкой Y [16] или Y и Zr [17–19], сплавам Mg–Al [20–22]. ПГ магниевых сплавов в работе [3] определялся по одной из самых распространенных проб для магниевых и алюминиевых сплавов – кольцевой пробе. В данной пробе производят заливку расплава в песчаную форму с металлическим стержнем и холодильником на половине кольца и определяют критическую ширину кольца в миллиметрах.

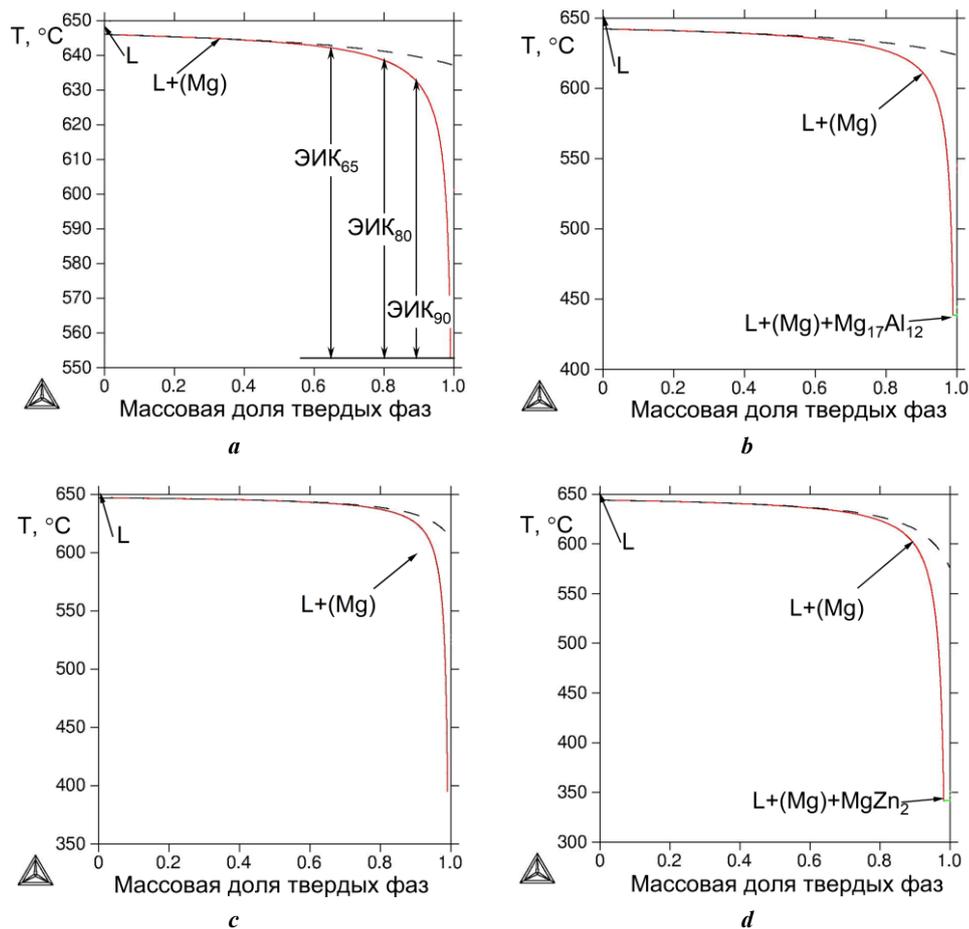
## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для двойных сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn в интервале концентраций от 0 до 6 % Al и от 0 до 10 % Zn построены кривые неравновесной кристаллизации. На рис. 1 приведены типичные зависимости изменения массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации двойных сплавов Mg–0,75%Al, Mg–1,5%Al, Mg–1%Zn и Mg–2%Zn. Процесс кристаллизации сплава Mg–0,75%Al (рис. 1 а) начинается при температуре 646 °С с образования магниевых твердого

раствора (Mg). В равновесных условиях кристаллизация заканчивается при 637 °С, в соответствии с пунктирной кривой. В неравновесных же условиях кристаллизация, в соответствии со сплошной кривой, завершается при 553 °С. В результате ПИК<sub>р.</sub> и ПИК<sub>нр.</sub> составляют 9 и 93 °С соответственно.

Как было отмечено ранее, ЭИК представляет собой интервал между температурой начала линейной усадки и неравновесным солидусом. Температура начала линейной усадки обычно соответствует образованию 65–90 % твердых фаз в сплаве. Именно для данного интервала количества твердых фаз проведен расчет величин ЭИК (таблица 1). На примере сплава Mg–0,75%Al на рис. 1 а показаны интервалы, соответствующие значениям расчетных величин ЭИК для 65, 80 и 90 % твердых фаз. Для сравнения процесс кристаллизации сплава Mg–1,5%Al (рис. 1 б) начинается при 642 °С, а заканчивается в равновесных условиях при 624 °С, в неравновесных – при 437 °С. При этом кристаллизация сплава Mg–1,5%Al (рис. 1 б) завершается образованием фазы Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> в составе эвтектики с (Mg). Аналогичный характер кристаллизации отмечен в сплавах Mg–1%Zn (рис. 1 с) и Mg–2%Zn (рис. 1 d). Полученные расчетные данные использованы для построения неравновесного солидуса в системах Mg–Al и Mg–Zn. Все критические температуры образования 65, 80 и 90 % твердых фаз, неравновесного и равновесного солидуса и ликвидуса ( $T_{65\%}$ ,  $T_{80\%}$ ,  $T_{90\%}$ ,  $T_{н.с.}$ ,  $T_{р.с.}$ ,  $T_{лик.}$ ), расчетные величины ЭИК, соответствующие образованию 65, 80 и 90 % твердых фаз (ЭИК<sub>65</sub>, ЭИК<sub>80</sub>, ЭИК<sub>90</sub>), расчетные величины равновесного и неравновесного ПИК (ПИК<sub>р.</sub>, ПИК<sub>нр.</sub>) для всех композиций двойных сплавов (первая колонка таблицы) собраны в таблицу 1. Результаты расчетов использованы для анализа связи ЭИК и ПИК с экспериментальными значениями ПГ в двойных сплавах систем Mg–Al и Mg–Zn.

На рис. 2 в качестве примера представлены зависимости массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации многокомпонентных сплавов МЛ5 (Mg–Al–Zn) и МЛ10 (Mg–Nd–Zr). Аналогичные зависимости использованы для расчета критических температур и интервалов для всех многокомпонентных сплавов. Процесс кристаллизации сплава МЛ5 начинается при 629 °С с образования фазы Al<sub>8</sub>Mn<sub>5</sub> (рис. 2 а). В равновесных условиях кристаллизация заканчивается при 489 °С, а в неравновесных – при 412 °С, что соответствует ПИК<sub>р.</sub>=140 °С и ПИК<sub>нр.</sub>=217 °С (таблица 2). В процессе неравновесной кристаллизации по эвтектическим и перитектическим реакциям образуются фазы (Mg), Al<sub>11</sub>Mn<sub>4</sub> и Al<sub>4</sub>Mn, а фазы Al<sub>11</sub>Mn<sub>4</sub> и Al<sub>8</sub>Mn<sub>5</sub> растворяются (рис. 2 а). Кристаллизация сплава МЛ10 начинается при 737 °С с образования фазы α-Zr, затем появляются фазы (Mg) и Mg<sub>41</sub>Nd<sub>5</sub> (рис. 2 б). При этом в сплаве МЛ10 ПИК<sub>нр.</sub>=237 °С (таблица 2), т. е. шире, чем в сплаве МЛ5. Однако при этом ЭИК<sub>65</sub> в сплаве МЛ10 существенно уже – 55 °С против 139 °С в сплаве МЛ5 (таблица 2). Результаты расчетов критических температур  $T_{65\%}$ ,  $T_{80\%}$ ,  $T_{90\%}$ ,  $T_{н.с.}$ ,  $T_{р.с.}$ ,  $T_{лик.}$  и интервалов ЭИК<sub>65</sub>, ЭИК<sub>80</sub>, ЭИК<sub>90</sub>, ПИК<sub>р.</sub>, ПИК<sub>нр.</sub> для разных многокомпонентных сплавов на основе систем Mg–Al–Zn (МЛ1, МЛ2, МЛ3, МЛ4, МЛ5, МЛ6, МЛ7-1), Mg–Zn–Zr (МЛ12, МЛ15) и Mg–Nd–Zr (МЛ10) собраны в таблице 2. Полученные расчетные данные о величинах ЭИК проанализированы в сопоставлении с экспериментально определенным ПГ.

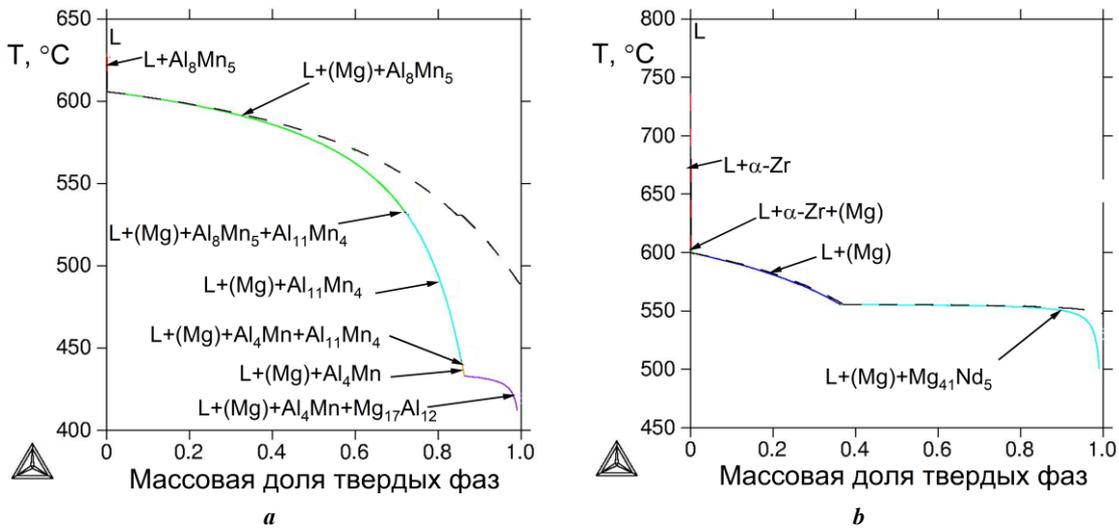


**Рис. 1.** Изменение массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации (пунктир – равновесная кристаллизация) двойных сплавов:  
**a** – Mg–0,75%Al; **b** – Mg–1,5%Al; **c** – Mg–1%Zn; **d** – Mg–2%Zn (L – жидкая фаза)  
**Fig. 1.** Change in the mass fraction of solid phases during nonequilibrium solidification (dashed line – equilibrium solidification) of binary alloys:  
**a** – Mg–0.75%Al; **b** – Mg–1.5%Al; **c** – Mg–1%Zn; **d** – Mg–2%Zn (L – liquid phase)

**Таблица 1.** Значения расчетных температур и интервалов для сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn  
**Table 1.** Values of calculated temperatures and ranges for alloys of the Mg–Al and Mg–Zn systems

Al, %	T <sub>65</sub> %, °C	T <sub>80</sub> %, °C	T <sub>90</sub> %, °C	T <sub>н.с.</sub> , °C	T <sub>р.с.</sub> , °C	T <sub>лик.</sub> , °C	ЭИК <sub>65</sub> , °C	ЭИК <sub>80</sub> , °C	ЭИК <sub>90</sub> , °C	ПИК <sub>р.</sub> , °C	ПИК <sub>нер.</sub> , °C
<b>Mg–Al</b>											
0,1	649	648,5	648	642	648	649,3	7	6,5	6	1,3	7,3
0,5	645	643	638	590	641	647	55	53	48	6	57
0,75	642	638	631	553	637	646	89	85	78	9	93
1	639	635	623	511	632	645	128	124	112	13	134
1,25	636	631	617	464	629	643	172	167	153	14	179
1,5	634	624	611	437	624	642	197	187	174	18	205
2	628	618	598	437	615	640	191	181	161	25	203
4	607	584	535	437	582	630	170	147	98	48	193
6	583	545	465	437	542	618	146	108	28	76	181

Al, %	T <sub>65%</sub> , °C	T <sub>80%</sub> , °C	T <sub>90%</sub> , °C	T <sub>н.с.</sub> , °C	T <sub>р.с.</sub> , °C	T <sub>лик.</sub> , °C	ЭИК <sub>65</sub> , °C	ЭИК <sub>80</sub> , °C	ЭИК <sub>90</sub> , °C	ПИК <sub>р.</sub> , °C	ПИК <sub>нер.</sub> , °C
<b>Mg-Zn</b>											
0,1	649,2	648,6	647,8	632	646	649,7	17,2	16,6	15,8	3,7	17,7
0,5	646	643	638	540	634	648	106	103	98	14	108
1	643	637	626	396	619	647	247	241	230	28	251
1,5	638	630	6112	341	600	645	297	289	5771	45	304
2	635	623	599	341	577	644	294	282	258	67	303
3	626	608	568	341	548	641	285	267	227	93	300
4	618	596	536	341	502	638	277	255	195	136	297
6	599	563	455	341	424	632	258	222	114	208	291
10	560	485	341	341	341	618	219	144	0	277	277



**Рис. 2.** Изменение массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации (пунктир – равновесная кристаллизация) многокомпонентных сплавов: **а** – МЛ5; **б** – МЛ10  
**Fig. 2.** Change in the mass fraction of solid phases in the process of nonequilibrium solidification (dashed line – equilibrium solidification) of multicomponent alloys: **a** – ML5; **b** – ML10

**ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ**

По результатам расчета неравновесной кристаллизации двойных сплавов построены линии неравновесного солидуса в магниевом углу систем Mg–Al и Mg–Zn (рис. 3 а, 3 с). При кристаллизации сплавов Mg–1,5%Al и Mg–2%Zn появляется неравновесный избыток фазы Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> при температуре 437 °C (рис. 1 б) и MgZn<sub>2</sub> при температуре 341 °C (рис. 1 д). На рис. 3 б, 3 д представлены зависимости расчетных значений ЭИК (для разного количества твердых фаз), ПИК<sub>р.</sub>, ПИК<sub>нер.</sub> и экспериментальных значений ПГ для двойных сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn. Расчетные значения ПИК<sub>р.</sub> не коррелируют с величинами ЭИК и, соответственно, с ПГ. В данном случае, как и в алюминиевых сплавах

эвтектических систем [5; 6], значения ПИК<sub>нер.</sub> хорошо согласуются с величиной ЭИК. В сплавах системы Mg–Al (рис. 3 б) расчетные зависимости ЭИК<sub>90</sub> показывают наилучшую корреляцию с экспериментальными значениями ПГ. Скорость снижения ПГ практически совпадает со скоростью уменьшения расчетной величины ЭИК<sub>90</sub>. В двойных сплавах системы Mg–Zn наблюдается качественно такая же зависимость (рис. 3 д). Однако четкой корреляции между ЭИК и ПГ не отмечено. Наиболее близкий характер демонстрируют зависимости ЭИК<sub>65</sub> и ЭИК<sub>80</sub> (рис. 3 д).

Положение максимума ПГ несколько расходится с максимальным расчетным значением ЭИК. Так, в системе Mg–Al максимальный ПГ имеет сплав с 1 % Al,

Таблица 2. Значения расчетных температур и интервалов для многокомпонентных сплавов  
 Table 2. Values of calculated temperatures and ranges for multicomponent alloys

Сплав	T <sub>65%</sub> , °C	T <sub>80%</sub> , °C	T <sub>90%</sub> , °C	T <sub>н.с.</sub> , °C	T <sub>р.с.</sub> , °C	T <sub>лик.</sub> , °C	ЭИК <sub>65</sub> , °C	ЭИК <sub>80</sub> , °C	ЭИК <sub>90</sub> , °C	ПИК <sub>р.</sub> , °C	ПИК <sub>нер.</sub> , °C
МЛ3	610	589	540	363	564	631	247	226	177	67	268
МЛ4	562	503	405	350	464	612	212	153	55	148	262
МЛ5	551	489	431	412	489	629	139	77	19	140	217
МЛ6	531	451	426	389	460	630	142	62	37	170	241
МЛ7-1	579	542	445	400	487	640	179	142	45	153	240
МЛ10	555	553	548	500	548	737	55	53	48	189	237
МЛ12	612	585	514	339	482	732	273	246	175	250	393
МЛ15	608	573	498	339	477	730	269	234	159	253	391

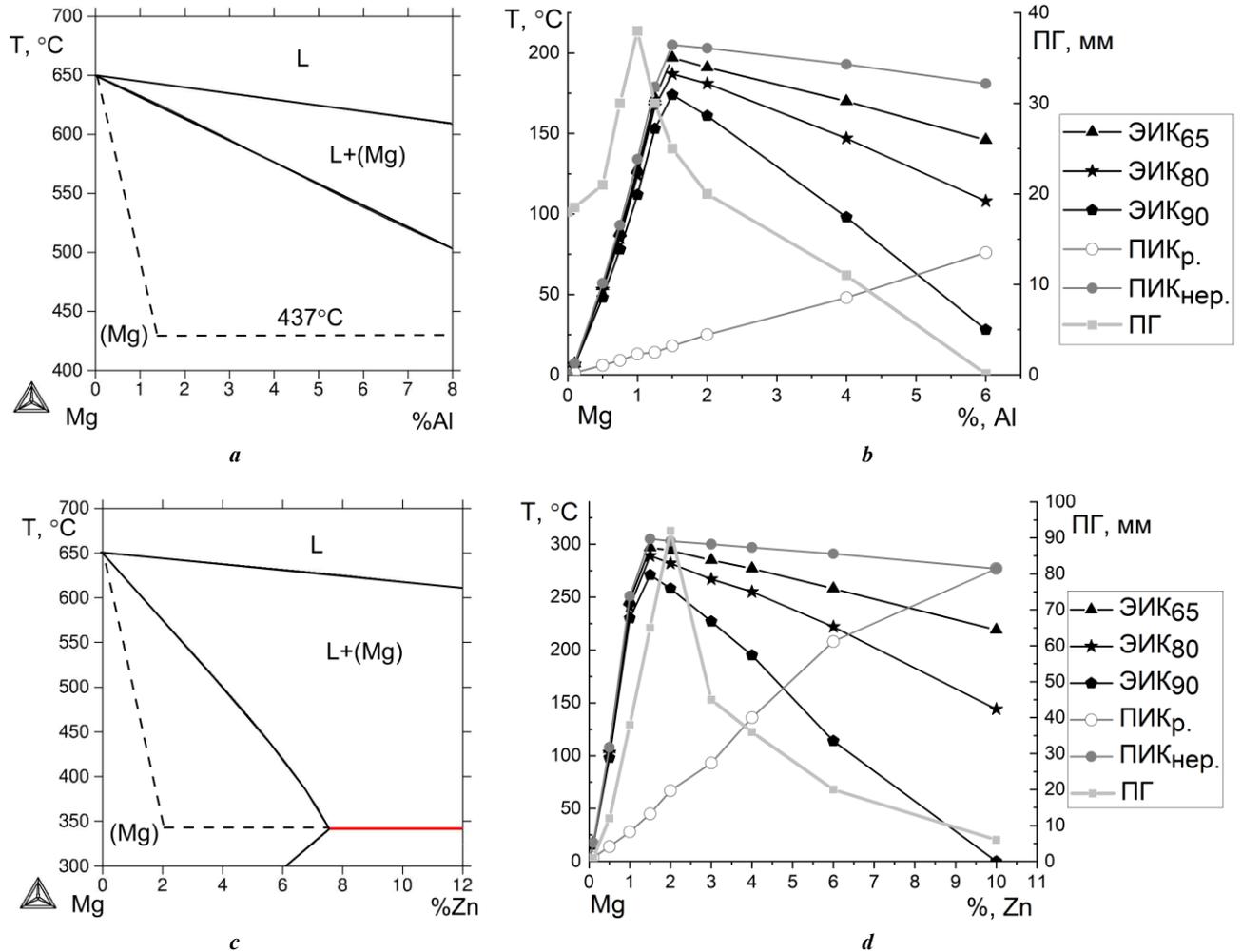


Рис. 3. Магнийский угол фазовых диаграмм систем Mg–Al (a) и Mg–Zn (c) (пунктир – неравновесный солидус) и зависимости расчетных значений эффективного интервала кристаллизации (для разного количества твердых фаз), полного равновесного интервала кристаллизации ПИК<sub>р.</sub>, полного неравновесного интервала кристаллизации ПИК<sub>нер.</sub> и экспериментальных значений показателя горячеломкости для двойных сплавов систем Mg–Al (b) и Mg–Zn (d)  
 Fig. 3. Magnesium angle of the phase diagrams of the Mg–Al (a) and Mg–Zn (c) systems (dotted line – nonequilibrium solidus) and the dependences of the calculated values of effective solidification range ЭИК (for different amounts of solid phases), total equilibrium solidification range ПИК<sub>р.</sub>, total nonequilibrium solidification range ПИК<sub>нер.</sub>, and experimental values of the hot brittleness index ПГ for binary alloys of the Mg–Al (b) and Mg–Zn (d) systems

что подтверждено данными работы [9; 10], а наибольший расчетный ЭИК имеет сплав Mg–1,5%Al. Стоит отметить при этом, что в работах [9; 10] не рассматривали сплавы, содержащие более 1, но менее 2 % Al. В системе Mg–Zn максимум ПГ находится при 2 % Zn [3], однако по данным работ [9; 11] наиболее горячеломок сплав Mg–1,5%Zn, имеющий наибольший расчетный ЭИК (рис. 3).

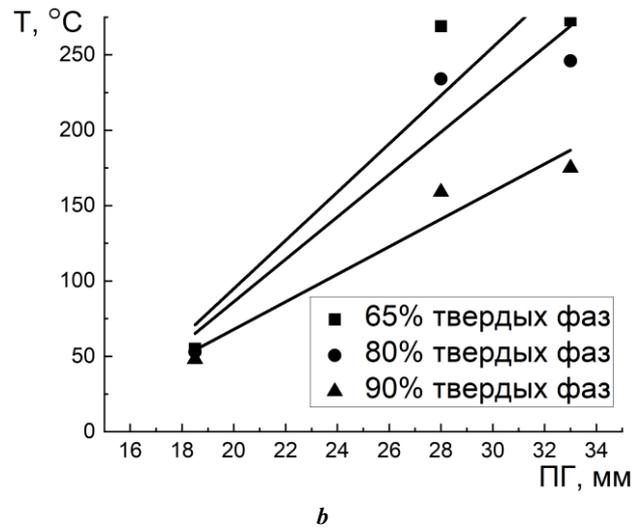
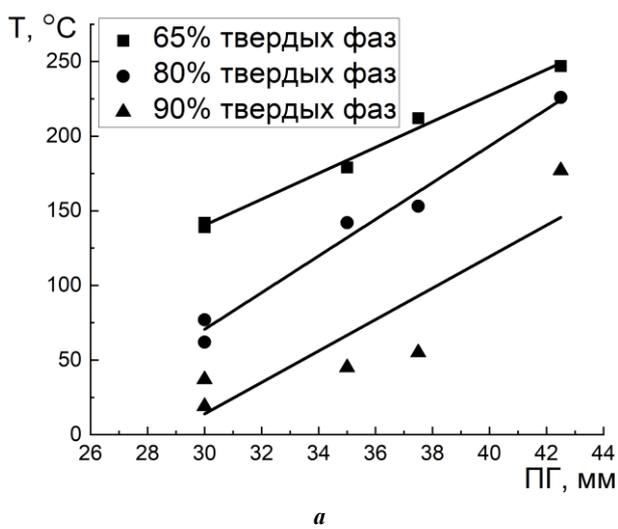
Характер кристаллизации многокомпонентных сплавов несколько усложняется (рис. 2). Сплавы системы Mg–Zn–Zr (как и Mg–Zn) имеют низкий неравновесный солидус и, соответственно, очень широкий ЭИК, но при этом примерно такую же склонность к образованию кристаллизационных трещин, как спла-

вы Mg–Al–Zn, ЭИК которых примерно на 100 °С уже (таблица 3). А сплав МЛ10 (система Mg–Nd–Zr), имея высокую температуру неравновесного солидуса, отличается очень узким ЭИК (48–55 °С) и низким ПГ (таблица 3). Расчетные значения интервалов кристаллизации в сопоставлении с экспериментальным ПГ для многокомпонентных магниевых сплавов собраны в таблице 3.

По связи ПГ и ЭИК рассмотренные многокомпонентные сплавы разделены на 2 группы: первая – сплавы системы Mg–Al–Zn, вторая – Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. В пределах этих групп зависимость ПГ и ЭИК имеет близкий к линейному характер, с увеличением ЭИК возрастает ПГ (рис. 4). При этом для сплавов системы

**Таблица 3.** Значения эффективного интервала кристаллизации и полного равновесного интервала кристаллизации в сравнении с экспериментальным показателем горячеломкости для многокомпонентных сплавов  
**Table 3.** Effective solidification range ЭИК and total equilibrium solidification range ПИК values in comparison with the experimental hot brittleness index for multicomponent alloys

Сплав	ЭИК <sub>65</sub> , °С	ЭИК <sub>80</sub> , °С	ЭИК <sub>90</sub> , °С	ПИК <sub>р.</sub> , °С	ПИК <sub>нер.</sub> , °С	ПГ, мм
МЛ3	247	226	177	67	268	42,5
МЛ4	212	153	55	148	262	37,5
МЛ5	139	77	19	140	217	30
МЛ6	142	62	37	170	241	30
МЛ7-1	179	142	45	153	240	35
МЛ10	55	53	48	189	237	18,5
МЛ12	273	246	175	250	393	33
МЛ15	269	234	159	253	391	28



**Рис. 4.** Сопоставление расчетных значений эффективного интервала кристаллизации (для разного количества твердых фаз) и экспериментальных значений показателя горячеломкости для многокомпонентных сплавов на основе систем: **а** – Mg–Al–Zn; **б** – Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr  
**Fig. 4.** Comparison of calculated effective solidification range ЭИК values (for different amounts of solid phases) and experimental values of the hot brittleness index ПГ for multicomponent alloys based on the systems: **a** – Mg–Al–Zn; **b** – Mg–Zn–Zr and Mg–Nd–Zr

Mg–Al–Zn все точки максимально близко ложатся на линейную зависимость для расчетных значений ЭИК<sub>65</sub> (рис. 4 а). Полученную зависимость можно описать простым линейным уравнением с доверительной вероятностью  $R^2=0,99$ :

$$\text{ПГ}=0,11 \cdot \text{ЭИК}+14. \quad (1)$$

Для систем Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr наиболее близко к линейной зависимости демонстрируют расчетные значения ЭИК<sub>90</sub> (рис. 4 б). Для данной группы зависимость можно описать простым линейным уравнением с меньшей доверительной вероятностью  $R^2=0,94$ :

$$\text{ПГ}=0,1 \cdot \text{ЭИК}+13,2. \quad (2)$$

Уравнения (1) и (2) для двух групп имеют близкие коэффициенты. Объединение данных из двух групп, полученных для ЭИК при разном количестве твердых фаз, позволяет выделить линейную зависимость с доверительной вероятностью  $R^2=0,96$ :

$$\text{ПГ} = 0,12 \cdot \text{ЭИК}+12,5. \quad (3)$$

Уравнение (3) в первом приближении можно применить для обеих групп сплавов при условии использования в расчетах ЭИК<sub>65</sub> для сплавов системы Mg–Al–Zn и ЭИК<sub>90</sub> для сплавов систем Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. Однако рассматривать в рамках одной группы сплавы разных систем, имеющие сильно различный неравновесный солидус, не совсем корректно.

В целом показана возможность оценки склонности магниевых сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn к образованию трещин кристаллизационного происхождения по расчету ЭИК. Все отклонения расчетных значений ЭИК и экспериментальных значений ПГ обусловлены другими факторами, оказывающими влияние на горячеломкость, такими как механические свойства в твердотелом состоянии и модифицирование [3; 4]. Так, например, цирконий в широкоинтервальных сплавах Mg–Zn может выступать как модификатор, что улучшает литейные свойства. Предложенное уравнение для расчета требует экспериментальной проверки на сплавах иных составов, не использованных в расчетах. Однако такой возможности на данный момент нет. Основываясь на имеющемся удачном опыте применения аналогичной модели на примере создания новых алюминиевых сплавов [23; 24], предложенный метод расчета ПГ будет работать и в магниевых сплавах.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведены расчеты температур образования заданного количества твердых фаз, эффективного и полного интервалов кристаллизации в двойных и многокомпонентных сплавах на основе систем Mg–Al и Mg–Zn с использованием термодинамических расчетов неравновесной кристаллизации. Показана хорошая корреляция рассчитанных значений ЭИК с ПГ как в двойных, так и в многокомпонентных магниевых сплавах. По связи ПГ и ЭИК рассмотренные многокомпонентные сплавы в первом приближении разделены на 2 группы: первая – сплавы системы Mg–Al–Zn, вторая – Mg–Zn–

Zr и Mg–Nd–Zr. В пределах этих групп зависимость ПГ и ЭИК имеет близкий к линейному характер.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pan Fusheng, Yang Mingbo, Chen Xianhua. A Review on Casting Magnesium Alloys: Modification of Commercial Alloys and Development of New Alloys // *Journal of Materials Science & Technology*. 2016. Vol. 32. № 12. P. 1211–1221. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.07.001](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.07.001).
2. Xie Hecong, Zhao Hua, Guo Xin, Li Yongfeng, Hu Hengrui, Song Jiangfeng, Jiang Bin, Pan Fusheng. Recent progress on cast magnesium alloy and components // *Journal of Materials Science*. 2024. Vol. 59. P. 9969–10002. DOI: [10.1007/s10853-024-09459-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09459-x).
3. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966. 299 с.
4. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys // *Progress in Materials Science*. 2004. Vol. 49. № 5. P. 629–711. DOI: [10.1016/S0079-6425\(03\)00037-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(03)00037-9).
5. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Khvan A.V. Thermodynamic Calculations of the Effective Solidification Range and Its Relation to Hot Cracking of Aluminum-Based Ternary Alloys // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2011. Vol. 52. № 1. P. 50–55. DOI: [10.3103/S1067821211010275](https://doi.org/10.3103/S1067821211010275).
6. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Kanakidi Ya.Yu. Relation between the Full and effective solidification ranges and the hot cracking of multicomponent aluminum-based alloys // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2012. Vol. 53. № 5. P. 392–398. DOI: [10.3103/S1067821212050148](https://doi.org/10.3103/S1067821212050148).
7. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation // *Physics of Metals and Metallography*. 2012. Vol. 113. № 11. P. 1052–1060. DOI: [10.1134/S0031918X12110154](https://doi.org/10.1134/S0031918X12110154).
8. Song Jiangfeng, Pan Fusheng, Jiang Bin, Atrens A., Zhang Ming-Xing, Lu Yung. A review on hot tearing of magnesium alloys // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2016. Vol. 4. № 3. P. 151–172. DOI: [10.1016/j.jma.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jma.2016.08.003).
9. Bai Shengwei, Wang Feng, Du Xudong, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Mao Pingli, Li Jinwei. Reduced hot tearing susceptibility of Mg–4Zn–1.5Ca–xY–0.3Zr alloy by introducing intergranular bridging secondary phases // *Journal of Alloys and Compounds*. 2025. Vol. 1014. Article number 178663. DOI: [10.1016/j.jallcom.2025.178663](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.178663).
10. Zhong Honggang, Lin Zenghuang, Han Qingyou, Song Jiangfeng, Chen Meicheng, Chen Xiangru, Li Lijuan, Zhai Qijie. Hot tearing behavior of AZ91D magnesium alloy // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2024. Vol. 12. № 8. P. 3431–3440. DOI: [10.1016/j.jma.2023.02.010](https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.02.010).
11. Zhen Zisheng, Hort N., Huang Yuan Ding, Petri N., Utke O., Kainer K.U. Quantitative Determination on Hot Tearing in Mg–Al Binary Alloys // *Materials Science Forum*. 2009. Vol. 618–619. P. 533–540. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533).
12. Easton M.A., Gibson M.A., Zhu Suming, Abbott T.B. An A Priori Hot-Tearing Indicator Applied to Die-Cast

- Magnesium-Rare Earth Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2014. Vol. 45. P. 3586–3595. DOI: [10.1007/s11661-014-2272-7](https://doi.org/10.1007/s11661-014-2272-7).
13. Li Tianyu, Lin Zenghuang, Su Chenxi, Gu Guangqi, Wang Hao, Li Lijuan, Zhong Honggang, Han Qingyou, Zhai Qijie. A method for predicting hot tearing during alloy solidification and its application in AZ91D magnesium alloy // Engineering Failure Analysis. 2025. Vol. 169. Article number 109194. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109194](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109194).
  14. Gan Wei Min, Huang Yuan Ding, Wang Zhi, Hort N., Hofmann M. Residual stresses near the hot sprues of as-cast Mg–Zn alloys investigated by stress-spec neutron diffractometer // Materials Science Forum. 2014. Vol. 768-769. P. 428–432. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428).
  15. Gunde P., Schiffl A., Uggowitzer P.J. Influence of yttrium additions on the hot tearing susceptibility of magnesium–zinc alloys // Materials Science and Engineering: A. 2010. Vol. 527. № 26. P. 7074–7079. DOI: [10.1016/j.msea.2010.07.086](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.086).
  16. Wang Zhi, Huang Yuan Ding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. Influences of Y additions on the hot tearing susceptibility of Mg-1.5wt.%Zn alloys // Materials Science Forum. 2013. Vol. 765. P. 306–310. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306).
  17. Liu Zheng, Zhang Si-bo, Mao Ping-li, Wang Feng. Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg–Zn–Y–Zr alloys // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. Vol. 24. № 4. P. 907–914. DOI: [10.1016/S1003-6326\(14\)63142-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63142-3).
  18. Wang Zhi, Song Jiangfeng, Huang Yuanding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. An Investigation on Hot Tearing of Mg-4.5Zn-(0.5Zr) Alloys with Y Additions // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46. P. 2108–2118. DOI: [10.1007/s11661-015-2755-1](https://doi.org/10.1007/s11661-015-2755-1).
  19. Liu Shimeng, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Yin Xiunan. Effect of Zn content on hot tearing susceptibility of LPSO enhanced Mg–Zn–Y<sub>2</sub>–Zr<sub>0.06</sub> alloys with different initial mold temperatures // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 904. Article number 163963. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.163963](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163963).
  20. Wang Yeshuang, Wang Qudong, Wu Guohua, Zhu Yanping, Ding Wenjiang. Hot-tearing susceptibility of Mg–9Al–xZn alloy // Materials Letters. 2002. Vol. 57. № 4. P. 929–934. DOI: [10.1016/S0167-577X\(02\)00898-4](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00898-4).
  21. Li Bingcheng, Zhang Jing, Ye Fawang, Tang R., Dong Quan, Chen Jianhao. An approach to studying the hot tearing mechanism of alloying elements in ternary Mg–Zn–Al alloys // Journal of Materials Processing Technology. 2023. Vol. 317. Article number 117980. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2023.117980](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117980).
  22. Du Xudong, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli. Effect of Ca/Al ratio on hot tearing susceptibility of Mg–Al–Ca alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 911. Article number 165113. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.165113](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165113).
  23. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdniakov A.V. Microstructure and Phase Composition of Novel Crossover Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Y(Er) Alloys with Equal Zn/Mg/Cu Ratio and Cr Addition // Metals. 2024. Vol. 14. № 5. Article number 547. DOI: [10.3390/met14050547](https://doi.org/10.3390/met14050547).
  24. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdniakov A.V. Novel Cast and Wrought Al-3Zn-3Mg-3Cu-Zr-Y(Er) Alloys with Improved Heat Resistance // Metals. 2023. Vol. 13. № 5. Article number 909. DOI: [10.3390/met13050909](https://doi.org/10.3390/met13050909).

## REFERENCES

1. Pan Fusheng, Yang Mingbo, Chen Xianhua. A Review on Casting Magnesium Alloys: Modification of Commercial Alloys and Development of New Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, vol. 32, no. 12, pp. 1211–1221. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.07.001](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.07.001).
2. Xie Hecong, Zhao Hua, Guo Xin, Li Yongfeng, Hu Hengrui, Song Jiangfeng, Jiang Bin, Pan Fusheng. Recent progress on cast magnesium alloy and components. *Journal of Materials Science*, 2024, vol. 59, pp. 9969–10002. DOI: [10.1007/s10853-024-09459-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09459-x).
3. Novikov I.I. *Goryachelomkost tsvetnykh metallov i splavov* [Hot brittleness of non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1966. 299 p.
4. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*, 2004, vol. 49, no. 5, pp. 629–711. DOI: [10.1016/S0079-6425\(03\)00037-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(03)00037-9).
5. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Khvan A.V. Thermodynamic Calculations of the Effective Solidification Range and Its Relation to Hot Cracking of Aluminum-Based Ternary Alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2011, vol. 52, no. 1, pp. 50–55. DOI: [10.3103/S1067821211010275](https://doi.org/10.3103/S1067821211010275).
6. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Kanakidi Ya.Yu. Relation between the Full and effective solidification ranges and the hot cracking of multicomponent aluminum-based alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2012, vol. 53, no. 5, pp. 392–398. DOI: [10.3103/S1067821212050148](https://doi.org/10.3103/S1067821212050148).
7. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation. *Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 11, pp. 1052–1060. DOI: [10.1134/S0031918X12110154](https://doi.org/10.1134/S0031918X12110154).
8. Song Jiangfeng, Pan Fusheng, Jiang Bin, Atrens A., Zhang Ming-Xing, Lu Yung. A review on hot tearing of magnesium alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, vol. 4, no. 3, pp. 151–172. DOI: [10.1016/j.jma.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jma.2016.08.003).
9. Bai Shengwei, Wang Feng, Du Xudong, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Mao Pingli, Li Jinwei. Reduced hot tearing susceptibility of Mg-4Zn-1.5Ca-xY-0.3Zr alloy by introducing intergranular bridging secondary phases. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1014, article number 178663. DOI: [10.1016/j.jallcom.2025.178663](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.178663).
10. Zhong Honggang, Lin Zenghuang, Han Qingyou, Song Jiangfeng, Chen Meicheng, Chen Xiangru, Li Lijuan, Zhai Qijie. Hot tearing behavior of AZ91D magnesium alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, vol. 12, no. 8, pp. 3431–3440. DOI: [10.1016/j.jma.2023.02.010](https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.02.010).

11. Zhen Zisheng, Hort N., Huang Yuan Ding, Petri N., Utke O., Kainer K.U. Quantitative Determination on Hot Tearing in Mg–Al Binary Alloys. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 618-619, pp. 533–540. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533).
12. Easton M.A., Gibson M.A., Zhu Suming, Abbott T.B. An A Priori Hot-Tearing Indicator Applied to Die-Cast Magnesium-Rare Earth Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 3586–3595. DOI: [10.1007/s11661-014-2272-7](https://doi.org/10.1007/s11661-014-2272-7).
13. Li Tianyu, Lin Zenghuang, Su Chenxi, Gu Guangqi, Wang Hao, Li Lijuan, Zhong Honggang, Han Qingyou, Zhai Qijie. A method for predicting hot tearing during alloy solidification and its application in AZ91D magnesium alloy. *Engineering Failure Analysis*, 2025, vol. 169, article number 109194. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109194](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109194).
14. Gan Wei Min, Huang Yuan Ding, Wang Zhi, Hort N., Hofmann M. Residual stresses near the hot sprues of as-cast Mg–Zn alloys investigated by stress-spec neutron diffractometer. *Materials Science Forum*, 2014, vol. 768-769, pp. 428–432. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428).
15. Gunde P., Schiffel A., Uggowitzer P.J. Influence of yttrium additions on the hot tearing susceptibility of magnesium–zinc alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, no. 26, pp. 7074–7079. DOI: [10.1016/j.msea.2010.07.086](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.086).
16. Wang Zhi, Huang Yuan Ding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. Influences of Y additions on the hot tearing susceptibility of Mg-1.5wt.%Zn alloys. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 765, pp. 306–310. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306).
17. Liu Zheng, Zhang Si-bo, Mao Ping-li, Wang Feng. Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg–Zn–Y–Zr alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, vol. 24, no. 4, pp. 907–914. DOI: [10.1016/S1003-6326\(14\)63142-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63142-3).
18. Wang Zhi, Song Jiangfeng, Huang Yuanding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. An Investigation on Hot Tearing of Mg-4.5Zn-(0.5Zr) Alloys with Y Additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, vol. 46, pp. 2108–2118. DOI: [10.1007/s11661-015-2755-1](https://doi.org/10.1007/s11661-015-2755-1).
19. Liu Shimeng, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Yin Xiunan. Effect of Zn content on hot tearing susceptibility of LPSO enhanced Mg–Zn<sub>x</sub>–Y<sub>2</sub>–Zr<sub>0.06</sub> alloys with different initial mold temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 904, article number 163963. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.163963](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163963).
20. Wang Yeshuang, Wang Qudong, Wu Guohua, Zhu Yanping, Ding Wenjiang. Hot-tearing susceptibility of Mg–9Al–xZn alloy. *Materials Letters*, 2002, vol. 57, no. 4, pp. 929–934. DOI: [10.1016/S0167-577X\(02\)00898-4](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00898-4).
21. Li Bingcheng, Zhang Jing, Ye Fawang, Tang R., Dong Quan, Chen Jianhao. An approach to studying the hot tearing mechanism of alloying elements in ternary Mg–Zn–Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, vol. 317, article number 117980. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2023.117980](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117980).
22. Du Xudong, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli. Effect of Ca/Al ratio on hot tearing susceptibility of Mg–Al–Ca alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 911, article number 165113. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.165113](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165113).
23. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdniakov A.V. Microstructure and Phase Composition of Novel Crossover Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Y(Er) Alloys with Equal Zn/Mg/Cu Ratio and Cr Addition. *Metals*, 2024, vol. 14, no. 5, article number 547. DOI: [10.3390/met14050547](https://doi.org/10.3390/met14050547).
24. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdniakov A.V. Novel Cast and Wrought Al-3Zn-3Mg-3Cu-Zr-Y(Er) Alloys with Improved Heat Resistance. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 5, article number 909. DOI: [10.3390/met13050909](https://doi.org/10.3390/met13050909).

## Calculation of the effective solidification range and its relationship with hot brittleness of alloys based on Mg–Al and Mg–Zn systems

Andrey V. Pozdniakov, PhD (Engineering), Associate Professor

University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

E-mail: [pozdniakov@misis.ru](mailto:pozdniakov@misis.ru)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Received 05.02.2025

Revised 19.02.2025

Accepted 27.02.2025

**Abstract:** Magnesium alloys of the Mg–Al and Mg–Zn systems have a wide effective solidification range (ESR), and as a result, have the tendency to hot brittleness during casting. There are several methods for analyzing and calculating the hot brittleness of magnesium alloys, but they are very labor-intensive. In this regard, the objective of the study is to develop a model for calculating the hot brittleness index (HBI) based on the value of the calculated effective solidification range, identifying and analyzing their relationship in binary and multicomponent alloys based on the Mg–Al and Mg–Zn systems. The ESR was calculated using the Thermo-Calc program (TTMG3 database). The ESR was calculated as the difference between the temperature of formation of a given amount of solid phases and the nonequilibrium solidus temperature. The study showed a good correlation between the calculated values of ESR and HBI in both binary and multicomponent magnesium alloys. In the Mg–Al system alloys, the calculated dependences of the ESR at 90 % of solid phases (ESR<sub>90</sub>) show the best correlation with the experimental values of HBI. In the binary alloys of the Mg–Zn system, a qualitatively similar dependence is observed. However, no clear correlation was noted between the ESR and HBI. The ESR<sub>65</sub>

and  $ESR_{80}$  dependences demonstrate the closest nature. According to the relationship between HBI and ESR, the considered multicomponent alloys are divided into two groups as a first approximation: the first one is the Mg–Al–Zn system alloys; the second one is the Mg–Zn–Zr and Mg–Nd–Zr alloys. Within these groups, the dependence of HBI and ESR has a nature close to a linear one. To describe the dependence of all alloys, a single equation can be applied if  $ESR_{65}$  is used in the calculations for Mg–Al–Zn alloys and  $ESR_{90}$  – for Mg–Zn–Zr and Mg–Nd–Zr alloys. The proposed model will allow for easy and quick calculation of the HBI, which is very important in the development of new high-tech magnesium alloys.

**Keywords:** magnesium alloys; hot brittleness; effective solidification range; thermodynamic calculation; nonequilibrium solidification.

**For citation:** Pozdnyakov A.V. Calculation of the effective solidification range and its relationship with hot brittleness of alloys based on Mg–Al and Mg–Zn systems. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 59–68. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-5.

## Влияние микролегирования эрбием и гафнием на формирование частиц $Al_3Sc$ в алюминиевом сплаве с высоким содержанием магния

*Рагазин Александр Алексеевич*<sup>1,4</sup>, инженер

отраслевой научно-исследовательской лаборатории авиационного материаловедения № 4 (ОНИЛ-4)

*Арышенский Евгений Владимирович*<sup>\*2,5</sup>, доктор технических наук, PhD, доцент,  
главный научный сотрудник управления научных исследований

*Арышенский Владимир Юрьевич*<sup>1,6</sup>, доктор технических наук, профессор,  
главный научный сотрудник отраслевой научно-исследовательской лаборатории  
авиационного материаловедения № 4 (ОНИЛ-4)

*Распосиенко Дмитрий Юрьевич*<sup>3,7</sup>, кандидат технических наук,  
старший научный сотрудник лаборатории цветных сплавов

*Коновалов Сергей Валерьевич*<sup>1,2,8</sup>, доктор технических наук, профессор,  
главный научный сотрудник отраслевой научно-исследовательской лаборатории  
авиационного материаловедения № 4 (ОНИЛ-4), проректор по научной и инновационной деятельности

*Бахтегареев Инзиль Дамирович*<sup>1,9</sup>, магистр

<sup>1</sup>Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара (Россия)

<sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк (Россия)

<sup>3</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: arishenskiy\_ev@sibsiu.ru

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6762-7436>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6869-4764>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

<sup>9</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-3081-9049>

Поступила в редакцию 07.10.2024

Пересмотрена 27.11.2024

Принята к публикации 04.02.2025

**Аннотация:** Исследовано влияние добавок гафния и эрбия на формирование микроструктуры при термической обработке алюминиевых сплавов с высоким содержанием магния, дополнительно легированных скандием и цирконием. Для исследования методом литья в стальной кокиль были получены слитки из алюминиевых сплавов с высоким содержанием магния, легированного скандием, эрбием и гафнием с содержанием в диапазонах 0,03–0,16 % и 0,05–0,16 % соответственно. После отливки образцы подвергали термической обработке при температуре 370 и 440 °С с выдержкой от 2 до 96 ч. Были исследованы изменения микротвердости в зависимости от термической обработки. Для сплавов 1590-3 и 1590-4 в литом состоянии и после термической обработки при температуре 440 °С в течение 2 и 48 ч с помощью просвечивающей микроскопии исследовали тонкую микроструктуру и крупные интерметаллиды. Установлено, что добавки гафния и эрбия приводят к повышению микротвердости за счет уменьшения размера и увеличения количества наночастиц  $Al_3Sc$ . После проведения термической обработки при температуре 440 °С в течение 4 ч во всех исследуемых сплавах происходит выпадение частиц  $Al_3Sc$ , имеющих одинаковый размер (8 нм) и плотность, однако с увеличением времени выдержки в сплаве с меньшим содержанием гафния и большим содержанием эрбия размер частиц увеличивается в 2 раза по сравнению с частицами сплава, где содержание гафния больше, а содержание эрбия низкое.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы; микролегирование; скандий; гафний; эрбий; формирование частиц  $Al_3Sc$ ; микротвердость; микроструктура; наночастицы.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>.

**Для цитирования:** Рагазин А.А., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Распосиенко Д.Ю., Коновалов С.В., Бахтегареев И.Д. Влияние микролегирования эрбием и гафнием на формирование частиц  $Al_3Sc$  в алюминиевом сплаве с высоким содержанием магния // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 69–80. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-6.

### ВВЕДЕНИЕ

Алюминиевые сплавы очень востребованы во многих современных отраслях промышленности. Среди них выделяются сплавы системы Al–Mg, отличающиеся более

низким весом, повышенной прочностью и хорошей коррозионной стойкостью [1–3].

Для улучшения свойств в сплавы добавляют различные легирующие компоненты. Одним из наиболее

© Рагазин А.А., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю.,  
Распосиенко Д.Ю., Коновалов С.В., Бахтегареев И.Д., 2025

эффективных является скандий, который повышает прочность за счет формирования упрочняющих наночастиц  $Al_3Sc$  со структурой  $L_{12}$ , улучшает свариваемость, коррозионные свойства и способствует модифицированию зеренной структуры [4–6]. Дополнительно повысить эффективность скандиевого легирования можно добавками циркония. Его введение снижает концентрацию скандия, необходимую для эффективного измельчения зерна при литье, а также создает оболочку, способствующую термостабилизации наночастиц  $Al_3Sc$  [6; 7]. Наиболее часто совместное скандиево-циркониевое микролегирование применяется в сплавах системы Al–Mg. Это объясняется тем, что из-за твердорастворного упрочнения, вызванного действием магния, данные сплавы сами по себе обладают высокими прочностными характеристиками [3]. Одним из таких сплавов является 1570 с содержанием скандия 0,25 %.

Однако из-за высокой стоимости перспективным представляется снижение содержания скандия с 0,25 до 0,15÷0,1 % [8]. В то же время снижение концентрации скандия будет приводить к снижению механических свойств [9]. Одним из способов решения данной проблемы является дополнительное использование таких добавок, как эрбий и гафний. Эрбий способствует увеличению количества и скорости формирования частиц  $Al_3Sc$ . Это происходит за счет того, что эрбий, обладающий более высоким коэффициентом диффузии, чем скандий, образует с алюминием наночастицы  $Al_3Er$  со структурой  $L_{12}$ , также когерентные алюминиевой матрице [10; 11]. За счет растворимости скандия в эрбии данные частицы служат в качестве зародыша для  $Al_3Sc$ , фактически являясь их ядром [9].

Гафний частично растворяется в частицах  $Al_3Sc$ , создавая вокруг них оболочку и термостабилизируя их за счет более низкого коэффициента диффузии. Кроме того, добавки гафния так же, как и цирконий, повышают модификации литой структуры [12], тем самым повышая механические свойства.

Однако совместное влияние эрбия и гафния на частицы  $Al_3Sc$  ранее не изучалось. Существуют лишь исследования влияния эрбия и гафния на  $Al_3Sc$  по отдельности. Как правило, исследования проводились для чистого алюминия и лишь в некоторых случаях для высокомагниевого сплава, получивших распространение

в промышленности [13–15]. Кроме того, в случае влияния гафния исследования проводились при содержании скандия 0,2 % [13; 15], в то время как при дальнейшем снижении концентрации скандия эффект от введения гафния может быть другим.

Цель работы – исследование влияния содержания эрбия и гафния на формирование микроструктуры и механических свойств высокомагниевого экономнолегированного скандием алюминиевого сплава при их термомеханической обработке.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследований был выбран новый алюминиевый высокомагниевого экономнолегированный скандием сплав 1590, микролегированный не только скандием и цирконием, но и эрбием и гафнием [16]. Содержание Er и Hf в данном сплаве варьируется в диапазонах 0,03–0,16 % вес. и 0,05–0,16 % вес. соответственно. Изменяя содержание элементов в данных диапазонах, можно изучать влияние их концентрации на формирование частиц  $Al_3Sc$ . Для изучения влияния содержания этих элементов на формирование микроструктуры были выбраны четыре модификации сплава 1590. В таблице 1 представлен химический состав данных модификаций, отличающихся друг от друга содержанием эрбия и гафния.

Для получения слитков сплавов 1590, 1590-3, 1590-4 и 1599 использовалась индукционная печь УИ-25П средней частоты (1–20 кГц). Размеры слитков составляли 20×40×400 мм. Слитки отливались в стальной кокиль с последующим охлаждением в воде. Масса отлитого слитка составляла 5 кг. В качестве шихты для сплава использовались следующие материалы: алюминий марки А85, магний марки МГ90, лигатура марок Al–Sc<sub>2</sub>, Al–Zr<sub>5</sub>, Al–Hf<sub>2</sub>, Al–Er<sub>5</sub> и легирующие таблетки марки Mn90Al10. В первую очередь была произведена загрузка алюминия и его плавление. После расплавления алюминия и достижения температуры 730 °С с поверхности расплава снимался шлак. Далее расплав нагревался до 770–790 °С и производилась присадка лигатур AlSc<sub>2</sub>, AlZr<sub>5</sub>, Al–Hf<sub>2</sub>, Al–Er<sub>5</sub> порциями массой не более 300 г с последующим перемешиванием и выдержкой расплава в течение 5 мин. После присадки всей рассчитанной лигатуры расплав охлаждали до 750 °С и производили

Таблица 1. Химический состав сплавов 1590, 1590-3, 1590-4, 1599  
Table 1. Chemical composition of the 1590, 1590-3, 1590-4, and 1599 alloys

Сплав	Массовая доля элементов, %								
	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Zr	Sc	Er*	Hf*
1590	0,04	0,07	0,41	5,57	0,21	0,1	0,14	0,1	0,05
1590-3	0,05	0,08	0,41	5,58	0,2	0,1	0,14	0,03	0,16
1590-4	0,05	0,08	0,41	5,53	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1
1599	0,04	0,08	0,41	5,53	0,2	0,09	0,07	0,06	0,1

Примечание. \* – содержание Er, Hf согласно расчету.  
Note. \* is content of Er, Hf according to calculation.

присадку легирующих компонентов (Mg, Mn) согласно результатам расчета. Расплав перемешивался в течение 3 мин с последующим нагревом до 740 °С, а также производился отбор пробы на экспресс-анализ химического состава плавки. Химический состав сплавов (таблица 1) определялся спектральным методом на атомно-эмиссионном спектрометре ARL 3460 (ГОСТ 25086, ГОСТ 7727, ГОСТ 3221, ASTM E 716, ASTM E 1251) с использованием лигатуры Al–Er<sub>5</sub>. Содержание в слитке Er и Hf было определено расчетным путем ввиду отсутствия стандартных образцов.

Для исследования того, как термическая обработка влияет на формирование микроструктуры и механические свойства, слитки отжигались в муфельной электрической печи при 370 и 440 °С с выдержкой в течение 2, 4, 8, 24, 48, 72, 96 ч и последующим охлаждением в воде для фиксации пересыщенного твердого раствора.

Измерения микротвердости проводились на микротвердомере марки HV-1000 методом восстановленного отпечатка. Расчет проводился в программном комплексе Nexsys Image Expert Micro Hardness 2 в соответствии с ГОСТ 9450-76 «Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников», в качестве наконечника использовалась четырехгранная пирамида с квадратным основанием. Предварительно подготовленный образец (с отполированной поверхностью) устанавливался при помощи специального приспособления, обеспечивающего параллельность рабочей поверхности образца поверхности стола. Далее при нагрузке 0,025 кгс наконечник внедрялся в поверхность образца и выдерживался при указанной нагрузке 10 с. Для получения корректных значений микротвердости для каждого образца проводилось 10 замеров, расстояние между замерами составляло более 3 диагоналей отпечатка, места замеров равномерно распределялись по поверхности образца. Затем для каждого замера осуществлялся расчет фактических значений микротвердости. Для полученных значений рассчитывали среднее и указывали на графике с доверительным интервалом.

Для изучения мелкодисперсных частиц использовалась просвечивающая микроскопия (далее – ПЭМ) для литого состояния и после отжига при 440 °С в течение 4 и 48 ч. Исследования проводили на сканирующем просвечивающем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения Tesla G2 30 (FEI Company, Голландия, США), оборудованном системой сканирования GATAN, системой картирования изображений в характеристическом рентгеновском излучении, системой спектроскопии потерь энергии электронов EELS и энергодисперсионным спектрометром EDAX для элементного анализа.

Для электронно-микроскопических исследований образцы механически утоняли путем двусторонней шлифовки на мелкозернистой шлифовальной бумаге до толщины 40–60 мкм. Полученные пластинки электролитически утоняли до толщины, пригодной для просвечивания в электронном микроскопе. После этого из образцов с помощью модуля Ultratonic Disk Cutter вырезали диски диаметром 3 мм. Электрополировку проводили в установке электролитического утонения Struers Tenupol с использованием стандартного для алюминиевых сплавов электролита A2, рекомендованного фирмой Struers. Для чистки поверхности фольг от углеродных следов и при необходимости для заключи-

тельного утонения и увеличения обзорных полей применяли прибор ионной полировки PIPS II.

Идентификацию выделившихся при распаде пересыщенного твердого раствора фаз проводили, рассчитывая их межплоскостные расстояния по дополнительным рефлексам на электронограммах и анализируя их химический состав. Рассчитанные межплоскостные расстояния сопоставляли с данными, приведенными в международных рентгенометрических таблицах (JCPDS-ICDD). Для выявления морфологии и характера распределения каждой из выделившихся фаз проводили анализ темнопольных изображений в дополнительных рефлексах этих фаз.

Учитывая, что ПЭМ является достаточно ресурсо- и трудозатратной операцией, данным методом исследовались лишь два сплава – 1590-3 и 1590-4. Сплав 1590-4 был выбран исходя из того, что содержит минимальное количество эрбия и максимальное количество гафния, а сплав 1590-3 – потому что содержит медианное значение концентраций данных элементов.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В литом состоянии сплав 1590-4 демонстрирует максимальное значение микротвердости (рис. 1). Наименьшие показатели микротвердости в литом состоянии выявлены в сплаве 1590 с минимальным содержанием гафния.

Однако уже после 2 ч выдержки при температуре 370 °С наблюдается резкий рост микротвердости в сплавах 1590, 1590-3 и 1590-4. В сплаве 1590 изменений микротвердости не наблюдается, на всем протяжении времени выдержки она варьируется в пределах 75–80 HV 0,25. В сплаве 1590-3 после 8 ч выдержки начинается резкий рост микротвердости до 109,2 HV 0,25, который после 24 ч сменяется спадом вплоть до 89 HV 0,25 при 96 ч выдержки. Сплав 1590-4 в течение первых 48 ч выдержки показывает высокие значения микротвердости от 100,2 до 101,1 HV 0,25, после чего происходит плавный спад ее значений до 94,7 HV 0,25. Максимальное значение микротвердости в случае отжига сплавов при 370 °С наблюдается у сплава 1590-3 через 24 ч выдержки и составляет 109,2 HV 0,25.

Можно наблюдать (рис. 2), что в сплавах 1590, 1590-3, 1590-4 после 2 ч термической обработки при температуре 440 °С происходит резкий рост микротвердости, в отличие от сплава 1590. После 8 ч выдержки микротвердость сплава 1590-4 падает. Этого не наблюдается в сплаве 1590-3 с более высоким содержанием гафния, который при 48 ч выдержки при температуре 440 °С только увеличивает показатели микротвердости до 97,1 HV 0,25, после чего происходит пологий спад микротвердости. Однако в сплаве 1590 с содержанием эрбия 0,1 % и гафния 0,05 % наблюдается рост показателей микротвердости по сравнению со сплавом 1590-4 с 0,1 % эрбия и 0,1 % гафния. Сплав 1590 показывает наименьшие по сравнению с другими сплавами значения микротвердости. При выдержке 24 ч начинается ее рост. При 48 ч выдержки она достигает максимальных значений, после чего происходит ее снижение.

В структуре сплавов 1590-3 и 1590-4 обнаружено выделение дисперсоидов Al<sub>3</sub>Sc уже в литом состоянии (рис. 3). По-видимому, их образование произошло

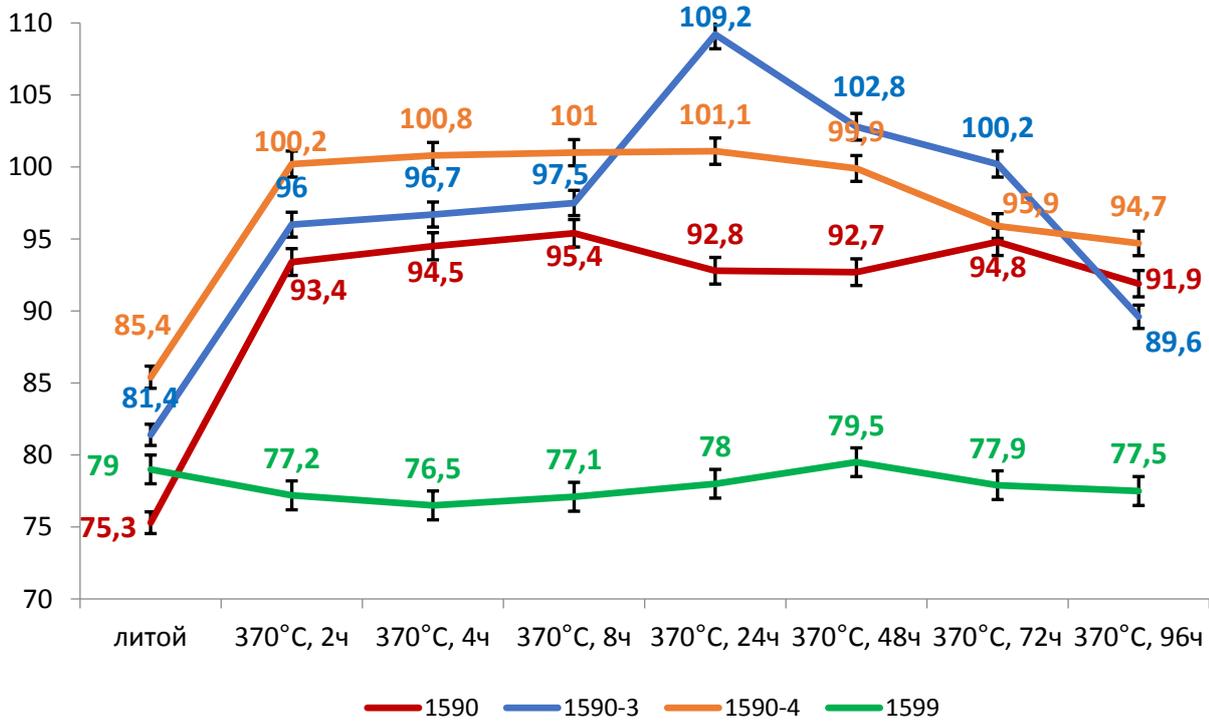


Рис. 1. Динамика изменения микротвердости сплавов марок 1590, 1590-3, 1590-4, 1599 в литом состоянии и после термической обработки при температуре 370 °С и выдержке от 2 до 96 ч

Fig. 1. Dynamics of changes in microhardness for alloys of 1590, 1590-3, 1590-4, 1599 grades in the as-cast state and after heat treatment at a temperature of 370 °C in the range from 2 to 96 h

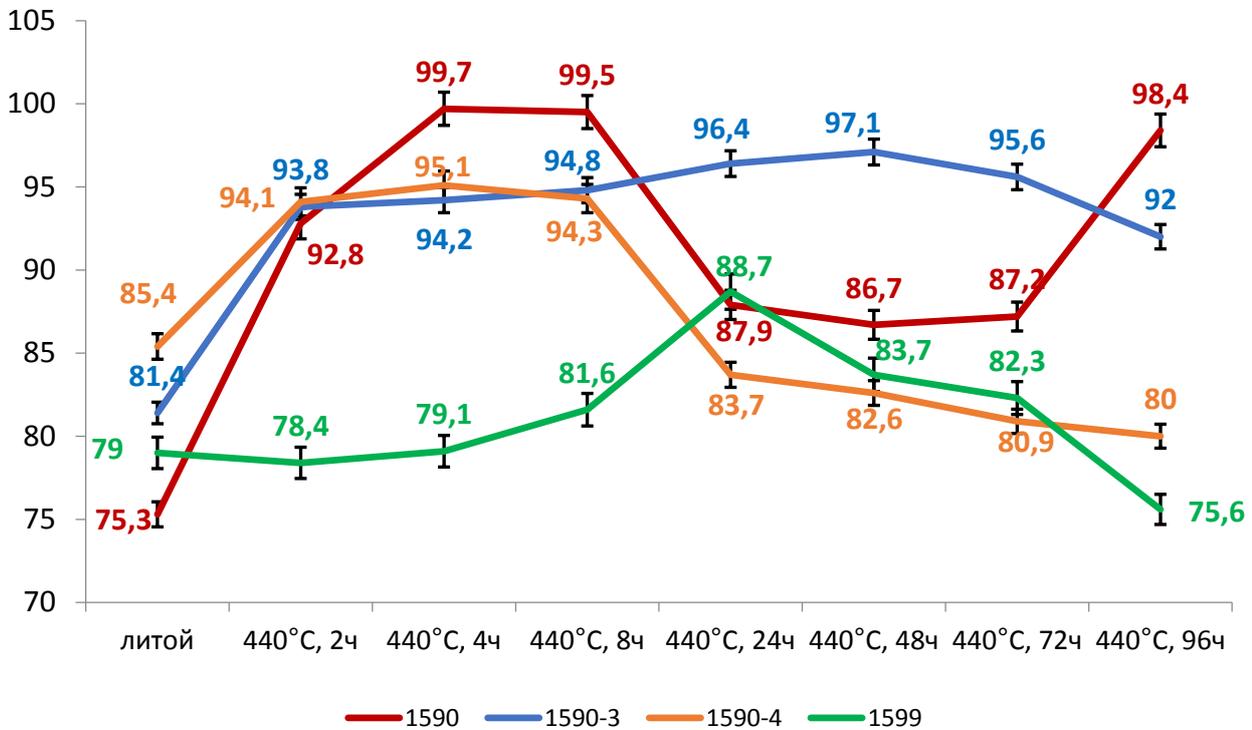
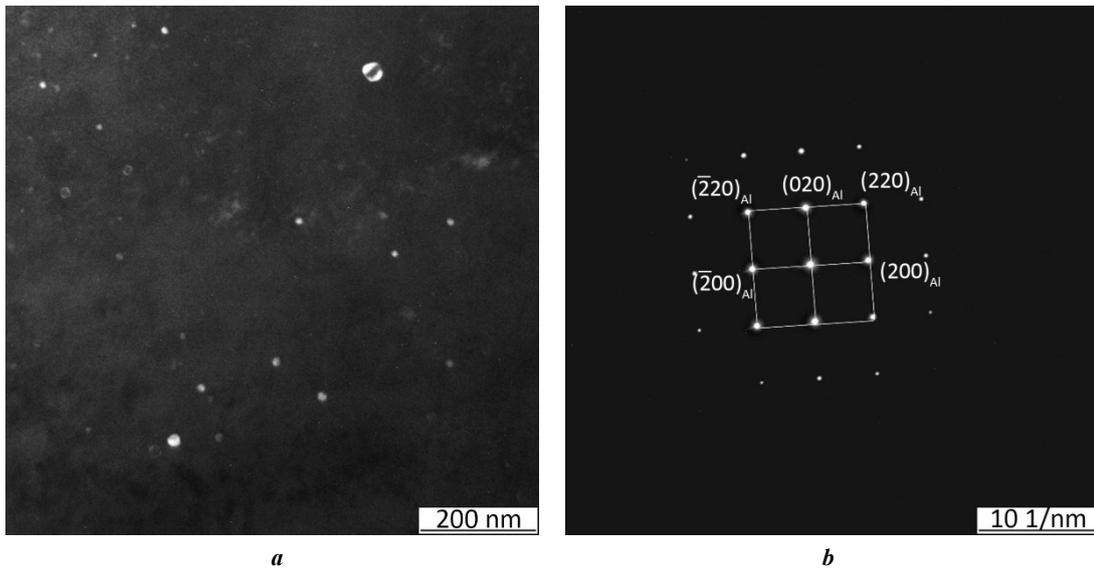


Рис. 2. Динамика изменения микротвердости сплавов марок 1590, 1590-3, 1590-4, 1599 в литом состоянии и после термической обработки при температуре 440 °С и выдержке от 2 до 96 ч

Fig. 2. Dynamics of changes in microhardness for alloys of 1590, 1590-3, 1590-4, 1599 grades in the as-cast state and after heat treatment at a temperature of 440 °C in the range from 2 to 96 h



**Рис. 3.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 1590-3 в литом состоянии:  
**a** – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_{Al_3Sc}$ ;

**b** – микроэлектроннограмма, ось зоны  $[100]_{Al}$

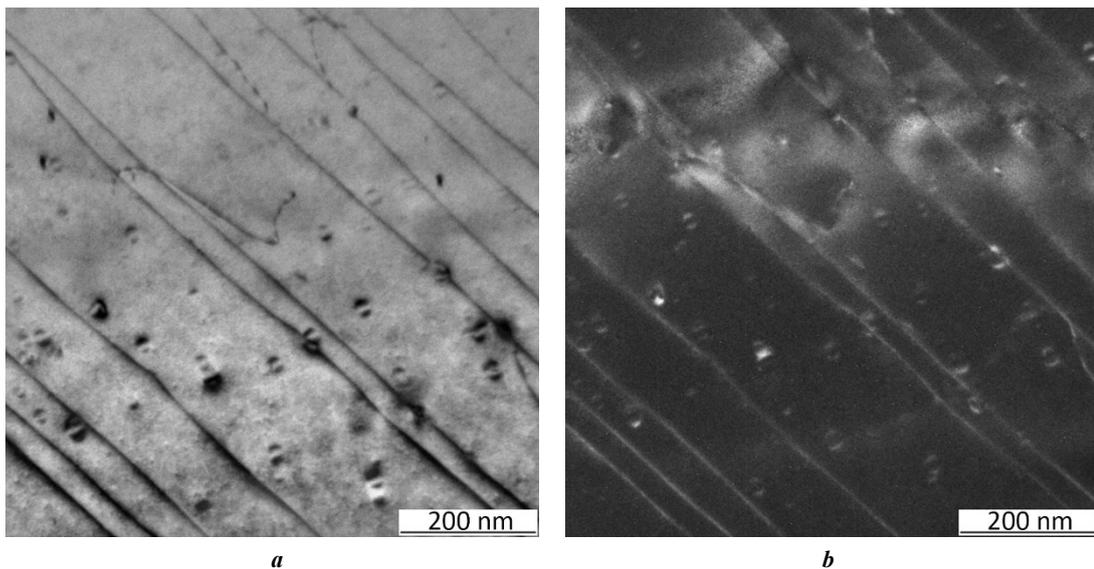
**Fig. 3.** Electron microscopic images of the microstructure of the 1590-3 alloy in the as-cast state:

**a** – dark-field image in the  $(110)_{Al_3Sc}$  reflex;

**b** – micro-electron-diffraction pattern,  $[100]_{Al}$  zone axis

в процессе распада пересыщенного твердого раствора при охлаждении материалов с температуры кристаллизации до комнатной. В сплаве 1590-3 фаза  $Al_3Sc$  выделяется в виде равноосных частиц диаметром 10–25 нм с достаточно высокой объемной долей и плотностью распределения в пространстве (рис. 3). В результате сравнительного анализа результатов ПЭМ для сплавов

1590-3 и 1590-4 в литом состоянии было обнаружено увеличение объемной доли и плотности распределения дисперсидов в пространстве (рис. 4). Стоит отметить, что сплав 1590-4 содержит на 0,07 % больше эрбия и на 0,06 % меньше гафния, чем сплав 1590-3. Таким образом, данное изменение химического состава влияет на количество наночастиц.

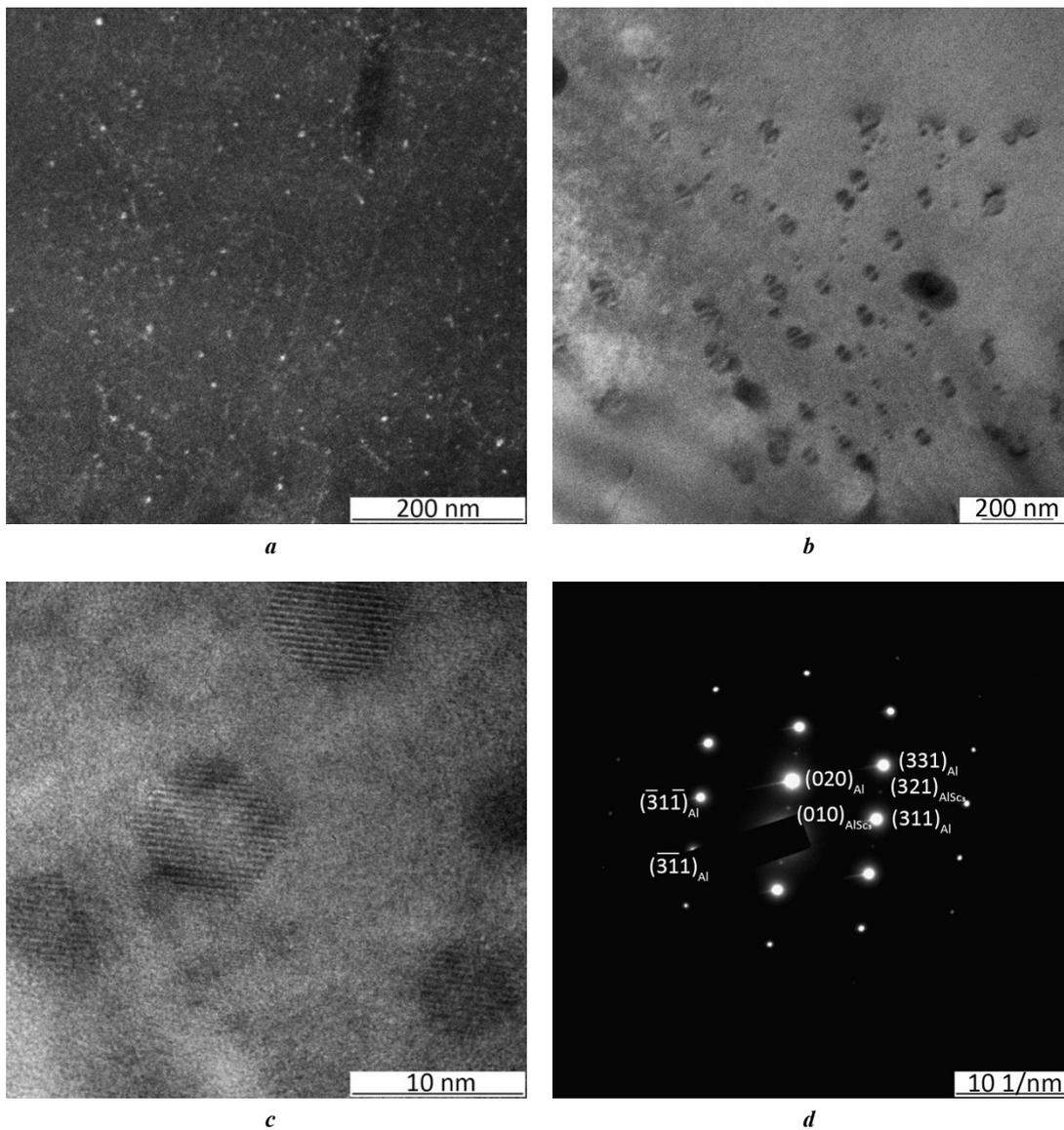


**Рис. 4.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 1590-4 в литом состоянии:

**a** – светлопольное изображение; **b** – темнопольное изображение в рефлексе  $(111)_{Al}$

**Fig. 4.** Electron microscopic images of the microstructure of the 1590-4 alloy in the as-cast state:

**a** – light-field image; **b** – dark-field image in  $(111)_{Al}$  reflex



**Рис. 5.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 1590-3 после отжига при 440 °С в течение 4 ч: *a* – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_{Al_3Sc}$ ; *b*, *c* – светлопольные изображения; *d* – микроэлектронограмма, ось зоны  $[103]_{Al}$

**Fig. 5.** Electron microscopic images of the microstructure of the 1590-3 alloy after annealing at 440 °C, 4 h: *a* – dark-field image in the  $(110)_{Al_3Sc}$  reflex; *b*, *c* – light-field images; *d* – micro-electron-diffraction pattern,  $[103]_{Al}$  zone axis

Отжиг в течение 4 ч при температуре 440 °С привел к увеличению размеров частиц. После обработки диаметр наиболее мелких частиц составляет 15 нм, что на 5 нм больше по сравнению с литым состоянием. В то же время диаметр наиболее крупных частиц не изменился и остался равен 25 нм (рис. 5).

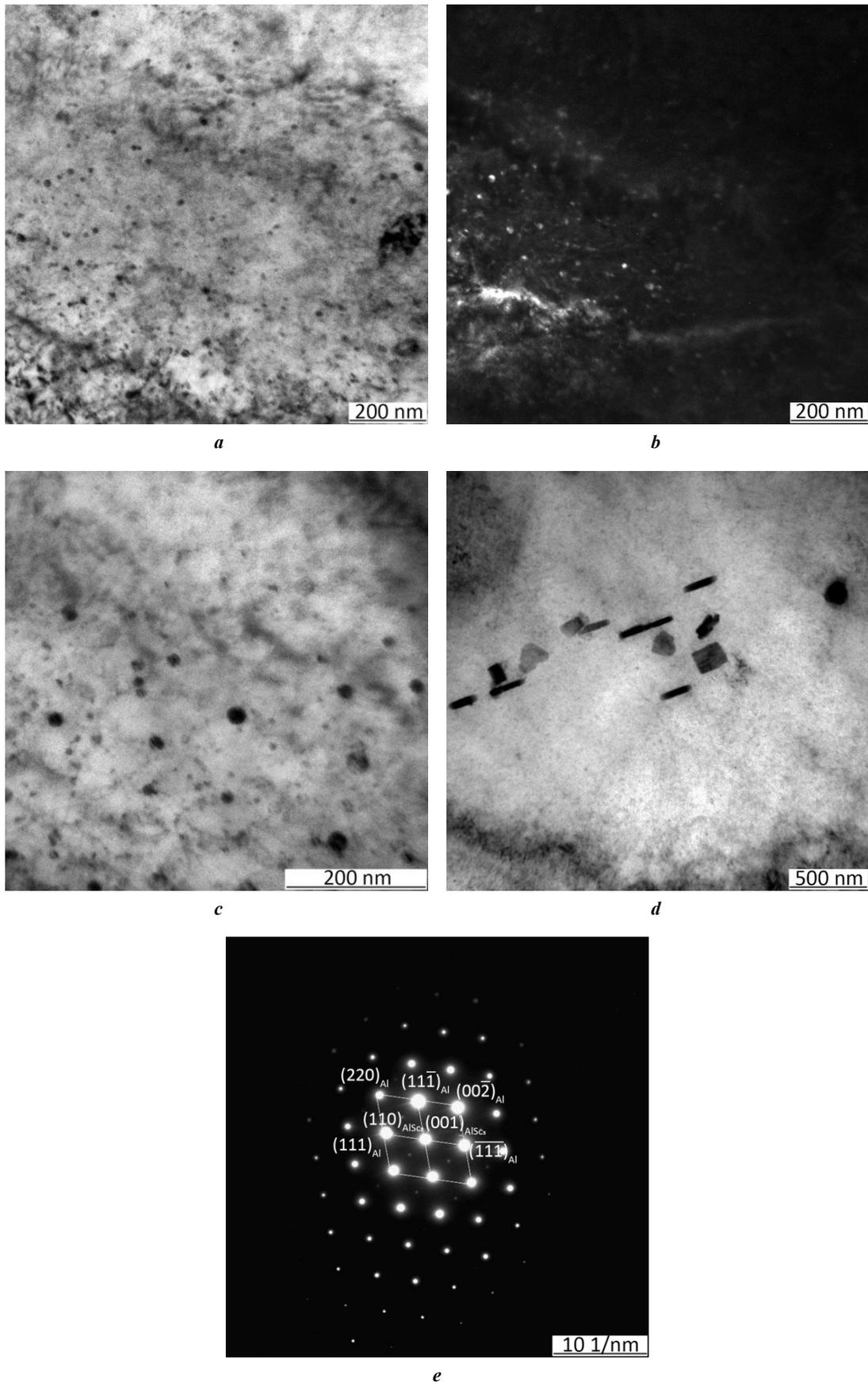
Образовавшиеся в процессе термической обработки частицы  $Al_3Sc$  характеризовались диаметром 6–8 нм, меньшим, чем у дисперсоидов, обнаруженных в литом состоянии. Причиной выделения при проведении термической обработки более дисперсных частиц может быть их более низкая температура образования и меньшее насыщение твердого раствора атомами Sc.

Так же как и в сплаве 1590-3, в структуре образца сплава 1590-4, отожженного в течение 4 ч при температуре 440 °С, наблюдаются частицы  $Al_3Sc$  двух типов:

более дисперсные диаметром около 8 нм (по-видимому, выделившиеся при отжиге), составляющие большинство, и более редкие крупные размером преимущественно 15–25 нм (образовавшиеся ранее при охлаждении слитка) (рис. 6).

На светлопольных изображениях были также обнаружены пластины  $Al_6Mn$  длиной до 250 и шириной до 100 нм, при этом их распределение по объему зерен было неоднородным: на отдельных участках наблюдались их скопления и выстраивание частиц вдоль определенных направлений (рис. 6).

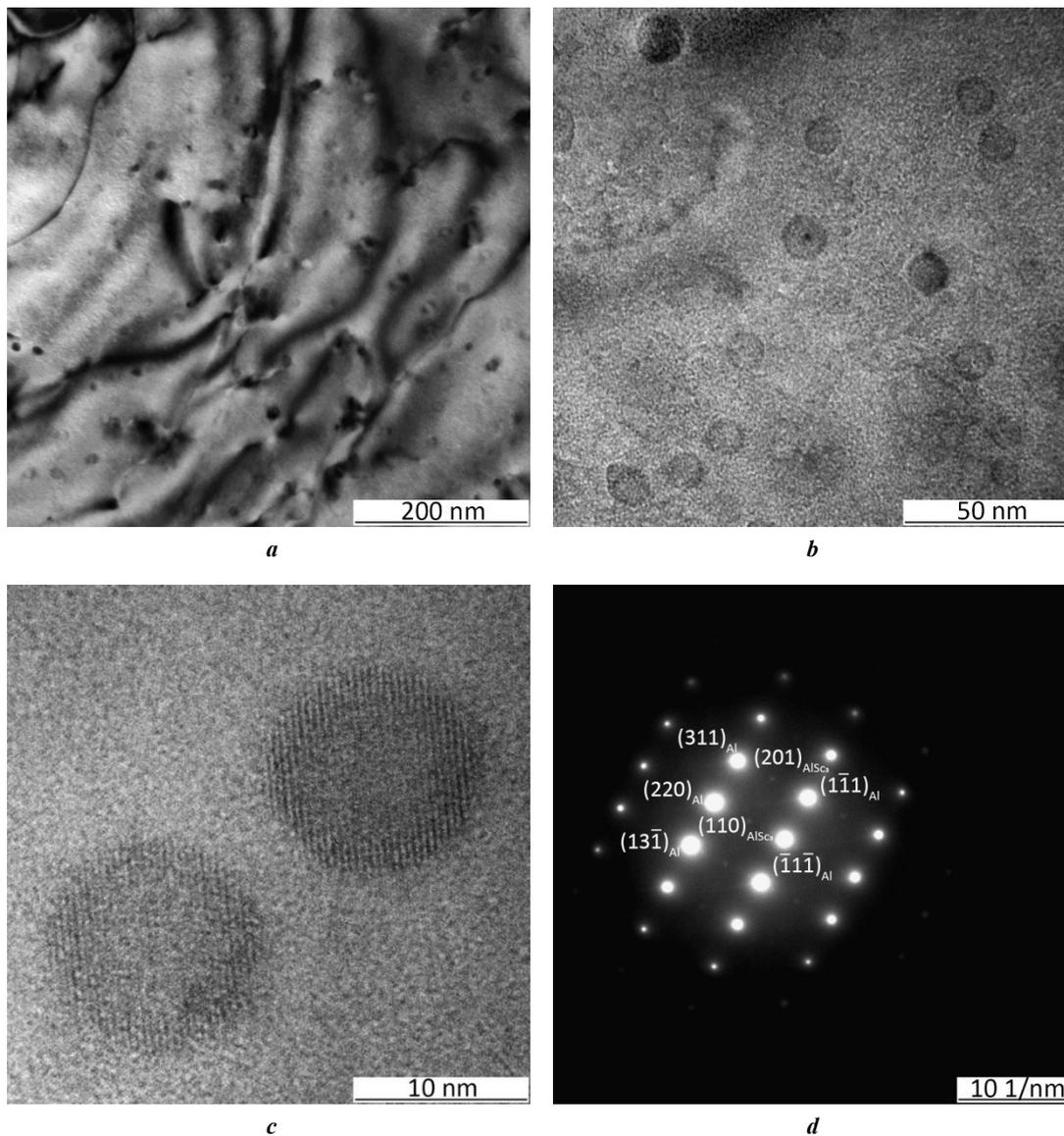
Увеличение продолжительности отжига при 440 °С до 48 ч приводит к росту диаметра наиболее дисперсных выделений. Средний размер дисперсоидов составляет около 15 нм, при этом размеры наиболее крупных частиц сохраняются на уровне 25 нм (рис. 7).



**Рис. 6.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 1590-4 после отжига при 440 °С в течение 4 ч:

*a, c, d* – светлопольные изображения; *b* – темнопольное изображение в рефлексе  $(110)_{AlSc_3}$ ; *e* – микроэлектроннограмма, ось зоны  $[110]_{Al}$

**Fig. 6.** Electron microscopic images of the microstructure of the 1590-4 alloy after annealing at 440 °C, 4 h: *a, c, d* – light-field images; *b* – dark-field images in the  $(110)_{AlSc_3}$  reflex; *e* – micro-electron-diffraction pattern,  $[110]_{Al}$  zone axis



**Рис. 7.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 1590-3 после отжига при 440 °С в течение 48 ч: *a, b, c* – светлопольные изображения; *d* – микроэлектроннограмма, ось зоны  $[112]_{Al}$   
**Fig. 7.** Electron microscopic images of the microstructure of the 1590-3 alloy after annealing at 440 °C, 48 h: *a, b, c* – light-field images; *d* – micro-electron-diffraction pattern,  $[112]_{Al}$  zone axis

Коагуляция частиц способствует их более однородному распределению по размерам: диапазон большинства наблюдаемых дисперсоидов составляет 13–15 нм, и только единичные частицы характеризуются большими или меньшими размерами. При этом объемная доля и плотность распределения в пространстве дисперсоидов остаются высокими.

Аналогичные изменения в структуре при увеличении продолжительности отжига при 440 °С до 48 ч происходят и в сплаве 1590-4. После термообработки по данному режиму на электронномикроскопических снимках наблюдаются дисперсоиды равноосной формы размерами от 15 до 30 нм (рис. 8).

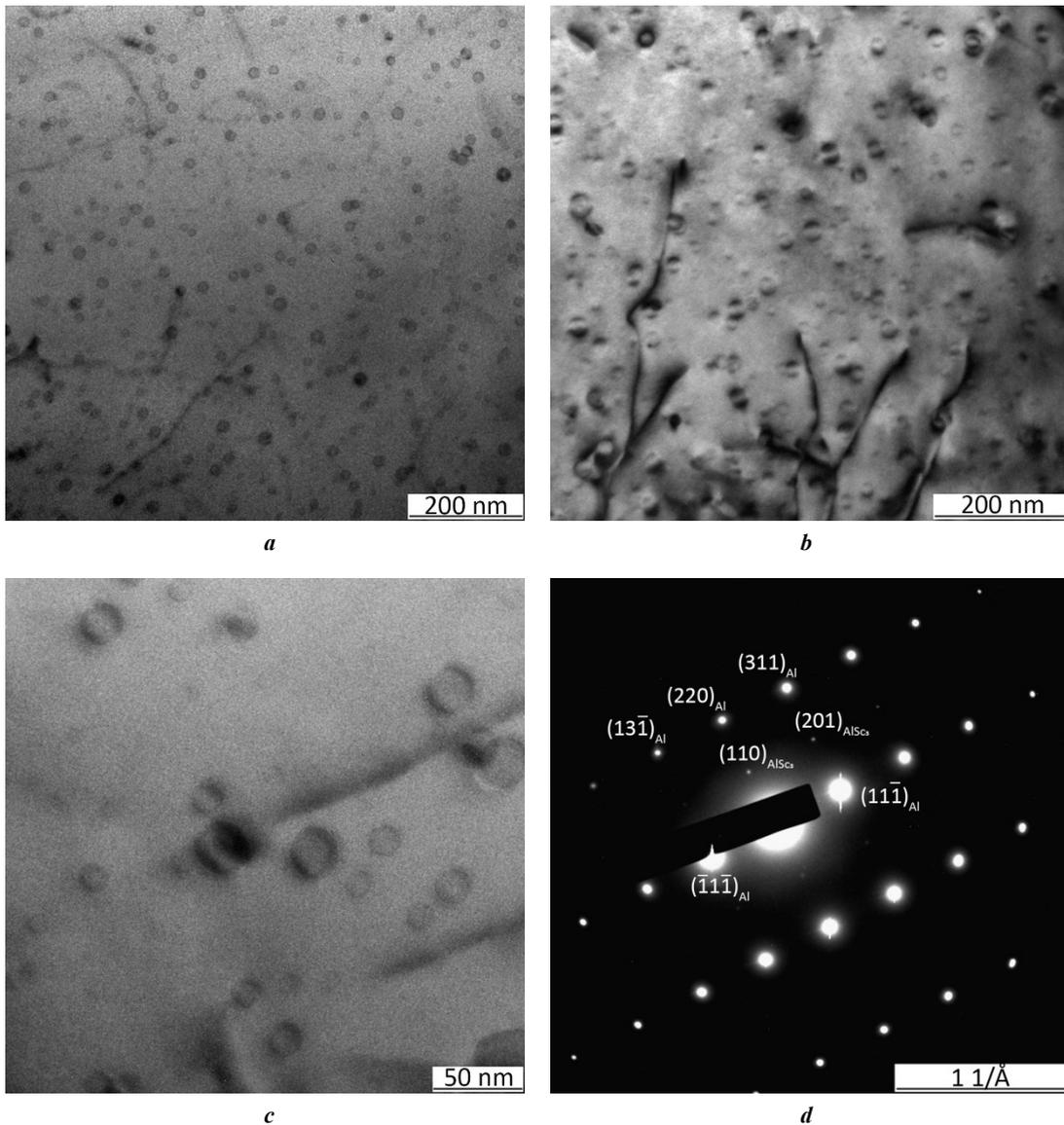
Сравнительный анализ показал, что изменение химического состава сплава 1590-4 приводит к выделению более крупных частиц и менее однородному их распределению по размерам: большинство дисперсоидов характеризуются диаметром в диапазоне 20–25 нм,

но сохраняются и более дисперсные выделения размерами от 15 нм, а также образуются частицы диаметром 30 нм и более.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Прежде всего необходимо отметить, что в обоих исследованных с помощью ПЭМ сплавах наблюдается прерывистый распад пересыщенного твердого раствора. Прерывистый распад негативно влияет на механические свойства, так как ведет к уменьшению количества скандия в твердом растворе, в результате чего количество более мелкодисперсных частиц снижается.

Формирующиеся в ходе прерывистого распада частицы могут быть как равноосной, так и вытянутой формы. Как правило, они либо полностью, либо частично когерентны алюминиевой матрице [17–19]. Тем не менее их упрочняющий эффект не так высок, как



**Рис. 8.** Электронно-микроскопические изображения микроструктуры сплава 1590-4 после отжига при 440 °С в течение 48 ч: *a, b, c* – светлопольные изображения; *d* – микроэлектроннограмма, ось зоны  $[112]_{Al}$   
**Fig. 8.** Electron microscopic images of the microstructure of the 1590-4 alloy after annealing at 440 °C, 48 h: *a, b, c* – light-field images; *d* – micro-electron-diffraction pattern,  $[112]_{Al}$  zone axis

у частиц, формирующихся в ходе непрерывного распада [20]. В данном случае причиной прерывистого распада мог стать эрбий, который ускоряет формирование частиц  $Al_3Sc$ . Об этом в том числе свидетельствует тот факт, что с ростом содержания эрбия с 0,03 до 0,10 % увеличивается количество и размеры частиц  $Al_3Sc$ .

Наивысшее значение микротвердости в литом состоянии у сплава 1590-4 на рис. 1 объясняется тем, что этот сплав максимально легирован гафнием и эрбием с их суммарным содержанием 0,2 %. Растворяясь в твердом растворе, гафний и эрбий вызывают максимальное упрочнение. Последующий рост микротвердости, наблюдаемый в сплавах 1590, 1590-3 и 1590-4 (рис. 1), объясняется тем, что в этих сплавах происходит выпадение дисперсоидов типа  $Al_3Sc$ , которые значительно увеличивают их прочностные показатели. Основной причиной того, что данный рост не происхо-

дит в сплаве 1599, является недостаточное количество Sc для образования мелкодисперсных упрочняющих частиц  $Al_3(ScZr)$ . Основной причиной резкого роста микротвердости после 8 ч отжига сплава 1590-3 (рис. 1) является максимальное выпадение из твердого пересыщенного раствора мелкодисперсных частиц  $Al_3(ScZrHf)$ , а падение микротвердости после 24 ч отжига свидетельствует о начале процесса их коагуляции. Неизменность значительной микротвердости в течение первых 48 ч после выдержки сплава 1590-4 (рис. 1) говорит о стабильности мелкодисперсных частиц в этом диапазоне. Дальнейшее уменьшение микротвердости сплава говорит о начале процессов коагуляции данных частиц.

Различия в изменении микротвердости в первые 2 ч отжига при температуре 440 °С в сплавах 1590, 1590-3, 1590-4 и 1599 объясняются тем, что в первых больше содержания Sc, чем в последнем. Поэтому в сплавах 1590, 1590-3, 1590-4 формирование дисперсоидов  $Al_3Sc$

происходит быстрее. Наблюдаемый после 48 ч выдержки спад микротвердости в сплаве 1599 происходит из-за низкого содержания скандия.

Следует отметить, что согласно данным измерения микротвердости и результатам исследования с помощью просвечивающей микроскопии, гафний положительно влияет на механические свойства, особенно при температуре 440 °С. Это объясняется тем, что частицы  $Al_3Sc$ , содержащие большее количество гафния, более термостабильны. Стоит отметить, что активная диффузия гафния начинает происходить при нагреве выше 400 °С [20]. Именно поэтому влияние гафния более отчетливо видно при высоких температурах. Исходя из данных изменения микротвердости видно, что концентрации 0,07 % гафния недостаточно для формирования частиц  $Al_3Sc$ . Заметное изменение микротвердости происходит лишь при более долгой выдержке. Таким образом, при добавке гафния микротвердость остается стабильной как минимум в течение первых 8 ч при 440 °С. В сплавах, содержащих только скандий и цирконий, микротвердость при температуре 450 °С начинает снижаться уже после нескольких десятков минут выдержки [5]. Следует отметить, что в представленном исследовании, в отличие от [5], изучалась не только термостабильность наночастиц, но и ее влияние на механические свойства. Опираясь на результаты изменения микротвердости, полученные в данном исследовании, можно заключить, что концентрация гафния в 0,44 %, использовавшаяся в [13], избыточна, так как 0,16 % гафния достаточно для стабилизации микротвердости в течение 96 ч выдержки.

Следует отметить, что если эффект влияния гафния на формирование наночастиц и микротвердость очевиден, то влияние эрбия не так однозначно. Рост микротвердости в первые 2 ч нагрева во всех исследуемых сплавах происходит с одинаковой интенсивностью, что говорит об отсутствии различий при формировании наночастиц. При этом эрбий влияет именно на формирование зародышей. Такая картина связана с тем, что выделение наночастиц  $Al_3Er$  происходит при более низких температурах [11]. Возможно, будет эффективна схема двухступенчатого отжига: с первой ступенью при 250–300 °С для образования частиц  $Al_3Er$  и второй ступенью при 400–450 °С для формирования оболочки из Sc, Zr и Hf. Поэтому очевидным направлением дальнейших исследований является изучение влияния эрбия на формирование микроструктуры и механических свойств в данной группе сплавов при их двухступенчатом отжиге.

## ВЫВОДЫ

По результатам проведенных исследований выявлено положительное влияние гафния и эрбия на формирование микроструктуры и механических свойств сплавов, экономнолегированных скандием. Увеличение содержания эрбия в сплавах приводит к увеличению микротвердости при термообработке в режимах 370 °С, до 24 ч выдержки и 440 °С, до 8 ч выдержки. С увеличением температуры и продолжительности отжига происходит коагуляция частиц  $Al_3Sc$ , при этом размеры частиц в сплаве 1590-4 с повышенным содержанием эрбия увеличиваются в 2 раза по сравнению с размером ча-

стиц в сплаве 1590-3, где максимальное содержание гафния. Стоит отметить, что в сплавах с высоким содержанием гафния значительное повышение микротвердости происходит при температуре 440 °С после 8 ч выдержки, что подтверждается результатами ПЭМ после термической обработки при 440 °С в течение 48 ч. Основным объяснением меньшего размера наночастиц в сплаве 1590-3 является то, что гафний образует оболочку вокруг частиц  $Al_3Sc$ , что замедляет процесс их роста при высоких температурах термической обработки и длительной выдержке и оказывает положительное влияние на микротвердость.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Иброхимов С.Ж., Ганиев И.Н., Эшов Б.Б. Твердость и прочность сплава АМг4, легированного редкоземельными металлами (Sc, Y, La, Pr, Nd) // Вестник Саратовского государственного технического университета. 2023. № 1. С. 74–82. EDN: [BATVYU](#).
2. Коковин П.Л., Мальцева Т.В. О возможности изменения технологии получения крупногабаритных плоских слитков из алюминиевого сплава АМг3 // Технология легких сплавов. 2024. № 1. С. 29–35. DOI: [10.24412/0321-4664-2024-1-29-35](#).
3. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979. 639 с.
4. Lei Zhiguo, Wen Shengping, Huang Hui, Wei Wu, Nie Zuoren. Grain refinement of aluminum and aluminum alloys by Sc and Zr // Metals. 2023. Vol. 13. № 4. Article number 751. DOI: [10.3390/met13040751](#).
5. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 8. С. 25–30. EDN: [MOVQJR](#).
6. Захаров В.В. Легирование промышленных алюминиевых сплавов скандием // Металловедение и термическая обработка металлов. 2024. № 6. С. 18–23. EDN: [EPOIUO](#).
7. Forbord B., Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Marthinsen K. Three dimensional atom probe investigation on the formation of  $Al_3(Sc, Zr)$ -dispersoids in aluminum alloys // Scripta materialia. 2004. Vol. 51. № 4. P. 333–337. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2004.03.033](#).
8. Захаров В.В., Филатов Ю.А. Экономнолегированные скандием алюминиевые сплавы // Технология легких сплавов. 2021. № 4. С. 31–37. DOI: [10.24412/0321-4664-2021-4-31-37](#).
9. Захаров В.В., Фисенко И.А., Кунявская Т.М. Принципы создания сплавов на основе алюминия, экономнолегированных скандием // Металловедение и термическая обработка металлов. 2024. № 5. С. 39–43. EDN: [KPMAYK](#).
10. Karnesky R.A., Dunand D.C., Seidman D.N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er // Acta Materialia. 2009. Vol. 57. № 14. P. 4022–4031. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.04.034](#).
11. Liu Xiaomin, Wang Qian, Zhao Chuan, Li Hongping, Wang Mingliang, Chen Dong, Wang Haowei. Formation of ordered precipitates in Al-Sc-Er-(Si/Zr) alloy from first-principles study // Journal of Rare Earths. 2021. Vol. 39. № 5. P. 609–620. DOI: [10.1016/j.jre.2020.08.005](#).

12. Зорин И.А., Арышенский Е.В., Дриц А.М., Коновалов С.В., Комаров В.С. Влияние гафния на литую микроструктуру в сплаве 1570 // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2023. Т. 29. № 1. С. 56–65. DOI: [10.17073/0021-3438-2023-1-56-65](https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-1-56-65).
13. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of  $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 421. № 1-2. P. 154–160. DOI: [10.1016/j.msea.2005.11.063](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.063).
14. Hallem H., Forbord B., Marthinsen K. Investigation of Al-Fe-Si alloys with additions of Hf, Sc and Zr // *Materials Forum*. 2004. Vol. 28. P. 825–831.
15. Зорин И.А., Арышенский Е.В., Кудрявцев Е.А., Дриц А.М., Коновалов С.В. Влияние гафния на высокомагниевого сплавы, легированные переходными металлами, при термической обработке // *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 1. С. 29–36. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-1-67-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-1-67-3).
16. Дриц А.М., Арышенский В.Ю., Арышенский Е.В., Захаров В.В. Свариваемый термически не упрочняемый сплав на основе системы Al-Mg: патент на изобретение RU № 2726520, 2020. 5 с.
17. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys // *Acta materialia*. 1998. Vol. 46. № 16. P. 5715–5732. DOI: [10.1016/S1359-6454\(98\)00257-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00257-2).
18. Blake N., Hopkins M.A. Constitution and age hardening of Al-Sc alloys // *Journal of Materials Science*. 1985. Vol. 20. P. 2861–2867. DOI: [10.1007/BF00553049](https://doi.org/10.1007/BF00553049).
19. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsch J., Konovalov S., Bazhenov V., Drits A., Zaitsev D. Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al-Mg-Si alloys with excess silicon // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 11. Article number 1797. DOI: [10.3390/met11111797](https://doi.org/10.3390/met11111797).
20. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys // *International Materials Reviews*. 2005. Vol. 50. № 1. P. 19–44. DOI: [10.1179/174328005X14311](https://doi.org/10.1179/174328005X14311).
6. Zakharov V.V. Alloying of industrial aluminum alloys with scandium. *Metal Science and Heat Treatment*, 2024, vol. 66, pp. 338–342. DOI: [10.1007/s11041-024-01056-8](https://doi.org/10.1007/s11041-024-01056-8).
7. Forbord B., Lefebvre W., Danoix F., Hallem H., Marthinsen K. Three dimensional atom probe investigation on the formation of  $Al_3(Sc, Zr)$ -dispersoids in aluminium alloys. *Scripta materialia*, 2004, vol. 51, no. 4, pp. 333–337. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2004.03.033](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2004.03.033).
8. Zakharov V.V., Filatov Yu.A. Aluminum alloys sparingly alloyed with scandium. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2021, no. 4, pp. 31–37. DOI: [10.24412/0321-4664-2021-4-31-37](https://doi.org/10.24412/0321-4664-2021-4-31-37).
9. Zakharov V.V., Fisenko I.A., Kunyavskaya T.M. Principles for creating aluminum-based alloys sparingly alloyed with scandium. *Metal Science and Heat Treatment*, 2024, vol. 66, pp. 294–298. DOI: [10.1007/s11041-024-01049-7](https://doi.org/10.1007/s11041-024-01049-7).
10. Karnesky R.A., Dunand D.C., Seidman D.N. Evolution of nanoscale precipitates in Al microalloyed with Sc and Er. *Acta Materialia*, 2009, vol. 57, no. 14, pp. 4022–4031. DOI: [10.1016/j.actamat.2009.04.034](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.04.034).
11. Liu Xiaomin, Wang Qian, Zhao Chuan, Li Hongping, Wang Mingliang, Chen Dong, Wang Haowei. Formation of ordered precipitates in Al-Sc-Er-(Si/Zr) alloy from first-principles study. *Journal of Rare Earths*, 2021, vol. 39, no. 5, pp. 609–620. DOI: [10.1016/j.jre.2020.08.005](https://doi.org/10.1016/j.jre.2020.08.005).
12. Zorin I.A., Aryshenskiy E.V., Drits A.M., Konovalov S.V., Komarov V.S. Metallurgy Effect of hafnium on cast microstructure in alloy 1570. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Tsvetnaya metallurgiya*, 2023, vol. 29, no. 1, pp. 56–65. DOI: [10.17073/0021-3438-2023-1-56-65](https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-1-56-65).
13. Hallem H., Lefebvre W., Forbord B., Danoix F., Marthinsen K. The formation of  $Al_3(Sc_xZr_yHf_{1-x-y})$ -dispersoids in aluminium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, vol. 421, no. 1-2, pp. 154–160. DOI: [10.1016/j.msea.2005.11.063](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.11.063).
14. Hallem H., Forbord B., Marthinsen K. Investigation of Al-Fe-Si alloys with additions of Hf, Sc and Zr. *Materials Forum*, 2004, vol. 28, pp. 825–831.
15. Zorin I.A., Aryshenskiy E.V., Kudryavtsev E.A., Drits A.M., Konovalov S.V. The influence of hafnium on high-magnesium alloys doped with transition metals during heat treatment. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 1, pp. 29–36. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-1-67-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-1-67-3).
16. Drits A.M., Aryshenskiy V.Yu., Aryshenskiy E.V., Zakharov V.V. *Svarivaemyy termicheski ne uprochnyaemyy spлав na osnove sistemy Al-Mg* [A thermally non-hardenable welded alloy based on the Al-Mg system], patent na izobretenie RF no. 2726520, 2020. 5 p.
17. Norman A.F., Prangnell P.B., McEwen R.S. The solidification behaviour of dilute aluminium-scandium alloys. *Acta materialia*, 1998, vol. 46, no. 16, pp. 5715–5732. DOI: [10.1016/S1359-6454\(98\)00257-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(98)00257-2).
18. Blake N., Hopkins M.A. Constitution and age hardening of Al-Sc alloys. *Journal of Materials Science*, 1985, vol. 20, pp. 2861–2867. DOI: [10.1007/BF00553049](https://doi.org/10.1007/BF00553049).
19. Aryshenskii E., Lapshov M., Hirsch J., Konovalov S., Bazhenov V., Drits A., Zaitsev D. Influence of the small Sc and Zr additions on the as-cast microstructure of Al-Mg-Si alloys with excess silicon. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 11, article number 1797. DOI: [10.3390/met11111797](https://doi.org/10.3390/met11111797).
20. Røyset J., Ryum N. Scandium in aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2005, vol. 50, no. 1, pp. 19–44. DOI: [10.1179/174328005X14311](https://doi.org/10.1179/174328005X14311).

## REFERENCES

1. Ibrokhimov S.Zh., Ganiev I.N., Eshov B.B. Hardness and strength of AMg4 alloy hardened with rare-earth metals (Sc, Y, La, Pr, Nd). *Vestnik Saratovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2023, no. 1, pp. 74–82. EDN: [BATVYU](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-1-67-3).
2. Kokovin P.L., Maltseva T.V. About the possibility of changing the technology for production of large-sized flat ingots from AMg3 aluminum alloy. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2024, no. 1, pp. 29–35. DOI: [10.24412/0321-4664-2024-1-29-35](https://doi.org/10.24412/0321-4664-2024-1-29-35).
3. Mondolfo L.F. *Struktura i svoystva alyuminievykh splavov* [Aluminium Alloys: Structure and Properties]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 639 p.
4. Lei Zhiguo, Wen Shengping, Huang Hui, Wei Wu, Nie Zuoren. Grain refinement of aluminum and aluminum alloys by Sc and Zr. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 4, article number 751. DOI: [10.3390/met13040751](https://doi.org/10.3390/met13040751).
5. Davydov V.G., Elagin V.I., Zakharov V.V., Rostoval D. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives. *Metal Science and Heat Treatment*, 1996, vol. 38, no. 7-8, pp. 347–352. DOI: [10.1007/bf01395323](https://doi.org/10.1007/bf01395323).

## Effect of erbium and hafnium microalloying on the formation of Al<sub>3</sub>Sc particles in aluminium alloy with a high magnesium content

*Aleksandr A. Ragazin*<sup>1,4</sup>, engineer

of Aviation Materials Study Industrial Research Laboratory (ONIL-4)

*Evgeny V. Aryshenskiy*<sup>\*2,5</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), PhD, Associate Professor,  
chief researcher of Scientific Research Department

*Vladimir Yu. Aryshenskiy*<sup>1,6</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
chief researcher of Aviation Materials Study Industrial Research Laboratory (ONIL-4)

*Dmitry Yu. Rasposienko*<sup>3,7</sup>, PhD (Engineering), senior researcher of the Laboratory of Non-ferrous Alloys

*Sergey V. Konovalov*<sup>1,2,8</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
chief researcher of Aviation Materials Study Industrial Research Laboratory (ONIL-4),  
Pro-rector for Research and Innovative Activities

*Inzil D. Bakhtegareev*<sup>1,9</sup>, master

<sup>1</sup>Academician S.P. Korolev Samara National Research University, Samara (Russia)

<sup>2</sup>Siberian State Industrial University, Novokuznetsk (Russia)

<sup>3</sup>M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)

\*E-mail: arishenskiy\_ev@sibsiu.ru

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6762-7436>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3875-7749>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6869-4764>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7670-9054>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4809-8660>

<sup>9</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-3081-9049>

Received 07.10.2024

Revised 27.11.2024

Accepted 04.02.2025

**Abstract:** The paper studies the effect of hafnium and erbium additives on the microstructure formation during heat treatment of aluminium alloys with a high magnesium content additionally alloyed with scandium and zirconium. For the study, ingots of aluminium alloys with a high content of magnesium alloyed with scandium, erbium and hafnium with a content in the ranges of 0.03–0.16 % and 0.05–0.16 %, respectively, were produced by casting in a steel chill mould. After casting, the samples were treated with heat at a temperature of 370 and 440 °C with a holding time of 2 to 96 h. Changes in microhardness depending on the heat treatment were studied. For 1590-3 and 1590-4 alloys in the as-cast condition and after heat treatment at a temperature of 440 °C for 2 and 48 h, the fine microstructure and coarse intermetallic compounds were studied using transmission microscopy. The study found that additions of hafnium and erbium lead to an increase in microhardness due to a decrease in the size and an increase in the number of Al<sub>3</sub>Sc nanoparticles. After heat treatment at a temperature of 440 °C for 4 h, Al<sub>3</sub>Sc particles of the same size (8 nm) and density precipitate in all the alloys under study. However, with an increase in the holding time in the alloy with a lower hafnium content and a higher erbium content, the particle size increases by 2 times compared to the particles of the alloy where the hafnium content is higher and the erbium content is low.

**Keywords:** aluminium alloys; microalloying; scandium; hafnium; erbium; formation of Al<sub>3</sub>Sc particles; microhardness; microstructure; nanoparticles.

**Acknowledgments:** The study was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>.

**For citation:** Ragazin A.A., Aryshenskiy E.V., Aryshenskiy V.Yu., Rasposienko D.Yu., Konovalov S.V., Bakhtegareev I.D. Effect of erbium and hafnium microalloying on the formation of Al<sub>3</sub>Sc particles in aluminium alloy with a high magnesium content. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 69–80. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-6.

## Влияние кристаллографической текстуры на прочность и электропроводность ультрамелкозернистой меди

*Таров Данила Владимирович\**, студент кафедры материаловедения и физики металлов

*Нестеров Константин Михайлович*, кандидат физико-математических наук,

доцент кафедры материаловедения и физики металлов

*Исламгалиев Ринат Кадыханович*, доктор физико-математических наук,

профессор кафедры материаловедения и физики металлов

*Корзникова Елена Александровна*<sup>1</sup>, доктор физико-математических наук,

профессор кафедры материаловедения и физики металлов

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)*

\*E-mail: tarovdv@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Поступила в редакцию 05.07.2023

Пересмотрена 09.11.2023

Принята к публикации 04.02.2025

**Аннотация:** Работа посвящена исследованию влияния равноканального углового прессования (РКУП) на структуру, кристаллографическую текстуру, механические свойства и электропроводность меди марки М1, а также зависимости этих характеристик от ориентации направления измерения относительно поперечного сечения (от  $-45^\circ$  до  $90^\circ$ ). Исследованы удельная электропроводность и прочностные характеристики материала в состоянии поставки (горячекатаного) и влияние отжига при температуре  $450^\circ\text{C}$  исходного образца. Проведены механические испытания на одноосное растяжение, исследование микротвердости по методу Виккерса и исследование удельной электропроводности, основанное на измерении параметров вихревого поля, возбуждаемого в поверхностных слоях тела. Установлено, что обработка РКУП приводит к значительному увеличению предела прочности до 425 МПа по сравнению с исходным состоянием 300 МПа. Максимальный предел прочности 425 МПа достигается при углах ориентаций относительно поперечного сечения РКУП  $-45^\circ$ . Существенный разброс в повышении микротвердости до значений 1364–1405 МПа, предела прочности до 350–425 МПа и электропроводности до 101,4–102,4 % IACS является следствием выбранных направлений вырезки образцов относительно оси РКУП. Это свидетельствует о зависимости не только механических, но и электрических свойств ультрамелкозернистых образцов от ориентации кристаллографической текстуры. Наиболее оптимальной кристаллографической ориентировкой обладает образец меди марки М1, подвергнутый РКУП с углом реза, отступающим от поперечного сечения РКУП образца на  $7,5^\circ$ . В данном случае значения микротвердости и электропроводности достигали 1405 МПа и 102,4 % IACS соответственно.

**Ключевые слова:** кристаллографическая текстура; прочность; электропроводность; ультрамелкозернистая медь; равноканальное угловое прессование; структура.

**Благодарности:** Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания «Исследование физико-химических и механических процессов при формообразовании и упрочнении деталей для авиакосмической и транспортной техники» № FEUE-2023-0006.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XI Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2023), Тольятти, 11–15 сентября 2023 года.

**Для цитирования:** Таров Д.В., Нестеров К.М., Исламгалиев Р.К., Корзникова Е.А. Влияние кристаллографической текстуры на прочность и электропроводность ультрамелкозернистой меди // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 81–91. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-7.

### ВВЕДЕНИЕ

Медь и низколегированные медные сплавы, благодаря высокой электропроводности, широко применяются в машиностроении для изготовления контактов и проводов. Детали из меди должны обладать уникальным сочетанием свойств: высокой электропроводностью, прочностью, пластичностью, коррозионной стойкостью. Хорошие технологические свойства и сравнительно низкая стоимость обуславливают широкое применение меди в промышленности как в виде сплавов, так и в чистом виде. В работе [1] показано, что механическая прочность и электропроводность этих материалов в первую очередь контролируются их микроструктурой, наиболее важными параметрами которой явля-

ются размер зерна, а также дислокационная структура. Дислокации и границы зерен вносят большой вклад в повышение предела текучести, но меньший – в повышение удельного электрического сопротивления [2].

В последние годы перспективным научным направлением исследований является формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры со средним размером зерен менее 1 мкм, что способствует проявлению уникальных механических свойств (высокой прочности, повышенного предела выносливости) [3; 4]. Вместе с тем известно, что обработка методами интенсивной пластической деформации (ИПД) сопровождается активным движением дислокаций и двойникованием, что приводит к переориентации зерен и формированию развитых

кристаллографических текстур [5; 6]. Кристаллографическая текстура обычно возникает в результате направленного внешнего механического воздействия, в данном случае – процесса ИПД. Наличие преимущественной ориентировки усиливает анизотропию свойств материала и может существенно изменить эксплуатационные характеристики изделия. Поэтому возможность образования текстуры следует учитывать при проведении различных деформационно-термических обработок [7]. В частности, в образцах чистой меди, подвергнутой ИПД, было обнаружено, что на начальных стадиях деформации происходит формирование сильной преимущественной ориентации кристаллитов, характерной для текстуры простого сдвига [5]. При этом увеличение степени накопленной деформации способствует размытию текстурных максимумов, что вызывает интерес для изучения влияния кристаллографической текстуры на прочностные и электрические свойства УМЗ меди.

Известны работы, в которых рассмотрено влияние кристаллографической текстуры на прочность и электропроводность УМЗ меди, полученной методами ротационнойковки [8] и электроосаждения [9], но в них исследования проведены на примере образцов в виде проволоки или пленок, имеющих другую кристаллографическую текстуру.

Цель исследования – анализ структуры и кристаллографической текстуры в ультрамелкозернистых образцах меди марки М1, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП), для выявления структурных факторов, ведущих к достижению более высокой прочности при сохранении высокой электропроводности материала.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Материалы и методы исследования

В качестве материала для исследований был выбран медный промышленный пруткок диаметром 20 мм марки М1 ГОСТ 859-2001 (таблица 1).

Для анализа исходной микроструктуры были исследованы 2 образца, один из которых был в состоянии поставки – горячекатаный. Образец в исходном состоянии подвергли отжигу при 450 °С в течение 2 ч. Перед отжигом исходный образец погружали в расплав смеси солей КОН и NaOH для предотвращения окисления поверхности материала.

Формирование УМЗ структуры в заготовке диаметром 20 мм и длиной 150 мм проводили методом РКУП в 8 проходов по маршруту В<sub>с</sub>, который подразумевает

поворот образца между 2 последующими циклами против часовой стрелки на угол 90° вокруг продольной оси [6]. Проходы заготовок осуществлялись на оснастке с углом пересечения каналов 120° при температуре 20 °С.

Подготовка образцов для металлографического анализа включала в себя вырезку образцов (рис. 1) на электроэрозионном отрезном станке АРТА-120 с учетом углов относительно поперечного сечения РКУП заготовки (0°; 7,5°; ±15°; ±22,5°; ±45°; 90°), шлифовку, полировку и травление.

Шлифование образцов проводилось на шлифовально-полировальном станке «НЕРИС» со ступенчатым снижением зернистости шлифовальной бумаги с Р100 до Р4000 при оборотах станка 500–600 об/мин.

Полирование проводилось на алмазной пасте с постепенным уменьшением ее зернистости от 7/5 до 3/2. При переходе к последующему номеру пасты со шлифа тщательно удалялись остатки пасты при помощи спирта, а направление полировки изменяли на 90° для гарантированного полного исчезновения рисок, нанесенных предыдущей пастой.

Для выявления структуры микрошлифа образец подвергали травлению. Состав травителя: хлорная кислота (HCl) – 50 %, азотная кислота (HNO<sub>3</sub>) – 25 %, уксусная кислота (CH<sub>3</sub>COOH) – 25 %. Режим травления подбирался экспериментально. Образец травил 2–3 с с окунанием в травитель, затем промывали дистиллированной водой и просушивали фильтровальной бумагой.

### Структурные исследования

Фотографии микроструктуры были получены на сканирующем электронном микроскопе JEM-6390 и просвечивающем электронном микроскопе JEM-2100. Тонкие фольги подготавливались на установке TenuPol-5 методом струйной электролитической полировки при напряжении 22–24 В с использованием электролита следующего состава: 920 мл воды (H<sub>2</sub>O), 70 мл ортофосфорной кислоты (H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>), 15 мл глицерина (C<sub>3</sub>H<sub>5</sub>(OH)<sub>3</sub>). Структуру РКУП образцов исследовали в поперечном сечении. По полученным снимкам структуры подсчитывали размер зерна в программе GrainSize.

Образец меди М1 после обработки методом РКУП срезали со следующими ориентировками (углами) относительно поперечного сечения РКУП заготовки: 0°; 7,5°; ±15°; ±22,5°; ±45°; 90°; толщина 1,5–2,5 мм, диаметр 20 мм. Анализ процессов текстурообразования в меди выполнен с использованием дифрактометра ДРОН-3м, оснащенного автоматической текстурной приставкой. При съемке плоских фигур использовалось фильтрованное рентгеновское излучение Cu-K<sub>α1</sub> (0,15406 нм). Съемка на отражение

Таблица 1. Химический состав меди марки М1  
Table 1. Chemical composition of copper grade Cu-ETP

Содержание, %											
Cu	Fe	O	Pb	S	Zn	Ag	Sb	As	Ni	Sn	Bi
99,9	≤0,005	≤0,05	≤0,005	≤0,004	≤0,004	≤0,003	≤0,002	≤0,002	≤0,002	≤0,002	≤0,001

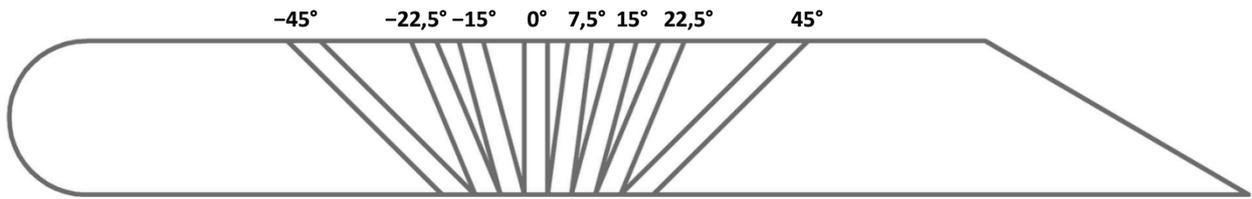


Рис. 1. Схема ориентаций вырезки РКУП образцов  
 Fig. 1. Scheme of orientations of cutting ECAP samples

проводилась в пределах изменения радиального угла  $\gamma$  от 0 до  $75^\circ$  и азимутального угла  $\delta$  от 0 до  $360^\circ$ . Диаметр облучаемой области соответствовал 0,6 мм. В случае РКУП исследование проводилось в геометрическом центре продольного сечения заготовки. В результате получили набор интенсивностей отраженных рентгеновских лучей. Результаты экспериментальных исследований, рассчитанные с использованием пакета программ LaboTEX ([www.labosoft.com.pl](http://www.labosoft.com.pl)), представлены в виде полных полюсных фигур в плоскости сдвига.

#### Исследование микротвердости

Измерения проводились на установке MicroMet 5101 по методу Виккерса в поперечном сечении РКУП образцов под нагрузкой 100 г, время выдержки индентора – 10 с. Результаты фиксировались вдоль диаметра образцов.

#### Исследование электропроводности

Удельная электропроводность определялась при комнатной температуре вихретоковым методом с использованием прибора ВЭ-27НЦ с относительной погрешностью измерения 2 %. Отожженной чистой меди, имеющей электропроводность 58 МСм/м (электросопротивление 0,017241 мкОм·м), по международному стандарту IACS (International Annealed Copper Standard) соответствует обозначение 100 % IACS. Результаты измерений электропроводности в настоящей работе представлены в % IACS, т. е. в процентах от электропроводности чистой меди.

#### Испытания на одноосное растяжение

Испытания проводились на установке для деформации малых образцов при комнатной температуре со скоростью  $3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . В каждом состоянии испытывались по два образца с размерами рабочей базы 6,0×1,0×0,7 мм (рис. 2), вырезанные из исходной, отожженной и РКУП заготовок.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Полученные изображения микроструктуры представлены на рис. 3. Исходная структура меди марки М1 состоит из крупных зерен неправильной формы со средним размером  $7 \pm 4 \text{ мкм}$  (рис. 3 а). На гистограмме распределения зерен показано, что большее количество зерен расположено в интервале 2,5–10 мкм (рис. 3 б). Значение микротвердости исходного образца равно  $1211 \pm 65 \text{ МПа}$ , значение электропроводности составило  $101,3 \pm 1,36 \text{ \% IACS}$ . Такие значения электропроводности получились из-за присутствия относительной погрешности измерительного прибора, поэтому для верного проведения эксперимента и возможного сравнения результатов было взято значение, полученное при помощи прибора ВЭ-27НЦ.

После термической обработки при  $450^\circ \text{C}$  размер зерна увеличился до  $10,2 \pm 2,3 \text{ мкм}$  (рис. 3 с). На гистограмме распределения зерен видно, что большее количество зерен расположено в интервале 5,5–15,5 мкм (рис. 3 д). Значение микротвердости равно  $773 \pm 37 \text{ МПа}$ , а электропроводности –  $102,2 \pm 1,79 \text{ \% IACS}$ .

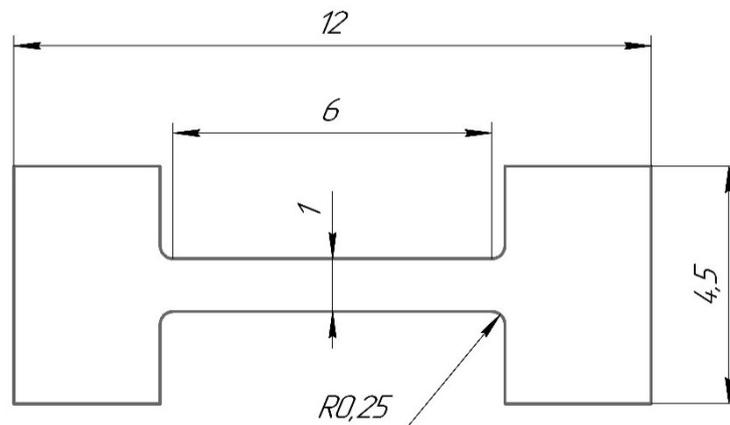
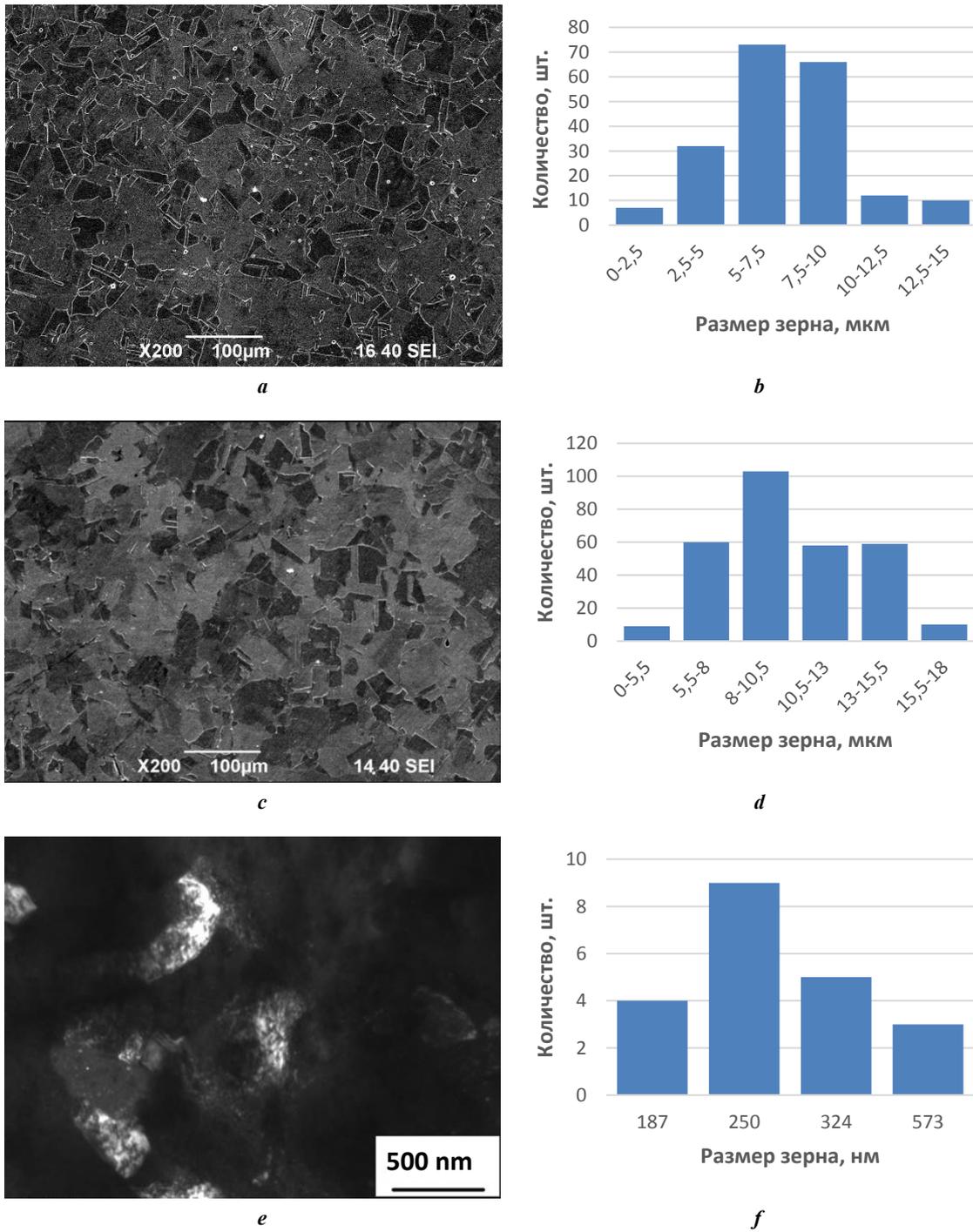


Рис. 2. Геометрия образца для механических испытаний на растяжение  
 Fig. 2. The geometry of a specimen for mechanical tensile testing



**Рис. 3.** Результаты микроскопии и расчета размеров зерна:  
*a* – структура исходного образца; *b* – размер зерна (исходный образец);  
*c* – микроструктура отожженного образца; *d* – размер зерна (отожженный образец);  
*e* – темнопольное изображение ПЭМ меди (ПКУП); *f* – размер зерна (ПКУП)  
**Fig. 3.** Results of microscopy and grain size calculation:  
*a* – structure of the initial sample; *b* – grain size (initial sample);  
*c* – microstructure of the annealed sample; *d* – grain size (annealed sample);  
*e* – dark-field TEM image of copper (ECAP); *f* – grain size (ECAP)

После обработки РКУП размер зерна уменьшился в среднем до 300 нм (рис. 3 е). На гистограмме распределения зерен показано, что большее количество зерен расположено в интервале 250–324 нм (рис. 3 ф).

В результате текстурного анализа были получены прямые полюсные фигуры (рис. 4), которые для дальнейшего анализа были перестроены с поворотом на  $90^\circ$  по экваториальной плоскости (рис. 5). После 8 проходов РКУП при  $T=20^\circ\text{C}$  на полюсной фигуре (111) видны ярко выраженные максимумы, характер расположения которых довольно упорядочен (рис. 5). Кристаллографическую текстуру после 8 проходов РКУП можно описать с помощью идеальных ориентировок (рис. 6), соответствующих состоянию после простого сдвига с учетом поворота на угол  $60^\circ$  против часовой стрелки. Полюсная фигура (111) характеризуется набором из 7 максимумов (рис. 5 d): 6 максимумов симметрично расположены на периферии полюсной фигуры и 1 – в ее центре. Эти максимумы соответствуют компонентам  $A \{111\}\langle uvw \rangle$ ,  $B \{hkl\}\langle 110 \rangle$  и  $C \{001\}\langle 110 \rangle$  текстуры простого сдвига. Их интенсивность увеличивается с увеличением угла среза (от 0 до  $22^\circ$ ).

Кристаллографические текстуры всех сечений медного образца, подвергнутого 8 проходам РКУП, идентичны и характеризуются доминирующими компонентами  $\{110\}\langle 111 \rangle$  (рис. 5). В то же время полюсные фигуры, полученные для различных сечений, характеризуются тем, что максимумы  $A_{1\theta}^*$ ,  $A_{2\theta}^*$  и  $C_\theta$ , расположенные на периферии полюсной фигуры, при увеличении угла среза смещаются к ее центру. В целом, окончательно сформировавшаяся текстура может быть описана основными текстурными максимумами  $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ ,  $(111)[11\bar{2}]$ ,  $(\bar{1}\bar{1}1)[110]$ ,  $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})[\bar{1}\bar{1}0]$ ,  $(\bar{1}\bar{1}2)[110]$ ,  $(\bar{1}12)[\bar{1}\bar{1}0]$  и  $(001)[110]$ , характерными для текстур простого сдвига.

Указанные идеальные ориентировки  $A_\theta$ ,  $A_{1\theta}^*$ ,  $A_{2\theta}^*$ ,  $\bar{A}_\theta$ ,  $B_\theta$ ,  $\bar{B}_\theta$  и  $C_\theta$  лежат на фибрах  $\{111\}_\theta$  и  $\langle 110 \rangle_\theta$  (рис. 6). Для полюсной фигуры (111), полученной для среза  $7,5^\circ$ , наблюдается наложение текстуры рекристаллизации на текстуру простого сдвига (рис. 5 b и 6 b). Процесс рекристаллизации связан с поглощением старых зерен новыми равноосными зернами с большеугловыми границами. Он активизируется при достижении определенной степени деформации. В рассматриваемом случае помимо компоненты текстуры простого сдвига на полюсной фигуре (111) наблюдается формирование доминирующих компонент  $R1(\bar{1}\bar{1}1)[113]$ ,  $R2(120)[\bar{2}11]$ ,  $R3(023)[3\bar{3}2]$  и  $R4(\bar{1}22)[\bar{2}21]$ , характерных для текстуры рекристаллизации (рис. 6 b).

В сечениях  $15^\circ$  и  $22,5^\circ$  наблюдается нарушенная симметрия кристаллической структуры. Сечение  $0^\circ$  соответствует кристаллической текстуре простого сдвига ГЦК решетки металла. В сечении  $7,5^\circ$  расположение текстурных максимумов соответствует абсолютно симметричной картине кристаллической структуры, что указывает на ее наибольшую упорядоченность и объясняет наивысшую электропроводность (рис. 4).

Получены кривые механических испытаний для исходного, отожженного исходного (рис. 7 а) и подвергнутого РКУП образцов (рис. 7 б). После отжига исходных образцов произошло снижение предела прочности

с 300 до 210 МПа вследствие увеличения среднего размера зерна, а также повышение пластичности за счет увеличения стадии деформационного упрочнения (рис. 7 а). В РКУП образцах наблюдались различные значения предела прочности в диапазоне от 330 до 425 МПа в зависимости от угла вырезки по отношению к оси РКУП (рис. 7 б). При этом все исследованные образцы показали близкие значения относительного удлинения до разрушения примерно 5%. На рис. 8, 9 видны изменения микротвердости, предела прочности и электропроводности в зависимости от направления вырезки образцов относительно оси РКУП, что свидетельствует о сильном влиянии кристаллографической текстуры на эти характеристики образцов. Максимальный (425 МПа) и минимальный (330 МПа) пределы прочности наблюдали при углах ориентаций относительно поперечного сечения РКУП  $-45^\circ$  и  $15^\circ$  соответственно. Наибольшие значения микротвердости и электропроводности наблюдались при  $7,5^\circ$  – 1405 МПа и 102,4 % IACS соответственно.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Повышение прочностных свойств меди М1 после измельчения зеренной структуры уже наблюдалось в литературе на примере УМЗ образцов, полученных ИПД [10; 11]. Оно может быть объяснено известным соотношением Холла – Петча [12; 13], описывающим зависимость предела текучести от среднего размера зерна. В работе [14] было отмечено, что для достижения сочетания высокой прочности и хорошей электропроводности в медных материалах достаточно измельчения зерна до среднего размера 200 нм. В настоящей работе в РКУП образцах наблюдался близкий средний размер зерна 300 нм, а также высокий предел прочности 425 МПа, близкий к значению 450 МПа, наблюдавшимся ранее в РКУП образцах чистой меди [15].

Сочетание повышенных значений прочности и электропроводности отмечалось также на примере УМЗ образцов меди, полученных электроосаждением [17], множественной прокаткой [18] и волочением [19], для которых было характерно наличие кристаллографической текстуры. Особенности кристаллографической текстуры в РКУП образцах меди исследовались в [20; 21]. В работе [20] отмечено, что существует градиент текстуры в различных направлениях РКУП образцов, что может создавать в них анизотропию механических свойств. В работе [21] продемонстрировано, что электропроводность РКУП меди подвержена воздействию различных структурных факторов, включая ориентацию зерен и кристаллографическую текстуру. В настоящей работе показано, что различие в прочности и электропроводности РКУП образцов меди относительно разных кристаллографических направлений может достигать 20–30 и 2–3 % соответственно.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Структура меди марки М1 в исходном состоянии представлена зернами неправильной формы со средним размером 7 мкм, последующий отжиг при  $450^\circ\text{C}$  приводит к увеличению размера зерна до 10,2 мкм. После обработки методом РКУП размер зерна уменьшился до 300 нм.

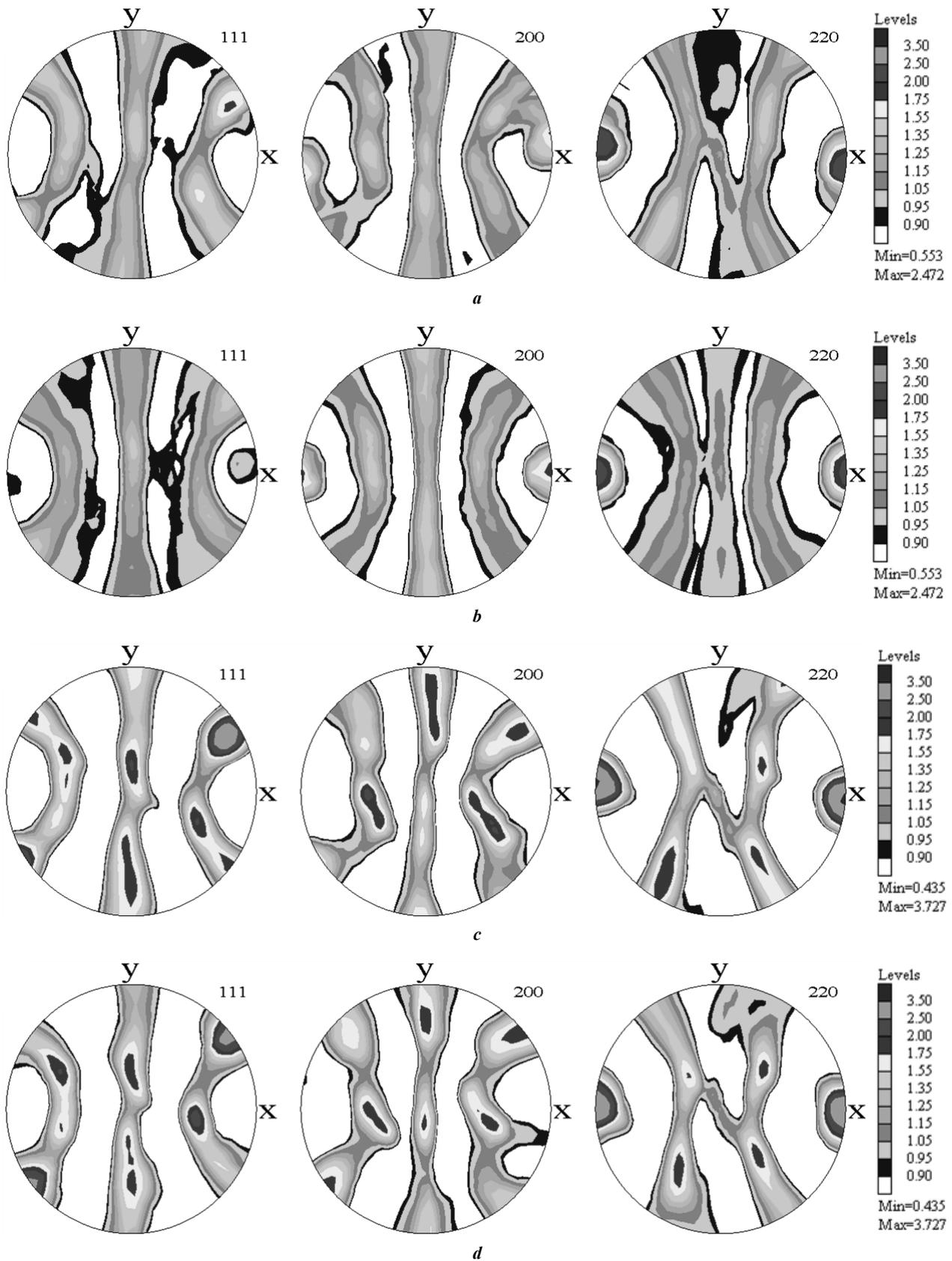


Рис. 4. Прямые полюсные фигуры меди после 8 проходов РКВП в различных сечениях:  
 а – 0°; б – 7,5°; в – 15°; д – 22,5°

Fig. 4. Direct pole figures of copper after eight ECAP passes in different sections:  
 a – 0°; b – 7.5°; c – 15°; d – 22.5°

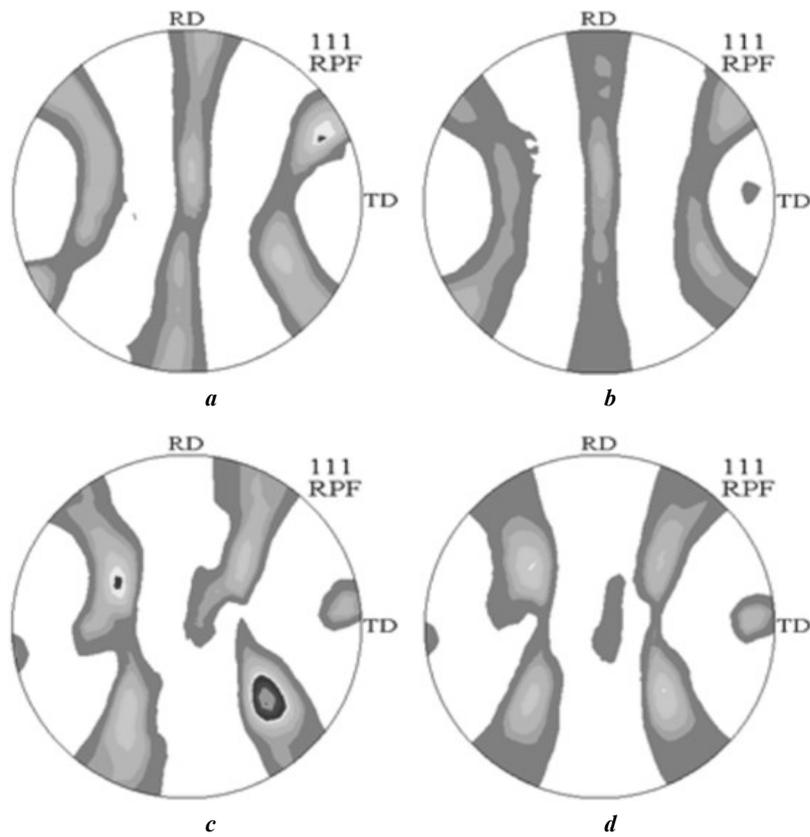


Рис. 5. Перестроенные прямые полюсные фигуры в различных исследованных состояниях:  
*a* – 0°; *b* – 7,5°; *c* – 15°; *d* – 22,5°

Fig. 5. Rearranged direct pole figures in different studied states:  
*a* – 0°; *b* – 7.5°; *c* – 15°; *d* – 22.5°

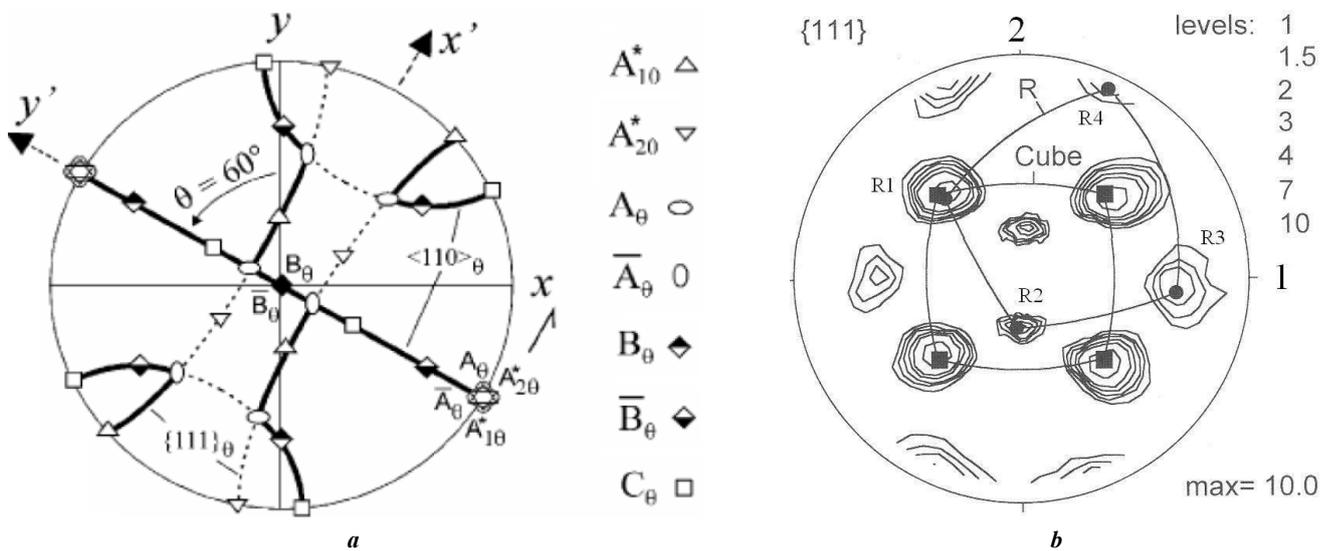
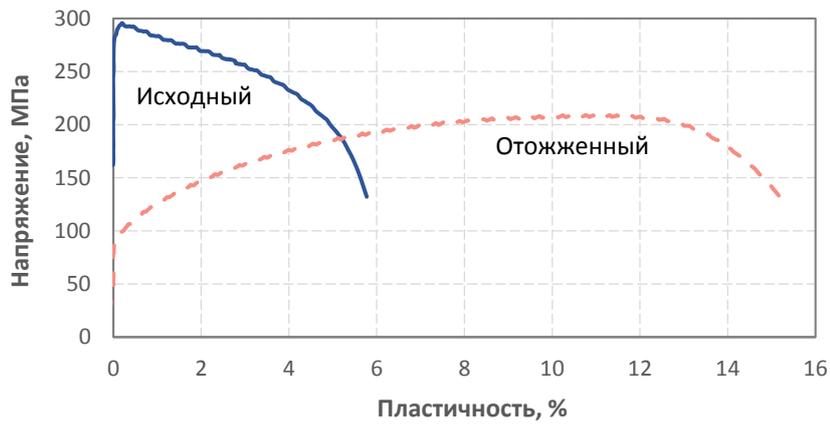


Рис. 6. Положения идеальных ориентировок, соответствующих состоянию после простого сдвига с учетом поворота на угол 60° против часовой стрелки:

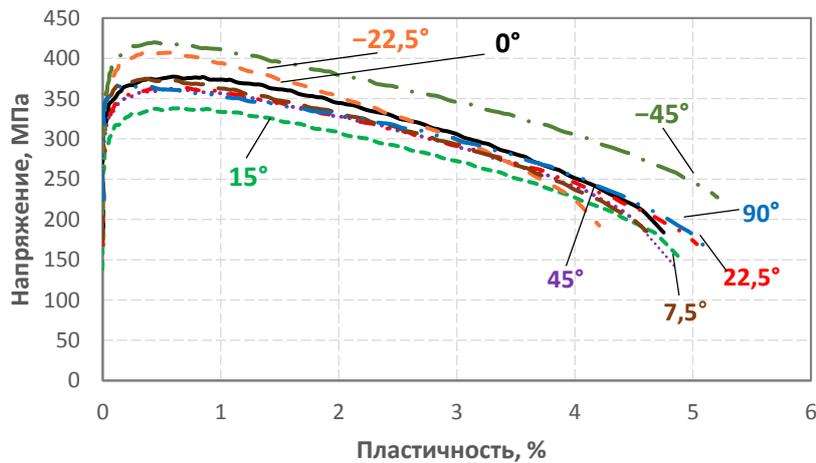
*a* – кубическая ориентировка; *b* – R-ориентировка

Fig. 6. Positions of ideal orientations corresponding to the state after a simple shear taking into account a rotation by an angle of 60° counterclockwise:

*a* – cubic orientation; *b* – R-orientation



*a*



*b*

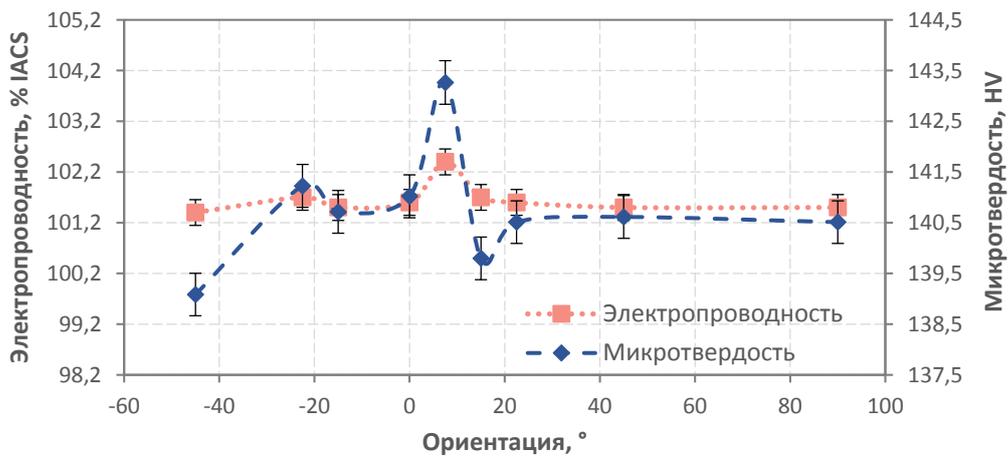
**Рис. 7.** Кривые механических испытаний образцов:

*a* – исходного и отожженного;

*b* – вырезанных при различных сечениях из РКУП заготовки

**Fig. 7.** Curves of mechanical tests of samples:

*a* – initial and annealed; *b* – cut at different cross-sections from ECAP billet



**Рис. 8.** Кривые зависимости от угла ориентации микротвердости и электропроводности

**Fig. 8.** Orientation angle dependence curves microhardness and electrical conductivity

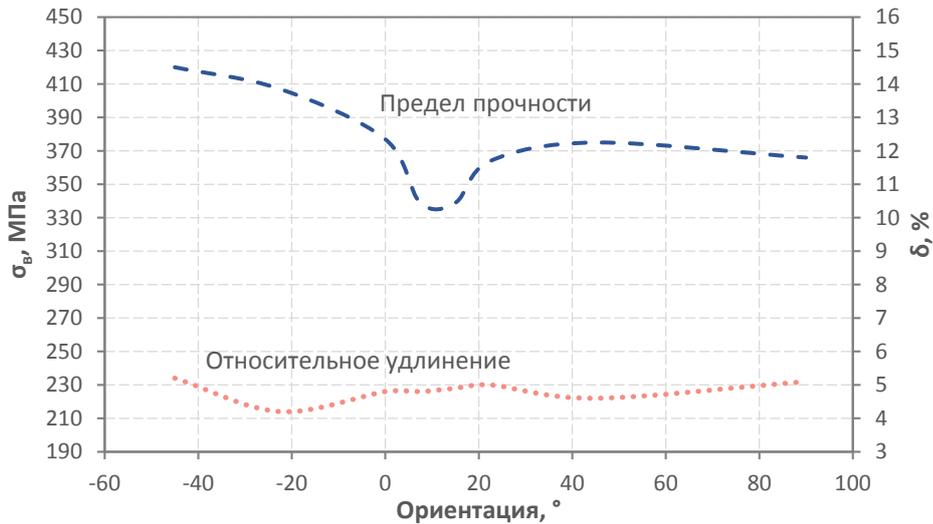


Рис. 9. Кривые зависимости от угла ориентации прочности и удлинения  
 Fig. 9. Orientation angle dependence curves strength and elongation

Обработка РКУП привела к значительному увеличению предела прочности по сравнению с исходным состоянием (300 МПа). Максимальный (425 МПа) и минимальный (350 МПа) пределы прочности наблюдали при углах ориентаций относительно поперечного сечения РКУП  $-45^\circ$  и  $15^\circ$  соответственно.

2. Существенная зависимость изменения микротвердости (1364–1405 МПа), предела прочности (350–425 МПа) и электропроводности (101,4–102,4 % IACS) от направлений вырезки образцов относительно оси РКУП свидетельствует о сильном влиянии кристаллографической текстуры не только на механические, но и на электрические свойства УМЗ образцов. Наиболее благоприятной кристаллографической ориентировкой обладает образец меди марки М1 с углом реза, отступающим от поперечного сечения РКУП образца на  $7,5^\circ$ . В данном случае значения микротвердости и электропроводности достигали 1405 МПа и 102,4 % IACS соответственно.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Murashkin M.Y., Sabirov I., Sauvage X., Valiev R.Z. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity // *Journal of Materials Science*. 2016. Vol. 51. P. 33–49. DOI: [10.1007/s10853-015-9354-9](https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9).
- Fu Qianqian, Li Bing, Gao Minqiang, Fu Ying, Yu Rongzhou, Wang Changfeng, Guan Renguo. Quantitative mechanisms behind the high strength and electrical conductivity of Cu-Te alloy manufactured by continuous extrusion // *Journal of Materials Science & Technology*. 2022. Vol. 121. P. 9–18. DOI: [10.1016/j.jmst.2021.12.046](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.12.046).
- Fan G.J., Choo H., Liaw P.K., Lavernia E.J. Plastic deformation and fracture of ultrafine-grained Al–Mg alloys with a bimodal grain size distribution // *Acta Materialia*. 2006. Vol. 54. № 7. P. 1759–1766. DOI: [10.1016/j.actamat.2005.11.044](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.11.044).
- Cui Lang, Shao Shengmin, Wang Haitao, Zhang Guoqing, Zhao Zejia, Zhao Chunyang. Recent Advances in the Equal Channel Angular Pressing of Metallic Materials // *Processes*. 2022. Vol. 10. № 11. Article number 2181. DOI: [10.3390/pr10112181](https://doi.org/10.3390/pr10112181).
- Mao Qingzhong, Zhang Yusheng, Guo Yazhou, Zhao Yonghao. Enhanced electrical conductivity and mechanical properties in thermally stable fine-grained copper wire // *Communications Materials*. 2021. № 2. Article number 46. DOI: [10.1038/s43246-021-00150-1](https://doi.org/10.1038/s43246-021-00150-1).
- Damavandi E., Nourouzi S., Rabiee S.M., Jamaati R., Szpunar J.A. Effect of route BC-ECAP on microstructural evolution and mechanical properties of Al–Si–Cu alloy // *Journal of Materials Science*. 2021. Vol. 56. P. 3535–3550. DOI: [10.1007/s10853-020-05479-5](https://doi.org/10.1007/s10853-020-05479-5).
- Beyerlein I.J., Toth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion // *Progress in Materials Science*. 2009. Vol. 54. № 4. P. 427–510. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2009.01.001](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2009.01.001).
- Alateyah A.I., Ahmed M.M.Z., Zedan Y., El-Hafez H.A., Alawad M.O., El-Garaihy W.H. Experimental and Numerical Investigation of the ECAP Processed Copper: Microstructural Evolution, Crystallographic Texture and Hardness Homogeneity // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 4. Article number 607. DOI: [10.3390/met11040607](https://doi.org/10.3390/met11040607).
- Chen Jianqing, Su Yehan, Zhang Qiyu, Sun Jiapeng, Yang Donghui, Jiang Jinghua, Song Dan, Ma Aibin. Enhancement of strength-ductility synergy in ultrafine-grained Cu-Zn alloy prepared by ECAP and subsequent annealing // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 17. № 2. P. 433–440. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.026](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.026).
- Wang Y.M., Ma E. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. № 6. P. 1699–1709. DOI: [10.1016/j.actamat.2003.12.022](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.12.022).
- Zhao Yong-Hao, Bingert J.F., Liao Xiao-Zhou et al. Simultaneously increasing the ductility and strength of ultrafine-

- grained pure copper // *Advanced Materials*. 2006. Vol. 18. № 22. P. 2949–2953. DOI: [10.1002/adma.200601472](https://doi.org/10.1002/adma.200601472).
12. Sanders P.G., Eastman J.A., Weertman J.R. Elastic and tensile behavior of nanocrystalline copper and palladium // *Acta Materialia*. 1997. Vol. 45. № 10. P. 4019–4025. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00092-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00092-X).
  13. Fu H.H., Benson D.J., Meyers M.A. Analytical and computational description of effect of grain size on yield stress of metals // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. № 13. P. 2567–2582. DOI: [10.1016/S1359-6454\(01\)00062-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00062-3).
  14. Lu Lei, Shen Yongfeng, Chen Xianhua, Qian Lihua, Lu K. Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper // *Science*. 2004. Vol. 304. № 5669. P. 422–426. DOI: [10.1126/science.1092905](https://doi.org/10.1126/science.1092905).
  15. Islamgaliev R.K., Nesterov K.M., Bourgon J., Champion Y., Valiev R.Z. Nanostructured Cu-Cr alloy with high strength and electrical conductivity // *Journal of Applied Physics*. 2014. Vol. 115. № 19. Article number 194301. DOI: [10.1063/1.4874655](https://doi.org/10.1063/1.4874655).
  16. Dalla Torre F., Lapovok R., Sandlin J., Thomson P.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Microstructures and properties of copper processed by equal channel extrusion for 1-16 passes // *Acta Materialia*. 2004. Vol. 52. № 16. P. 4819–4832. DOI: [10.1016/j.actamat.2004.06.040](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.040).
  17. Sarada B.V., Pavithra Ch.L.P., Ramakrishna M., Rao T.N., Sundararajan G. Highly (111) textured copper foils with high hardness and high electrical conductivity by pulse reverse electrodeposition // *Electrochemical and Solid-State Letters*. 2010. Vol. 13. № 6. P. D40–D42. DOI: [10.1149/1.3358145](https://doi.org/10.1149/1.3358145).
  18. Takata N., Lee Seong-Hee, Tsuji N. Ultrafine grained copper alloy sheets having both high strength and high electric conductivity // *Materials Letters*. 2009. Vol. 63. № 21. P. 1757–1760. DOI: [10.1016/j.matlet.2009.05.021](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2009.05.021).
  19. Hanazaki K., Shigeiri N., Tsuji N. Change in microstructures and mechanical properties during deep wire drawing of copper // *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 527. № 21-22. P. 5699–5707. DOI: [10.1016/j.msea.2010.05.057](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.057).
  20. Skrotzki W., Tränkner C., Chulist R., Beausir B., Suwas S., Tóth L.S. Texture heterogeneity in ECAP deformed copper // *Solid State Phenomena*. 2010. Vol. 160. P. 47–54. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.160.47](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.160.47).
  21. Guo Tingbiao, Wei Shiru, Wang Chen, Li Qi, Jia Zhi. Texture evolution and strengthening mechanism of single crystal copper during ECAP // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 759. P. 97–104. DOI: [10.1016/j.msea.2019.05.042](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.042).
  3. Fan G.J., Choo H., Liaw P.K., Lavernia E.J. Plastic deformation and fracture of ultrafine-grained Al–Mg alloys with a bimodal grain size distribution. *Acta Materialia*, 2006, vol. 54, no. 7, pp. 1759–1766. DOI: [10.1016/j.actamat.2005.11.044](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.11.044).
  4. Cui Lang, Shao Shengmin, Wang Haitao, Zhang Guoqing, Zhao Zejia, Zhao Chunyang. Recent Advances in the Equal Channel Angular Pressing of Metallic Materials. *Processes*, 2022, vol. 10, no. 11, article number 2181. DOI: [10.3390/pr10112181](https://doi.org/10.3390/pr10112181).
  5. Mao Qingzhong, Zhang Yusheng, Guo Yazhou, Zhao Yonghao. Enhanced electrical conductivity and mechanical properties in thermally stable fine-grained copper wire. *Communications Materials*, 2021, no. 2, article number 46. DOI: [10.1038/s43246-021-00150-1](https://doi.org/10.1038/s43246-021-00150-1).
  6. Damavandi E., Nourouzi S., Rabiee S.M., Jamaati R., Szpunar J.A. Effect of route BC-ECAP on microstructural evolution and mechanical properties of Al–Si–Cu alloy. *Journal of Materials Science*, 2021, vol. 56, pp. 3535–3550. DOI: [10.1007/s10853-020-05479-5](https://doi.org/10.1007/s10853-020-05479-5).
  7. Beyerlein I.J., Toth L.S. Texture evolution in equal-channel angular extrusion. *Progress in Materials Science*, 2009, vol. 54, no. 4, pp. 427–510. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2009.01.001](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2009.01.001).
  8. Alateyah A.I., Ahmed M.M.Z., Zedan Y., El-Hafez H.A., Alawad M.O., El-Garaihy W.H. Experimental and Numerical Investigation of the ECAP Processed Copper: Microstructural Evolution, Crystallographic Texture and Hardness Homogeneity. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 4, article number 607. DOI: [10.3390/met11040607](https://doi.org/10.3390/met11040607).
  9. Chen Jianqing, Su Yehan, Zhang Qiyu, Sun Jiapeng, Yang Donghui, Jiang Jinghua, Song Dan, Ma Aibin. Enhancement of strength-ductility synergy in ultrafine-grained Cu-Zn alloy prepared by ECAP and subsequent annealing. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, no. 2, pp. 433–440. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.026](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.026).
  10. Wang Y.M., Ma E. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 6, pp. 1699–1709. DOI: [10.1016/j.actamat.2003.12.022](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.12.022).
  11. Zhao Yong-Hao, Bingert J.F., Liao Xiao-Zhou et al. Simultaneously increasing the ductility and strength of ultrafine-grained pure copper. *Advanced Materials*, 2006, vol. 18, no. 22, pp. 2949–2953. DOI: [10.1002/adma.200601472](https://doi.org/10.1002/adma.200601472).
  12. Sanders P.G., Eastman J.A., Weertman J.R. Elastic and tensile behavior of nanocrystalline copper and palladium. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, no. 10, pp. 4019–4025. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00092-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00092-X).
  13. Fu H.H., Benson D.J., Meyers M.A. Analytical and computational description of effect of grain size on yield stress of metals. *Acta Materialia*, 2001, vol. 49, no. 13, pp. 2567–2582. DOI: [10.1016/S1359-6454\(01\)00062-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(01)00062-3).
  14. Lu Lei, Shen Yongfeng, Chen Xianhua, Qian Lihua, Lu K. Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper. *Science*, 2004, vol. 304, no. 5669, pp. 422–426. DOI: [10.1126/science.1092905](https://doi.org/10.1126/science.1092905).
  15. Islamgaliev R.K., Nesterov K.M., Bourgon J., Champion Y., Valiev R.Z. Nanostructured Cu-Cr alloy with high strength and electrical conductivity. *Journal of*

## REFERENCES

1. Murashkin M.Y., Sabirov I., Sauvage X., Valiev R.Z. Nanostructured Al and Cu alloys with superior strength and electrical conductivity. *Journal of Materials Science*, 2016, vol. 51, pp. 33–49. DOI: [10.1007/s10853-015-9354-9](https://doi.org/10.1007/s10853-015-9354-9).
2. Fu Qianqian, Li Bing, Gao Minqiang, Fu Ying, Yu Rongzhou, Wang Changfeng, Guan Renguo. Quantitative mechanisms behind the high strength and electrical conductivity of Cu-Te alloy manufactured by continuous extrusion. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, vol. 121, pp. 9–18. DOI: [10.1016/j.jmst.2021.12.046](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.12.046).

- Applied Physics*, 2014, vol. 115, no. 19, article number 194301. DOI: [10.1063/1.4874655](https://doi.org/10.1063/1.4874655).
16. Dalla Torre F., Lapovok R., Sandlin J., Thomson P.F., Davies C.H.J., Pereloma E.V. Microstructures and properties of copper processed by equal channel extrusion for 1-16 passes. *Acta Materialia*, 2004, vol. 52, no. 16, pp. 4819–4832. DOI: [10.1016/j.actamat.2004.06.040](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.040).
  17. Sarada B.V., Pavithra Ch.L.P., Ramakrishna M., Rao T.N., Sundararajan G. Highly (111) textured copper foils with high hardness and high electrical conductivity by pulse reverse electrodeposition. *Electrochemical and Solid-State Letters*, 2010, vol. 13, no. 6, pp. D40–D42. DOI: [10.1149/1.3358145](https://doi.org/10.1149/1.3358145).
  18. Takata N., Lee Seong-Hee, Tsuji N. Ultrafine grained copper alloy sheets having both high strength and high electric conductivity. *Materials Letters*, 2009, vol. 63, no. 21, pp. 1757–1760. DOI: [10.1016/j.matlet.2009.05.021](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2009.05.021).
  19. Hanazaki K., Shigeiri N., Tsuji N. Change in microstructures and mechanical properties during deep wire drawing of copper. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, no. 21–22, pp. 5699–5707. DOI: [10.1016/j.msea.2010.05.057](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.05.057).
  20. Skrotzki W., Tränkner C., Chulist R., Beausir B., Suwas S., Tóth L.S. Texture heterogeneity in ECAP deformed copper. *Solid State Phenomena*, 2010, vol. 160, pp. 47–54. DOI: [10.4028/www.scientific.net/SSP.160.47](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.160.47).
  21. Guo Tingbiao, Wei Shiru, Wang Chen, Li Qi, Jia Zhi. Texture evolution and strengthening mechanism of single crystal copper during ECAP. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 759, pp. 97–104. DOI: [10.1016/j.msea.2019.05.042](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.05.042).

## Influence of crystallographic texture on the strength and electrical conductivity of ultrafine-grained copper

**Danila V. Tarov\***, student of Chair of Materials Science and Physics of Metals  
**Konstantin M. Nesterov**, PhD (Physics and Mathematics),  
 assistant professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals  
**Rinat K. Islamgaliev**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),  
 professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals  
**Elena A. Korznikova<sup>1</sup>**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),  
 professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals

*Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)*

\*E-mail: tarovdv@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Received 05.07.2023

Revised 09.11.2023

Accepted 04.02.2025

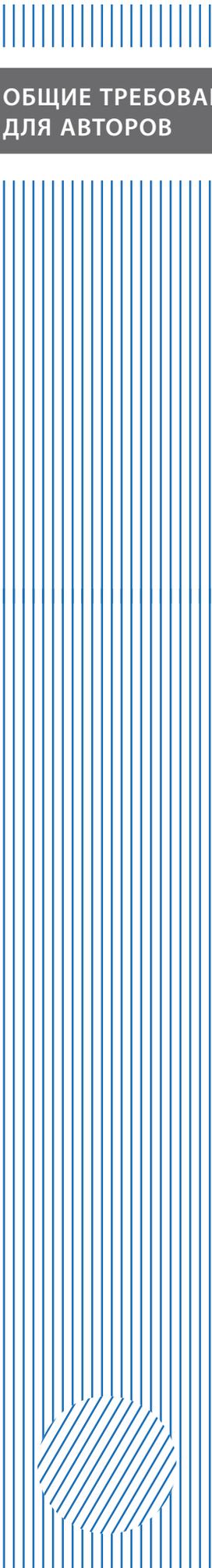
**Abstract:** The paper covers the study of the influence of equal-channel angular pressing (ECAP) on the structure, crystallographic texture, mechanical properties and electrical conductivity of Cu-ETP copper (Russian analogue – M1), as well as the dependence of these characteristics on the orientation of the measurement direction relative to the cross-section (from  $-45^\circ$  to  $90^\circ$ ). The specific electrical conductivity and strength characteristics of the material in the as-delivered condition (hot-rolled) and the effect of annealing at a temperature of  $450^\circ\text{C}$  of the original sample are investigated. Mechanical tests for uniaxial tension, a study of microhardness using the Vickers method and a study of specific electrical conductivity based on measuring the parameters of the vortex field excited in the surface layers of the body are carried out. It is found that ECAP processing leads to a significant increase in the ultimate tensile strength to 425 MPa compared to the initial state of 300 MPa. The maximum tensile strength of 425 MPa is achieved at orientation angles relative to the ECAP cross-section of  $-45^\circ$ . A significant increase in microhardness to 1364–1405 MPa, tensile strength to 350–425 MPa and electrical conductivity to 101.4–102.4 % IACS is a consequence of the selected directions of cutting the samples relative to the ECAP axis. This indicates the dependence of both mechanical and electrical properties of ultrafine-grained samples on the crystallographic texture orientation. A Cu-ETP copper sample subjected to ECAP with a cutting angle deviating from the ECAP cross-section of the sample by  $7.5^\circ$  has the most optimal crystallographic orientation. In this case, the values of microhardness and electrical conductivity reached 1405 MPa and 102.4 % IACS, respectively.

**Keywords:** crystallographic texture; strength; electrical conductivity; ultrafine-grained copper; equal-channel angular pressing; structure.

**Acknowledgements:** The study was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation as part of the State Assignment “Research of physical, chemical and mechanical processes in the formation and hardening of parts for aerospace and transport equipment” No. FEUE-2023-0006.

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

**For citation:** Tarov D.V., Nesterov K.M., Islamgaliev R.K., Korznikova E.A. Influence of crystallographic texture on the strength and electrical conductivity of ultrafine-grained copper. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 81–91. DOI: [10.18323/2782-4039-2025-1-71-7](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-1-71-7).



## ОБЩИЕ ТРЕБОВАНИЯ К ПУБЛИКАЦИЯМ ДЛЯ АВТОРОВ

В журнале публикуются две версии статьи: на русском и английском языках. Представляемый редакции материал не должен быть опубликован в других печатных изданиях или передан в другие редакции. Все поступившие статьи проходят проверку в системе «Антиплагиат».

Для публикации авторам необходимо подать заявку в редакцию, отправив материалы на электронную почту журнала [vektornaukitgu@yandex.ru](mailto:vektornaukitgu@yandex.ru) либо загрузив их в личном кабинете на сайте <https://www.vektornaukitech.ru>.

### Обязательные структурные элементы рукописи:

- УДК;
- название научной статьи;
- знак копирайта и год;
- информация об авторах: Ф. И. О., ученая степень, ученое звание, должность; организация, город, страна; e-mail автора, отвечающего за переписку с редакцией; ORCID;
- аннотация (200–250 слов) – краткое изложение концепции статьи с целью заинтересовать потенциального читателя;
- ключевые слова (критерий их выбора – потенциальная ценность для выражения содержания документа или для его поиска);
- благодарности (людям, финансирующим организациям);
- текст статьи, структурированный в соответствии с правилами;
- список литературы (не менее 20 источников).

### Структура статьи

Структура статьи должна соответствовать стандарту оформления научных работ IMRAD (Introduction, Methods, Results and Discussion), принятому мировым сообществом ученых:

- ВВЕДЕНИЕ
- МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ
- РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ
- ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ
- ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

### Оформление таблиц и рисунков

Рисунки и таблицы не должны выходить за пределы формата страницы. Альбомная ориентация страницы не допускается. Обязательно наличие подрисовочных подписей и названий таблиц. Если в тексте приводятся заимствованные рисунки, схемы, таблицы, необходимо указывать, откуда они были взяты.

### Набор формул

Формулы оформляются с помощью редактора формул Microsoft Equation 3.0. Длина формул не должна превышать 80 мм. Размер формулы должен быть 100 %. Не допускается преобразование формулы в формат рисунка.

### Оформление списка литературы и библиографических ссылок

Список литературы составляется в порядке расположения ссылок в статье. Не должно быть источников, не упоминающихся в тексте статьи. Не принято ссылаться на учебники и учебные пособия, кроме культовых в своей области, на диссертации и авторефераты диссертаций. Не менее трети источников должны быть изданы в последние 3–5 лет. Допустимы ссылки только на печатные издания (за исключением электронных журналов). Ссылки на интернет-сайты недопустимы. Самоцитирование не должно составлять более 20 % списка. Если цитируемый источник имеет DOI, то DOI приводится в конце библиографического описания этого источника. Все DOI должны быть рабочими ссылками.

## Математическая модель прогнозирования предела прочности сплава AlSi10Mg, изготовленного аддитивным способом, с использованием искусственных нейронных сетей

*Шривастава Сунита К.\*<sup>1</sup>*, научный сотрудник кафедры машиностроения  
*Мативанан Н. Раджееш<sup>2</sup>*, кандидат наук,  
профессор кафедры машиностроения

*Общественный университет народного просвещения, Бангалор (Индия)*

\*E-mail: sunita.shri45@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-2174-2067>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1903-2005>

Поступила в редакцию 10.09.2024

Пересмотрена 29.10.2024

Принята к публикации 25.11.2024

**Аннотация:** Внедрение машинного обучения в аддитивное производство для моделирования реальных результатов может значительно снизить его стоимость за счет селективного производства. В настоящее время существует недостаточно исследований, посвященных разработке модели прогнозирования механических свойств материала. Входные переменные предложенной модели включали ключевые параметры процесса селективной лазерной плавки, такие как мощность лазера, толщина слоя, скорость сканирования и шаг штриховки, на выходе получая предел прочности. Математическая модель на основе искусственной нейронной сети сравнивалась с моделью полиномиальной регрессии второй степени. Надежность обеих моделей дополнительно оценивалась с новыми наборами данных, отличных от тех, которые использовались при разработке математической модели на основе искусственной нейронной сети и модели регрессии. Результаты показали, что предложенная математическая модель на основе искусственной нейронной сети обеспечивает превосходную точность: при прогнозировании прочности сплава AlSi10Mg среднее абсолютное процентное отклонение (MAPE) составило 4,74 %, критерий соответствия  $R^2=0,898$ . Математический метод на основе искусственной нейронной сети также показал высокую производительность на новых данных – значение регрессии достигало 0,68. Таким образом, разработанную модель возможно рассматривать как перспективный вариант для прогнозирования предела прочности материала.

**Ключевые слова:** сплав AlSi10Mg; аддитивное производство; искусственная нейронная сеть (ИНС); машинное обучение; селективная лазерная плавка; математическая модель.

**Для цитирования:** Шривастава С.К., Мативанан Н.Р. Математическая модель прогнозирования предела прочности сплава AlSi10Mg, изготовленного аддитивным способом, с использованием искусственных нейронных сетей // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 93–110. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-8.

### ВВЕДЕНИЕ

Аддитивное производство на протяжении нескольких десятилетий оставалось краеугольным камнем промышленных инноваций и было адаптировано для обработки различных материалов, включая металлы, сплавы, полимеры, композиты и т. д. Чтобы соответствовать производственным требованиям, оно предлагает различные технологии, такие как разбрызгивание связующего вещества, наплавка, спекание или наплавление порошков, послойное ламинирование, струйная 3D-печать и т. д. Производство металлов и композитов в основном выполняется путем селективной лазерной плавки и лазерного осаждения металла. Аддитивное производство является предпочтительной технологией производства алюминиевых сплавов и алюминиевых композитов с металлической матрицей за счет его способности обеспечивать большую точность, меньшее время обработки, экономическую эффективность и лучшее качество деталей по сравнению с традиционными методами получения этого материала [1]. Тем не менее лазерная плавка чистого алюминия сопряжена с трудностями из-за его высокой отражательной спо-

собности, поглощающей только 7 % падающей лазерной энергии. Напротив, кремний имеет высокую поглощательную способность лазерного излучения – около 70 %, что делает алюминиево-кремниевые сплавы идеальным кандидатом для селективной лазерной плавки [2]. Среди алюминиево-кремниевых сплавов AlSi10Mg выделяется как чрезвычайно перспективный за счет своих хороших механических свойств в сочетании с малой плотностью. Сплав очень популярен в автомобильной и аэрокосмической промышленности благодаря своим исключительным механическим свойствам и высокой теплопроводности.

Параметры селективной лазерной плавки, такие как мощность лазера, толщина слоя, скорость сканирования, шаг процесса сканирования поверхности (шаг штриховки) и т. д., оказывают значительное влияние на свойства материала, которые можно регулировать для получения оптимального результата. Например, плотность полученного материала можно контролировать, изменяя поток лазерной энергии, в котором объединены все четыре параметра процесса (мощность лазера, толщина слоя, скорость сканирования и шаг штриховки). Регулировка

помогает достичь желаемых механических свойств металла, таких как прочность на растяжение, прочность на сжатие, твердость и микротвердость и т. д. [3].

Машинное обучение, в частности искусственный интеллект, играет важную роль в создании модели/системы, поскольку обеспечивает обучение на основе предоставленных данных и повышает ее точность без дополнительного написания программного кода [4].

Искусственная нейронная сеть (ИНС), реализуя один из вариантов глубокого обучения, имитирует принцип работы человеческого мозга. В ее архитектуре присутствуют взаимосвязанные узлы, которые имитируют биологические нейроны. Архитектура ИНС состоит из входных слоев (содержащих независимые переменные), скрытых слоев (содержащих одну или несколько переменных) и выходных слоев (содержащих зависимые переменные). Каждый узел слоя соединен со следующим набором узлов через веса, смещения и передаточную функцию для отправки сигнала. ИНС использует обучающие данные для установления связи между входом и выходом. Она обучается и настраивает точность модели с помощью итеративного обучения, что делает ее очень мощным инструментом в области искусственного интеллекта [5]. Базовая архитектура ИНС, использованная в этом исследовании, представлена на рис. 1.

Эта модель может использоваться для поиска неизвестных или оптимальных решений путем анализа влияния входных параметров на результат. Однако исследований в этой области проведено недостаточно.

В работе [6] проанализировали шесть различных моделей машинного обучения: глубокое обучение, пакетирование, дерево решений, линейную регрессию, случайный лес и гребневую регрессию, чтобы оценить влияние производственных параметров, таких как мощность лазера, скорость сканирования, пространство сканирования и размер зоны, на предел прочности сплава AlSi10Mg. Был сделан вывод, что деревья решений и глубокое обучение имеют точность прогнозирования до 89 и 99 % соответственно. Мощность лазера оказалась наиболее влияющим параметром среди четырех рассмотренных. В исследовании [7] машинное обучение использовали для оптимизации параметров сварки трением с перемешиванием алюминиевых пластин. Рассматриваемыми входными параметрами сварки являются скорость вра-

щения инструмента, скорость сварки, диаметр кромки инструмента и осевое усилие. Была разработана модель ИНС с использованием алгоритма обратного распространения для прогнозирования предела прочности при заданных параметрах процесса. Результаты показали хорошее соответствие модели экспериментальным значениям и могут быть использованы в качестве альтернативного способа расчета предела прочности.

В [8] разработана модель ИНС на основе экспериментальных данных сплава Al-Si, изготовленного методом литья с перемешиванием. Модель применялась для прогнозирования влияния содержания кремния на предел прочности, твердость и потерю на износ. Результаты показали, что прогнозируемые значения удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными, среднеквадратическая погрешность равна 0,0335, 0,0023 и 0,014 для испытаний на растяжение, твердость и потерю на износ соответственно. В [9] прогнозировали качество детали, включая оценку относительной плотности, шероховатости поверхности и твердости в зависимости от мощности лазера, расстояния между штрихами, скорости сканирования и толщины слоя сплава AlSi10Mg, изготовленного методом селективной лазерной плавки. Для сравнения результатов использовались пять различных алгоритмов контролируемого обучения: ИНС, регрессия опорных векторов, гребневая регрессия ядра, случайный лес и регрессия Лассо. По результатам сравнения ИНС превзошла другие модели. Кроме того, мощность лазера и скорость сканирования оказались параметрами, наиболее влияющими на относительную плотность и твердость, в то время как толщина слоя и скорость сканирования больше всего влияют на шероховатость поверхности.

Учитывая ограниченное количество существующих исследований, нами разработан новый подход к внедрению математической модели на основе ИНС и регрессионной модели для прогнозирования предела прочности сплава AlSi10Mg, изготовленного аддитивным способом (селективной лазерной плавкой), на основе имеющихся данных.

Основное внимание в исследовании уделяется установлению корреляции между пределом прочности и селективными параметрами лазерной плавки, такими как мощность лазера, толщина слоя, скорость сканирования

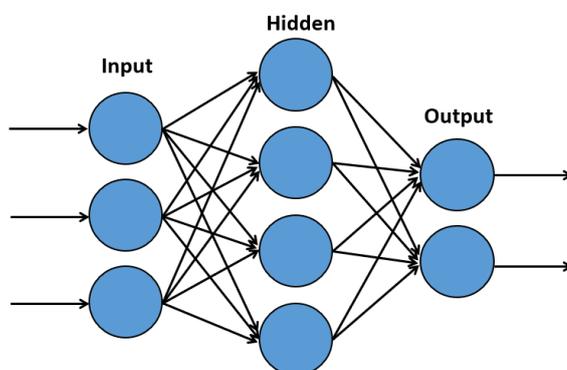


Рис. 1. Архитектура искусственной нейронной сети  
Fig. 1. Architecture of an artificial neural network

и шаг штриховки. Исследование дает ценную информацию об использовании модели машинного обучения для прогнозирования свойств материалов без необходимости проведения реальных экспериментов.

Цель исследования – уточнение прогноза и оптимизация свойств материала на основе экспериментальных данных для лучшего контроля производственного процесса с помощью надежной прогностической модели. Работа направлена на поддержку более экономичного и эффективного по времени подхода к оценке материалов.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Сбор данных для ИНС и регрессионной модели

Входной набор данных для ИНС и регрессионных моделей был собран из существующей литературы для образца AlSi10Mg в исходном состоянии, полученного с помощью селективной лазерной плавки. Кроме того, был проведен дополнительный эксперимент в рамках сбора данных для модели ИНС. Модель ИНС и регрессионная модель разрабатывались с использованием 108 точек данных (Приложение 1), еще 27 точек данных (Приложение 2) использовались для оценки точности модели на случайной выборке. Прогнозируемые выходные данные модели сравнивались с экспериментальными значениями, указанными в литературе.

ИНС и регрессионная модель были реализованы с использованием MATLAB R2023b. В качестве входных переменных в модели использовались мощность лазера ( $P$ ), толщина слоя ( $T$ ), скорость сканирования ( $V$ ) и шаг штриховки ( $H$ ). Диапазон входных данных для модели ИНС был установлен следующий: мощность лазера 150–1000 Вт, толщина слоя 20–80 мкм, скорость сканирования 195–2400 мм/с, расстояние между штрихами 42–240 мкм.

### Эксперимент

Для изготовления образцов использовался газораспыленный порошок AlSi10Mg со средним размером частиц 20–63 мкм, содержанием кремния до 10 % и следами магния и железа. Подробный состав порошка показан в таблице 1.

Образцы были изготовлены с использованием селективной лазерной плавки в принтере RenAM 500E (Великобритания). Основные параметры процесса: мощность лазера 275 Вт, толщина слоя 30 мкм, скорость сканирования 2000 мм/с, расстояние между штрихами 80 мкм. Камера печати была заполнена 99,999 % чистым аргоном для защиты от окисления порошка. Направление печати сохранялось горизонтальным. Слои ориентировались под углом 67° к предыдущему слою. Температура рабочей поверхности поддерживалась на уровне 80 °С, чтобы избежать расслоения из-за изменения температуры между нижним слоем и рабочей поверхностью.

Плоские образцы для испытаний на растяжение длиной 25 мм были изготовлены в соответствии со стандартом ASTM E8, как показано на рис. 2. Готовые образцы выдерживались без нагрузки при 300±10 °С в течение 2 ч и охлаждались воздухом.

Испытания на растяжение проводились на универсальной испытательной машине ETM (Wance, Китай) с максимальным усилием 50 кН при скорости деформации 1 мм/мин. Осевое смещение контролировалось с помощью встроенного в компьютер видеоэкстензометра, подключенного к испытательной машине, который в реальном времени фиксировал данные о растяжении для построения диаграммы «напряжение – деформация».

Предел текучести определялся методом смещения на 0,2 % с использованием Excel-диаграммы «напряжение – деформация». Сначала была определена линейная (упругая) область для определения наклона (модуля упругости). Затем была проведена линия, параллельная этой линейной области, проходящая через точку 0,2 % деформации (ось  $Y$ ). Предел текучести определялся как точка, в которой линия смещения пересекала кривую «напряжение – деформация».

Предел текучести определялся методом смещения на 0,2 % с использованием Excel-диаграммы «напряжение – деформация». Сначала была определена линейная (упругая) область для определения наклона (модуля упругости). Затем была проведена линия, параллельная этой линейной области, проходящая через точку 0,2 % деформации (ось  $Y$ ). Предел текучести определялся как точка, в которой линия смещения пересекала кривую «напряжение – деформация».

### Разработка ИНС

Для реализации модели ИНС использовалось программное обеспечение MATLAB R2023b, настройка нейронной сети осуществлялась с использованием стандартных инструментов глубокого обучения. Для прогнозирования прочности материала использовался подход контролируемого машинного обучения. Обучение проводилось для 1000 эпох при четырех входных переменных (мощность лазера, толщина слоя, скорость сканирования и шаг штриховки) с двумя выходными (предел текучести и предел прочности).

Стоит отметить, что в нейронной сети используются две двухслойные конструкции прямого распространения. Входной и выходной слою используют гиперболическую тангенциальную (*tansig*) и линейную (*purelin*) функции активации соответственно, как показано на рис. 3.

Структура нейронной сети состояла из 10 нейронов в скрытых слоях и 2 нейронов, соответствующих выходным переменным. Конфигурация была выбрана исходя из требований к сложности и производительности модели. Скрытый слой предназначен для эффективного извлечения признаков из входных слоев. Общий подход к определению количества нейронов в скрытом слое заключался в удвоении количества нейронов во входном слое и добавлении нейронов в выходном слое<sup>1</sup>.

Исходные данные случайным образом разбивались по трем категориям в соотношении 80:10:10: обучение, проверка и тестирование. Для обучения ИНС использовался алгоритм Левенберга – Марквардта (*trainlm*), который считается самым быстрым алгоритмом обратного распространения. Входные и выходные данные нормализовались между -1 и +1 с использованием уравнения (1) [10] для достижения совместимости размерности и совместимости с передаточной функцией *tansig*:

$$M_{norm} = \frac{2 \times (N_i - N_{min})}{N_{max} - N_{min}} - 1, \quad (1)$$

где  $M_{norm}$  – нормализованные параметры;  
 $N_i$  – фактические данные;  
 $N_{min}$  и  $N_{max}$  – минимальные и максимальные значения фактических данных соответственно.

<sup>1</sup> Livshin I. Artificial Neural Networks with Java: Tools for Building Neural Network Applications. Chicago, 2019. 575 p. DOI: [10.1007/978-1-4842-4421-0](https://doi.org/10.1007/978-1-4842-4421-0).

Таблица 1. Состав порошка AlSi10Mg  
Table 1. Composition of AlSi10Mg powder

Элемент	Al	Si	Mg	Fe	N	O	Ti	Zn	Mn	Ni	Cu	Pb	Sn
Мас. %	Остальное	9–11	0,25–0,45	<0,25	<0,20	<0,20	<0,15	<0,10	<0,10	<0,05	<0,05	<0,02	<0,02

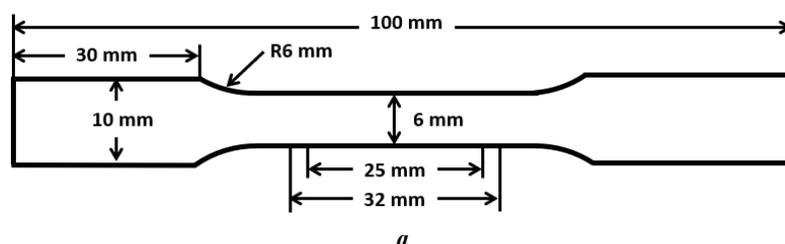


Рис. 2. Параметры образца: *a* – размеры; *b* – образец  
Fig. 2. Sample details: *a* – sample dimension; *b* – fabricated sample

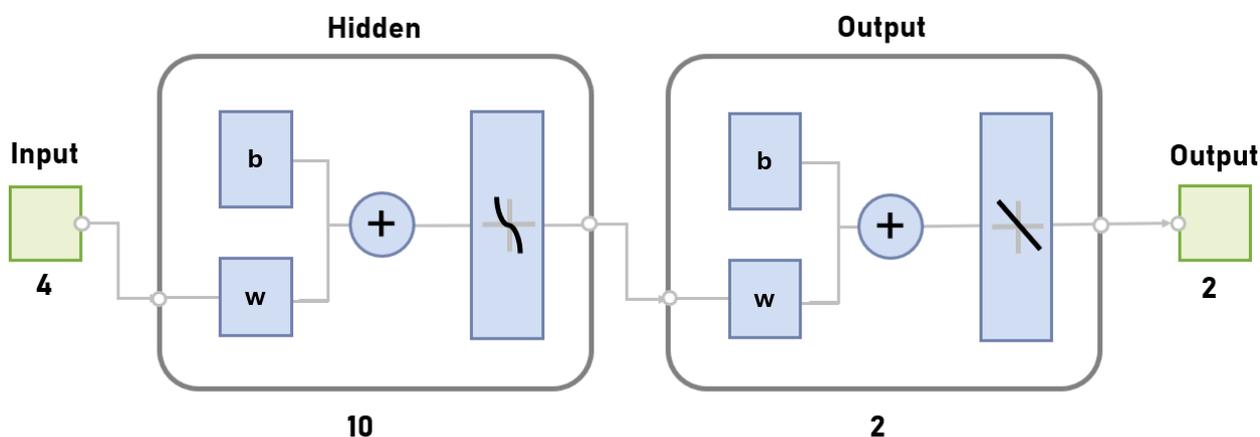


Рис. 3. Архитектура сети  
Fig. 3. Network architecture

### Анализ полиномиальной регрессии

С помощью MATLAB была построена модель многомерной полиномиальной регрессии для установления зависимостей между входными переменными (мощность лазера, толщина слоя, скорость сканирования и шаг штриховки) и выходной переменной (предел прочности). Для модели многомерной регрессии использовались те

же экспериментальные результаты, что и для разработки модели ИНС. Многомерная полиномиальная регрессия *fitlm* облегчает моделирование связей между несколькими входами и одним выходом. Модель вычисляет коэффициенты для каждого набора переменных и свободных членов. Она определяет влияние каждого предиктора на выходную переменную. Полином второй

степени вычислялся с использованием набора инструментов статистики и машинного обучения:

$$Y(X) = a_0 + \sum_{i=0}^N a_i X_i + \sum_{i<j}^N a_{ij} X_i X_j + \sum_{i=0}^N a_{ij} X_i^2, \quad (2)$$

где  $Y$  – ожидаемый отклик;

$a_0$  – свободный член;

$a_i X_i$  – линейные члены;

$a_{ij} X_i X_j$  – члены, характеризующие взаимодействие;

$a_{ij} X_i^2$  – члены второго порядка.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Результаты эксперимента

Испытания на растяжение образца, изготовленного методом селективного лазерного плавления, проводились в соответствии со стандартом ASTM E8. Результаты испытаний представлены в таблице 2. Во время испытаний на растяжение образец разрушался в направлении, перпендикулярном приложенной силе, как показано на рис. 4. Предел прочности образца составил 436,95 МПа при максимальной нагрузке 15,7 кН, наблюдалось удлинение на 9,59 %. Разрушение образца определялось как хрупкое, происходящее до того, как материал вошел в зону значимой локализации пластической деформации (рис. 5). Предел текучести  $\sigma_{0,2}$  = 58 МПа.

### Эффективность ИНС

Эффективность разработанной ИНС проверялась с использованием различных оценок и аналитических метрик. Полные выходные данные ИНС представлены в таблице 3.

График регрессии для общих данных обучения, тестирования и испытаний на предел текучести и предел прочности показан на рис. 6. По оси  $X$  представлены целевые (экспериментальные) данные, по оси  $Y$  – выходные данные, рассчитанные с помощью модели ИНС. Пунктирная линия иллюстрирует идеальную корреляцию, где фактические и расчетные значения равны, сплошная линия показывает фактическую (истинную) корреляцию между осями  $X$  и  $Y$ .

Коэффициент корреляции  $R$  для общих выходных данных обучения, проверки и испытаний составил 0,96, 0,94 и 0,91 соответственно. Общее значение коэффициента корреляции  $R$  составило 0,96, что показывает сильную корреляцию между фактическими (целевыми) и прогнозируемыми выходными данными.

Значение, при котором сходится среднеквадратическая ошибка между фактическими и расчетными значениями, можно считать наилучшим подтверждением эффективности. Алгоритм обратного распространения калибрует значения весов и смещений с каждой итерацией и генерирует наименьшее значение среднеквадратической ошибки. Количество эпох представляет собой количество итераций, выполняемых ИНС для минимизации целевой функции [11].

Изменение ошибки обучения в зависимости от эпохи представлено на рис. 7. Наилучшую эффективность модель демонстрирует на эпохе 44 при значении 0,024. Очевидно, что переобучения не происходит.

Аналогичные тенденции наблюдались для данных обучения, тестирования и проверки.

### Разработка математической формулы на основе ИНС

После обучения модели ИНС ее можно перевести в математическое уравнение или модель путем интегрирования передаточной функции с использованием весов и смещений, как показано в уравнении [10]:

Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение  
Table 2. Tensile test results

Механические свойства	Значения
Предел текучести, МПа	58
Предел прочности, МПа	436,95
Удлинение, %	9,59
Максимальное значение силы, кН	15,73



Рис. 4. Разрушенный образец  
Fig. 4. Fractured sample

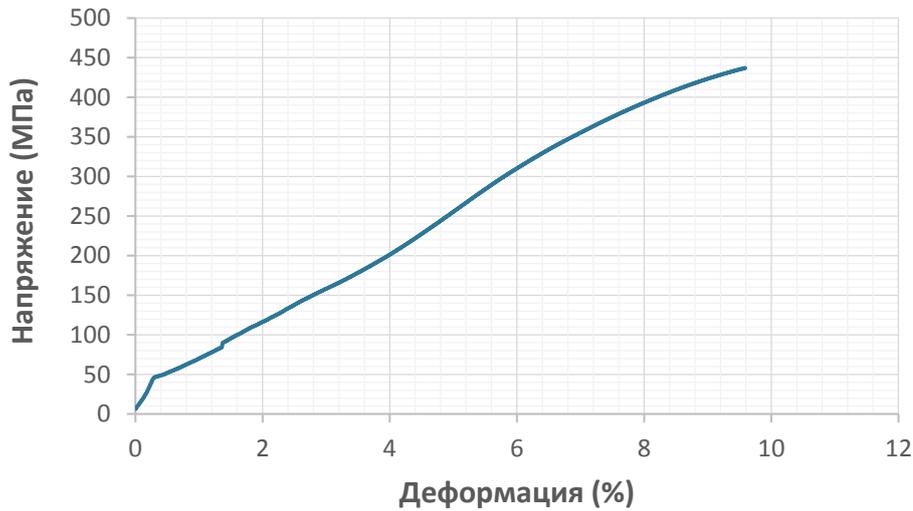


Рис. 5. Диаграмма «напряжение – деформация»  
 Fig. 5. Stress-strain diagram

Таблица 3. Выходные данные искусственной нейронной сети  
 Table 3. Artificial neural network output

Выходные данные ИНС	Значение
Количество эпох	50
R – обучение	0,96
R – проверка	0,94
R – испытание	0,91
R – общее	0,96
Среднеквадратическая ошибка	0,0155

$$Y = b_0 + \sum_{k=1}^h \left( w_k \times f_{sig} \left( b_{hk} + \sum_{i=1}^m w_{ik} X_i \right) \right), \quad (3)$$

Следовательно, уравнение (3) можно преобразовать в уравнение [12]:

$$TS_n = -0.0825 + [W] \times [q]^T, \quad (4)$$

где  $Y$  – нормализованные выходные переменные;  
 $b_0$  – смещение на выходном слое;  
 $w_k$  – вес, который связывает  $k$ -й скрытый слой и один выходной нейрон;  
 $b_{hk}$  – смещение на  $k$ -м нейроне скрытого слоя;  
 $h$  и  $m$  – количество нейронов в скрытом слое и входных слоях соответственно;  
 $w_{ik}$  – вес связи между  $i$ -й входной переменной и скрытым слоем;  
 $X_i$  – нормализованная входная переменная;  
 $f_{sig}$  – передаточная функция, используемая для обучения ИНС.

Количество нейронов  $h$ , подключенных к входному и скрытому слоям, равно 10. Принятые передаточные функции между входным и выходным слоями –  $tansig$  ( $f_{sig} = tansig$ ) и  $purelin$  соответственно.

где  $TS_n$  – нормализованный предел прочности;

$$[W] = [1.279 \ 0.6628 \ -2.9155 \ 2.6693 \ -2.8315 \ -0.3615 \ 3.2800 \ 0.7236 \ -1.8831];$$

$$[q] = [\tanh A_1 \ \tanh A_2 \ \tanh A_3 \ \tanh A_4 \ \tanh A_5 \ \tanh A_6 \ \tanh A_7 \ \tanh A_8 \ \tanh A_9 \ \tanh A_{10}];$$

$$\tanh = f(x) = \frac{e^x - e^{-x}}{e^x + e^{-x}}.$$

Нормализованные переменные  $A_1$ – $A_{10}$  можно рассчитать с помощью матричных уравнений:

$$\begin{matrix} A_1 \\ A_2 \\ A_3 \\ A_4 \\ A_5 \\ A_6 \\ A_7 \\ A_8 \\ A_9 \\ A_{10} \end{matrix} = \begin{bmatrix} 0.4549 & -0.2335 & 1.5844 & -1.7360 \\ 0.6977 & 0.1801 & 4.0404 & 3.2143 \\ 0.5458 & 5.7727 & 4.3710 & -6.2395 \\ -1.9850 & -0.4610 & 1.2824 & -0.8306 \\ -4.5821 & 0.2266 & 1.3249 & -1.1109 \\ -2.520 & 5.4207 & 1.8587 & 0.2827 \\ -0.4423 & 0.1586 & -0.5219 & 3.0538 \\ -0.9543 & 2.7184 & 0.4837 & 0.6755 \\ 1.6739 & -2.8579 & 0.3978 & 2.3733 \\ 1.2295 & 3.2789 & -2.5835 & 1.1224 \end{bmatrix} \begin{matrix} P \\ T \\ V \\ H \end{matrix} + \begin{matrix} -2.5042 \\ 1.6432 \\ 4.3932 \\ -0.6902 \\ -1.3171 \\ -0.7925 \\ 0.3307 \\ -0.6097 \\ -0.9304 \\ -2.5837 \end{matrix}$$

Нормализованный предел прочности в уравнении (4) необходимо денормализовать, чтобы получить требуемое прогнозируемое математическое уравнение. Денормализованное уравнение для прогнозирования предела прочности:

$$TS_d = \frac{(TS_n + 1) \times 318.8}{2} + 160, \quad (5)$$

где  $TS_d$  – денормализованный предел прочности. Минимальное и максимальное значения предела прочности составляют 160 и 478,8 МПа соответственно.

Таким образом, уравнение (5) представляет собой математическую модель на основе ИНС для прогнозирования предела прочности при заданных значениях мощности лазера, толщины слоя, скорости сканирования и шага штриховки.

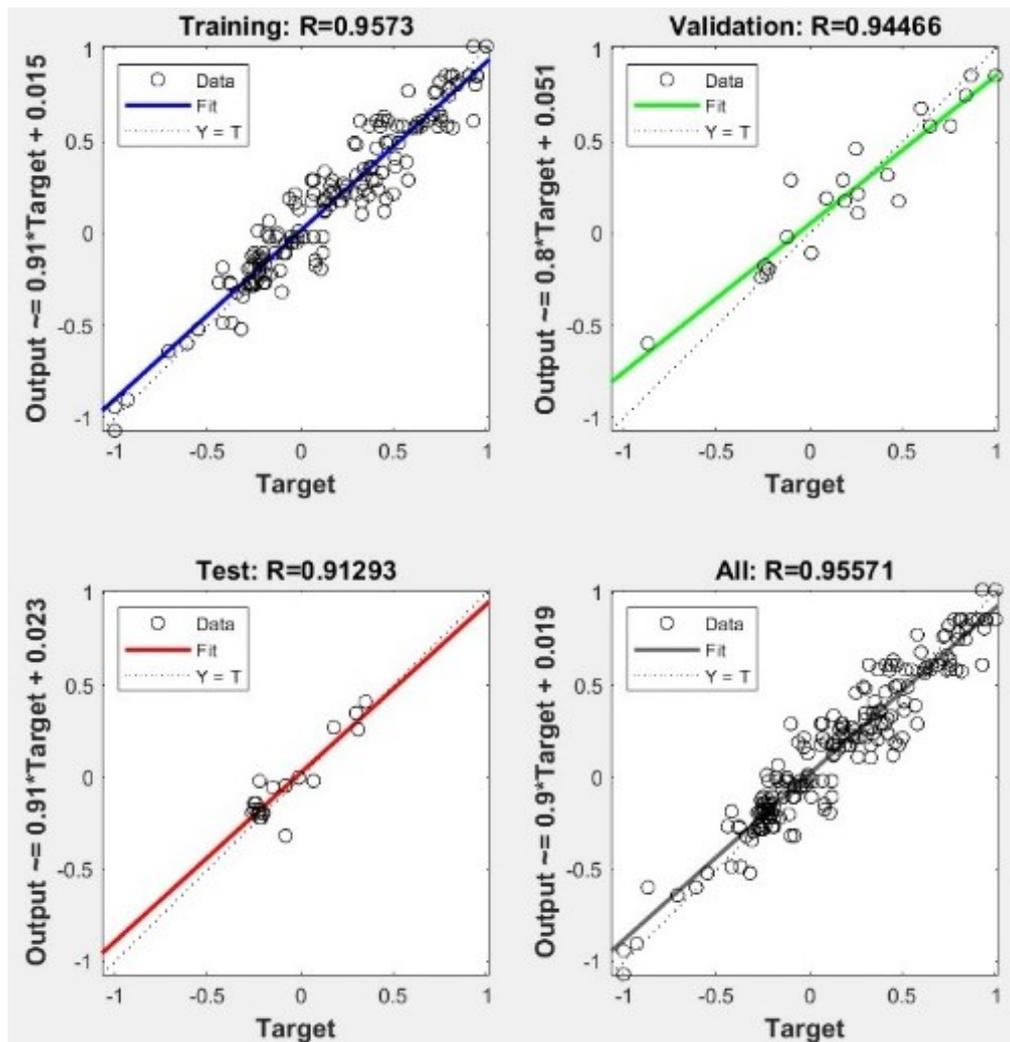


Рис. 6. График регрессии  
Fig. 6. Regression plot

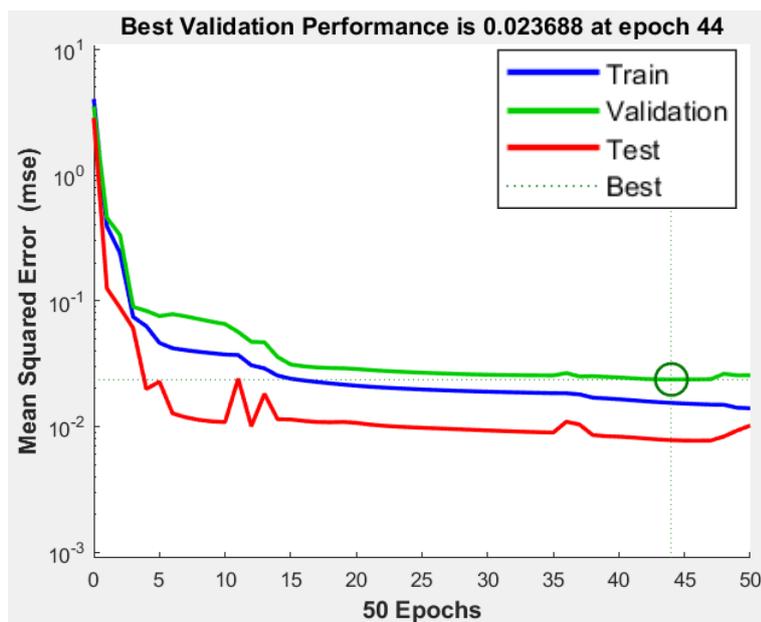


Рис. 7. График эффективности  
Fig. 7. Performance plot

#### Анализ полиномиальной регрессии с использованием MATLAB

Экспериментальные результаты аппроксимировались квадратичным полиномом (2):

$$\begin{aligned}
 T.S = & -33.83 + 3.1866 \times P - 0.0435 \times T + 0.2681 \times V - \\
 & -2.9162 \times H - 0.0313 \times P \times T - 0.0004 \times P \times V - \\
 & -0.0182 \times P \times H - 0.0068 \times T \times V + \\
 & + 0.1159 \times T \times H + 0.0025 \times V \times H + 0.0005 \times P^2 + \\
 & + 0.0186 \times T^2 - 0.0001 \times V^2 + 0.0045 \times H^2
 \end{aligned} \quad , (6)$$

где  $T.S$  – предел прочности;  
 $P$  – мощность лазера;  
 $T$  – толщина слоя;  
 $V$  – скорость сканирования;  
 $H$  – шаг штриховки.

#### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

##### Оценка математической модели на основе ИНС

Сравнение прогнозируемых выходных данных ИНС и прогнозируемых выходных данных математической модели показано на рис. 8. Очевидно, что предлагаемая математическая модель идеально воспроизводит выходные данные ИНС с критерием соответствия  $R^2=1$  и может использоваться для прогнозирования предела прочности без запуска модели ИНС. На рис. 9 показано сравнение фактических экспериментальных значений и прогнозируемых выходных данных. Среднее абсолютное процентное отклонение между экспериментальными и прогнозируемыми значениями составляет 4,74 %, что характеризует довольно хорошую точность. Критерий соответствия  $R^2$

между прогнозируемыми ИНС данными и фактически экспериментальными значениями составляет 0,898 (рис. 10 а). Это указывает на то, что прогнозируемые значения совпали с фактическими на 89,8 %.

##### Оценка регрессионной модели

Рассчитанный критерий соответствия между экспериментальными и прогнозируемыми значениями с использованием полиномиальной регрессионной модели составил 0,68, что означает, что прогнозируемые значения совпадают с экспериментальными с точностью 68 %, как показано на рис. 10 б.

Рассчитанное среднее абсолютное процентное отклонение между экспериментальными и прогнозируемыми значениями составило 8,83 %, что указывает на умеренный уровень отклонения по отношению к экспериментальным значениям. На рис. 11 показано сравнение фактических и прогнозируемых значений.

##### F-тест и среднеквадратическая ошибка коэффициентов регрессии

F-тест регрессионной модели выполнялся для оценки прогнозирующей возможности и значимости связи между зависимыми и независимыми переменными с использованием уравнений:

$$SST = \sum (Y_i - \bar{Y})^2;$$

$$SSR = \sum (\hat{Y}_i - \bar{Y})^2;$$

$$SSE = \sum (Y_i - \hat{Y}_i^2);$$

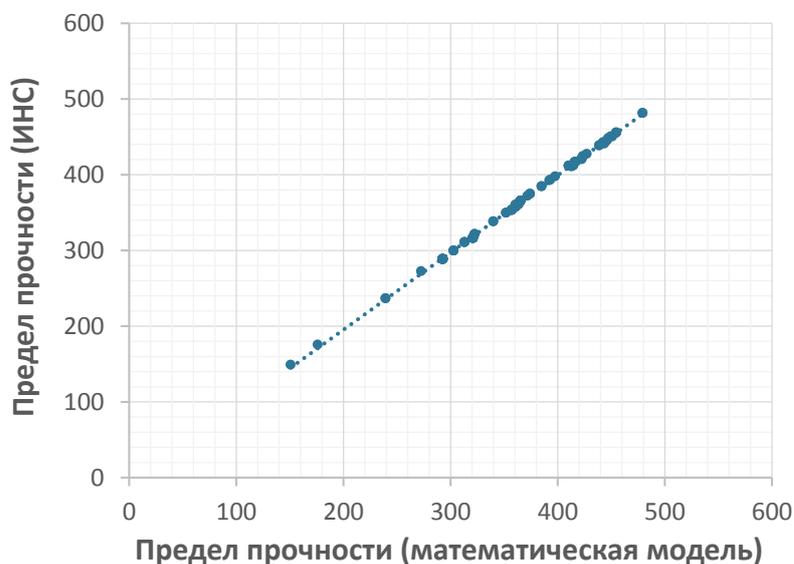
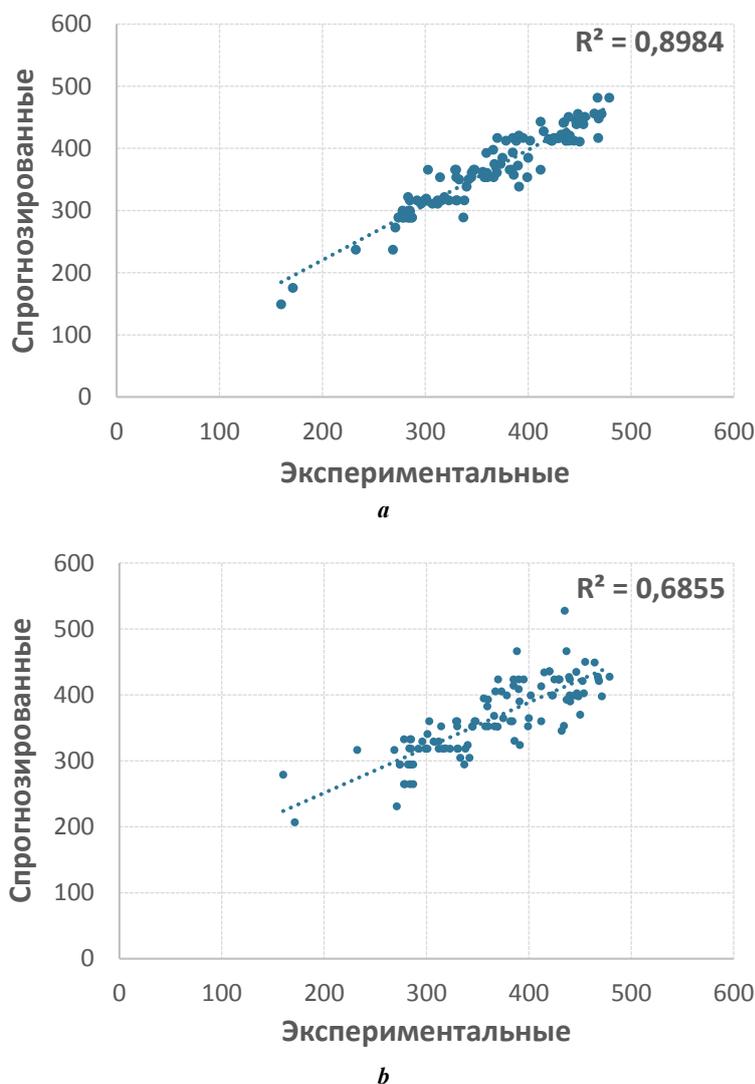


Рис. 8. Предел прочности, рассчитанный с помощью ИНС и математической модели  
Fig. 8. Tensile strength predicted using ANN vs mathematical model



Рис. 9. Экспериментальные и спрогнозированные значения предела прочности (ИНС)  
Fig. 9. Experimental vs predicted values of tensile strength (ANN)



**Рис. 10.** Сравнение экспериментального и спрогнозированного предела прочности:  
*a* – модель на основе ИНС; *b* – модель полиномиальной регрессии  
**Fig. 10.** Comparison of the measured vs predicted tensile strength:  
*a* – ANN-based model; *b* – polynomial regression model



**Рис. 11.** Экспериментальные и спрогнозированные значения предела прочности (полиномиальная регрессия)  
**Fig. 11.** Experimental vs predicted values of tensile strength (polynomial regression)

$$MSR = \frac{SSR}{k};$$

$$MSE = \frac{SSE}{n-k-1};$$

$$F - statistic = \frac{MSR}{MSE},$$

где SST – общая сумма квадратов;  
 SSR – сумма квадратов регрессии;  
 SSE – остаточная сумма квадратов;  
 MSR – среднее квадратическое для регрессии;  
 MSE – среднее квадратическое для погрешности;  
 $Y_i$  – экспериментальные значения;  
 $\bar{Y}$  – среднее значение выходной переменной;  
 $\hat{Y}_i$  – прогнозируемые значения;  
 $k$  – количество независимых переменных;  
 $n-k-1$  – степени свободы.

Поскольку  $F=13,36$ , что больше  $F_{critical}$  при уровне значимости 0,05, существует статистически значимая связь между входными и выходными переменными модели.

Стандартная ошибка коэффициентов регрессии измеряет изменчивость оцененных коэффициентов, если исследование проводилось повторно. Она определяет связанную с моделью неопределенность, т. е. ее изменение при переходе к другой выборке. Анализ выполнялся с помощью MATLAB с использованием уравнений:

$$X = \begin{bmatrix} 1 & P_1 & T_1 & V_1 & H_1 & P_1T_1 & P_1V_1 \\ 1 & P_2 & T_2 & V_2 & H_2 & P_2T_2 & P_2V_2 \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \dots \\ 1 & P_n & T_n & V_n & H_n & P_nT_n & P_nV_n \end{bmatrix};$$

$$\begin{bmatrix} P_1H_1 & T_1V_1 & T_1H_1 & V_1H_1 & P_1^2 & T_1^2 & V_1^2 & H_1^2 \\ P_1H_2 & T_2V_2 & T_2H_2 & V_2H_2 & P_2^2 & T_2^2 & V_2^2 & H_2^2 \\ \dots & \dots \\ P_nH_n & T_nV_n & T_nH_n & V_nH_n & P_n^2 & T_n^2 & V_n^2 & H_n^2 \end{bmatrix}$$

$$\text{Residual Variance, } \sigma^2 = \frac{SSR}{n-p};$$

Variance – Covariance Matrix of Coefficients,

$$\text{Var}(\hat{\beta}) = \sigma^2 (X'X)^{-1}.$$

Стандартные ошибки представляют собой квадратные корни диагональных элементов дисперсионно-ковариационной матрицы:

Standard error of Coefficients

$$SE(\hat{\beta}) = \sqrt{\text{diag}(\text{Var}(\hat{\beta}))}.$$

Результаты исследования обобщены в таблице 4. Стандартная ошибка коэффициента определяет степень неопределенности коэффициентов. Относительно небольшая ошибка указывает на точную оценку и значимость влияния коэффициента, наблюдаемого для переменных  $V, V^2, P^2, T^2, H^2, P \cdot T, P \cdot V, P \cdot H, T \cdot V$  и  $V \cdot H$ . Напротив, относительно большая стандартная ошибка для переменной  $T$  и свободного коэффициента показывает, что оценки не очень точны и, вероятно, будут сильнее варьироваться в зависимости от выборки.

### Оценка предлагаемых моделей с новыми наборами данных

Математическая модель на основе ИНС и полиномиальная регрессионная модель проверялись на новом наборе из 27 точек данных, отличных от тех, которые использовались при разработке модели. Экспериментальные значения точек данных были взяты из литературы. Для прогнозирования предела прочности новых входных наборов данных использовались математическая модель на основе ИНС (5) и уравнение полиномиальной регрессии (6), эти же данные сравнивались с экспериментальными значениями для оценки надежности модели. Оценка проводилась с использованием статистических параметров, таких как критерий соответствия  $R^2$  для измерения того, насколько хорошо модель соответствует данным; среднее абсолютное процентное отклонение (MAPE) для обеспечения относительной точности прогноза; абсолютное среднее отклонение (MAE) для измерения общего отклонения прогноза и среднеквадратичная ошибка (RMSE) для выяснения влияния большего отклонения, как указано в уравнениях:

$$R^2 = 1 - \frac{\text{Sum of squares of residuals}}{\text{Total sum of squares}};$$

$$\text{Mean absolute percentage error (MAPE)} = \frac{1}{n} \sum \frac{\text{Prediction} - \text{Actual}}{\text{Actual}} \times 100;$$

$$\text{Mean absolute error (MAE)} = \frac{1}{n} \sum |\text{Prediction} - \text{Actual}|;$$

$$\text{Root Mean Square Error (RMSE)} = \sqrt{\frac{\sum (\text{Prediction} - \text{Actual})^2}{n}}.$$

На рис. 12 показано сравнение экспериментальных значений, полученных с помощью математической модели на основе ИНС и модели полиномиальной регрессии. Средний процент ошибок составил 11,1 и 16,8 % для модели на основе ИНС и модели полиномиальной регрессии соответственно. Результаты оценки надежности двух моделей приведены в таблице 5.

### Сравнение с предыдущими исследованиями

Экспериментальные результаты оценки свойств при растяжении образца сплава AlSi10Mg, изготовленного методом селективной лазерной плавки, демонстрируют

Таблица 4. Среднее квадратическое отклонение коэффициента регрессии  
 Table 4. Standard error of a regression coefficient

Переменная	Коэффициент	Стандартная ошибка регрессии
Свободный коэффициент	-33,83	156,8213
$P$	3,1866	0,5771
$T$	-0,0435	4,3601
$V$	0,2681	0,0783
$H$	-2,9162	0,741
$P \cdot T$	-0,0313	0,006
$P \cdot V$	-0,0004	0,0002
$P \cdot H$	-0,0182	0,0024
$T \cdot V$	-0,0068	0,0015
$T \cdot H$	0,1159	0,0134
$V \cdot H$	0,0025	0,0007
$P^2$	0,0005	0,0003
$T^2$	0,0186	0,0397
$V^2$	-0,0001	0
$H^2$	0,0045	0,0022

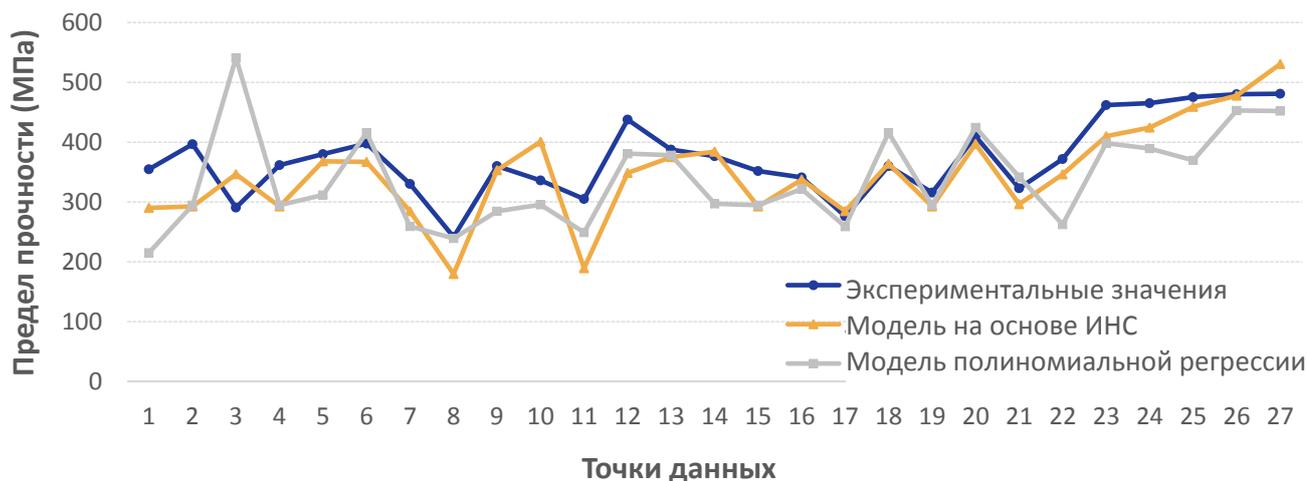


Рис. 12. Экспериментальные и спрогнозированные значения предела прочности для новых точек данных  
 Fig. 12. Experimental vs predicted values of tensile strength for new data points

Таблица 5. Результат оценки модели на основе ИНС и регрессионной модели  
 Table 5. Summary of the validation of ANN-based and regression models

Параметр оценки	Математическая модель на основе ИНС	Модель полиномиальной регрессии
Критерий соответствия $R^2$	0,68	0,25
Абсолютное среднее отклонение (MAE)	39,44	61,17
Абсолютное среднее процентное отклонение (MAPE)	11,10	16,89
Среднеквадратическая ошибка (RMSE)	50,37	79,28

высокую согласованность с предыдущими исследованиями [13–17]. Образец продемонстрировал значительно более высокий предел прочности – примерно на 25 % выше, чем у образцов, отлитых традиционным способом [18].

Разработанная модель ИНС и регрессионная модель показывают видимую зависимость выходных данных от ключевых параметров процесса – мощности лазера, толщины слоя, шага штриховки и скорости сканирования. Это наблюдение согласуется с предыдущими исследованиями, в которых мощность лазера и скорость сканирования определены как факторы, наиболее влияющие на свойства материала [6; 9].

Результаты ясно показывают, что модель ИНС превзошла регрессионную модель, показав хороший прогноз свойств материала. Это согласуется с предыдущими исследованиями, которые подчеркивают способность модели ИНС обрабатывать сложные, многофункциональные, нелинейные зависимости [6; 9; 19]. Например, в работе [8] получено значение среднеквадратической ошибки, равное 0,0335 для прогнозирования предела прочности с использованием ИНС, в то время как другие исследователи [9] сообщали о среднеквадратической ошибке, равной 0,232, 0,395, 0,122 для относительной плотности, шероховатости поверхности и твердости соответственно. Аналогичным образом в [7] получено значение среднеквадратической ошибки менее 3 % при использовании модели ИНС для прогнозирования предела прочности. В этом исследовании точность ИНС превзошла некоторые более ранние результаты, предсказывая свойства материала со значением среднеквадратической ошибки 0,0155 и суммарным значением коэффициента корреляции  $R=0,96$ . Это улучшение объясняется использованием более широкого набора данных для обучения модели, что повышает ее надежность и обеспечивает комплексное решение вопроса о связи параметров получения материала с его свойствами [20].

#### Значимость и выводы исследования

Настоящее исследование вносит вклад в область аддитивного производства, предлагая технологию прогнозирования свойств материалов на основе машинного обучения с использованием входных параметров процесса селективной лазерной плавки. Работа сосредоточена на прогнозировании предела прочности сплава AlSi10Mg, изготовленного методом селективной лазер-

ной плавки, и предлагает полезный инструмент для инженеров-конструкторов и технологов.

Практичность и эффективность предложенного решения выражается также в сокращении времени производства и используемых ресурсов. Обеспечивая оптимизацию производственных затрат в реальном времени, разработанная технология поддерживает производство высококачественных деталей.

Кроме того, поскольку модель обучается прогнозировать свойства в различных условиях, исследование предусматривает дальнейшее развитие метода с помощью оптимизации входных параметров получения материала на основе полученных нейросетевых корреляций.

Значимый результат исследования заключается в возможности внедрения технологий на основе машинного обучения в аддитивное производство. Работа предлагает использовать методы искусственного интеллекта в оптимизации свойств перспективных материалов.

Данное исследование закладывает основу для будущих исследований по внедрению машинного обучения и моделей нейронных сетей в аддитивное производство.

#### Ограничения предлагаемой модели ИНС

Предлагаемая модель ИНС имеет определенные ограничения, перечисленные ниже:

1. Входные переменные должны попадать в диапазон минимального и максимального значений переменных, используемых при разработке модели ИНС.
2. Входные и выходные данные должны быть нормализованы с использованием уравнения (1) перед их передачей в модель ИНС.
3. ИНС является более сложной системой по сравнению с регрессионной моделью и требует больше вычислительных ресурсов. Для эффективного обучения модели ИНС требуются большие наборы данных. Недостаточное количество экспериментальных наборов данных может ограничить возможности ИНС или привести к переобучению.

#### ВЫВОДЫ

В настоящем исследовании модель искусственной нейронной сети использовалась для описания экспериментальных данных. Кроме того, была разработана регрессионная модель для прогнозирования предела

прочности сплава AlSi10Mg, изготовленного методом аддитивного производства (селективной лазерной плавкой), на основе существующих экспериментальных данных. Эффективность математической модели на основе ИНС оценивалась и сравнивалась с регрессионной моделью на наборах данных, отличных от тех, которые использовались при обучении модели ИНС.

В результате были сделаны следующие выводы.

1. Предлагаемая математическая модель на основе ИНС демонстрирует превосходные показатели по сравнению с регрессионной моделью: критерий соответствия  $R^2=0,898$  против  $0,685$  для всех входных данных. Математическая модель на основе ИНС также показала сравнительно хорошие результаты для новых наборов данных с критерием соответствия  $R^2=0,68$ .

2. Математическая модель на основе ИНС демонстрирует низкое среднее абсолютное процентное отклонение:  $4,74\%$  для наборов данных, используемых при разработке модели, и  $11,1\%$  для новых входных наборов данных.

3. Точность математической модели на основе ИНС достаточно высока, чтобы рассматривать ее как жизнеспособный вариант для прогнозирования предела прочности. Однако эффективность модели ограничена для новых наборов входных данных из-за их ограниченной доступности. Ожидается, что включение большего количества наборов данных в разработку и проверку модели ИНС позволит добиться большей точности. Изучение различных топологий нейронных сетей и тонкая настройка гиперпараметров могут еще больше улучшить качество модели.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Rouf S., Malik A., Singh N., Raina A., Naveed N., Siddiqui M.I.H., Haq M.I.Ul. Additive manufacturing technologies: Industrial and medical applications // Sustainable Operations and Computers. 2022. Vol. 3. P. 258–274. DOI: [10.1016/j.susoc.2022.05.001](https://doi.org/10.1016/j.susoc.2022.05.001).
- Sercombe T.B., Li X. Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: review // Materials Technology. 2016. Vol. 31. № 2. P. 77–85. DOI: [10.1179/1753555715Y.0000000078](https://doi.org/10.1179/1753555715Y.0000000078).
- Chowdhury S., Yadaiah N., Prakash Ch., Ramakrishna S., Dixit S., Gulta L.R., Buddhi D. Laser Powder Bed Fusion: A State-of-the-Art Review of the Technology, Materials, Properties & Defects, and Numerical Modelling // Journal of Materials Research and Technology. 2022. Vol. 20. P. 2109–2172. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.07.121](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.121).
- Xu Yongjun, Liu Xin, Cao Xin et al. Artificial intelligence: A powerful paradigm for scientific research // The Innovation. 2021. Vol. 2. № 4. Article number 100179. DOI: [10.1016/j.xinn.2021.100179](https://doi.org/10.1016/j.xinn.2021.100179).
- Osman E.-S., Aggour M.A. Artificial neural network model for accurate prediction of pressure drop in horizontal and near-horizontal-multiphase flow // Petroleum Science and Technology. 2002. Vol. 20. № 1-2. P. 1–15. DOI: [10.1081/LFT-120002082](https://doi.org/10.1081/LFT-120002082).
- Shubham P., Sharma A., Vishwakarma P.N., Phanden R.K. Predicting Strength of Selective Laser Melting 3D Printed AlSi10Mg Alloy Parts by Machine Learning Models // 8th International Conference on Signal Processing and Integrated Networks (SPIN). India, 2021. P. 745–749. DOI: [10.1109/SPIN52536.2021.9566142](https://doi.org/10.1109/SPIN52536.2021.9566142).
- Ghetiya N.D., Patel K.M. Prediction of Tensile Strength in Friction Stir Welded Aluminium Alloy Using Artificial Neural Network // Procedia Technology. 2014. Vol. 14. P. 274–281. DOI: [10.1016/j.protcy.2014.08.036](https://doi.org/10.1016/j.protcy.2014.08.036).
- Khalefa M. Use of artificial neural network for prediction of mechanical properties of Al–Si alloys synthesized by stir casting // Journal of Petroleum and Mining Engineering. 2019. Vol. 21. P. 97–103. DOI: [10.21608/jpme.2019.13857.1004](https://doi.org/10.21608/jpme.2019.13857.1004).
- Alamri F., Maalouf M., Barsoum I. Prediction of Porosity, Hardness and Surface Roughness in Additive Manufactured AlSi10Mg Samples: preprint. 2023. DOI: [10.21203/rs.3.rs-3186551/v1](https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-3186551/v1).
- Lawal A.I., Aladejari A.E., Onifade M., Bada S., Idris M.A. Predictions of elemental composition of coal and biomass from their proximate analyses using ANFIS, ANN and MLR // International Journal of Coal Science and Technology. 2024. Vol. 8. P. 124–140. DOI: [10.1007/s40789-020-00346-9](https://doi.org/10.1007/s40789-020-00346-9).
- Owunna I., Ikpe A.E. Modelling and prediction of the mechanical properties of TIG welded joint for AISI 4130 low carbon steel plates using artificial neural network (ANN) approach // Nigerian Journal of Technology (NIJOTECH). 2019. Vol. 38. № 1. P. 117–126. DOI: [10.4314/njt.v38i1.16](https://doi.org/10.4314/njt.v38i1.16).
- Mahmoodi-Babolan N., Heydari A., Nematollahzadeh A. Removal of methylene blue via bioinspired catecholamine/starch superadsorbent and the efficiency prediction by response surface methodology and artificial neural network-particle swarm optimization // Bioresource Technology. 2019. Vol. 294. Article number 122084. DOI: [10.1016/j.biortech.2019.122084](https://doi.org/10.1016/j.biortech.2019.122084).
- Prasad M., Kempaiah U.N., Mohan R.M., Nagaral M. Microstructure, Tensile and Compression Behavior of AlSi10Mg Alloy Developed by Direct Metal Laser Sintering // Indian Journal of Science and Technology. 2021. Vol. 14. № 45. P. 3346–3353. DOI: [10.17485/IJST/v14i45.1705](https://doi.org/10.17485/IJST/v14i45.1705).
- Zhuo Longchao, Wang Zeyu, Zhang Hongjia, Yin Enhuai, Wang Yanlin, Xu Tao, Li Chao. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy // Materials Letters. 2019. Vol. 234. P. 196–200. DOI: [10.1016/j.matlet.2018.09.109](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.09.109).
- Mei Jiahe, Han Ying, Zu Guoqing, Zhu Weiwei, Zhao Yu, Chen Hua, Ran Xu. Achieving Superior Strength and Ductility of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting with Large Laser Power and High Scanning Speed // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 2022. Vol. 35. P. 1665–1672. DOI: [10.1007/s40195-022-01410-w](https://doi.org/10.1007/s40195-022-01410-w).
- Zhou Suyuan, Su Yang, Gu Rui, Wang Zhenyu, Zhou Yinghao, Ma Qian, Yan Ming. Impacts of Defocusing Amount and Molten Pool Boundaries on Mechanical Properties and Microstructure of Selective Laser Melted AlSi10Mg // Materials. 2019. Vol. 12. № 1. Article number 73. DOI: [10.3390/ma12010073](https://doi.org/10.3390/ma12010073).
- Zhang Shuzhe, Wei Pei, Chen Zhen, Li Bobo, Huang Ke, Zou Yatong, Lu Bingheng. Graphene/ZrO<sub>2</sub>/aluminum alloy composite with enhanced strength and ductility fabricated by laser powder bed fusion // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 910. Article number 164941. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.164941](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164941).
- Wei Pei, Chen Zhen, Zhang Shuzhe, Li Bobo, Han Jiang, Lu Bingheng. Microstructure and mechanical properties of

- graphene and nano-zirconia reinforced AlSi10Mg composite fabricated by laser powder bed fusion // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. Vol. 864. Article number 144574. DOI: [10.1016/j.msea.2022.144574](https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144574).
19. Amor N., Noman M.T., Ismail A., Petru M., Sebastian N. Use of an Artificial Neural Network for Tensile Strength Prediction of Nano Titanium Dioxide Coated Cotton // *Polymers*. 2022. Vol. 14. № 5. Article number 937. DOI: [10.3390/polym14050937](https://doi.org/10.3390/polym14050937).
  20. Khan A.Q., Awan H.A., Rasul M., Siddiqi Z.A., Pimanmas A. Optimized artificial neural network model for accurate prediction of compressive strength of normal and high strength concrete // *Cleaner Materials*. 2023. Vol. 10. Article number 100211. DOI: [10.1016/j.clema.2023.100211](https://doi.org/10.1016/j.clema.2023.100211).
- ## REFERENCES
1. Rouf S., Malik A., Singh N., Raina A., Naveed N., Siddiqui M.I.H., Haq M.I.U.I. Additive manufacturing technologies: Industrial and medical applications. *Sustainable Operations and Computers*, 2022, vol. 3, pp. 258–274. DOI: [10.1016/j.susoc.2022.05.001](https://doi.org/10.1016/j.susoc.2022.05.001).
  2. Sercombe T.B., Li X. Selective laser melting of aluminium and aluminium metal matrix composites: review. *Materials Technology*, 2016, vol. 31, no. 2, pp. 77–85. DOI: [10.1179/1753555715Y.0000000078](https://doi.org/10.1179/1753555715Y.0000000078).
  3. Chowdhury S., Yadaiah N., Prakash Ch., Ramakrishna S., Dixit S., Gulta L.R., Buddhi D. Laser Powder Bed Fusion: A State-of-the-Art Review of the Technology, Materials, Properties & Defects, and Numerical Modelling. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 20, pp. 2109–2172. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.07.121](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.07.121).
  4. Xu Yongjun, Liu Xin, Cao Xin et al. Artificial intelligence: A powerful paradigm for scientific research. *The Innovation*, 2021, vol. 2, no. 4, article number 100179. DOI: [10.1016/j.xinn.2021.100179](https://doi.org/10.1016/j.xinn.2021.100179).
  5. Osman E.-S., Aggour M.A. Artificial neural network model for accurate prediction of pressure drop in horizontal and near-horizontal-multiphase flow. *Petroleum Science and Technology*, 2002, vol. 20, no. 1-2, pp. 1–15. DOI: [10.1081/LFT-120002082](https://doi.org/10.1081/LFT-120002082).
  6. Shubham P., Sharma A., Vishwakarma P.N., Phanden R.K. Predicting Strength of Selective Laser Melting 3D Printed AlSi10Mg Alloy Parts by Machine Learning Models. *8th International Conference on Signal Processing and Integrated Networks (SPIN)*. India, 2021, pp. 745–749. DOI: [10.1109/SPIN52536.2021.9566142](https://doi.org/10.1109/SPIN52536.2021.9566142).
  7. Ghetiya N.D., Patel K.M. Prediction of Tensile Strength in Friction Stir Welded Aluminium Alloy Using Artificial Neural Network. *Procedia Technology*, 2014, vol. 14, pp. 274–281. DOI: [10.1016/j.protcy.2014.08.036](https://doi.org/10.1016/j.protcy.2014.08.036).
  8. Khalefa M. Use of artificial neural network for prediction of mechanical properties of Al–Si alloys synthesized by stir casting. *Journal of Petroleum and Mining Engineering*, 2019, vol. 21, pp. 97–103. DOI: [10.21608/jpme.2019.13857.1004](https://doi.org/10.21608/jpme.2019.13857.1004).
  9. Alamri F., Maalouf M., Barsoum I. *Prediction of Porosity, Hardness and Surface Roughness in Additive Manufactured AlSi10Mg Samples: preprint*. 2023. DOI: [10.21203/rs.3.rs-3186551/v1](https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-3186551/v1).
  10. Lawal A.I., Aladejari A.E., Onifade M., Bada S., Idris M.A. Predictions of elemental composition of coal and biomass from their proximate analyses using ANFIS, ANN and MLR. *International Journal of Coal Science and Technology*, 2024, vol. 8, pp. 124–140. DOI: [10.1007/s40789-020-00346-9](https://doi.org/10.1007/s40789-020-00346-9).
  11. Owunna I., Ikpe A.E. Modelling and prediction of the mechanical properties of TIG welded joint for AISI 4130 low carbon steel plates using artificial neural network (ANN) approach. *Nigerian Journal of Technology (NIJOTECH)*, 2019, vol. 38, no. 1, pp. 117–126. DOI: [10.4314/njt.v38i1.16](https://doi.org/10.4314/njt.v38i1.16).
  12. Mahmoodi-Babolan N., Heydari A., Nematollahzadeh A. Removal of methylene blue via bioinspired catecholamine/starch superadsorbent and the efficiency prediction by response surface methodology and artificial neural network-particle swarm optimization. *Bioresource Technology*, 2019, vol. 294, article number 122084. DOI: [10.1016/j.biortech.2019.122084](https://doi.org/10.1016/j.biortech.2019.122084).
  13. Prasad M., Kempaiah U.N., Mohan R.M., Nagara M. Microstructure, Tensile and Compression Behavior of AlSi10Mg Alloy Developed by Direct Metal Laser Sintering. *Indian Journal of Science and Technology*, 2021, vol. 14, no. 45, pp. 3346–3353. DOI: [10.17485/IJST/v14i45.1705](https://doi.org/10.17485/IJST/v14i45.1705).
  14. Zhuo Longchao, Wang Zeyu, Zhang Hongjia, Yin Enhuai, Wang Yanlin, Xu Tao, Li Chao. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials Letters*, 2019, vol. 234, pp. 196–200. DOI: [10.1016/j.matlet.2018.09.109](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.09.109).
  15. Mei Jiahe, Han Ying, Zu Guoqing, Zhu Weiwei, Zhao Yu, Chen Hua, Ran Xu. Achieving Superior Strength and Ductility of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting with Large Laser Power and High Scanning Speed. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2022, vol. 35, pp. 1665–1672. DOI: [10.1007/s40195-022-01410-w](https://doi.org/10.1007/s40195-022-01410-w).
  16. Zhou Suyuan, Su Yang, Gu Rui, Wang Zhenyu, Zhou Yinghao, Ma Qian, Yan Ming. Impacts of Defocusing Amount and Molten Pool Boundaries on Mechanical Properties and Microstructure of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 1, article number 73. DOI: [10.3390/ma12010073](https://doi.org/10.3390/ma12010073).
  17. Zhang Shuzhe, Wei Pei, Chen Zhen, Li Bobo, Huang Ke, Zou Yatong, Lu Bingheng. Graphene/ZrO<sub>2</sub>/aluminum alloy composite with enhanced strength and ductility fabricated by laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 910, article number 164941. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.164941](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164941).
  18. Wei Pei, Chen Zhen, Zhang Shuzhe, Li Bobo, Han Jiang, Lu Bingheng. Microstructure and mechanical properties of graphene and nano-zirconia reinforced AlSi10Mg composite fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 864, article number 144574. DOI: [10.1016/j.msea.2022.144574](https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144574).
  19. Amor N., Noman M.T., Ismail A., Petru M., Sebastian N. Use of an Artificial Neural Network for Tensile Strength Prediction of Nano Titanium Dioxide Coated Cotton. *Polymers*, 2022, vol. 14, no. 5, article number 937. DOI: [10.3390/polym14050937](https://doi.org/10.3390/polym14050937).
  20. Khan A.Q., Awan H.A., Rasul M., Siddiqi Z.A., Pimanmas A. Optimized artificial neural network model for accurate prediction of compressive strength of normal and high strength concrete. *Cleaner Materials*, 2023, vol. 10, article number 100211. DOI: [10.1016/j.clema.2023.100211](https://doi.org/10.1016/j.clema.2023.100211).

## Mathematical modelling to predict the tensile strength of additively manufactured AlSi10Mg alloy using artificial neural networks

**Sunita K. Srivastava**\*<sup>1</sup>, researcher of Department of Mechanical Engineering

**N. Rajesh Mathivanan**<sup>2</sup>, PhD, professor of Department of Mechanical Engineering

PES University, Bangalore (India)

\*E-mail: sunita.shri45@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-2174-2067>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1903-2005>

Received 10.09.2024

Revised 29.10.2024

Accepted 25.11.2024

**Abstract:** Integrating machine learning in additive manufacturing to simulate real manufacturing outcomes can significantly reduce the cost of manufacturing through selective manufacturing. However, limited research exists on developing a prediction model for the mechanical properties of the material. The input variables include key selective laser melting process parameters such as laser power, layer thickness, scan speed, and hatch spacing, with tensile strength as the output. The artificial neural network (ANN) based mathematical model is compared with a second-degree polynomial regression model. The robustness of both models was further assessed with the new data points beyond those used in the development of ANN-based mathematical model and regression model. The results demonstrate that the proposed ANN-based mathematical model offers superior accuracy, with a mean absolute percentage error (MAPE) value of 4.74 % and the  $R^2$  (goodness of fit) value of 0.898 in predicting the strength of AlSi10Mg. The ANN-based mathematical method also demonstrates the strong performance on the new data, achieving a regression value of 0.68. This concludes that the model shows sufficient proof to consider a viable option for predicting the tensile strength.

**Keywords:** AlSi10Mg alloy; additive manufacturing; artificial neural network (ANN); machine learning; selective laser melting; mathematical model.

**For citation:** Srivastava S.K., Mathivanan N.R. Mathematical modelling to predict the tensile strength of additively manufactured AlSi10Mg alloy using artificial neural networks. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 93–110. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-8.

### Приложение 1

- Raus A.A., Wahab M.S., Shayfull Z., Kamarudin K., Ibrahim M. The Influence of Selective Laser Melting Parameters on Density and Mechanical Properties of AlSi10Mg. *MATEC Web of Conferences*, 2016, vol. 78, article number 01078. DOI: [10.1051/mateconf/20167801078](https://doi.org/10.1051/mateconf/20167801078).
- Prasad M., Kempaiah U.N., Mohan R.M., Nagaral M. Microstructure, Tensile and Compression Behaviour of AlSi10Mg Alloy Developed by Direct Metal Laser Sintering. *Indian Journal of Science and Technology*, 2021, vol. 14, no. 45, pp. 3346–3353. DOI: [10.17485/IJST/v14i45.1705](https://doi.org/10.17485/IJST/v14i45.1705).
- Nirish M., Rajendra R. Heat Treatment Effect on the Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*, 2022, vol. 45, no. 2, pp. 19–28. URL: [https://www.researchgate.net/publication/360783808\\_Heat\\_Treatment\\_Effect\\_on\\_the\\_Mechanical\\_Properties\\_of\\_AlSi10Mg\\_Produced\\_by\\_Selective\\_Laser\\_Melting](https://www.researchgate.net/publication/360783808_Heat_Treatment_Effect_on_the_Mechanical_Properties_of_AlSi10Mg_Produced_by_Selective_Laser_Melting).
- Ashwath P., Xavier M.A., Batako A., Jeyapandiarajan P., Joel J. Selective laser melting of Al–Si–10Mg alloy: microstructural studies and mechanical properties assessment. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 2249–2258. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.135](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.135).
- Casati R., Hamidi Nasab M., Coduri M., Tirelli V., Vedani M. Effects of Platform Pre-Heating and Thermal-Treatment Strategies on Properties of AlSi10Mg Alloy Processed by Selective Laser Melting. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 11, article number 954. DOI: [10.3390/met8110954](https://doi.org/10.3390/met8110954).
- Chen B., Moon S.K., Yao X., Bi G., Shen J., Umeda J., Kondoh K. Strength and strain hardening of a selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Scripta Materialia*, 2017, vol. 141, pp. 45–49. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2017.07.025](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2017.07.025).
- Delahaye J., Tchoufang Tchoundjang J., Lecomte-Beckers J., Rigo O., Habraken A.M., Mertens A. Influence of Si precipitates on fracture mechanisms of AlSi10Mg parts processed by Selective Laser Melting. *Acta Materialia*, 2019, vol. 175, pp. 160–170. DOI: [10.1016/j.actamat.2019.06.013](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.013).
- Hitzler L., Janousch C., Schanz J., Merkel M., Heine B., Mack F., Hall W., Öchsner A. Direction and location dependency of selective laser melted AlSi10Mg specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 2017, vol. 243, pp. 48–61. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.11.029](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.029).
- John M.D., Flaviana C., Paolo A.E. et al. Direct Metal Laser Sintering: an additive manufacturing technology ready to produce lightweight structural parts for robotic applications. *Politecnico di Torino*. URL: <https://iris.polito.it/handle/11583/2518303>.
- Li Wei, Li Shuai, Liu Jie, Zhang Ang, Zhou Yan, Wei Qingsong, Yan Chunze, Shi Yusheng. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 663, pp. 116–125. DOI: [10.1016/j.msea.2016.03.088](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088).

11. Rosenthal I., Stern A., Frage N. Strain rate sensitivity and fracture mechanism of AlSi10Mg parts produced by Selective Laser Melting. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 682, pp. 509–517. DOI: [10.1016/j.msea.2016.11.070](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.070).
12. Tang M., Pistorius P.C. Anisotropic Mechanical Behavior of AlSi10Mg Parts Produced by Selective Laser Melting. *JOM*, 2017, vol. 69, pp. 516–522. DOI: [10.1007/s11837-016-2230-5](https://doi.org/10.1007/s11837-016-2230-5).
13. Wang Lianfeng, Sun Jing, Zhu Xiaogang, Cheng Lingyu, Shi Yun, Guo Lijie, Yan Biao. Effects of T2 Heat Treatment on Microstructure and Properties of the Selective Laser Melted Aluminum Alloy Samples. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 1, article number 66. DOI: [10.3390/ma11010066](https://doi.org/10.3390/ma11010066).
14. Zhuo Longchao, Wang Zeyu, Zhang Hongjia, Yin Enhuai, Wang Yanlin, Xu Tao, Li Chao. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials Letters*, 2019, vol. 234, pp. 196–200. DOI: [10.1016/j.matlet.2018.09.109](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2018.09.109).
15. Larrosa N.O., Wang W., Read N., Loretto M.H., Evans C., Carr J., Tradowsky U., Attallah M.M., Withers P.J. Linking microstructure and processing defects to mechanical properties of selectively laser melted AlSi10Mg alloy. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 2018, vol. 98, pp. 123–133. DOI: [10.1016/j.tafmec.2018.09.011](https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2018.09.011).
16. Manfredi D., Calignano F., Krishnan M., Canali R., Ambrosio E.P., Atzeni E. From Powders to Dense Metal Parts: Characterization of a Commercial AlSiMg Alloy Processed through Direct Metal Laser Sintering. *Materials*, 2013, vol. 6, no. 3, pp. 856–869. DOI: [10.3390/ma6030856](https://doi.org/10.3390/ma6030856).
17. Ming Tang, Pistorius P.C. Oxides, porosity and fatigue performance of AlSi10Mg parts produced by selective laser melting. *International Journal of Fatigue*, 2017, vol. 94, part 2, pp. 192–201. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.06.002).
18. Mei Jiahe, Han Ying, Zu Guoqing, Zhu Weiwei, Zhao Yu, Chen Hua, Ran Xu. Achieving Superior Strength and Ductility of AlSi10Mg Alloy Fabricated by Selective Laser Melting with Large Laser Power and High Scanning Speed. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, vol. 35, pp. 1665–1672. DOI: [10.1007/s40195-022-01410-w](https://doi.org/10.1007/s40195-022-01410-w).
19. Zygula K., Nosek B., Pasiowicz H., Szyslak N. Mechanical properties and microstructure of AlSi10Mg alloy obtained by casting and SLM technique. *World Scientific News*, 2018, vol. 104, pp. 462–472. URL: [https://www.researchgate.net/publication/330215508\\_Mechanical\\_properties\\_and\\_microstructure\\_of\\_AlSi10Mg\\_alloy\\_obtained\\_by\\_casting\\_and\\_SLM\\_technique](https://www.researchgate.net/publication/330215508_Mechanical_properties_and_microstructure_of_AlSi10Mg_alloy_obtained_by_casting_and_SLM_technique).
20. Hovig E.W., Azar A.S., Mhamdi M., Sørby K. Mechanical Properties of AlSi10Mg Processed by Laser Powder Bed Fusion at Elevated Temperature. *TMS 2020 149th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings*. London, Springer Cham Publ., 2020, pp. 395–404. DOI: [10.1007/978-3-030-36296-6\\_37](https://doi.org/10.1007/978-3-030-36296-6_37).
21. Zhou Suyuan, Su Yang, Gu Rui, Wang Zhenyu, Zhou Yinghao, Ma Qian, Yan Ming. Impacts of Defocusing Amount and Molten Pool Boundaries on Mechanical Properties and Microstructure of Selective Laser Melted AlSi10Mg. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 1, article number 73. DOI: [10.3390/ma12010073](https://doi.org/10.3390/ma12010073).
22. Tan Qiyang, Yin Yu, Fan Zhiqi, Zhang Jingqi, Liu Yingang, Zhang Ming-Xing. Uncovering the roles of LaB6-nanoparticle inoculant in the AlSi10Mg alloy fabricated via selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 800, article number 140365. DOI: [10.1016/j.msea.2020.140365](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140365).
23. Famodimu O.H., Stanford M., Oduzoa C.F., Lijuan Zhang. Effect of process parameters on the density and porosity of laser melted AlSi10Mg/SiC metal matrix composite. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2018, vol. 13, pp. 520–527. DOI: [10.1007/s11465-018-0521-y](https://doi.org/10.1007/s11465-018-0521-y).
24. Marchese G., Aversa A., Lorusso M., Manfredi D., Calignano F., Lombardi M., Biamino S., Pavese M. Development and Characterisation of Aluminium Matrix Nanocomposites AlSi10Mg/MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> by Laser Powder Bed Fusion. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 3, article number 175. DOI: [10.3390/met8030175](https://doi.org/10.3390/met8030175).
25. Gao C., Wu W., Shi J., Xiao Z., Akbarzadeh A.H. Simultaneous enhancement of strength, ductility, and hardness of TiN/AlSi10Mg nanocomposites via selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 34, article number 101378. DOI: [10.1016/j.addma.2020.101378](https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101378).
26. He Peidong, Kong Hui, Liu Qian, Ferry M., Kruzic J.J., Li Xiaopeng. Elevated temperature mechanical properties of TiCN reinforced AlSi10Mg fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 811, article number 141025. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141025](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141025).
27. Wang Yachao, Shi Jing, Lu Shiqiang, Xiao Weihuan. Investigation of Porosity and Mechanical Properties of Graphene Nanoplatelets-Reinforced AlSi10Mg by Selective Laser Melting. *Journal of Micro and Nano Science and Engineering*, 2018, vol. 6, no. 1, article number 010902. DOI: [10.1115/1.4038454](https://doi.org/10.1115/1.4038454).
28. Wang Yachao, Shi Jing. Effect of hot isostatic pressing on nanoparticles reinforced AlSi10Mg produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 788, article number 139570. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139570](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139570).
29. Wei Pei, Chen Zhen, Zhang Shuzhe, Li Bobo, Han Jiang, Lu Bingheng. Microstructure and mechanical properties of graphene and nano-zirconia reinforced AlSi10Mg composite fabricated by laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 864, article number 144574. DOI: [10.1016/j.msea.2022.144574](https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144574).
30. Zhang Shuzhe, Chen Zhen, Wei Pei et al. Wear properties of graphene/zirconia biphasic nano-reinforced aluminium matrix composites prepared by SLM. *Materials Today Communications*, 2022, vol. 30, article number 103009. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.103009](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.103009).
31. Zhang Shuzhe, Wei Pei, Chen Zhen, Li Bobo, Huang Ke, Zou Yatong, Lu Bingheng. Graphene/ZrO<sub>2</sub>/aluminum alloy composite with enhanced strength and ductility fabricated by laser powder bed fusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 910, article number 164941. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.164941](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164941).
32. Yi Junchao, Zhang Xiaowei, Rao Jeremy Heng, Xiao Jingyu, Jiang Yehua. In-situ chemical reaction mechanism and non-equilibrium microstructural evolution of (TiB<sub>2</sub> + TiC)/AlSi10Mg composites prepared by SLM-CS processing. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 857, article number 157553. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.157553](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.157553).
33. Miao Kai, Zhou Hang, Gao Yumpeng, Deng Xin, Lu Zhongliang, Li Dichen. Laser powder-bed-fusion of Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> reinforced AlSi10Mg composites: Processing, mechanical properties and strengthening mechanisms. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 825, article number 141874. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141874](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141874).
34. Limbasiya N., Jain A., Soni H., Wankhede V., Krolczyk G., Sahlot R. A comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 21, pp. 1141–1176. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.09.092](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092).

1. Maamoun A.H., Xue Y.F., Elbestawi M.A., Veldhuis S.C. The Effect of Selective Laser Melting Process Parameters on the Microstructure and Mechanical Properties of Al6061 and AlSi10Mg Alloys. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 1, article number 12. DOI: [10.3390/ma12010012](https://doi.org/10.3390/ma12010012).
2. Srinivasa Rakesh Ch., Raja A., Nadig P., Jayaganthan R., Vasa N.J. Influence of working environment and built orientation on the tensile properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 750, pp. 141–151. DOI: [10.1016/j.msea.2019.01.103](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.103).
3. Dong Zhichao, Zhang Xiaoyu, Shi Wenhua, Zhou Hao, Lei Hongshuai, Liang Jun. Study of Size Effect on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Samples Made by Selective Laser Melting. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 12, article number 2463. DOI: [10.3390/ma11122463](https://doi.org/10.3390/ma11122463).
4. Li Xinwei, Shi Shi, Han Shuang, Hu Xiaogang, Zhu Qiang, Lu Hongxing, Li Wenwu, Shi Yusheng, Ding Hui. Microstructure, solidification behavior and mechanical properties of Al-Si-Mg-Ti/TiC fabricated by selective laser melting. *Additive Manufacturing*, 2020, vol. 34, article number 10132. DOI: [10.1016/j.addma.2020.101326](https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101326).
5. Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck J., Kruth J.-P. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation. *Materials Science and Technology*, 2014, vol. 31, no. 8, pp. 917–923. DOI: [10.1179/1743284714Y.0000000702](https://doi.org/10.1179/1743284714Y.0000000702).
6. Kim Dong-Kyu, Woo Wanchuck, Hwang Ji-Hyun, An Ke, Choi Shi-Hoon. Stress partitioning behavior of an AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting during tensile deformation using in situ neutron diffraction. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 686, pp. 281–286. DOI: [10.1016/j.jallcom.2016.06.011](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.06.011).
7. Maskery I., Aboulkhair N.T., Tuck C.J., Wildman R., Ashcroft I., Everitt N.M., Hague R.J.M.. Fatigue Performance Enhancement of Selectively Laser Melted Aluminium Alloy by Heat Treatment. 26th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. Texas, 2015, pp. 1–10. URL: [https://www.researchgate.net/publication/282816647\\_Fatigue\\_Performance\\_Enhancement\\_of\\_Selectively\\_Laser\\_Melted\\_Aluminium\\_Alloy\\_by\\_Heat\\_Treatment](https://www.researchgate.net/publication/282816647_Fatigue_Performance_Enhancement_of_Selectively_Laser_Melted_Aluminium_Alloy_by_Heat_Treatment).
8. Sun Jing, Qiu Lianfang, Wang Fei, Yang Yang, Guo Lijie. A new modification effect of eutectic Si in selective laser melted AlSi10Mg. *Materials Science and Technology*, 2019, vol. 35, no. 6, pp. 1–7. DOI: [10.1080/02670836.2019.1589740](https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1589740).
9. Wei Pei, Wei Zhengying, Chen Zhen, Du Jun, He Yuyang, Li Junfeng, Zhou Yatong. The AlSi10Mg samples produced by selective laser melting: single track, densification, microstructure and mechanical behaviour. *Applied Surface*, 2017, vol. 408, pp. 38–50. DOI: [10.1016/j.apsusc.2017.02.215](https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2017.02.215).
10. Zhang Changchun, Zhu Haihong, Liao Hailong, Cheng Yong, Hu Zhiheng, Zeng Xiaoyan. Effect of heat treatments on fatigue property of selective laser melting AlSi10Mg. *International Journal of Fatigue*, 2018, vol. 116, pp. 513–522. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2018.07.016](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.07.016).
11. Yang Tao, Liu Tingting, Liao Wenhe, MacDonald E., Wei Huijiang, Zhang Changdong, Chen Xiangyuan, Zhang Kai. Laser powder bed fusion of AlSi10Mg: Influence of energy intensities on spatter and porosity evolution, microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 849, article number 156300. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.156300](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156300).
12. Yan Qian, Song Bo, Shi Yusheng. Comparative study of performance comparison of AlSi10Mg alloy prepared by selective laser melting and casting. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, vol. 41, pp. 199–208. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.08.049](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.049).
13. Suttley L.J. Evaluation of metallurgical and mechanical properties of AlSi10Mg produced by selective laser melting: Graduate Theses & Non-Theses. 2018. 174. Digital Commons and Montana Tech. URL: [https://digitalcommons.mtech.edu/grad\\_rschr/174](https://digitalcommons.mtech.edu/grad_rschr/174).
14. Liu Bin, Kuai Zezhou, Li Zhonghua, Tong Jianbin, Bai Peikang, Li Baoqiang, Nie Yunfei. Performance Consistency of AlSi10Mg Alloy Manufactured by Simulating Multi Laser Beam Selective Laser Melting (SLM): Microstructures and Mechanical Properties. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 12, article number 2354. DOI: [10.3390/ma11122354](https://doi.org/10.3390/ma11122354).
15. Murphy D.M. Performance evaluation of AlSi10Mg fabricated by a selective laser melting process. Missouri University of Science and Technology. URL: [https://scholarsmine.mst.edu/masters\\_theses/8006](https://scholarsmine.mst.edu/masters_theses/8006).
16. Kumar M.S., Mohan E., Robinson S., Prasad T.D. Comparative Study on Morphological, Physical and Mechanical Characteristics of L-PBF Based AlSi10Mg Parts with Conventional Stir Casted Al-10%SiC Composites. *Silicon*, 2022, vol. 14, pp. 2695–2706. DOI: [10.1007/s12633-021-01065-9](https://doi.org/10.1007/s12633-021-01065-9).
17. Zhou S.Y., Wang Z.Y., Su Y., Wang H., Liu G., Song T.T., Yan M. Effects of Micron/Submicron TiC on Additively Manufactured AlSi10Mg: A Comprehensive Study from Computer Simulation to Mechanical and Microstructural Analysis. *JOM*, 2020, vol. 72, pp. 3693–3704. DOI: [10.1007/s11837-019-03984-w](https://doi.org/10.1007/s11837-019-03984-w).

---

## НАШИ АВТОРЫ

**Арышенский Владимир Юрьевич**, доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник отраслевой научно-исследовательской лаборатории авиационного материаловедения № 4 (ОНИЛ-4).  
Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.  
E-mail: arysh54@mail.ru

**Арышенский Евгений Владимирович**, доктор технических наук, PhD, доцент, главный научный сотрудник управления научных исследований.  
Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет, 654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.  
E-mail: arishenskiy\_ev@sibsiu.ru

**Баженов Вячеслав Евгеньевич**, кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов».  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: v.e.bagenov@gmail.com

**Базлова Татьяна Алексеевна**, кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов».  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: tbazlova@mail.ru

**Бахтегареев Инзиль Дамирович**, магистр.  
Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.  
E-mail: inzilbah@ya.ru

**Гаджиев Магомед Ражабович**, аспирант.  
Адрес: Московский авиационный институт, 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.  
E-mail: maga.2630@gmail.com

**Дробышев Владислав Константинович**, аспирант кафедры обработки металлов давлением и материаловедения ЕВРАЗ ЗСМК, научный сотрудник лаборатории электронной микроскопии и обработки изображений.  
Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет, 654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.  
E-mail: drobyshev\_v.k@mail.ru

**Ибатуллин Ильдар Дугласович**, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой «Машины и оборудование нефтегазовых и химических производств».  
Адрес: Самарский государственный технический университет, 443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.  
E-mail: idi71@yandex.ru

**Исламгалиев Ринат Кадыханович**, доктор физико-математических наук, профессор кафедры материаловедения и физики металлов.  
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.  
E-mail: rinatis@mail.ru

**Катанаева Диана Андреевна**, магистрант.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: dianakat2001@mail.ru

**Колибасов Владимир Александрович**, аспирант,  
ассистент кафедры «Машины и оборудование нефтегазовых и химических производств».  
Адрес: Самарский государственный технический университет,  
443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.  
E-mail: mahp@samgtu.ru, csstea@yandex.ru

**Коновалов Сергей Валерьевич**, доктор технических наук, профессор,  
проректор по научной и инновационной деятельности,  
главный научный сотрудник отраслевой научно-исследовательской лаборатории  
авиационного материаловедения № 4 (ОНИЛ-4).  
Адрес 1: Сибирский государственный индустриальный университет,  
654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.  
Адрес 2: Харбинский инженерный университет,  
264006, Китай, г. Яньтай, ул. Циндао, 1.  
Адрес 3: Самарский национальный исследовательский университет  
имени академика С.П. Королева,  
443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.  
E-mail: konovalov@sibsiu.ru

**Корзникова Елена Александровна**, доктор физико-математических наук,  
профессор кафедры материаловедения и физики металлов.  
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,  
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.  
E-mail: elena.a.korznikova@gmail.com

**Космынин Александр Витальевич**, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Кораблестроение и компьютерный инжиниринг».  
Адрес: Комсомольский-на-Амуре государственный университет,  
681013, Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, пр-т Ленина, 27.  
E-mail: avkosm@knastu.ru

**Ли Хайсинь**, кандидат наук,  
доцент Научно-исследовательского института в Яньтае.  
Адрес: Харбинский инженерный университет,  
264006, Китай, г. Яньтай, ул. Циндао, 1.  
E-mail: lihaixin@hrbeu.edu.cn

**Мативанан Н. Раджеш**, кандидат наук,  
профессор кафедры машиностроения.  
Адрес: Общественный университет народного просвещения,  
560085, Индия, г. Бангалор, 100 Фит Ринг Роад.  
E-mail: rajesh.mathivanan@pes.edu

**Мокрицкий Борис Яковлевич**, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Машиностроение».  
Адрес: Комсомольский-на-Амуре государственный университет,  
681013, Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, пр-т Ленина, 27.  
E-mail: boris@knastu.ru

**Нестеров Константин Михайлович**, кандидат физико-математических наук,  
доцент кафедры материаловедения и физики металлов.  
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,  
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.  
E-mail: kmnesterov@mail.ru

**Новиков Владислав Александрович**, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы»,  
старший научный сотрудник лаборатории рентгеновской дифрактометрии,  
электронной и зондовой микроскопии.  
Адрес: Самарский государственный технический университет,  
443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.  
E-mail: vladislav\_novyi@mail.ru

**Панченко Ирина Алексеевна**, кандидат технических наук, доцент кафедры менеджмента качества и инноваций, заведующий лабораторией электронной микроскопии и обработки изображений.  
Адрес: Сибирский государственный индустриальный университет, 654007, Россия, г. Новокузнецк, ул. Кирова, 42.  
E-mail: panchenko.sibsiu@yandex.ru

**Пашков Игорь Николаевич**, доктор технических наук, профессор кафедры 1101.  
Адрес: Московский авиационный институт, 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.  
E-mail: pashkov\_prof@mail.ru

**Поздняков Андрей Владимирович**, кандидат технических наук, доцент.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: pozdniakov@misis.ru

**Рагазин Александр Алексеевич**, инженер отраслевой научно-исследовательской лаборатории авиационного материаловедения № 4 (ОНИЛ-4).  
Адрес: Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, 443086, Россия, г. Самара, Московское шоссе, 34.  
E-mail: sanekragazin63@mail.ru

**Распосиенко Дмитрий Юрьевич**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории цветных сплавов.  
Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, 620108, Россия, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18.  
E-mail: dmitrijrasp@gmail.com

**Саблин Павел Алексеевич**, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Машиностроение».  
Адрес: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 681013, Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, пр-т Ленина, 27.  
E-mail: ikpmt0@knastu.ru

**Таволжанский Станислав Анатольевич**, кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов».  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: stavolj@gmail.com

**Таров Данила Владимирович**, студент кафедры материаловедения и физики металлов.  
Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.  
E-mail: tarovdv@gmail.com

**Шривастава Сунита К.**, научный сотрудник кафедры машиностроения.  
Адрес: Общественный университет народного просвещения, 560085, Индия, г. Бангалор, 100 Фит Ринг Роад.  
E-mail: sunita.shri45@gmail.com

---

## OUR AUTHORS

**Aryshenskiy Evgeny Vladimirovich**, Doctor of Sciences (Engineering), PhD, Associate Professor, chief researcher of Scientific Research Department.  
Address: Siberian State Industrial University,  
654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.  
E-mail: arishenskiy\_ev@sibsiu.ru

**Aryshenskiy Vladimir Yurievich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, chief researcher of Aviation Materials Study Industrial Research Laboratory (ONIL-4).  
Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,  
443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse, 34.  
E-mail: arysh54@mail.ru

**Bakhtegareev Inzil Damirovich**, master.  
Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,  
443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse, 34.  
E-mail: inzilbah@ya.ru

**Bazhenov Vyacheslav Evgenievich**, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working”.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: v.e.bagenov@gmail.com

**Bazlova Tatiana Alekseevna**, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working”.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: tbazlova@mail.ru

**Drobyshev Vladislav Konstantinovich**, postgraduate student of Chair of Metal Forming and Materials Science of EVRAZ ZSMK, researcher of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing.  
Address: Siberian State Industrial University,  
654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.  
E-mail: drobyshev\_v.k@mail.ru

**Gadzhiev Magomed Razhabovich**, postgraduate student.  
Address: Moscow Aviation Institute,  
125993, Russia, Moscow, Volokolamskoye Shosse, 4.  
E-mail: maga.2630@gmail.com

**Ibatullin Ildar Duglasovich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head “Chair of Machinery and Equipment of Petroleum and Chemical Production”.  
Address: Samara State Technical University,  
443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya Street, 244.  
E-mail: idi71@yandex.ru

**Islamgaliev Rinat Kadykhanovich**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals.  
Address: Ufa University of Science and Technology,  
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.  
E-mail: rinatis@mail.ru

**Katanaeva Diana Andreevna**, graduate student.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: dianakat2001@mail.ru

**Kolibasov Vladimir Aleksandrovich**, postgraduate student, assistant of Chair “Machinery and Equipment of Petroleum and Chemical Production”.  
Address: Samara State Technical University,  
443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya Street, 244.  
E-mail: mahp@samgtu.ru, csstea@yandex.ru

**Konovalov Sergey Valerievich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Vice-Rector for Research and Innovation Activities, chief researcher of Aviation Materials Study Industrial Research Laboratory (ONIL-4).  
Address 1: Siberian State Industrial University, 654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.  
Address 2: Harbin Engineering University, 264006, China, Yantai, Qingdao Street, No. 1.  
Address 3: Academician S.P. Korolev Samara National Research University, 443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse, 34.  
E-mail: konovalov@sibsiu.ru

**Korzniikova Elena Aleksandrovna**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals.  
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.  
E-mail: elena.a.korzniikova@gmail.com

**Kosmynin Aleksandr Vitalyevich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Shipbuilding and Computing Engineering”.  
Address: Komsomolsk-na-Amure State University, 681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Prospekt, 27.  
E-mail: avkosm@knastu.ru

**Li Haixin**, PhD, associate professor of Yantai Research Institute.  
Address: Harbin Engineering University, 264006, China, Yantai, Qingdao Street, No. 1.  
E-mail: lihaixin@hrbeu.edu.cn

**Mathivanan N. Rajesh**, PhD, professor of Department of Mechanical Engineering.  
Address: PES University, 560085, India, Bangalore, 100 Feet Ring Road.  
E-mail: rajesh.mathivanan@pes.edu

**Mokritskiy Boris Yakovlevich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Machine Engineering”.  
Address: Komsomolsk-na-Amure State University, 681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Prospekt, 27.  
E-mail: boris@knastu.ru

**Nesterov Konstantin Mikhaylovich**, PhD (Physics and Mathematics), assistant professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals.  
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.  
E-mail: kmnesterov@mail.ru

**Novikov Vladislav Aleksandrovich**, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials”, senior researcher of the Laboratory of X-ray Diffractometry, Electron and Probe Microscopy.  
Address: Samara State Technical University, 443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya Street, 244.  
E-mail: vladislav\_novyi@mail.ru

**Panchenko Irina Alekseevna**, PhD (Engineering), assistant professor of Chair of Quality Management and Innovation, Head of the Laboratory of Electron Microscopy and Image Processing.  
Address: Siberian State Industrial University, 654007, Russia, Novokuznetsk, Kirov Street, 42.  
E-mail: panchenko.sibsiu@yandex.ru

**Pashkov Igor Nikolaevich**, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair No.1101.  
Address: Moscow Aviation Institute, 125993, Russia, Moscow, Volokolamskoye Shosse, 4.  
E-mail: pashkov\_prof@mail.ru

**Pozdniakov Andrey Vladimirovich**, PhD (Engineering),  
Associate Professor.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: pozdniakov@misis.ru

**Ragazin Aleksandr Alekseevich**, engineer  
of Aviation Materials Study Industrial Research Laboratory (ONIL-4).  
Address: Academician S.P. Korolev Samara National Research University,  
443086, Russia, Samara, Moskovskoye Shosse, 34.  
E-mail: sanekragazin63@mail.ru

**Rasposienko Dmitry Yurievich**, PhD (Engineering),  
senior researcher of the Laboratory of Non-ferrous Alloys.  
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS,  
620108, Russia, Yekaterinburg, Sofya Kovalevskaya Street, 18.  
E-mail: dmitrijrasp@gmail.com

**Sablin Pavel Alekseevich**, PhD (Engineering), Associate Professor,  
assistant professor of Chair “Machine Engineering”.  
Address: Komsomolsk-na-Amure State University,  
681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Prospekt, 27.  
E-mail: ikpmtto@knastu.ru

**Srivastava Sunita K.**, researcher of Department of Mechanical Engineering.  
Address: PES University,  
560085, India, Bangalore, 100 Feet Ring Road.  
E-mail: sunita.shri45@gmail.com

**Tarov Danila Vladimirovich**, student  
of Chair of Materials Science and Physics of Metals.  
Address: Ufa University of Science and Technology,  
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.  
E-mail: tarovdv@gmail.com

**Tavolzhanskiy Stanislav Anatolievich**, PhD (Engineering),  
assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working”.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: stavolj@gmail.com

**На обложке:** Поверхность разрушения паяного соединения твердого сплава со сталью при избытке кремния в припое. Авторы фото: И.Н. Пашков, доктор технических наук, профессор кафедры 1101 (Московский авиационный институт, Москва, Россия), Т.А. Базлова, кандидат технических наук, доцент кафедры «Литейные технологии и художественная обработка материалов» (Университет науки и технологий МИСИС, Москва, Россия).

**On the cover:** The destructed surface of a brazed joint of a hard alloy with steel with excess silicon in the brazing alloy. Authors of the photo: I.N. Pashkov, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair No.1101 (Moscow Aviation Institute, Moscow, Russia), T.A. Bazlova, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Foundry Technologies and Material Art Working” (University of Science and Technology MISIS, Moscow, Russia).