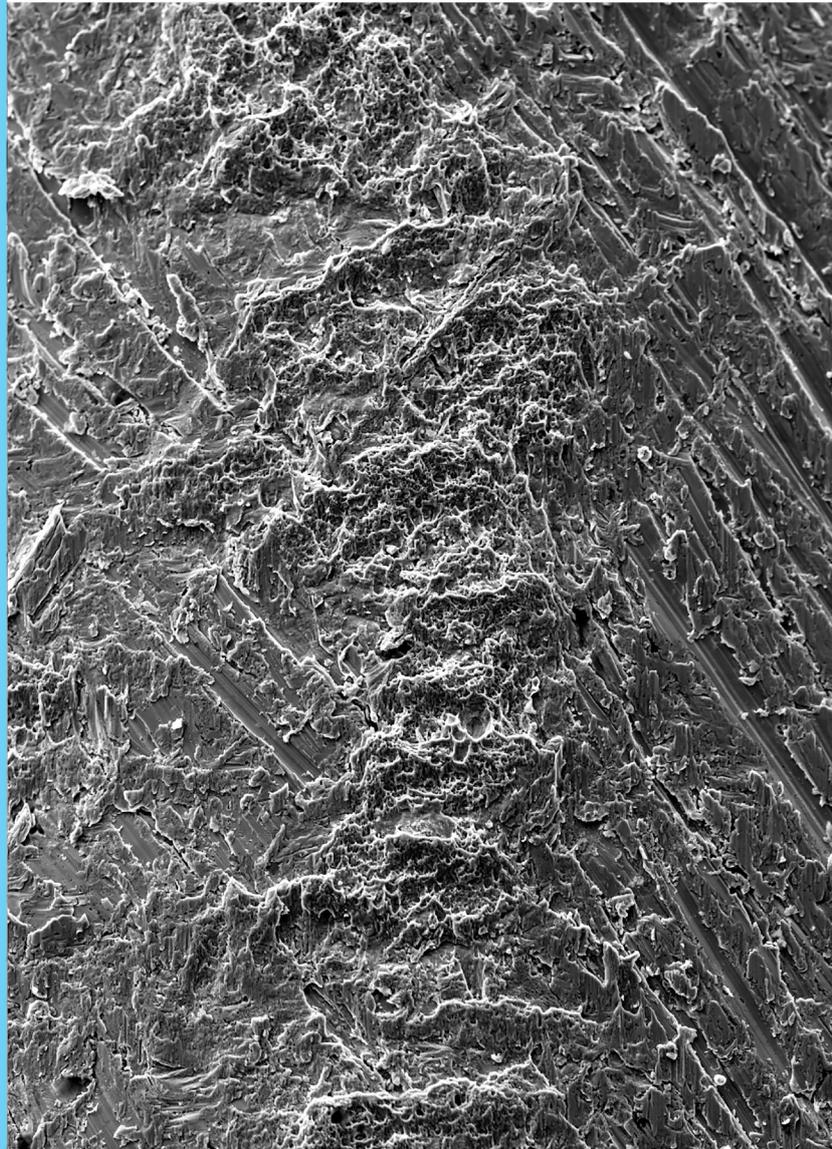


ISSN 2782-4039 (Print)  
ISSN 2782-6074 (Online)

# Frontier Materials & Technologies



**2025**  
**Nº 3**

# Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 3

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.

**Табак 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.).

*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**

*Сайт:*

<https://vektornaukitech.ru>

Подписано в печать  
26.09.2025.

Выход в свет 30.09.2025.

Формат 60×84 1/8.

Печать цифровая.

Усл. п. л. 17,0.

Тираж 28 экз. Заказ 3-270-25.

Цена свободная.



## 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 Максимилианович**, 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>

**Карпов 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>

С 15 по 19 сентября в г. Тольятти проходила XII Международная школа-конференция «Физическое материаловедение» (далее – ШФМ-2025), посвященная вопросам фундаментального материаловедения, созданию новых материалов, в т. ч. медицинского назначения, анализу микро- и макроструктуры, поведению материалов в условиях воздействия различных полей, циклически изменяющихся нагрузок, водородного охрупчивания, коррозионной повреждаемости и другим актуальным проблемам материаловедения. В рамках ШФМ-2025 проходил очередной конкурс на лучшую научную работу среди молодых ученых, чей возраст на момент проведения ШФМ-2025 не превышал 35 лет. Конкурс проводился в два этапа. На первом этапе работы конкурсантов, оформленные в виде полноценной статьи и прошедшие обязательное рецензирование, были признаны победителями первого этапа и рекомендованы к публикации в научном журнале *Frontier Materials & Technologies*. На втором этапе победители первого этапа выступили на ШФМ-2025 с очными докладами, которые оценивались членами жюри – ведущими учеными-материаловедами. Победители второго этапа в номинациях «Студент», «Аспирант» и «Исследователь» были награждены дипломами и ценными призами. В данный выпуск журнала включены четыре статьи авторов – победителей первого этапа конкурса. Остальные конкурсные работы будут опубликованы в следующих выпусках.

Сопредседатель оргкомитета ШФМ-2025, профессор Д.Л. Мерсон



---

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Особенности дуговой наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al на поверхности низкоуглеродистых сталей</b> Бочкарев А.Г., Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Хохлов Ю.Ю., Белоногов С.О., Веденеев И.В. ....	<b>11</b>
<b>Схема получения композиционного материала на основе конструкционного алюминиевого сплава методом прямого прессования</b> Бушуева Н.И., Логинов Ю.Н. ....	<b>27</b>
<b>Исследование жесткости и частотных характеристик концевой фрезы на вертикальном фрезерном центре</b> Воронов Р.Д., Расторгуев Д.А., Левашкин Д.Г. ....	<b>39</b>
<b>Микроструктура, свойства и механизмы упрочнения низкоуглеродистой стали, подвергнутой равноканальному угловому прессованию</b> Малинин А.В., Ситдииков В.Д., Лебедев Ю.А. ....	<b>51</b>
<b>Особенности формирования микроструктуры в Cu–Cr–Zr–Y бронзе в условиях низкотемпературной обработки трением с перемешиванием</b> Никитин И.С., Калинин А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Бодякова А.И. ....	<b>67</b>
<b>Исследование влияния температуры деформации на механическое поведение и особенности разрушения литого сплава TNM-V1</b> Соколовский В.С., Салищев Г.А. ....	<b>81</b>
<b>Исследование температурного поля, формирующегося в процессе фрезерования с применением ультразвуковых колебаний, при различных режимах обработки</b> Унянин А.Н., Чуднов А.В., Димухаметов И.З. ....	<b>91</b>
<b>Влияние термической обработки на структуру и коррозионные свойства микролегированных трубных сталей с содержанием хрома до 1 %</b> Чистопольцева Е.А., Кудашов Д.В., Комиссаров А.А., Ющук В.В., Мунтин А.В., Червонный А.В., Долгач Е.Д. ....	<b>101</b>
<b>Влияние ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68</b> Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Никитин И.С., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д., Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Андреев В.А., Добаткин С.В. ....	<b>113</b>
<b>Прочность соединений пластин меди, полученных точечной ультразвуковой сваркой инструментом с разной высотой зубцов</b> Шаяхметова Э.Р. ....	<b>125</b>
<b>НАШИ АВТОРЫ</b> .....	<b>137</b>

---

## CONTENT

<b>Features of arc surfacing of intermetallic alloys of the Fe–Al system on the surface of low-carbon steels</b> Bochkarev A.G., Kovtunov A.I., Plakhotny D.I., Khokhlov Yu.Yu., Belonogov S.O., Vedeneev I.V. ....	<b>11</b>
<b>Scheme for producing composite material based on structural aluminum alloy by the direct extrusion method</b> Bushueva N.I., Loginov Yu.N. ....	<b>27</b>
<b>Study of rigidity and frequency response of an end mill on a vertical milling centre</b> Voronov R.D., Rastorguev D.A., Levashkin D.G. ....	<b>39</b>
<b>Microstructure, properties and strengthening mechanisms of low-carbon steel subjected to equal-channel angular pressing</b> Malinin A.V., Sitdikov V.D., Lebedev Yu.A. ....	<b>51</b>
<b>Special aspects of microstructure formation in Cu–Cr–Zr–Y bronze under low-temperature friction stir processing</b> Nikitin I.S., Kalinenko A.A., Malopheyev S.S., Mironov S.Yu., Bodyakova A.I. ....	<b>67</b>
<b>Study of the influence of deformation temperature on the mechanical behaviour and fracturing behaviour of the cast TNM-B1 alloy</b> Sokolovskiy V.S., Salishchev G.A. ....	<b>81</b>
<b>Study of the temperature field formed in the process of milling with the use of ultrasonic vibrations under various processing modes</b> Unyanin A.N., Chudnov A.V., Dimukhametov I.Z. ....	<b>91</b>
<b>Influence of heat treatment on the structure and corrosion properties of microalloyed pipe steels with a chromium content of up to 1 %</b> Chistopoltseva E.A., Kudashov D.V., Komissarov A.A., Yushchuk V.V., Muntin A.V., Chervonniy A.V., Dolgach E.D. ....	<b>101</b>
<b>The influence of rotary swaging and subsequent annealing on the structure and mechanical properties of L68 single-phase brass</b> Chistyukhina E.I., Martynenko N.S., Rybalchenko O.V., Nikitin I.S., Lukyanova E.A., Gorbenko A.D., Temralieva D.R., Straumal P.B., Andreev V.A., Dobatkin S.V. ....	<b>113</b>
<b>Strength of joints produced by ultrasonic spot welding of copper plates using tools with different tooth heights</b> Shayakhmetova E.R. ....	<b>125</b>
<b>OUR AUTHORS</b> .....	<b>137</b>

## Особенности дуговой наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al на поверхности низкоуглеродистых сталей

**Бочкарев Александр Геннадьевич**<sup>\*1,3</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Ковтунов Александр Иванович**<sup>1,4</sup>, доктор технических наук,  
профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Плахотный Денис Иванович**<sup>1,5</sup>, старший преподаватель  
кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Хохлов Юрий Юрьевич**<sup>1,6</sup>, заведующий лабораторией  
кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Белоногов Савелий Олегович**<sup>2,7</sup>, инженер лаборатории разрушающих методов контроля  
**Веденеев Иван Вячеславович**<sup>2,8</sup>, инженер лаборатории неразрушающего контроля

<sup>1</sup>Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

<sup>2</sup>ООО «Средневолжский сертификационно-диагностический центр «Дельта», Тольятти (Россия)

\*E-mail: a.bochkarev5@tlttsu.ru,  
a.bochkarev93@mail.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7945-1634>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2021-8974>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5276-8957>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-9788-9967>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-4159-526X>

Поступила в редакцию 17.04.2025

Пересмотрена 10.06.2025

Принята к публикации 13.08.2025

**Аннотация:** Долговечность деталей, используемых в промышленности, во многом определяется материалами, из которых они изготовлены. Зачастую применяемые материалы должны быть устойчивыми к износу, коррозии и высоким температурам. Современные материалы, такие как высокопрочные легированные стали, обладают высокой стоимостью и ограниченной свариваемостью, что усложняет восстановление изношенных деталей. В качестве альтернативы рассматриваются сплавы системы Fe–Al, обладающие высокой коррозионной стойкостью, износостойкостью и жаростойкостью при меньшей стоимости. Цель исследования – повышение износостойкости и жаростойкости деталей из низкоуглеродистой стали путем исследования процессов дуговой наплавки алюминидов железа и их свойств. Методика исследования включала однодуговую и двухдуговую наплавку с использованием алюминиевой и стальной электродных проволок, анализ химического состава наплавленных покрытий, их твердости, износостойкости и жаростойкости. Результаты показали, что однодуговая наплавка формирует сплавы на основе фаз FeAl<sub>3</sub> и α-Al с включениями Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> и FeAl<sub>3</sub>, а двухдуговая – более насыщенные железом сплавы с матричной фазой α-Fe и карбидной фазой Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>. Полученные сплавы демонстрируют твердость до 58 HRC, относительную износостойкость до 2,5 ед. и потерю массы не более 5 % при содержании алюминия до 20 %, что говорит об их перспективности для применения в условиях повышенных нагрузок. Результаты подтверждают целесообразность использования алюминидов железа как недорогой альтернативы дорогостоящим покрытиям, что расширяет возможности повышения износостойкости и жаростойкости деталей в промышленности.

**Ключевые слова:** дуговая наплавка; интерметаллидные сплавы; алюминиды железа; низкоуглеродистая сталь; твердость; износостойкость; жаростойкость.

**Для цитирования:** Бочкарев А.Г., Ковтунов А.И., Плахотный Д.И., Хохлов Ю.Ю., Белоногов С.О., Веденеев И.В. Особенности дуговой наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al на поверхности низкоуглеродистых сталей // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 11–25. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-1.

### ВВЕДЕНИЕ

Производительность и конкурентоспособность горнодобывающих предприятий во многом зависят от надежности и износостойкости эксплуатируемого оборудования. Основные проблемы, с которыми сталкиваются предприятия, связаны с сокращением ресурса работы деталей, увеличением простоев из-за износа и поломок, а также ростом затрат на ремонт и запасные части. Особенно актуальной является проблема повышения изно-

стойкости деталей, подвергающихся абразивному и коррозионному износу, что напрямую влияет на технико-экономические показатели предприятий и стоимость продукции. В условиях интенсивных эксплуатационных нагрузок материалы деталей быстро изнашиваются, из-за чего возникает необходимость частых ремонтов и замены элементов оборудования.

В последние десятилетия активно ведутся исследования в области повышения износостойкости

горнодобывающего оборудования. Так, в работах [1; 2] отмечается, что около 50 % простоев оборудования связаны с восстановлением поверхностей деталей, поврежденных абразивным износом. Важным аспектом является использование материалов с повышенной коррозионной и износостойкостью. Например, высокопрочные среднелегированные стали (35ХГСЛ, 38Х2НМА, 20ХГСН2МФА) применяются для деталей, работающих в условиях высоких нагрузок, однако их стоимость достаточно высока. В связи с этим в большинстве случаев используют более доступные углеродистые и низколегированные стали (сталь 3, 20, 10ХСНД, 12Х1М), обладающие хорошей износостойкостью и легкие в ремонте [3].

Особое внимание уделяется нанесению защитных покрытий, которые позволяют значительно повысить износостойкость и коррозионную стойкость деталей. В литературе описаны методы напыления и наплавки, такие как плазменное, дуговое и газопламенное напыление, а также дуговая металлизация [4; 5]. Однако, несмотря на эффективность этих методов, из-за ограниченной толщины защитных слоев (от 10 до 200 мкм) и их склонности к разрушению под нагрузками их применение требует дальнейших исследований.

Интересным направлением является использование интерметаллидных сплавов системы Fe–Al [6; 7], обладающих высокой коррозионной [8] и жаростойкостью [9], а также возможностью формирования защитных покрытий толщиной до нескольких мм. В работах [10; 11] показано, что такие материалы могут значительно повысить износостойкость деталей. В работе [12] показаны механические свойства алюминидов железа при нагреве до 600 °С, в работе [13] приведены результаты исследования интерметаллидных сплавов системы Fe–Al при высокотемпературном циклическом окислении при температурах 800, 900 и 1000 °С, что подтверждает возможность применения данных материалов при повышенных температурах. В работе [14] показано успешное применение алюминидов железа при эксплуатации в условиях повышенных температур (до 950 °С). Однако в настоящее время недостаточно изучены возможности их применения для восстановления деталей горнодобывающего оборудования, что делает актуальными дальнейшие исследования.

Известными методами нанесения алюминидов железа на поверхность стальных деталей являются нанесение методом трения порошка алюминия и железа [15] или нанесение только алюминиевого порошка [16] с последующим отжигом детали в печи. Другими известными методами нанесения алюминидов железа являются: самораспространяющийся высокотемпературный синтез [17], лазерная наплавка [18], различные методы напыления (плазменное напыление, вакуумное плазменное напыление, газопламенное напыление) [14].

Представленные способы нанесения защитных покрытий на основе алюминидов железа позволяют получать покрытия с ограниченной толщиной слоя до 0,5 мм, что явно недостаточно для деталей горнодобывающего оборудования, работающих в условиях абразивного износа. Еще одним существенным ограничением является невозможность нанесения покрытия в монтажных условиях и отсутствие перспективы по дальнейшему восстановлению покрытия после износа. Поэтому, несмотря на значительный объем исследований, остаются

нерешенными вопросы, связанные с оптимизацией технологий нанесения защитных покрытий, их долговечностью и стойкостью к механическим и химическим воздействиям. В частности, недостаточно изучены процессы формирования интерметаллидных покрытий на деталях из низкоуглеродистых сталей, а также их поведение в условиях эксплуатации горнодобывающего оборудования. Кроме того, существует необходимость в разработке недорогих и эффективных методов восстановления изношенных поверхностей, способных обеспечить длительный ресурс работы деталей.

Цель исследования – повышение износостойкости и жаростойкости деталей из низкоуглеродистой стали путем исследования процессов дуговой наплавки алюминидов железа и их свойств.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

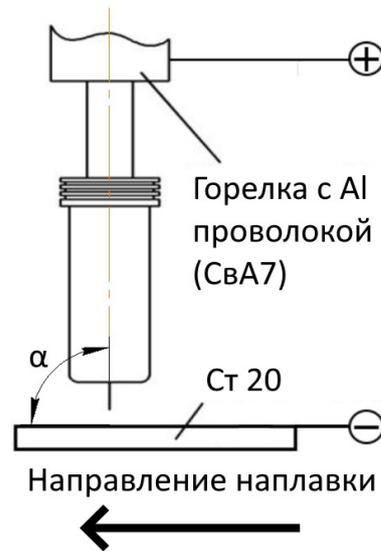
Исследование процессов наплавки интерметаллидных сплавов системы Fe–Al проводили однодуговой наплавкой с использованием алюминиевой электродной проволоки (рис. 1) и двухдуговой наплавкой с использованием стальной и алюминиевой электродных проволок (рис. 2).

В качестве наплавочных материалов при однодуговой наплавке использовали сплошную электродную проволоку марки СвА7 по ГОСТ 7871-2019 и проволоку Св-08Г2С по ГОСТ 2246-70 и СвА7 ГОСТ 7871-2019 при двухдуговой наплавке. Диаметр используемых проволок составлял 1,2 мм. В качестве газовой защиты использовали аргон высшего сорта по ГОСТ 10157-2016. Наплавку осуществляли на пластины из стали 20 по ГОСТ 1577-2022 с габаритными размерами 160×80 мм и толщиной 10 мм. В качестве сварочного оборудования использовали аппарат Megatronic BDH 550 (Дания).

Режимы однодуговой наплавки изменялись в широком диапазоне: напряжение на дуге ( $U_d$  Al) от 10 до 30 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин; скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) от 3 до 6 м/мин; расход защитного газа от 10 до 14 л/мин. Угол наклона горелки ( $\alpha$ ) при однодуговой наплавке изменяли с 90 до 30° с шагом 15°. Режимы двухдуговой наплавки изменялись в следующих диапазонах: напряжение на дуге при использовании алюминиевой электродной проволоки ( $U_d$  Al) от 14 до 18 В; напряжение на дуге при использовании электродной проволоки Св-08Г2С ( $U_d$  Ст) от 23,5 до 27,5 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин; скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) от 3 до 5 м/мин; скорость подачи электродной проволоки Св-08Г2С ( $V_{п/п}$  Ст) от 3 до 4 м/мин; расход защитного газа от 10 до 14 л/мин. Угол наклона горелок ( $\alpha$ ) при двухдуговой наплавке составлял 55°.

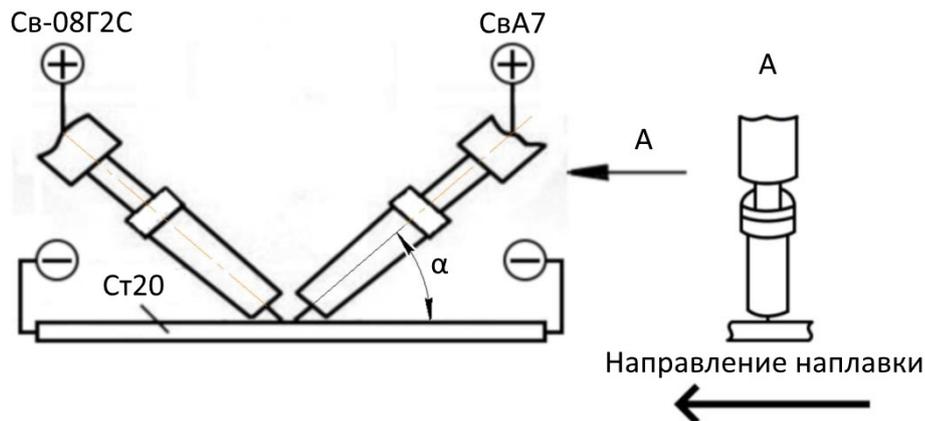
Геометрические параметры наплавленных валиков определяли на предварительно протравленных образцах (в 20%-м растворе  $HNO_3$ ), разрезанных в поперечном сечении (рис. 3). Измерение производили при помощи программы Universal Desktop Ruler с заданием масштабного коэффициента и последующим измерением ширины наплавленного валика ( $e$ ), высоты усиления наплавленного валика ( $g$ ) и глубины проплавления ( $h$ ) (рис. 3).

Оценку влияния угла ввода электродной проволоки на стабильность процесса наплавки и геометрические



**Рис. 1.** Схема однодуговой наплавки плавящимся электродом в среде защитных газов интерметаллидных сплавов системы Fe–Al.  $\alpha$  – угол ввода проволоки

**Fig. 1.** Scheme of single-arc surfacing of Fe–Al system intermetallic alloys with a consumable electrode in a shielding gas environment.  $\alpha$  is wire feed angle



**Рис. 2.** Схема двухдуговой наплавки с подачей стальной и алюминиевой электродных проволок.  $\alpha$  – угол ввода проволоки

**Fig. 2.** Scheme of double-arc surfacing with the feed of steel and aluminium electrode wires.  $\alpha$  is wire feed angle

параметры наплавленных сплавов, такие как ширина наплавленного валика ( $e$ ), высота усиления наплавленного валика ( $g$ ) и глубина проплавления ( $h$ ), проводили при изменении угла наклона горелки с 30 до 90° с шагом в 15°.

Оценку объема интерметаллидных включений в матричном сплаве осуществляли на снимках микроструктуры, полученных на микроскопе. С учетом масштабного коэффициента проводили измерение объема всех включений на снимке и соотносили с общим объемом матрицы на том же снимке.

Анализ химического состава проводился методом распылительной электронной микроскопии (РЭМ) на комплексе сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP (ZEISS, Германия) с блоками рентгеновского энергетического спектрометра INCA Energy-300 (Великобритания)

и рентгеновского волнового спектрометра INCA Wave-500 (Великобритания) и системой регистрации и анализа дифракции отраженных электронов HKL Premium EBSD System (Великобритания). Образцы для исследований представляли собой шлифованные поверхности поперечного сечения после наплавки валиков на основе системы Fe–Al на пластины из стали 20. Из-за недостаточного качества шлифования для реализации методики дифракции обратно рассеянных электронов, а также достоверного определения элементного состава наплавленного металла в различных его областях проводилось химическое травление поверхности шлифования реактивом 3 мл HF + 3 мл HNO<sub>3</sub> + 94 мл H<sub>2</sub>O. На рис. 4 представлена схема выбора точек для определения химического состава наплавленного металла.

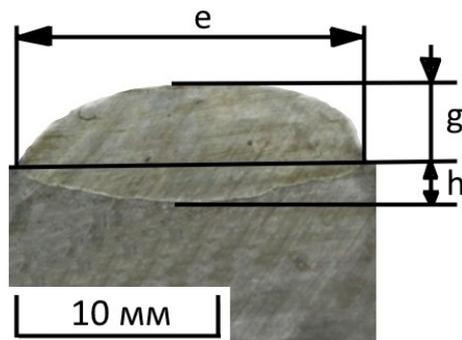


Рис. 3. Поперечное сечение наплавленного металла для измерения геометрических параметров  
 Fig. 3. Cross-section of the deposited metal for measuring geometric parameters

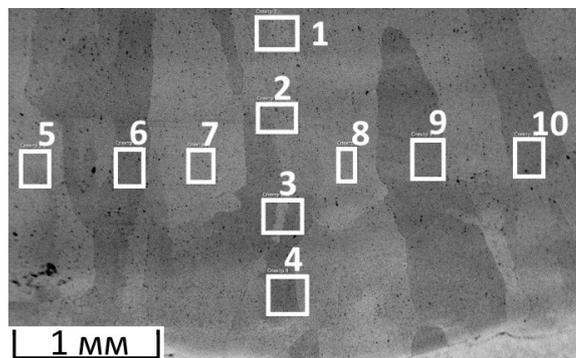


Рис. 4. Схема выбора точек для исследования химического состава  
 Fig. 4. Scheme of selection of points for chemical composition study

Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance Eco (Bruker AXS GmbH) (Германия) с вертикальным  $\theta$ - $\theta$  гониометром. Для наплавленных образцов с неровной поверхностью предпочтительнее использовать схему съемки параллельно-лучевой геометрии. Для ее реализации на первичном пучке при использовании линейного фокуса рентгеновской трубки устанавливалось зеркало Гёбеля – многослойная гетероструктура на параболически изогнутой подложке, превращающая расходящийся пучок в параллельный квазимонохроматический с углом расходимости  $0,03^\circ$ . Для усечения «пятна» рентгеновского излучения использовался коллиматор диаметром 1,0 мм. Предварительно место съемки зачищали наждачной бумагой. Съемку исследуемых образцов осуществляли в излучении медного анода ( $\lambda=1,54060 \text{ \AA}$ ). Напряжение на трубке – 40 кВ, ток накала – 25 мА. Время экспозиции 1 с, шаг сканирования  $0,02^\circ$ . Фокусировка на исследуемом участке и вывод поверхности образца в центр фокусирующей окружности осуществлялись с помощью системы лазерного наведения. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 (Германия) линейного типа с числом каналов 160. Идентификацию фаз осуществляли в программном обеспечении к дифрактометру Diffrac EVA (version 4.2.1) (США)

с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Измерение твердости по Роквеллу наплавленных сплавов проводили согласно ГОСТ 9013-59. Измерения проводились по шкале HRC на твердомере ИТБРВ-187,5-А.

Износостойкость наплавленных сплавов оценивали при испытании образцов на трение о закрепленные абразивные частицы по ГОСТ 17367-71. Для более точной оценки относительной износостойкости сравнение исследуемого и эталонного образцов проводили по измерению линейного и весового износа по формуле:

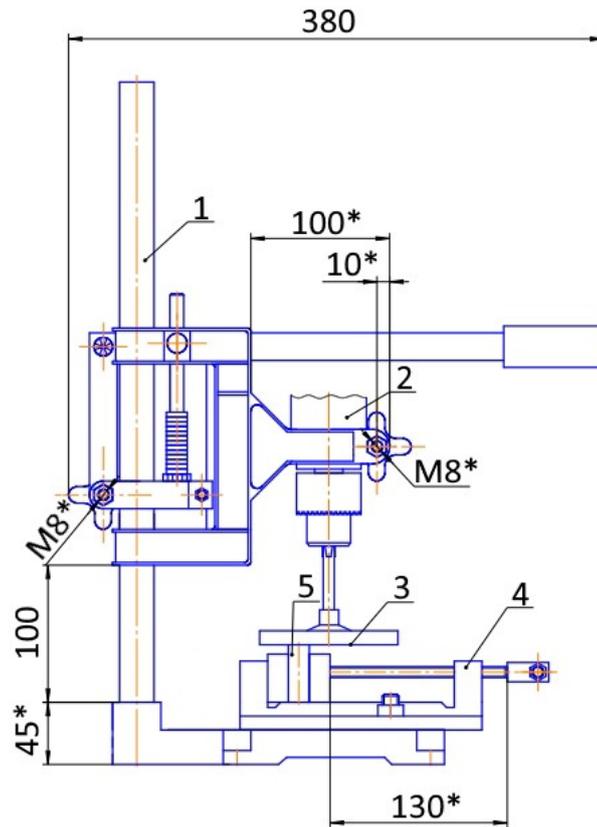
$$\varepsilon = \frac{\Delta l_s}{\Delta l_m},$$

где  $l_s$  – износ эталона;

$\Delta l_m$  – износ испытываемого материала.

При определении степени износа в качестве эталонного материала использовали сталь 45.

Для исследования износостойкости была применена установка, позволяющая обеспечивать стабильную нагрузку на исследуемый образец (рис. 5). Установка состоит из станины с закрепленным приводом, соединенным с металлическим диском. Металлический диск снабжен зажимами, с помощью которых на нем крепится абразивная шкурка. На станине под диском расположены



**Рис. 5.** Установка для испытания износостойкости наплавленных образцов:  
 1 – станина; 2 – привод; 3 – металлический диск с зажимами; 4 – тиски; 5 – испытуемый образец  
**Fig. 5.** Installation for testing wear resistance of deposited samples:  
 1 – frame; 2 – drive; 3 – metal disk with clamps; 4 – vice; 5 – test sample

тиски для установки испытуемых образцов. Установка снабжена таймером, позволяющим задавать необходимое время испытаний. Давление на образец при испытании регулируется установкой грузов на рычаг.

Термическую стойкость определяли при выдержке образцов в муфельной печи SNOL 30/1100 при температуре 950 °С, затем производили их взвешивание через равные промежутки времени. На основании полученных данных были составлены диаграммы, показывающие зависимость изменения массы образцов от времени пребывания в печи при определенной температуре (950 °С).

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования однодуговой наплавки алюминиевой электродной проволоки на сталь 20 показали, что в выбранном диапазоне режимов формируются валики с различными геометрическими параметрами и стабильностью процесса наплавки. Условно можно разделить диапазоны режимов, при которых формируются валики с низкой, средней и высокой стабильностью процесса наплавки. В качестве критерия стабильности процесса наплавки была выбрана однородность геометрических параметров наплаваемых валиков по высоте и по ширине. Данный критерий свидетельствует о стабильности каплепереноса при формировании наплавленных валиков, а также является необходимым при наплавке поверхности и обеспече-

нии более равномерного распределения химических элементов и отсутствия дефектов в виде межваликовых несплавлений при многопроходной наплавке поверхности.

Низкая стабильность процессов наплавки (рис. 6) наблюдается при следующих режимах: скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п Al}$ ) 3 м/мин, диапазон напряжения на дуге ( $U_{д Al}$ ) от 10 до 20 В. Скорость наплавки ( $V_{н}$ ) при этом составляла от 0,1 до 0,2 м/мин. При увеличении показателей напряжения в указанном диапазоне режимов наблюдается сплавление токоведущего наконечника горелки. При увеличении скорости подачи алюминиевой электродной проволоки до 4 м/мин при прочих равных параметрах, указанных выше, наблюдается средняя стабильность процесса наплавки (рис. 7). В данном диапазоне режимов наблюдается более равномерное формирование наплавленных валиков.

Увеличение напряжения на дуге ( $U_{д Al}$ ) до 22,5 В при скорости подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п Al}$ ) 4 м/мин в диапазоне скоростей наплавки ( $V_{н}$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин приводит к снижению стабильности процесса наплавки (рис. 8), а напряжение на дуге свыше 22,5 В приводит к расплавлению токоведущего наконечника.

При скорости подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п Al}$ ) от 5 до 6 м/мин с напряжением на дуге ( $U_{д Al}$ ) от 15 до 25 В и скорости наплавки ( $V_{н}$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин наблюдаются валики со стабильными геометрическими параметрами (рис. 9).



**Рис. 6.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=3$  м/мин;  $U_d Al=20$  В;  $V_n=0,15$  м/мин  
**Fig. 6.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=3$  m/min;  $U_{arc} Al=20$  V;  $V_s=0.15$  m/min



**Рис. 7.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=4$  м/мин;  $U_d Al=12,5$  В;  $V_n=0,15$  м/мин  
**Fig. 7.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=4$  m/min;  $U_{arc} Al=12.5$  V;  $V_s=0.15$  m/min



**Рис. 8.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=4$  м/мин;  $U_d Al=22,5$  В;  $V_n=0,1$  м/мин  
**Fig. 8.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=4$  m/min;  $U_{arc} Al=22.5$  V;  $V_s=0.1$  m/min



**Рис. 9.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n Al=6$  м/мин;  $U_d Al=25$  В;  $V_n=0,15$  м/мин  
**Fig. 9.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w Al=6$  m/min;  $U_{arc} Al=25$  V;  $V_s=0.15$  m/min

Стабильность процесса наплавки определяется прежде всего режимами наплавки, однако на стабильность процесса наплавки и качество формирования наплавленных сплавов также влияет угол ввода электродной проволоки относительно наплавляемой поверхности.

Замечено, что, изменяя угол наклона горелки ( $\alpha$ ) с 30 до 90°, можно наблюдать незначительное уменьшение ширины ( $e$ ) наплавленных валиков и незначительное увеличение высоты наплавленных валиков ( $g$ ) и глубины проплавления ( $h$ ). Увеличение угла наклона горелки на 1° приводит к уменьшению ширины шва примерно на 0,038 мм, увеличению высоты шва на 0,016 мм и увеличению глубины проплавления примерно на 0,003 мм. В наибольшей степени изменение угла наклона горелки с 90 до 30° приводит к увеличению потерь электродной проволоки на разбрызгивание (рис. 10).

Геометрические параметры наплавленных валиков зависят от режимов наплавки. Увеличение напряжения на дуге ( $U_d$  Al) в указанном диапазоне режимов приводит к увеличению ширины наплавленных валиков ( $e$ ) и незначительному увеличению глубины проплавления ( $h$ ), высота наплавленных валиков ( $g$ ) при этом уменьшается. Увеличение скорости наплавки ( $V_n$ ) в указанном диапазоне режимов приводит к уменьшению ширины ( $e$ ) и высоты ( $g$ ) наплавленных валиков, глубина проплавления ( $h$ ) при этом незначительно увеличивается. Увеличение скорости подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) в указанном диапазоне режимов приводит к увеличению геометрических параметров наплавленных сплавов, таких как ширина ( $e$ ) и высота ( $g$ ) наплавленных валиков и глубина проплавления ( $h$ ) основного металла. Геометрические параметры наплавленных сплавов при однодуговой наплавке описываются уравнениями регрессии:

$$e = -0,542 + 0,557 \times U_d \text{ Al} - 22,437 \times V_n + 1,258 \times V_{п/п} \text{ Al} - 0,098 \times \alpha ;$$

$$g = 7,309 - 0,136 \times U_d \text{ Al} - 16,460 \times V_n + 0,281 \times V_{п/п} \text{ Al} + 0,016 \times \alpha ;$$

$$h = -1,703 + 0,044 \times U_d \text{ Al} + 0,476 \times V_n + 0,146 \times V_{п/п} \text{ Al} + 0,003 \times \alpha .$$

Обнаружено, что из рассмотренного широкого диапазона режимов наплавки интерметаллидные сплавы системы Fe–Al образуются в более узком интервале режимов. Интерметаллидные сплавы образуются при следующих режимах наплавки: скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) 5–6 м/мин; напряжение на дуге ( $U_d$  Al) 20–25 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) 0,1–0,2 м/мин. При напряжении на дуге свыше 25 В наблюдается оплавление токоведущего наконечника, а при напряжении ниже 20 В наблюдается отсутствие проплавления основного металла (рис. 11), и наплавленный сплав представляет из себя чистый алюминий, который не подходит для использования в качестве защитного покрытия на стальных деталях. При скорости подачи алюминиевой электродной проволоки менее 5 м/мин во всем диапазоне режимов наплавленный металл представляет из себя алюминиевое покрытие на стали.

Содержание алюминия в наплавленных интерметаллидных валиках изменяется в диапазоне от 71,49 до 94,21 мас. % при угле наклона горелки 90° (угле ввода электродной проволоки относительно поверхности изделия).

Содержание алюминия в наплавленном металле зависит от режимов наплавки. Наибольшее влияние оказывают скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) (рис. 12) и скорость наплавки ( $V_n$ ) (рис. 13). Напряжение на дуге при прочих равных параметрах снижает содержание алюминия в наплавленном металле, но влияние напряжения на дуге ( $U_d$  Al) по своему значению статистически не значимо и практически не оказывает влияния на химический состав. При увеличении напряжения на дуге на 1 В при прочих равных параметрах наблюдается снижение содержания алюминия в наплавленном металле на 0,3 мас. %.

Исследование химического состава алюминидов железа и его структурных составляющих показали, что наплавленный металл представлен матричным сплавом на основе фаз  $\text{FeAl}_3 + \alpha\text{-Al}$  с включениями интерметаллидных фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  (рис. 14). Однако получение наплавленных сплавов с наличием фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  нежелательно в связи с высокой хрупкостью. Как показали результаты исследований, наплавленный металл разрушается (отслаивается от подложки) по линии сплавления, где содержание хрупких интерметаллидных включений на основе фаз  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$  максимально велико (рис. 15).

Становится очевидной необходимость получения наплавленных сплавов на основе более пластичных фаз, а именно  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и  $\text{FeAl}$ . Для снижения содержания алюминия в наплавленном металле была предложена двухдуговая наплавка с применением стальной электродной проволоки Св-08Г2С и алюминиевой электродной проволоки СвА7.

Режимы двухдуговой наплавки изменялись в следующих диапазонах: напряжение на дуге при использовании алюминиевой электродной проволоки ( $U_d$  Al) от 14 до 18 В; напряжение на дуге при использовании электродной проволоки Св-08Г2С ( $U_d$  Ст) от 23,5 до 27,5 В; скорость наплавки ( $V_n$ ) от 0,1 до 0,2 м/мин; скорость подачи алюминиевой электродной проволоки ( $V_{п/п}$  Al) от 3 до 5 м/мин; скорость подачи электродной проволоки Св-08Г2С ( $V_{п/п}$  Ст) от 3 до 4 м/мин. Как показали исследования, в выбранном диапазоне режимов формируются валики со стабильными геометрическими параметрами (рис. 16).

Химический состав наплавленных сплавов изменялся в зависимости от режимов наплавки в пределах от 7 до 27,5 мас. % алюминия и от 71,5 до 92 мас. % железа, содержание примесей не превышало 1 мас. %. Зависимость содержания алюминия и железа в наплавленном валике от режимов наплавки описывается уравнениями регрессии:

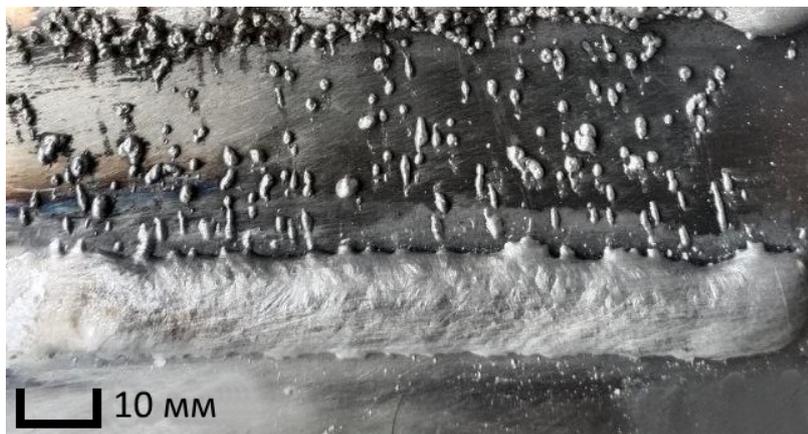
$$\text{Al} = 32,45 + 2,01 \times V_{п/п} \text{ Al} + 0,17 \times V_{п/п} \text{ Fe} + 1,64 \times V_n - 0,33 \times U_d \text{ Al} - 0,83 \times U_d \text{ Fe} ;$$

$$\text{Fe} = 66,8 - 1,99 \times V_{п/п} \text{ Al} - 0,18 \times V_{п/п} \text{ Fe} - 1,56 \times V_n + 0,33 \times U_d \text{ Al} + 0,82 \times U_d \text{ Fe} .$$

Неоднородность химического состава по сечению наплавленного металла не превышала 3 %.



*a*

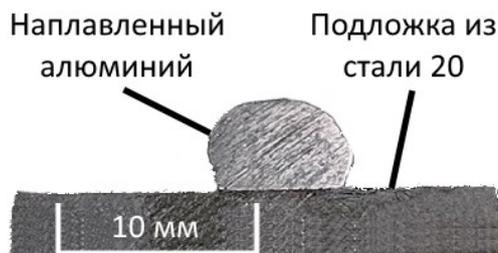


*b*

**Рис. 10.** Внешний вид наплавленного валика, полученного при следующем режиме:  
 $V_n/n\text{ Al}=6\text{ м/мин}$ ;  $U\partial\text{ Al}=25\text{ В}$ ;  $V_n=0,15\text{ м/мин}$ .

Угол наклона горелки: *a* –  $90^\circ$ ; *b* –  $30^\circ$

**Fig. 10.** External appearance of the welding bead produced in the following mode:  
 $V_f/w\text{ Al}=6\text{ m/min}$ ;  $U_{arc}\text{ Al}=25\text{ V}$ ;  $V_s=0.15\text{ m/min}$ . A torch tilt angle: *a* –  $90^\circ$ ; *b* –  $30^\circ$



**Рис. 11.** Поперечное сечение наплавленного алюминиевого валика, полученного при следующем режиме:

$V_n/n\text{ Al}=5\text{ м/мин}$ ;  $U\partial\text{ Al}=17,5\text{ В}$ ;  $V_n=0,2\text{ м/мин}$

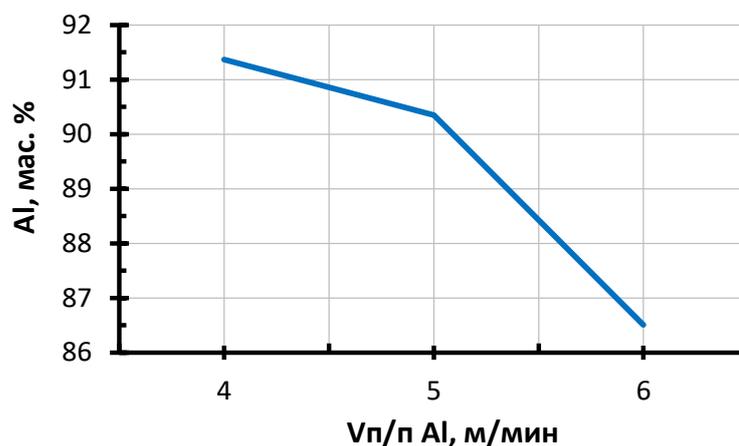
**Fig. 11.** Cross-section of the deposited aluminium bead produced in the following mode:  
 $V_f/w\text{ Al}=5\text{ m/min}$ ;  $U_{arc}\text{ Al}=17.5\text{ V}$ ;  $V_s=0.2\text{ m/min}$

Структура наплавленных сплавов представлена матричной фазой  $\alpha\text{-Fe}$  с частичным упорядочением по типу B2, а включения представляют собой карбидную фазу  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$  (рис. 17). Объем включений в матричной фазе изменяется в пределах от 3,26 до 18,95 %.

Твердость наплавленного металла изменяется в диапазоне от 20 до 58 HRC (рис. 18). Замечено, что с увеличением содержания алюминия твердость увеличивается, что связано с увеличением доли твердых интерметаллидных фаз в структуре покрытия.

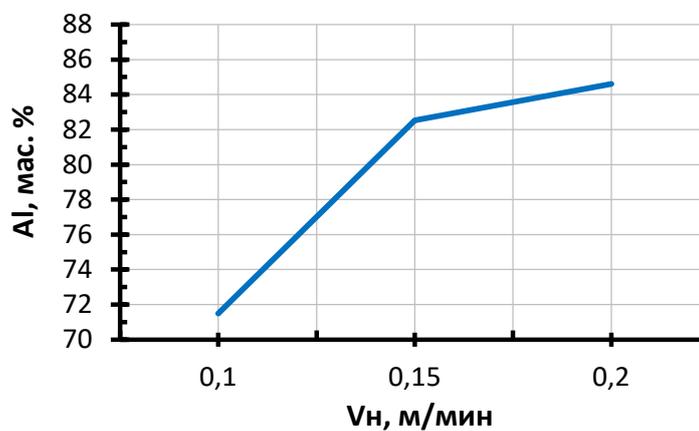
Относительная износостойкость наплавленного металла изменяется в диапазоне от 1,6 до 2,5 ед. Максимальная износостойкость наблюдается при содержании алюминия около 20 % (рис. 19).

Испытания жаростойкости в течение 3 000 ч при температуре  $950^\circ\text{C}$  показали, что наплавленный металл имеет высокую жаростойкость. Увеличение содержания алюминия «облагораживает» поверхность наплавленного валика, наличие оксидной пленки обеспечивает надежную защиту металла от контакта с атмосферой. Потеря массы



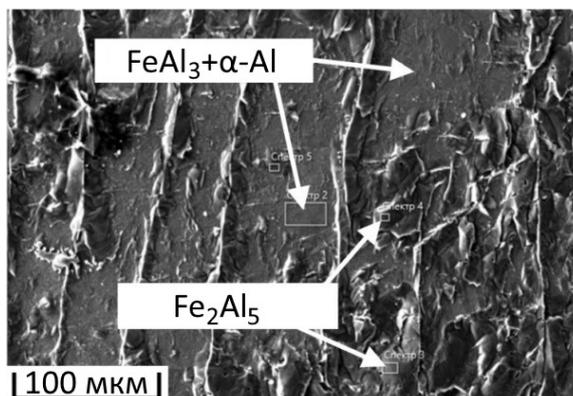
**Рис. 12.** Влияние скорости подачи алюминиевой электродной проволоки на содержание алюминия в наплавленном металле ( $U\delta Al=22,5$  В;  $V_n=0,1$  м/мин)

**Fig. 12.** Effect of the feed rate of the aluminium electrode wire on the aluminium content in the deposited metal ( $Uarc Al=22.5$  V;  $V_s=0.1$  m/min)



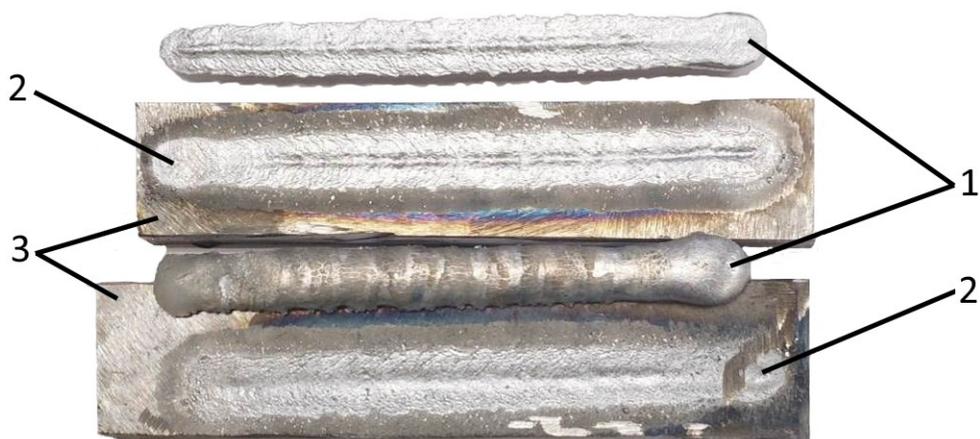
**Рис. 13.** Влияние скорости наплавки на содержание алюминия в наплавленном металле ( $U\delta Al=25$  В;  $V_n/n Al=5$  м/мин)

**Fig. 13.** Effect of surfacing speed on the aluminium content in the deposited metal ( $Uarc Al=25$  V;  $V_f/w Al=5$  m/min)



**Рис. 14.** Микроструктура наплавленного образца системы Fe–Al ( $V_n/n Al=5$  м/мин;  $U\delta Al=20$  В;  $V_n=0,15$  м/мин)

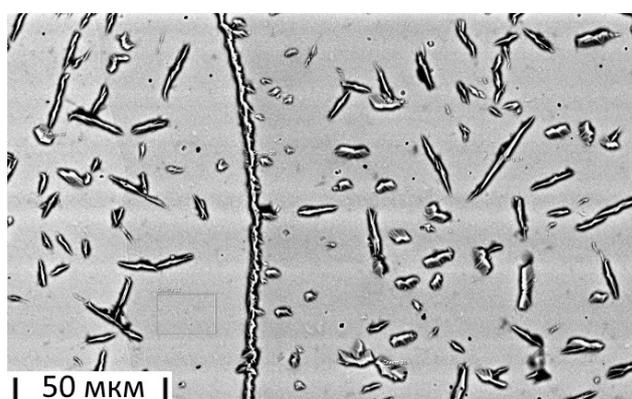
**Fig. 14.** Microstructure of the deposited sample of the Fe–Al system ( $V_f/w Al=5$  m/min;  $Uarc Al=20$  V;  $V_s=0.15$  m/min)



**Рис. 15.** Внешний вид наплавленных сплавов, отслоившихся от подложки:  
1 – наплавленные сплавы; 2 – граница разрушения; 3 – основной металл  
**Fig. 15.** External appearance of deposited alloys peeled off from the substrates:  
1 – deposited alloys; 2 – fracture boundaries; 3 – base metal



**Рис. 16.** Внешний вид наплавленного валика, полученного двухдуговой наплавкой при следующем режиме:  
 $V_n/n\text{ Al}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_n/n\text{ Fe}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_n=0,15\text{ м/мин}$ ;  $U_d\text{ Al}=17\text{ В}$ ;  $U_d\text{ Fe}=27,5\text{ В}$   
**Fig. 16.** External appearance of the welding bead produced by double-arc surfacing in the following mode:  
 $V_f/w\text{ Al}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_f/w\text{ Fe}=3\text{ м/мин}$ ;  $V_s=0,15\text{ м/мин}$ ;  $U_{arc}\text{ Al}=17\text{ В}$ ;  $U_{arc}\text{ Fe}=27,5\text{ В}$



**Рис. 17.** Микроструктура наплавленного образца с матричной фазой  $\alpha\text{-Fe}$  и 6 % включений фазы  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$   
**Fig. 17.** Microstructure of the deposited sample with the  $\alpha\text{-Fe}$  matrix phase and 6 % of  $\text{Fe}_3\text{AlC}_x$  phase inclusions

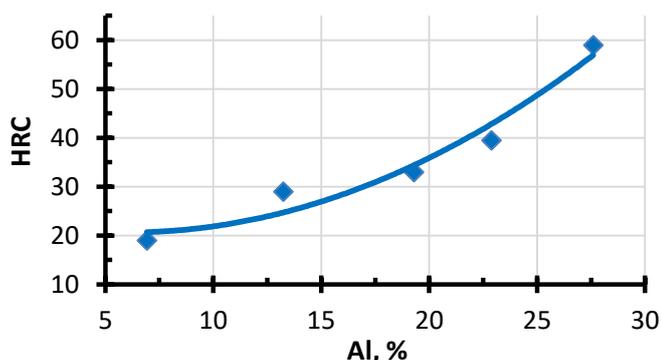


Рис. 18. Зависимость твердости наплавленного металла от процентного содержания алюминия  
 Fig. 18. Dependence of the hardness of the deposited metal on the percentage content of aluminium

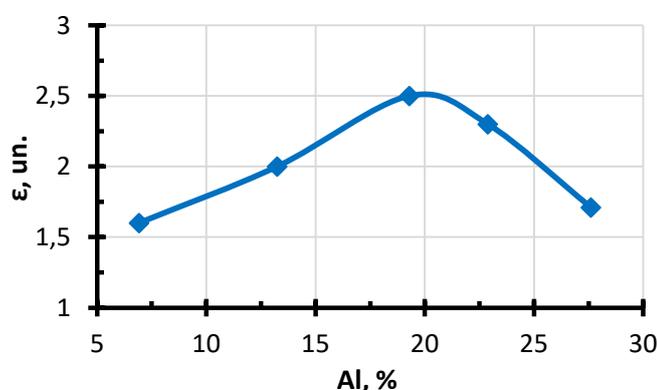


Рис. 19. Зависимость относительной износостойкости при абразивном изнашивании от процентного содержания алюминия  
 Fig. 19. Dependence of relative wear resistance under abrasive wear on the percentage content of aluminium

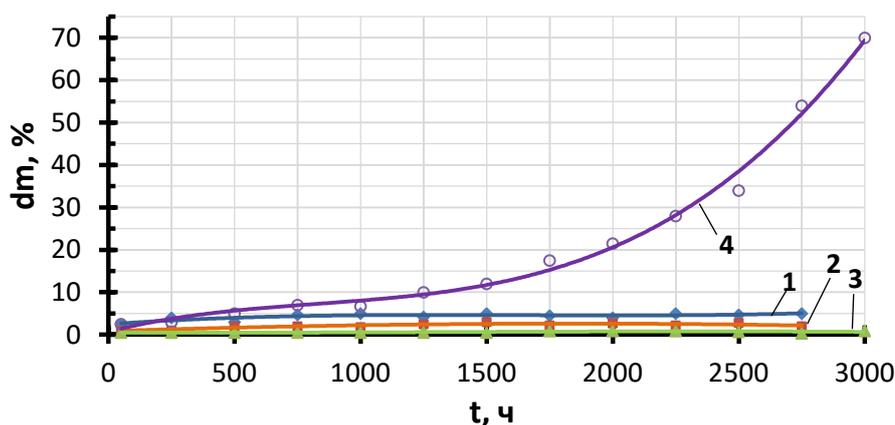
образцов при испытаниях на жаростойкость плавно уменьшается с повышением содержания алюминия с 9 до 20 %. При содержании алюминия 9–10 % потеря массы составляла около 5 %, а при содержании алюминия 17–20 % – не более 1 %. Содержание алюминия в наплавленном валике более 20 % приводит к появлению значительного количества трещин и микротрещин в наплавленном валике, что резко снижает жаростойкость металла при испытаниях. Потеря массы образцов с содержанием алюминия более 25 % составила при выдержке в течение 3 000 ч более 75 %. Таким образом, сплавы, содержащие от 15 до 20 % алюминия, обладают максимальной жаростойкостью (рис. 20).

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

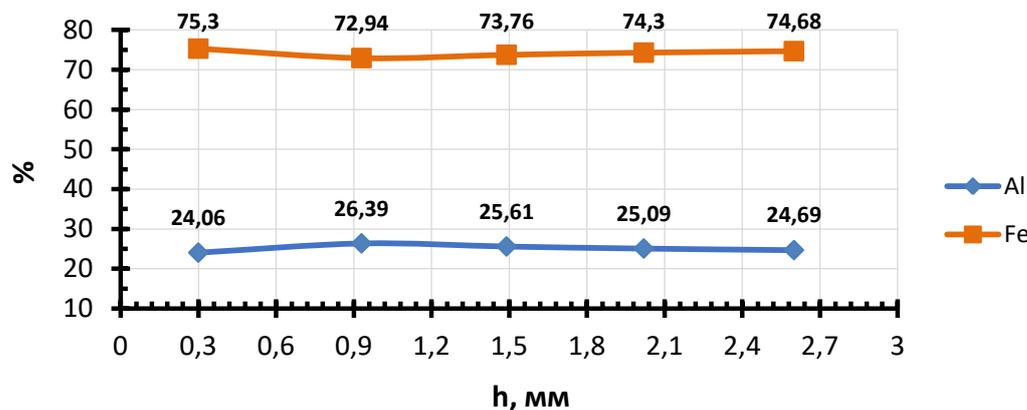
В ходе проведенного исследования было установлено, что однодуговая наплавка интерметаллидных сплавов системы Fe–Al с использованием алюминиевой электродной проволоки не обеспечивает стабильного и предсказуемого состава и свойств покрытий на основе алюминидов железа. Это связано с высоким содержанием алюминия в наплавленном металле и формированием сплавов на основе

фаз  $\text{FeAl}_3$  и  $\alpha\text{-Al}$ , а также интерметаллидных включений  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  и  $\text{FeAl}_3$ , что, по наблюдениям, приводит к отслоению наплавленного слоя от подложки.

Данное явление обусловлено, по всей видимости, неравномерным распределением интерметаллидных фаз и высокой концентрацией  $\text{FeAl}_3$ , что способствует образованию микротрещин и снижению пластичности наплавленного слоя, особенно по линии сплавления. В работах [6; 7] авторы рассматривают свойства и стремятся к формированию покрытий на основе интерметаллидных фаз  $\text{Fe}_3\text{Al}$  или  $\text{FeAl}$  в связи с их лучшими показателями пластичности и устойчивости к образованию трещин при комнатной температуре. В связи с этим для получения износостойких и долговечных покрытий на стальных деталях более перспективными являются методы, позволяющие формировать покрытия с химическим и фазовым составом на основе фаз  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и  $\text{FeAl}$ . Однако известные способы нанесения защитных покрытий на основе алюминидов железа позволяют получать покрытия с ограниченной толщиной слоя до 0,5 мм, что явно недостаточно для деталей горнодобывающего оборудования, работающих в условиях абразивного износа. Еще одним существенным ограничением существующих способов является



**Рис. 20.** Зависимость изменения массы образцов от времени их выдержки при температуре 950 °С с содержанием алюминия: 1 – 7 %; 2 – 14 %; 3 – 17 %; 4 – 25 %  
**Fig. 20.** Dependence of the change in the mass of samples on the time of their holding at a temperature of 950 °C with an aluminium content of: 1 – 7 %; 2 – 14 %; 3 – 17 %; 4 – 25 %



**Рис. 21.** График процентного содержания алюминия и железа по сечению наплавленного металла ( $U_d Al=14 В$ ;  $V_n/n Al=5 м/мин$ ;  $U_d Fe=23,5 В$ ;  $V_n/n Fe=3 м/мин$ ;  $V_n=0,1 м/мин$ )  
**Fig. 21.** Graph of the percentage content of aluminium and iron in the cross-section of the deposited metal ( $U_{arc} Al=14 V$ ;  $V_f/w Al=5 m/min$ ;  $U_{arc} Fe=23.5 V$ ;  $V_f/w Fe=3 m/min$ ;  $V_s=0.1 m/min$ )

невозможность нанесения покрытий в монтажных условиях и отсутствие перспективы по дальнейшему восстановлению покрытия после износа.

Поэтому для деталей горнодобывающей отрасли, работающих в сложных условиях эксплуатации, необходимо применять методы, сочетающие в себе возможности получения покрытий с фазовым составом на основе  $Fe_3Al$  или  $FeAl$ , а также возможностью получения покрытий толщиной более 0,5 мм. Такими методами могут являться автоматическая аргодуговая наплавка неплавящимся электродом [19] или двухдуговая наплавка с применением стальной и алюминиевой электродных проволок. В частности, двухдуговая технология позволяет добиваться лучшей однородности химического состава (рис. 21).

Изучение влияния режимов двухдуговой наплавки показало, что изменение скорости подачи проволоки,

напряжения и угла наклона горелки существенно влияет на свойства получаемых слоев. В частности, увеличение содержания алюминия до 27 мас. % способствует росту твердости наплавленных сплавов до 58 HRC. Однако при этом наблюдается снижение пластичности и увеличение риска образования трещин.

Испытания на износ показали, что максимальная износостойкость достигается при содержании алюминия около 20 %, что связано с оптимальным соотношением твердости и микроструктурной стабильности. Эти результаты совпадают с данными [10; 11], где отмечается, что содержание интерметаллидных фаз и их распределение существенно влияют на износостойкость покрытий. В то же время отсутствует прямая корреляция между твердостью и износостойкостью, что указывает на важность микроструктурных факторов, таких как размер и распределение интерметаллидных включений.

Что касается жаростойкости, то результаты показывают, что содержание алюминия в диапазоне 15–20 % обеспечивает максимальную устойчивость к высоким температурам. Это связано с образованием оксидной пленки, которая служит защитным барьером и препятствует окислению металла. Однако увеличение содержания алюминия свыше 20 % приводит к появлению микротрещин и снижению жаростойкости, что согласуется с данными [14; 16; 17], где отмечается, что избыток алюминия способствует образованию внутренних напряжений и дефектов.

Полученные результаты позволяют рекомендовать двухдуговую наплавку в качестве способа нанесения износостойких покрытий на основе алюминидов железа для деталей из низкоуглеродистых сталей, применяемых в горнодобывающей отрасли или в качестве заменителя дорогостоящих покрытий, так как она позволяет получать покрытия с толщиной до 5 мм. Обнаруженные закономерности позволяют сделать вывод, что оптимальный состав для износостойких и жаропрочных покрытий системы Fe–Al находится в диапазоне 15–20 % алюминия. Важным направлением дальнейших исследований является разработка методов контроля и стабилизации микроструктуры, а также изучение влияния дополнительных легирующих элементов на свойства покрытий. Кроме того, необходимо более подробно исследовать механизмы образования интерметаллидных фаз и их влияние на адгезию и долговечность покрытий.

Ограничением данного исследования является ограниченный диапазон режимов и отсутствие долговременных испытаний в условиях эксплуатации. В будущем планируется расширить диапазон режимов, а также провести испытания на износ и жаростойкость в условиях реальных эксплуатационных нагрузок.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Двухдуговая наплавка позволяет создавать износостойкие покрытия системы Fe–Al на изделиях из низкоуглеродистой стали, эксплуатируемых в условиях абразивного износа и высоких температур, достигающих 950 °С.

2. Контролируя параметры процесса двухдуговой наплавки, можно создавать наплавленные слои из интерметаллидных сплавов с заданными свойствами, адаптированными к конкретным условиям эксплуатации благодаря варьированию их химического и фазового состава.

3. Химический состав наплавленных сплавов характеризуется содержанием алюминия в диапазоне от 7 до 27,5 мас. %. Основу структуры составляет матрица  $\alpha$ -Fe, частично упорядоченная по типу B2, а присутствующие включения представляют собой карбидную фазу  $Fe_3AlC_x$ . Объем карбидных включений варьируется от 3,26 до 18,95 %.

4. Сплавы системы Fe–Al, полученные двухдуговой наплавкой, обладают высокой твердостью (20–58 HRC), износостойкостью и жаростойкостью.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гречнева М.В., Толкачев С.А., Владимирцев И.К. Повышение износостойкости деталей горных машин //

Вестник Иркутского государственного технического университета. 2011. № 12. С. 26–29. EDN: [ONXUEZ](#).

2. Исагулов А.З., Квон С.С., Куликов В.Ю. Повышение износостойкости элементов горно-обогатительного оборудования // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. 2020. Т. 76. № 6. С. 609–613. DOI: [10.32339/0135-5910-2020-6-609-613](#).
3. Никитенко М.С., Князьков К.В., Абабков Н.В., Ожиганов Е.А. Разработка комплекса средств технической диагностики, восстановления и упрочнения элементов горнодобывающего оборудования // Горный информационно-аналитический бюллетень (научно-технический журнал). 2013. № S6. С. 447–456. EDN: [RYYJAP](#).
4. Короткова В.А., Замотина В.А. Восстановление деталей горного оборудования // Горный журнал. 2001. № 8. С. 53–58.
5. Иванов А.В., Приозерская О.Л. Перспективные способы наплавки и механической обработки восстанавливаемых деталей // Техничко-технологические проблемы сервиса. 2010. № 3. С. 7–9. EDN: [MVHIZL](#).
6. Palm M., Stein F., Dehm G. Iron aluminides // Annual Review of Materials Research. 2019. Vol. 49. P. 297–326. DOI: [10.1146/annurev-matsci-070218-125911](#).
7. Moszner F., Peng J., Suutala J., Jasnau U., Damayi M., Palm M. Application of iron aluminides in the combustion chamber of large bore 2-stroke marine engines // Metals. 2019. Vol. 9. № 8. Article number 847. DOI: [10.3390/met9080847](#).
8. Kumar A., Nayak S.K., Laha T. Comparative Study on Wear and Corrosion Behavior of Plasma Sprayed  $Fe_{73}Cr_2Si_{11}B_{11}C_3$  and  $Fe_{63}Cr_9P_5B_{16}C_7$  Metallic Glass Composite Coatings // Journal of Thermal Spray Technology. 2022. Vol. 31. P. 1302–1316. DOI: [10.1007/s11666-021-01280-1](#).
9. Metidji N., Younes A., Allou D., Dilmi N. Effect of zirconium on the corrosion behavior of  $FeAl_{40}Ti_3B$  intermetallic compounds for use in solar water heaters // Journal of Applied Electrochemistry. 2024. Vol. 54. P. 1267–1277. DOI: [10.1007/s10800-023-02033-4](#).
10. Ravi K., Batra U., Prakash U. Investigation of mechanical and wear characteristics of forged Fe–Al–C intermetallic quaternary alloyed with Zr/Ti // Journal of Materials Engineering and Performance. 2022. Vol. 31. P. 3127–3135. DOI: [10.1007/s11665-021-06424-6](#).
11. Metidji N., Younes A. Effects of boron, nickel and molybdenum content on the microstructure, mechanical behaviour and wear properties of FeAl alloy made by vacuum arc melting // Transactions of the Indian Institute of Metals. 2022. Vol. 75. P. 2691–2699. DOI: [10.1007/s12666-022-02639-w](#).
12. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an  $Fe_3Al$ –C intermetallic alloy: part I – mechanical properties and the effects of loading rate, heat treatment and test temperatures // International Journal of Metalcasting. 2022. Vol. 16. P. 1265–1275. DOI: [10.1007/s40962-021-00679-4](#).
13. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an  $Fe_3Al$ –C intermetallic alloy: part II – high temperature cyclic oxidation behavior // International Jour-

- nal of Metalcasting. 2023. Vol. 17. P. 1673–1680. DOI: [10.1007/s40962-022-00881-y](https://doi.org/10.1007/s40962-022-00881-y).
14. Deevi S.C. Advanced intermetallic iron aluminide coatings for high temperature applications // *Progress in Materials Science*. 2021. Vol. 118. Article number 100769. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100769](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100769).
  15. Martins N., Silva A.P., Cordeiro Da Silva G., Dos Dantos I.B., Santos C.E.D., Troysi F., Brito P. Characterization of Iron Aluminide Diffusion Coatings Obtained after Friction Surfacing // *Metals*. 2023. Vol. 13. Article number 461. DOI: [10.3390/met13030461](https://doi.org/10.3390/met13030461).
  16. Troysi F.D., Brito P.P. Development and characterization of an iron aluminide coating on mild steel substrate obtained by friction surfacing and heat treatment // *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2020. Vol. 111. № 9. P. 2569–2576. DOI: [10.1007/s00170-020-06310-w](https://doi.org/10.1007/s00170-020-06310-w).
  17. Mohammadkhani S., Bondar N., Vahdati-Khaki J., Hadad-Sabzevar M. Fabrication of Iron Aluminide Coatings ( $\text{Fe}_3\text{Al}$  and  $\text{FeAl}_3$ ) on Steel Substrate by Self-Propagating High Temperature Synthesis (SHS) Process // *Journal of Coating Science and Technology*. 2017. Vol. 4. № 2. P. 40–44. DOI: [10.6000/2369-3355.2017.04.02.2](https://doi.org/10.6000/2369-3355.2017.04.02.2).
  18. Chen Maolong, Yang Xuefeng, Zhang Zhiqiang, Gu Yanguang, Li Kunjie, Liu Yansheng, Ma Junbei. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface // *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2025. Vol. 137. № 1-2. P. 1–21. DOI: [10.1007/s00170-025-15204-8](https://doi.org/10.1007/s00170-025-15204-8).
  19. Ковтунов А.И., Бочкарев А.Г., Плахотный Д.И. Исследование процессов формирования наплавленных сплавов системы Fe-Al легированных Si // *Сварочное производство*. 2017. № 12. С. 3–7. EDN: [YRIBHU](https://www.edn.ru/yribhu).
  7. Moszner F., Peng J., Suutala J., Jasna U., Damayi M., Palm M. Application of iron aluminides in the combustion chamber of large bore 2-stroke marine engines. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 8, article number 847. DOI: [10.3390/met9080847](https://doi.org/10.3390/met9080847).
  8. Kumar A., Nayak S.K., Laha T. Comparative Study on Wear and Corrosion Behavior of Plasma Sprayed  $\text{Fe}_{73}\text{Cr}_2\text{Si}_{11}\text{B}_{11}\text{C}_3$  and  $\text{Fe}_{63}\text{Cr}_9\text{P}_5\text{B}_{16}\text{C}_7$  Metallic Glass Composite Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, vol. 31, pp. 1302–1316. DOI: [10.1007/s11666-021-01280-1](https://doi.org/10.1007/s11666-021-01280-1).
  9. Metidji N., Younes A., Allou D., Dilmi N. Effect of zirconium of the corrosion behavior of  $\text{FeAl}_{40}\text{Ti}_3\text{B}$  intermetallic compounds for use in solar water heaters. *Journal of Applied Electrochemistry*, 2024, vol. 54, pp. 1267–1277. DOI: [10.1007/s10800-023-02033-4](https://doi.org/10.1007/s10800-023-02033-4).
  10. Ravi K., Batra U., Prakash U. Investigation of mechanical and wear characteristics of forged Fe-Al-C intermetallic quaternary alloyed with Zr/Ti. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, vol. 31, pp. 3127–3135. DOI: [10.1007/s11665-021-06424-6](https://doi.org/10.1007/s11665-021-06424-6).
  11. Metidji N., Younes A. Effects of boron, nickel and molybdenum content on the microstructure, mechanical behaviour and wear properties of FeAl alloy made by vacuum arc melting. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2022, vol. 75, pp. 2691–2699. DOI: [10.1007/s12666-022-02639-w](https://doi.org/10.1007/s12666-022-02639-w).
  12. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an  $\text{Fe}_3\text{Al}$ –C intermetallic alloy: part I – mechanical properties and the effects of loading rate, heat treatment and test temperatures. *International Journal of Metalcasting*, 2022, vol. 16, pp. 1265–1275. DOI: [10.1007/s40962-021-00679-4](https://doi.org/10.1007/s40962-021-00679-4).
  13. De Sousa Malafaia A.M., Maestro C.A.R., de Oliveira M.F. Alternative air induction melt–remelt processing of an  $\text{Fe}_3\text{Al}$ –C intermetallic alloy: part II – high temperature cyclic oxidation behavior. *International Journal of Metalcasting*, 2023, vol. 17, pp. 1673–1680. DOI: [10.1007/s40962-022-00881-y](https://doi.org/10.1007/s40962-022-00881-y).
  14. Deevi S.C. Advanced intermetallic iron aluminide coatings for high temperature applications. *Progress in Materials Science*, 2021, vol. 118, article number 100769. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100769](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100769).
  15. Martins N., Silva A.P., Cordeiro Da Silva G., Dos Dantos I.B., Santos C.E.D., Troysi F., Brito P. Characterization of Iron Aluminide Diffusion Coatings Obtained after Friction Surfacing. *Metals*, 2023, vol. 13, article number 461. DOI: [10.3390/met13030461](https://doi.org/10.3390/met13030461).
  16. Troysi F.D., Brito P.P. Development and characterization of an iron aluminide coating on mild steel substrate obtained by friction surfacing and heat treatment. *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2020, vol. 111, no. 9, pp. 2569–2576. DOI: [10.1007/s00170-020-06310-w](https://doi.org/10.1007/s00170-020-06310-w).
  17. Mohammadkhani S., Bondar N., Vahdati-Khaki J., Hadad-Sabzevar M. Fabrication of Iron Aluminide Coatings ( $\text{Fe}_3\text{Al}$  and  $\text{FeAl}_3$ ) on Steel Substrate by Self-Propagating High Temperature Synthesis (SHS) Process. *Journal of Coating Science and Technology*, 2017, vol. 4, no. 2, pp. 40–44. DOI: [10.6000/2369-3355.2017.04.02.2](https://doi.org/10.6000/2369-3355.2017.04.02.2).

## REFERENCES

1. Grechneva M.V., Tolkachev S.A., Vladimirtsev I.K. Increasing wear resistance of mining machinery parts. *Proceedings of Irkutsk State Technical University*, 2011, no. 12, pp. 26–29. EDN: [ONXUEZ](https://www.edn.ru/onxuez).
2. Isagulov A.Z., Kvon S.S., Kulikov V.Yu. Improving wear resistance of elements of mining and processing equipment. *Ferrous Metallurgy. Bulletin of Scientific, Technical and Economic Information*, 2020, vol. 76, no. 6, pp. 609–613. DOI: [10.32339/0135-5910-2020-6-609-613](https://doi.org/10.32339/0135-5910-2020-6-609-613).
3. Nikitenko M.S., Knyazkov K.V., Ababkov N.V., Ozhiganov E.A. Development of diagnostic, restoration and strengthening complex for mining equipment. *Mining Informational and Analytical Bulletin*, 2013, no. S6, pp. 447–456. EDN: [RYYJAP](https://www.edn.ru/ryyjap).
4. Korotkova V.A., Zamotina V.A. Restoration of mining equipment components. *Gornyi zhurnal*, 2001, no. 8, pp. 53–58.
5. Ivanov A.V., Priezorskaya O.L. Promising methods of welding deposition and machining of parts restored. *Technico-tehnologicheskie problemy servisa*, 2010, no. 3, pp. 7–9. EDN: [MVHEZL](https://www.edn.ru/mvhezl).
6. Palm M., Stein F., Dehm G. Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, 2019, vol. 49, pp. 297–326. DOI: [10.1146/annurev-matsci-070218-125911](https://doi.org/10.1146/annurev-matsci-070218-125911).

18. Chen Maolong, Yang Xuefeng, Zhang Zhiqiang, Gu Yanguang, Li Kunjie, Liu Yansheng, Ma Junbei. Research status of laser cladding technology on aluminum alloy surface. *The International journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2025, vol. 137, no. 1-2. pp. 1–21. DOI: [10.1007/s00170-025-15204-8](https://doi.org/10.1007/s00170-025-15204-8).
19. Kovtunov A.I., Bochkarev A.G., Plakhotnyy D.I. Study of the processes of formation of deposited alloys of the Fe–Al system alloyed with Si. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2017, no. 12, pp. 3–7. EDN: [URIBHU](https://www.edn.ru/uribhu/).

UDC 621.791.927.5

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-1

## Features of arc surfacing of intermetallic alloys of the Fe–Al system on the surface of low-carbon steels

**Aleksandr G. Bochkarev**<sup>1,3</sup>, PhD (Engineering),  
assistant professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”  
**Aleksandr I. Kovtunov**<sup>1,4</sup>, Doctor of Sciences (Engineering),  
professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”  
**Denis I. Plakhotny**<sup>1,5</sup>, senior lecturer  
of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”  
**Yuri Yu. Khokhlov**<sup>1,6</sup>, Head of the Laboratory  
of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”  
**Savely O. Belonogov**<sup>2,7</sup>, engineer  
of the Laboratory of Destructive Inspection Methods  
**Ivan V. Vedeneev**<sup>2,8</sup>, engineer  
of the Laboratory of Non-Destructive Inspection

<sup>1</sup>Togliatti State University, Togliatti (Russia)

<sup>2</sup>LLC Middle Volga Certification and Diagnostic Center “Delta”, Togliatti (Russia)

\*E-mail: a.bochkarev5@tlttsu.ru,  
a.bochkarev93@mail.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7945-1634>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7705-7377>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2021-8974>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5276-8957>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-9788-9967>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-4159-526X>

Received 17.04.2025

Revised 10.06.2025

Accepted 13.08.2025

**Abstract:** The durability of industrial components is largely determined by the materials they are made of. Often, the materials used must be resistant to wear, corrosion, and high temperatures. Advanced materials, such as high-strength alloy steels, are expensive and have limited weldability, which complicates the restoration of worn components. Fe–Al alloys having high corrosion resistance, wear resistance, and heat resistance at a lower cost are considered as an alternative. The objective of this study is to increase the wear resistance and heat resistance of low-carbon steel components by studying the processes of arc surfacing of iron aluminides and their properties. The study methodology included single-arc and double-arc surfacing using aluminium and steel electrode wires, analysis of the chemical composition of the deposited coatings, their hardness, wear resistance, and heat resistance. The results showed that single-arc surfacing forms alloys based on FeAl<sub>3</sub> and α-Al phases with Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> and FeAl<sub>3</sub> inclusions, while double-arc surfacing produces alloys more saturated with iron with an α-Fe matrix phase and a Fe<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub> carbide phase. The resulting alloys demonstrate a hardness of up to 58 HRC, a relative wear resistance of up to 2.5 units, and a weight loss of no more than 5 % with an aluminium content of up to 20 %, which indicates their potential for use under high loading conditions. The results confirm the feasibility of using iron aluminides as an inexpensive alternative to expensive coatings, which expands the possibilities for increasing the wear resistance and heat resistance of components in industry.

**Keywords:** arc surfacing; intermetallic alloys; iron aluminides; low-carbon steel; hardness; wear resistance; heat resistance.

**For citation:** Bochkarev A.G., Kovtunov A.I., Plakhotny D.I., Khokhlov Yu.Yu., Belonogov S.O., Vedeneev I.V. Features of arc surfacing of intermetallic alloys of the Fe–Al system on the surface of low-carbon steels. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 11–25. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-1.

**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).

## Схема получения композиционного материала на основе конструкционного алюминиевого сплава методом прямого прессования

*Бушуева Наталья Игоревна*<sup>\*1</sup>, аспирант,  
инженер-исследователь научной лаборатории «Обработка металлов давлением»

*Логинов Юрий Николаевич*<sup>2</sup>, доктор технических наук,  
профессор кафедры обработки металлов давлением

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

\*E-mail: n.i.bushueva@urfu.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0603-8785>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7222-2521>

Поступила в редакцию 30.06.2025

Пересмотрена 19.08.2025

Принята к публикации 01.09.2025

**Аннотация:** Исследование посвящено разработке технологии получения биметаллического прутка из высокопрочного сплава 7075 с плакирующим слоем из алюминия 1100, которая направлена на улучшение коррозионной стойкости при сохранении механических свойств. Особенностью предложенной технологии является применение дополнительной передней заготовки из чистого алюминия для процесса прямого прессования прутка из сплава 7075. Проведено численное моделирование процесса прямого прессования композитной заготовки в программном комплексе DEFORM с использованием метода конечных элементов. Проведен анализ влияния температурно-скоростных условий процесса на формирование плакирующего слоя. Для этого была выполнена постановка четырех задач с варьированием режимов нагрева заготовок и инструментов. Установлено, что получить тонкий плакирующий слой удастся при температуре нагрева основного сплава 7075, равной 360 °С, и температуре плакирующего слоя, равной 20 °С, что обеспечивает равномерное распределение покрытия по длине прутка без признаков расслоения. Анализ напряженно-деформированного состояния материалов в ходе прессования показал, что вариант использования дополнительной заготовки в холодном состоянии позволяет сохранять достаточную сплошность для формирования непрерывного плакирующего покрытия, в то время как нагрев до 300 °С и выше приводит к его разрыву из-за локализации деформации. Разработанный подход может быть использован для снижения себестоимости изделий за счет уменьшения расхода дорогостоящего сплава 7075 при одновременном повышении коррозионной стойкости за счет применения плакировки из чистого алюминия. Перспективы развития дальнейших исследований связаны с оптимизацией режимов прессования для различных типоразмеров прутков.

**Ключевые слова:** прессование; метод конечных элементов; композиционные материалы; алюминиевый сплав 7075; плакирующий слой.

**Благодарности:** Статья подготовлена по материалам докладов участников XII Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025), Тольятти, 15–19 сентября 2025 года.

**Для цитирования:** Бушуева Н.И., Логинов Ю.Н. Схема получения композиционного материала на основе конструкционного алюминиевого сплава методом прямого прессования // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 27–37. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-2.

### ВВЕДЕНИЕ

Современные требования к повышению топливной эффективности, снижению массы конструкций и минимизации вредных выбросов углекислого газа обосновывают поиск и разработку перспективных легких материалов и технологий их обработки. В данном аспекте алюминий и его сплавы представляют интерес как перспективные конструкционные материалы, что обусловлено оптимальным сочетанием их физико-механических характеристик [1; 2]. Однако для разработки новых видов продукции, работающих, например, в экстремальных условиях, необходимо точное прогнозирование их поведения на различных стадиях изготовления (в частности, в ходе обработки давлением).

Актуальность прогнозирования свойств на этапе проектирования технологий изготовления изделий также обуславливается продолжающимся ростом цен на

металлы. По источникам зарубежной базы данных Fastmarkets, индикаторы которой используются в контрактах, биржевой торговле и финансовых расчетах, стоимость литого слитка из сплавов серии 5000 и 6000 варьируется в диапазоне \$ 2,5–4 за кг. Для сплавов серии 7000 цена оказывается значительно выше, поскольку эти сплавы относятся к классу высокопрочных и труднодеформируемых. Несмотря на высокие прочностные характеристики сплава 7075, его широкое применение в аэрокосмической отрасли сдерживается необходимостью дальнейшего улучшения комплекса эксплуатационных свойств, в частности коррозионной стойкости и усталостной долговечности.

Производители заинтересованы в сокращении расходов, особенно в сферах производства изделий из дорогостоящих металлов, где даже небольшая экономия на тонне материала дает значительную финансовую

выгоду. Для изготовления сплавов 6061, 6065 и 7075 в качестве сырья традиционно используется первичный алюминий с минимальным содержанием примесей. В текущих реалиях существует проблема поставки такого вида сырья из-за геополитической обстановки в мире. В частности, речь идет о вводе новых повышенных тарифов таможенных пошлин на товары. Производители металлопродукции выражают обеспокоенность, поскольку теперь им придется платить значительно более высокую сумму за высокочистый материал. Независимо от того, является ли предприятие производителем, например, обрабатывающего инструмента или листового проката, это негативно сказывается на всех видах производства, поскольку таможенные тарифы в конечном итоге включаются в стоимость металла. Для случая, рассматриваемого в данной работе, в стоимость изделия входит как изготовление литого металла, так и дальнейшее производство прессованного полуфабриката, что оказывает значительное влияние на конечную стоимость продукции. К тому же динамика цен на алюминиевую продукцию продолжает сохранять растущий характер. По данным за 2024 г., цены на сплав 7075 стабильно превышают \$ 20 за кг<sup>1</sup>, что диктуется в том числе высоким спросом в аэрокосмическом секторе. Одним из решений, направленных на улучшение производительности при сохранении качества продукции, может быть применение композиционных заготовок, в которых функционально нагруженные участки содержат дорогостоящие металлы, а остальные части изготовлены из более дешевых алюминиевых сплавов или самого алюминия.

Хотя экспериментальные методы остаются основным инструментом исследования, численное моделирование предоставляет значительные преимущества, включая экономию времени и средств, а также более глубокий анализ по сравнению с экспериментальными подходами [3]. Это обуславливает актуальность изучения свойств дорогостоящих сплавов, таких как сплавы серии 7000.

Недавние исследования коррозионного поведения алюминиевого сплава 7075 выявили его восприимчивость к различным агрессивным средам: в растворах NaCl наблюдается интенсивная межкристаллитная коррозия с образованием шероховатостей поверхности и охрупчиванием зерен на глубину до 150 мкм [4]. Скорость коррозии минимальна при нейтральном параметре pH благодаря формированию защитного оксидного слоя, тогда как кислые и щелочные среды ускоряют процесс [5]. Биологические факторы также оказывают существенное влияние. Например, грибок *Aspergillus niger* увеличивает скорость равномерной и локальной коррозии в 3,7 и 22,4 раза соответственно по сравнению с абиотическими условиями [6], а сульфатовосстанавливающие бактерии в морской воде ускоряют коррозию, полностью разрушая защитную пленку через 14 дней [7]. Эти данные демонстрируют сложное взаимодействие факторов окружающей среды, влияющих на коррозионное поведение сплава 7075, и подчеркивают необходимость разработки специализированных методов защиты для различных условий эксплуатации.

Из-за высоких показателей прочности сплавов серии 7000, обуславливающих их затрудненную деформацию в ходе обработки давлением [8], традиционный

метод прессования, как правило, ограничен скоростью 1–2 м/мин из-за риска возникновения поверхностных дефектов [9].

В зарубежной практике разработка новых способов прессования имеет высокую популярность. Так, например, учеными из Тихоокеанской Северо-Западной национальной лаборатории (PNNL, США) была создана технология Shear Assisted Processing and Extrusion (ShAPE), позволяющая достигать скорости прессования 12,2 м/мин для сплава 7075 без образования разрывов поверхности, обеспечивая после термической обработки T6 высокие показатели механических свойств [10].

Учитывая выявленную высокую чувствительность сплава 7075 к различным видам коррозии, особую актуальность приобретают исследования, направленные на разработку композитных модификаций этого материала. Например, известны технологии получения композитов из алюминиевых сплавов с помощью прокатки. Такой способ является более экономичной альтернативой нанесению защитных покрытий химическими или гальваническими методами. В [11; 12] разработана математическая модель эволюции зерна и плотности дислокаций при холодной асимметричной прокатке чистого алюминия (Al 99,5 %) и сплава 7075 в режиме интенсивной пластической деформации.

Исследования показали, что армирование сплава 7075 керамическими частицами, такими как SiC и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, значительно повышает коррозионную стойкость в различных средах [13]. Метод литья с перемешиванием подтвердил свою эффективность для изготовления металломатричных композитов на основе сплава 7075 с керамическими наночастицами, обеспечивая значительное улучшение механических свойств [14], что особенно актуально в свете растущего спроса аэрокосмической отрасли на легкие материалы.

В производственной практике принято применять плакировку чистым алюминием для снижения вероятности образования трещин и повышения коррозионной стойкости. Известны следующие способы нанесения плакировки на алюминиевые сплавы: совместная горячая прокатка, если речь идет о листовом продукте, сварка трением с перемешиванием для аэрокосмических сплавов [15], прокатка алюминиевого порошка на подложку [16], а также метод, предполагающий обжатие цилиндра из алюминиевого сплава в полую оболочку из чистого алюминия с последующей ковкой, прокаткой и холодным волочением [17]. При этом процесс плакировки позволяет получить композит с улучшенными характеристиками. Например, проволока с плакировкой демонстрирует более высокую электропроводность по сравнению с расчетными значениями при сохранении прочностных свойств.

Цель исследования – разработка способа получения композитного прутка на основе сплава 7075 с плакирующим слоем из алюминия 1100 методом прямого прессования для повышения устойчивости к коррозии.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для прогнозирования возможности реализации технологии получения прутка из сплава 7075 с плакирующим слоем из чистого алюминия марки 1100 решалась задача численного моделирования с использованием

<sup>1</sup> Aluminium reliant industries not spared from the impact of tariffs // Fastmarkets. URL: <https://www.fastmarkets.com/insights/us-aluminium-tariffs-impact-prices/>.

специализированного программного комплекса, основанного на методе конечных элементов DEFORM-2D.

Использован пластический тип деформируемого материала. Количество элементов сетки для основной заготовки – 12 000; для дополнительной – 1 700 (размер сетки подобран с учетом размера элемента в соответствии с объемом заготовок). На рис. 1 представлена САД-модель исходной геометрии в 3D-визуализации. Исходный диаметр заготовки равен 750 мм. Конечный диаметр прутка – 360 мм. Диаметр контейнера – 800 мм. Угол конусности матрицы – 75°. Размеры и другие параметры выбраны из практики работы одного из предприятий.

На рис. 2 представлены кривые упрочнения материалов для рассматриваемых интервалов температур.

Был назначен показатель трения по Зибелю, равный 0,5 на контакте заготовки с матрицей, и 1 – для остальных контактных пар<sup>2</sup>. Скорость прессования составляла 4,27 мм/с. При решении задач в DEFORM был включен параметр учета теплообмена материалов заготовок с инструментом. Теплопроводность в соответствии с данными из библиотеки материалов DEFORM для рассматриваемых материалов составляла 180 Вт/(м·°C). Теплоемкость материала – 2,43 МДж/(м<sup>3</sup>·°C).

Согласно информации базы данных MatWeb, чистый алюминий обладает следующими термодинамическими параметрами: удельная теплота плавления  $q_f=387$  кДж/кг, удельная теплоемкость  $c=900$  Дж/(кг·°C), температура плавления  $t_m=660$  °C.

Для каждой серии сплавов характерны определенные диапазоны термодинамических свойств, что обусловлено непостоянством химического состава даже в пределах одной марки. Например, сплавы серии 1000 содержат свыше 99 % алюминия, но из-за наличия микропримесей их фазовые диаграммы могут демонстрировать не только линию ликвидус, но и линию солидус, что в некоторых случаях приводит к снижению температуры плавления по сравнению с чистым алюминием. Наименьшие значения температуры плавления характерны для сплавов серии 7000, что объясняется присутствием в их составе легкоплавкого цинка.

Для упрощения инженерных расчетов в таблице 1 приведены средние значения удельной теплоемкости  $c_m$  и температуры плавления  $t_m$  [18]. Дополнительно вычислен параметр  $\Delta$  (%), характеризующий отклонение средней температуры плавления сплава от температуры плавления алюминия серии 1000. Наибольшее расхождение (до 13 %) наблюдается у сплавов серии 7000. Этот показатель позволяет оценить потенциальную погрешность при расчете энергозатрат, если в качестве основы принимаются параметры чистого алюминия, а фактически обрабатывается сплав.

Учет специфики термодинамических свойств алюминиевых сплавов различных серий является критически важным для точного моделирования технологических процессов и минимизации ошибок в инженерных расчетах.

Для реализации технологии нанесения плакировки в процессе прессования прутка с использованием дополнительной передней заготовки из чистого алюминия необходимо подобрать корректные граничные условия процесса. В частности, сложность представляет подбор тем-

пературных режимов, поскольку чистый алюминий, очевидно, обладает большей пластичностью, чем сплав 7075.

Было выбрано несколько вариаций температурных режимов процесса (таблица 2). Выбор температурных режимов для сплава 7075 осуществлялся в соответствии с рекомендациями из пособия<sup>3</sup>, где отмечается, что оптимальным температурным режимом является интервал 360–430 °C.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В ходе моделирования для температурных режимов № 1–3 (таблица 2) были получены неудачные результаты. При выходе изделия из калибрующей зоны матрицы наблюдается отрыв материала плакировки от основной заготовки. Для режимов № 1 и 3 наблюдается аналогичный эффект отслоения плакировки.

При температурном режиме № 2 материал плакировки интенсивно разогревается в очаге деформации – более чем на 100 °C от изначальной температуры, равной 300 °C. Скорость разогрева материала дополнительной заготовки не позволяет достичь желаемого результата. При этом понижать температуру нагрева инструментов нерационально, поскольку сплав 7075 является труднодеформируемым и такое решение, очевидно, приведет к негативному результату.

Исходя из результатов, представленных на рис. 3 и 4, было принято решение осуществить попытку прессования без нагрева дополнительной заготовки (таблица 2, вариант № 4). Для этого варианта температурного режима удалось получить прутки с тонким равномерным плакирующим слоем. При этом отслоения материала дополнительной заготовки не происходит.

Как можно видеть из рис. 5, плакирующий слой из чистого алюминия наносится на прутки на протяжении всего процесса прессования. На установившейся стадии процесса прессования толщина плакирующего слоя равна 5 мм, что составляет 1,38 % от диаметра полученного изделия. Скорость истечения металла плакировки сдерживается за счет наличия больших сил трения на контакте с контейнером, характерных для процесса прямого прессования, что также проиллюстрировано на рис. 6.

Из рис. 7 видно, что при отсутствии нагрева дополнительной заготовки теплопередача происходит с умеренной интенсивностью. Напряжения течения материала дополнительной заготовки незначительно ниже (рис. 2 б), чем у основного металла (рис. 2 а), что предотвращает его отрыв от основной заготовки в процессе прессования.

Исходя из распределения скорости деформации (рис. 8), можно сделать вывод о том, что наибольшее значение скорости деформации характерно для зоны, прилегающей к калибрующему пояску матрицы. Здесь скорость деформации достигает значения  $\xi=0,5$  с<sup>-1</sup>.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результат прессования композитного прутка, представленный на рис. 3, был получен для первых трех вариантов постановки задачи (таблица 2, № 1–3). Для варианта № 2 была выбрана максимально возможная температура прессования сплава 7075 – 470 °C. Такой

<sup>2</sup> Логинов Ю.Н. Прессование как метод интенсивной деформации металлов и сплавов. Екатеринбург: УрФУ, 2016. 156 с.

<sup>3</sup> См. 2.

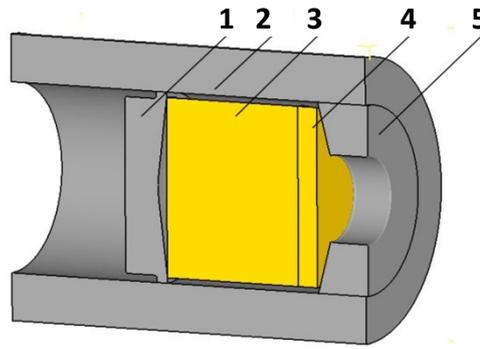


Рис. 1. Сборка для постановки задачи в 3D-визуализации: 1 – пресс-шайба; 2 – контейнер; 3 – основная заготовка; 4 – дополнительная заготовка; 5 – матрица

Fig. 1. Assembly for setting the task in 3D visualization: 1 – pressing disk; 2 – container; 3 – main workpiece; 4 – additional workpiece; 5 – matrix extrusion die

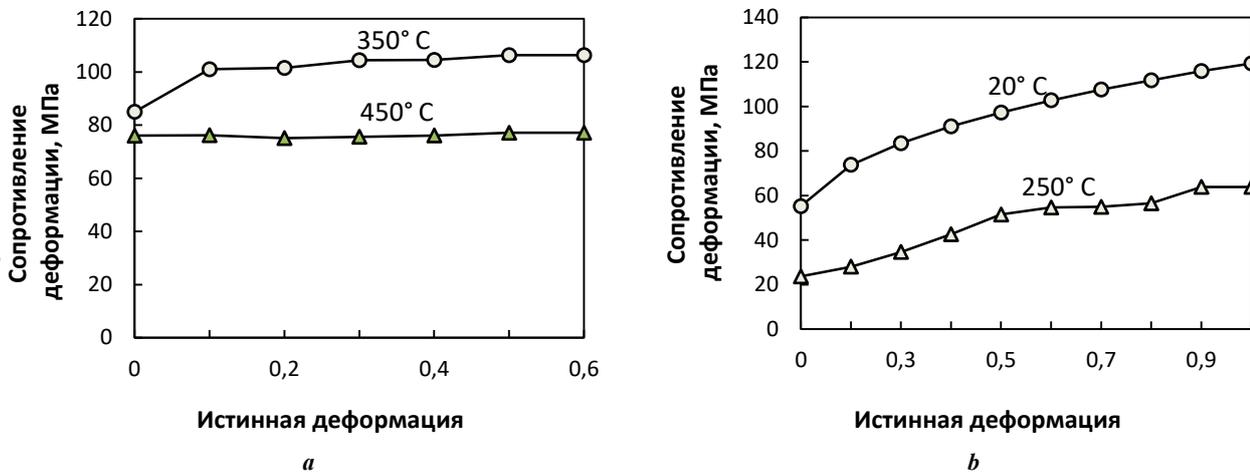


Рис. 2. Кривые упрочнения для материалов при скорости деформации  $\xi=0,1 \text{ c}^{-1}$ :

*a* – для сплава 7075; *b* – для алюминия 1100

Fig. 2. Hardening curves for materials at a strain rate of  $\xi=0.1 \text{ c}^{-1}$ :

*a* – for 7075 alloy; *b* – for 1100 aluminum

Таблица 1. Теплотехнические свойства сплавов алюминия по сериям [Привод. по: 18, с. 68]

Table 1. Thermal properties of aluminum alloys by series [Reference: 18, p. 68]

Серия сплава	Система	$c$ , Дж/(кг·град)	$c_m$ , Дж/(кг·град)	$t_m$ , °C	$t_{mm}$ , °C	$\Delta$ , %
1000	Al	900–904	902	643–660	652	0
7000	Al–Zn–Mg	856–960	858	476–657	567	–13

выбор обусловлен существованием работ, где описан процесс прессования прутков из сплава 7075 при температуре нагрева 450 °C и выше [19]. При выборе такого температурного режима был сделан расчет на возможное захлаживание металла основной заготовки в процессе прессования. Температура нагрева дополнительной заготовки из сплава 1100 была назначена рав-

ной 300 °C с целью попытаться создать условия для более интенсивного деформирования сплава 7075.

В результате проведенных расчетов установлены оптимальные параметры процесса: температура нагрева основного сплава 7075 равна 360 °C, температура плакирующего слоя – 20 °C, температура нагрева инструментов – 430 °C (таблица 2, № 4).

Таблица 2. Температурные режимы для постановки задач  
Table 2. Temperature modes for setting problems

№	Температура нагрева основной заготовки (AL7075), °C	Температура нагрева дополнительной заготовки (AL1100), °C	Температура нагрева инструментов, °C
1	450	430	360
2	470	300	430
3	430	430	430
4	360	20	430

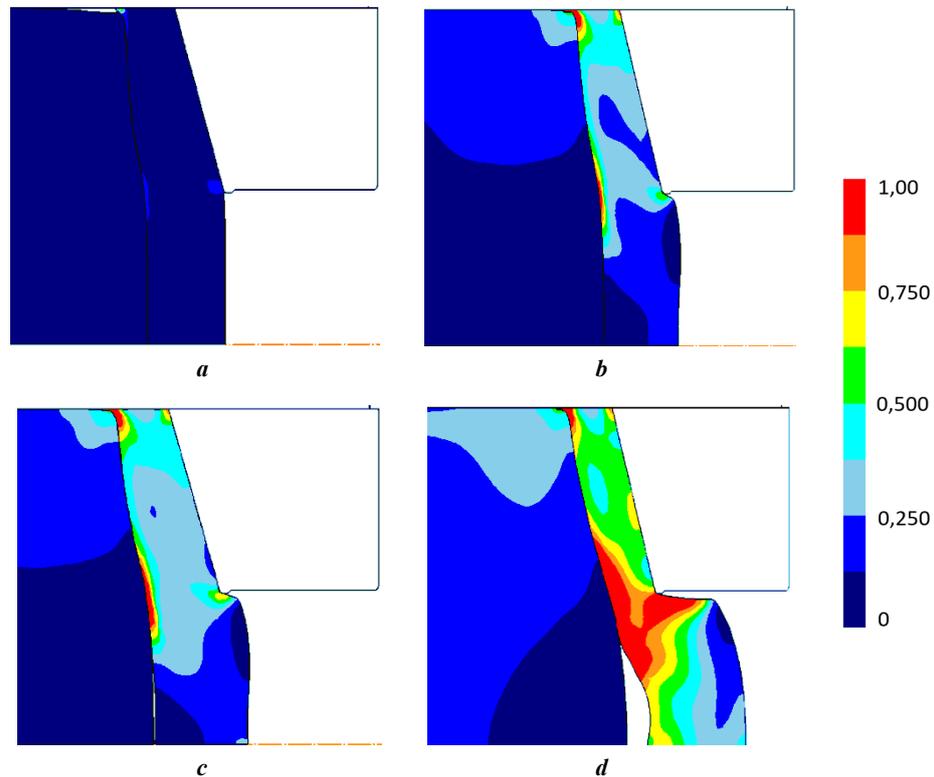


Рис. 3. Ход процесса прессования с отображением цветовых уровней эффективной деформации для температурного режима № 2:

*a* – стадия распрессовки; *b* – начало прессования; *c* – начало отслоения плакировки; *d* – развитие хода отслоения плакировки

**Fig. 3.** The course of the extrusion process with the display of effective strain color levels for temperature mode No. 2: *a* – the stage of pressing out; *b* – the beginning of extrusion; *c* – the beginning of cladding peeling off; *d* – the development of the process of cladding peeling off

Разница температур нагрева заготовок создает оптимальный баланс пластичности компонентов, что является критически важным фактором. Нагрев инструмента до 430 °C поддерживает пластичность сплава 7075, но, если сплав 1100 начать нагревать, он прилипает к инструменту, поэтому подходящий результат обеспечивает только комбинация холодного сплава 1100 и горячего 7075.

Дополнительным преимуществом предложенной технологии может являться возможность использования

технологических отходов в виде пресс-остатков в качестве передней заготовки, что повышает ресурсоэффективность производства. Перспективным направлением дальнейших исследований является оптимизация технологии для прутков различного диаметра. Такой материал мог бы найти применение в аэрокосмической отрасли, где сочетание высокой прочности и коррозионной стойкости является критически важным требованием к конструкционным материалам.

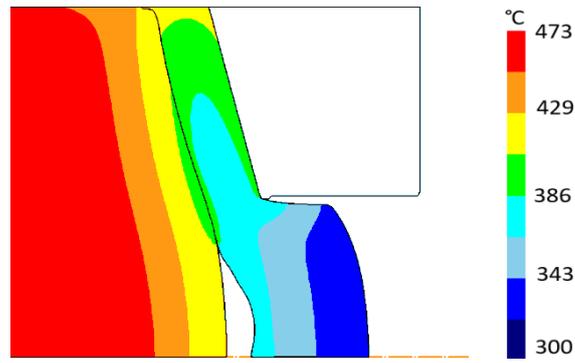


Рис. 4. Температурное поле на этапе отслоения дополнительной заготовки для варианта прессования № 2, °C

Fig. 4. Temperature field at the stage of additional workpiece peeling off for the extrusion option No. 2, °C

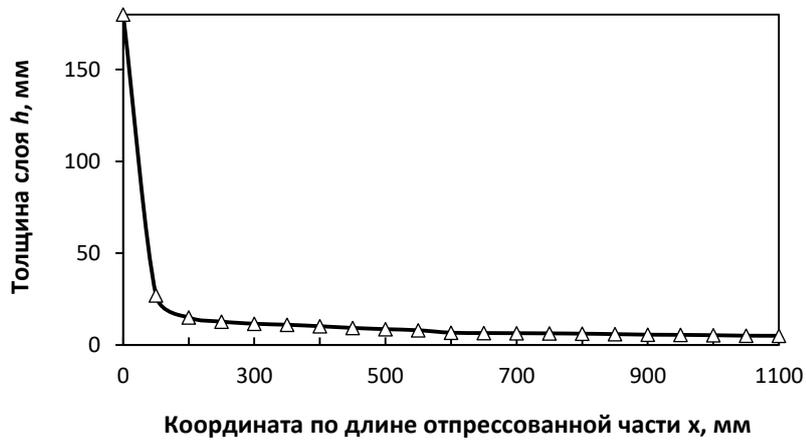


Рис. 5. График зависимости толщины лакирующего слоя  $h$  от координаты по длине отпрессованной части изделия  $x$

Fig. 5. Graph of the dependence of the cladding layer thickness  $h$  on the coordinate along the length of the extruded part of the product  $x$

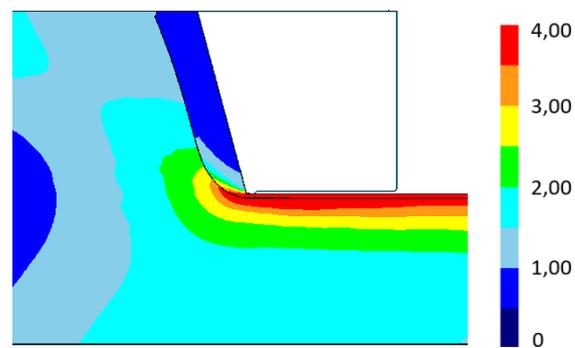
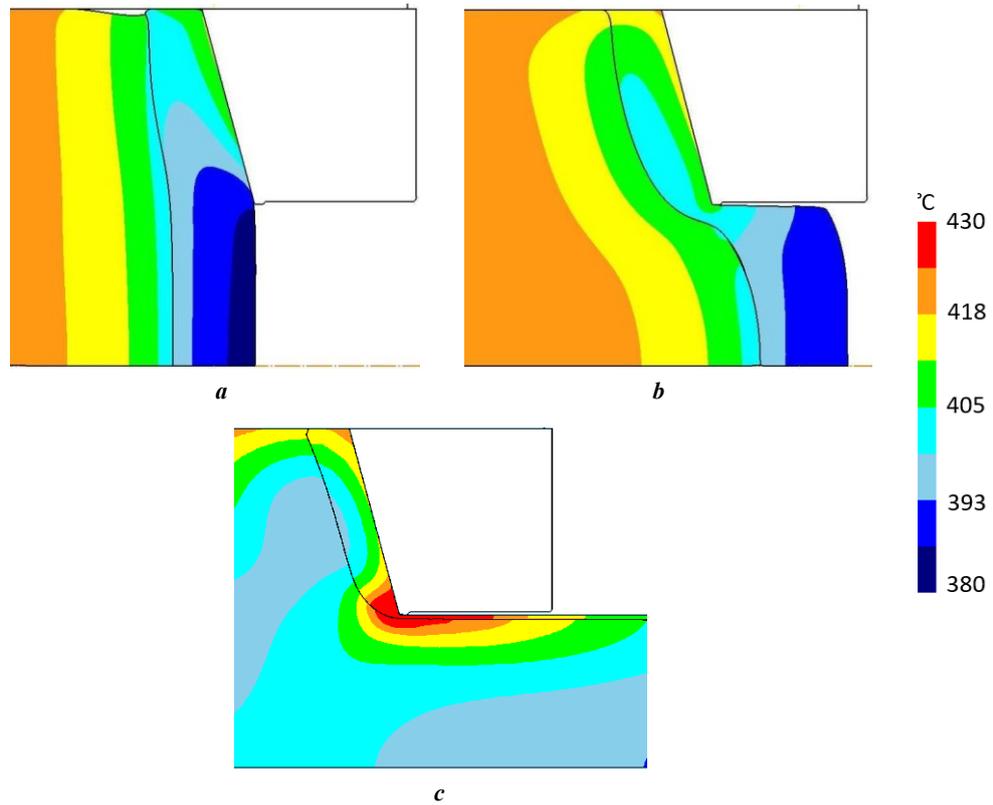
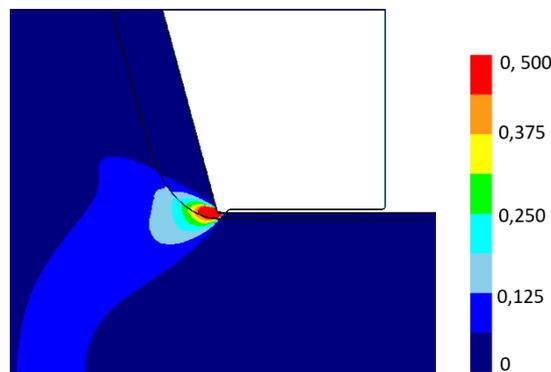


Рис. 6. Цветовые уровни эффективной деформации для температурного режима № 4

Fig. 6. The effective strain color levels for the temperature mode No. 4



**Рис. 7.** Температурное поле по ходу процесса прессования, °С:  
*a* – стадия распрессовки; *b* – начало прессования; *c* – стационарная стадия  
**Fig. 7.** Temperature field during the extrusion process, °С:  
*a* – pressing out stage; *b* – beginning of extrusion; *c* – steady state stage



**Рис. 8.** Цветовые уровни эффективной скорости деформации для температурного режима № 4,  $\xi, c^{-1}$   
**Fig. 8.** Color levels of effective strain rate for the temperature mode No. 4,  $\xi, c^{-1}$

С целью верификации полученных результатов были рассмотрены другие работы, связанные с данной тематикой. В работе [20] рассматривается схема прессования прутка из алюминиевого сплава серии 6000 с применением дополнительной задней заготовки из менее дорогостоящего сплава с целью уменьшения потерь основного металла. Было исследовано три температурных режима реализации процесса прессования. Выявлено, что оптимальным является режим, где отсутствует подогрев пресс-шайбы и дополнительной заготовки. Это подтверждает результат, полученный в ходе теку-

щего исследования, где было выявлено, что реализовать технологию прессования композитного прутка удастся при отсутствии нагрева дополнительной заготовки.

В работе [21] при реализации схожей технологии получения композитного прутка из алюминиевых сплавов был выбран режим горячего прессования, где обе заготовки нагреваются до температуры 380 °С. Предложенная в этой работе технология подразумевает возможность использования в качестве дополнительной передней заготовки технологических отходов в виде пресс-остатков, что призвано обеспечить снижение потерь основного металла.

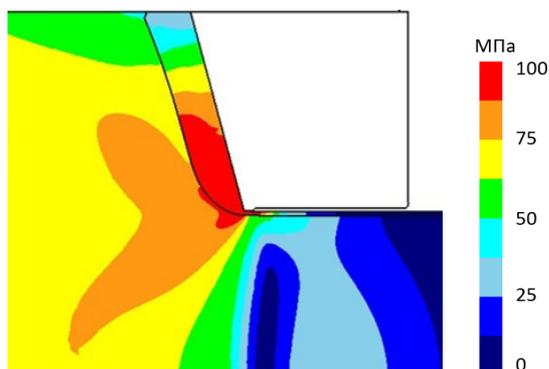


Рис. 9. Цветовые уровни эффективных напряжений для температурного режима № 4,  $\sigma_{effective}$ , МПа  
 Fig. 9. Color levels of effective stresses for the temperature mode No. 4,  $\sigma_{effective}$ , MPa

Для прогнозирования возможности реализации технологии было выполнено численное моделирование процесса прямого и обратного прессования крупногабаритного прутка из алюминиевого сплава 6061 с применением дополнительной заготовки из более мягкого алюминиевого сплава. С использованием функции трассирующих точек выполнено сравнительное исследование скоростей течения материалов основной и дополнительной заготовок в процессе пластического формоизменения. Для обоих вариантов прессования построены графические зависимости толщины лакирующего слоя от длины отпрессованной части прутка. Установлено, что для решения задачи получения биметаллического прутка предпочтительным является метод прямого прессования. Проведено экспериментальное моделирование процесса прессования на модельных материалах. В результате получен биметаллический прутки с тонким лакирующим слоем.

При этом был выявлен дефект локального отслоения материала дополнительной заготовки после выхода из калибрующего пояска матрицы. В проведенном в рамках данной работы исследовании эффекта отслоения материала лакирующего слоя не наблюдается.

Важно отметить, что ключевой задачей исследования являлась выработка рекомендаций для оценки условий проведения эксперимента с целью экономии ресурсов, поскольку эксперимент на промышленном оборудовании, для которого производился расчет, оказался бы слишком дорогим.

Подтверждение верифицируемости полученных данных обосновывается в литературе. Например, в справочном пособии<sup>4</sup> представлены кривые упрочнения для чистого алюминия при различных видах испытаний. В зависимости от состояния материала, для которого приведены кривые, значения сопротивления деформации варьируются в интервале 50–100 МПа. В ходе решения задачи в DEFORM было получено распределение эффективных напряжений, представленное на рис. 9.

Как видно из рисунка, какой-либо аномальный рост напряжений в очаге деформации не наблюдается, следо-

вательно, можно сделать вывод о том, что экстраполяция значений напряжений для рассматриваемых материалов (рис. 2) в ходе решения задачи происходит корректно.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Исследование позволило спрогнозировать возможность реализации разработанной технологии получения биметаллических прутков из высокопрочного сплава 7075 с лакирующим слоем из алюминия 1100 методом прямого прессования с применением дополнительной передней заготовки. Был выявлен оптимальный температурный режим прессования, при котором удастся осуществить получение прутка с тонким равномерным лакирующим слоем, составляющим 1,38 % от диаметра конечного прутка. Для этого режима температура нагрева сплава 7075 составляет 360 °С, а температура чистого алюминия – 20 °С.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Елагин В.И. Пути развития высокопрочных и жаропрочных конструкционных алюминиевых сплавов в XXI столетии // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2007. № 9. С. 3–11. EDN: [KVXJZB](#).
2. Parveez B., Kittur M.I., Badruddin I.A., Kamangar S., Hussien M., Umarfarooq M.A. Scientific advancements in composite materials for aircraft applications: a review // *Polymers*. 2022. Vol. 14. № 22. Article number 5007. DOI: [10.3390/polym14225007](#).
3. Lei Kong. Computer Simulation Study on the Relationship between the Tensile Fracture Behavior of Aircraft Composites and the Fiber Strength Distribution // *2022 6th International Conference on Intelligent Computing and Control Systems (ICICCS)*. 2022. P. 664–667. DOI: [10.1109/ICICCS53718.2022.9788372](#).
4. Dzakypresetyo R.Q., Anawati A. Corrosion Behaviour of Aluminum Alloy AA7075-T651 // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 541. Article number 012006. DOI: [10.1088/1757-899X/541/1/012006](#).
5. Raza S.A., Karim M.R.A., Shehbaz T., Taimoor A.A., Ali R., Khan M.I. Effect of pH and Concentration on Electrochemical Corrosion Behavior of Aluminum Al-7075 T6

<sup>4</sup> Буркин С.П., Бабайлов Н.А., Овсянников Б.В. *Сопротивление деформации сплавов Al и Mg*. Екатеринбург: УрФУ, 2010. 344 с.

- Alloy in NaCl Aqueous Environment // *Journal of Electrochemical Science and Technology*. 2022. Vol. 13. № 2. P. 213–226. DOI: [10.33961/jecst.2020.01214](https://doi.org/10.33961/jecst.2020.01214).
6. Wang Junlei, Xiong Fuping, Liu Hongwei, Zhang Tiansui, Li Yanyan, Li Chenjing, Xia Wu, Wang Haitao, Liu Hongfang. Study of the corrosion behavior of *Aspergillus niger* on 7075-T6 aluminum alloy in a high salinity environment // *Bioelectrochemistry*. 2019. Vol. 129. P. 10–17. DOI: [10.1016/j.bioelechem.2019.04.020](https://doi.org/10.1016/j.bioelechem.2019.04.020).
  7. Feng Zhiyuan, Li Jiao, Ma Jincai, Su Yongjin, Zheng Xiaoyuan, Mao Yu, Zhao Zilong. EBSD Characterization of 7075 Aluminum Alloy and Its Corrosion Behaviors in SRB Marine Environment // *Journal of Marine Science and Engineering*. 2022. Vol. 10. № 6. Article number 740. DOI: [10.3390/jmse10060740](https://doi.org/10.3390/jmse10060740).
  8. Rajamuthamilselvan M., Ramanathan S. Hot deformation behaviour of 7075 alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. № 3. P. 948–952. DOI: [10.1016/j.jallcom.2010.09.139](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.09.139).
  9. Whalen S., Reza-E-Rabby Md., Wang Tianhao, Ma Xiapleng, Roosendaal T., Herling D., Overman N., Taysom B. Shear Assisted Processing and Extrusion of Aluminum Alloy 7075 Tubing at High Speed // *The Minerals, Metals & Materials Series*. 2021. Vol. 6. P. 277–280. DOI: [10.1007/978-3-030-65396-5\\_41](https://doi.org/10.1007/978-3-030-65396-5_41).
  10. Whalen S., Olszta M., Reza-E-Rabby Md., Roosendaal T., Wang Tianhao, Herling D., Taysom B.S., Suffield S., Overman N. High speed manufacturing of aluminum alloy 7075 tubing by Shear Assisted Processing and Extrusion (ShAPE) // *Journal of Manufacturing Processes*. 2021. Vol. 71. P. 699–710. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.10.003](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.003).
  11. Пустовойтов Д.О., Песин А.М., Свердлик М.К. Математическое моделирование эволюции зерна при асимметричной прокатке чистого алюминия и сплава 7075 // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2015. № 4. С. 81–87. EDN: [VAUJJP](https://doi.org/10.26907/2542-0419.2015.4.81-87).
  12. Пустовойтов Д.О., Песин А.М., Вафин Р.К. Моделирование температурных полей в очаге деформации при асимметричной прокатке алюминиевых сплавов // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова*. 2015. № 4. С. 75–81. EDN: [VAUJJE](https://doi.org/10.26907/2542-0419.2015.4.75-81).
  13. Karthikraja M., Ramanathan K., Loganathan K.T., Selvaraj S. Corrosion behaviour of SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Al 7075 hybrid aluminium matrix composites by weight loss and electrochemical methods // *Journal of the Indian Chemical Society*. 2023. Vol. 100. № 5. Article number 101002. DOI: [10.1016/j.jics.2023.101002](https://doi.org/10.1016/j.jics.2023.101002).
  14. Khalid M.Y., Umer R., Khan K.A. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloys and metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications // *Results in Engineering*. 2023. Vol. 20. Article number 101372. DOI: [10.1016/j.rineng.2023.101372](https://doi.org/10.1016/j.rineng.2023.101372).
  15. Stelt A.A., Bor T.C., Geijselaers H.J.M., Akkerman R., Boogaard A.H. Cladding of Advanced Al Alloys Employing Friction Stir Welding // *Key Engineering Materials*. 2013. Vol. 554–557. P. 1014–1021. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.1014](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.1014).
  16. Otsubo F., Era H. Cladding of Al Layer onto Mild Steel Substrate Using Al Powder and Its Structure and Properties // *Materials Transactions*. 2018. Vol. 59. № 10. P. 1585–1590. DOI: [10.2320/matertrans.P-M2018835](https://doi.org/10.2320/matertrans.P-M2018835).
  17. Hou Jiapeng, Chen Qingyin, Wang Qiang, Yu Hongyun, Zhang Zhenjun, Li Rui, Li Xiaowu, Zhang Zhefeng. Interface Characterization and Performances of a Novel Pure Al Clad Al Alloy Wire // *Advanced Engineering Materials*. 2018. Vol. 20. № 8. Article number 1800082. DOI: [10.1002/adem.201800082](https://doi.org/10.1002/adem.201800082).
  18. Логинов Ю.Н., Загиров Н.Н., Иванов Е.В. Энергоэффективность переработки стружки из алюминия и его сплавов без применения переплава // *Технология легких сплавов*. 2023. № 4. С. 66–72. DOI: [10.24412/0321-4664-2023-4-66-72](https://doi.org/10.24412/0321-4664-2023-4-66-72).
  19. Дерябин А.Ю., Каргин В.Р. Моделирование заключительной стадии прессования крупногабаритных прутков при малых вытяжках в момент образования центральной пресс-утяжины // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. 2018. Т. 20. № 1. С. 5–10. EDN: [OUSTNP](https://doi.org/10.26907/2542-0419.2018.1.5-10).
  20. Логинов Ю.Н., Разинкин А.В., Шимов Г.В., Бушуева Н.И. Схема и модель прессования алюминиевого сплава с уменьшением потерь основного металла // *Цветные металлы*. 2023. № 11. С. 83–88. DOI: [10.17580/tsm.2023.11.11](https://doi.org/10.17580/tsm.2023.11.11).
  21. Бушуева Н.И., Логинов Ю.Н., Шимов Г.В. Прессование плакированных прутков из алюминиевых сплавов с применением передней деформируемой шайбы // *Цветные металлы*. 2024. № 7. С. 89–95. DOI: [10.17580/tsm.2024.07.12](https://doi.org/10.17580/tsm.2024.07.12).

## REFERENCES

1. Elagin V.I. Ways of developing high-strength and high-temperature structural aluminum alloys in the 21st century. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no. 9–10, pp. 427–434. DOI: [10.1007/s11041-007-0081-y](https://doi.org/10.1007/s11041-007-0081-y).
2. Parveez B., Kittur M.I., Badruddin I.A., Kamangar S., Hussien M., Umarfarooq M.A. Scientific advancements in composite materials for aircraft applications: a review. *Polymers*, 2022, vol. 14, no. 22, article number 5007. DOI: [10.3390/polym14225007](https://doi.org/10.3390/polym14225007).
3. Lei Kong. Computer Simulation Study on the Relationship between the Tensile Fracture Behavior of Aircraft Composites and the Fiber Strength Distribution. *2022 6th International Conference on Intelligent Computing and Control Systems (ICICCS)*, 2022, pp. 664–667. DOI: [10.1109/ICICCS53718.2022.9788372](https://doi.org/10.1109/ICICCS53718.2022.9788372).
4. Dzakyprasetyo R.Q., Anawati A. Corrosion Behaviour of Aluminum Alloy AA7075-T651. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 541, article number 012006. DOI: [10.1088/1757-899X/541/1/012006](https://doi.org/10.1088/1757-899X/541/1/012006).
5. Raza S.A., Karim M.R.A., Shehbaz T., Taimoor A.A., Ali R., Khan M.I. Effect of pH and Concentration on Electrochemical Corrosion Behavior of Aluminum Al-7075 T6 Alloy in NaCl Aqueous Environment. *Journal of Electrochemical Science and Technology*, 2022, vol. 13, no. 2, pp. 213–226. DOI: [10.33961/jecst.2020.01214](https://doi.org/10.33961/jecst.2020.01214).
6. Wang Junlei, Xiong Fuping, Liu Hongwei, Zhang Tiansui, Li Yanyan, Li Chenjing, Xia Wu, Wang Haitao, Liu Hongfang. Study of the corrosion behavior of *Aspergillus niger* on 7075-T6 aluminum alloy in a high salinity environment. *Bioelectrochemistry*, 2019, vol. 129, pp. 10–17. DOI: [10.1016/j.bioelechem.2019.04.020](https://doi.org/10.1016/j.bioelechem.2019.04.020).

7. Feng Zhiyuan, Li Jiao, Ma Jincan, Su Yongjin, Zheng Xiaoyuan, Mao Yu, Zhao Zilong. EBSD Characterization of 7075 Aluminum Alloy and Its Corrosion Behaviors in SRB Marine Environment. *Journal of Marine Science and Engineering*, 2022, vol. 10, no. 6, article number 740. DOI: [10.3390/jmse10060740](https://doi.org/10.3390/jmse10060740).
8. Rajamuthamilselvan M., Ramanathan S. Hot deformation behaviour of 7075 alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, vol. 509, no. 3, pp. 948–952. DOI: [10.1016/j.jallcom.2010.09.139](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2010.09.139).
9. Whalen S., Reza-E-Rabby Md., Wang Tianhao, Ma Xiaplong, Roosendaal T., Herling D., Overman N., Taysom B. Shear Assisted Processing and Extrusion of Aluminum Alloy 7075 Tubing at High Speed. *The Minerals, Metals & Materials Series*, 2021, vol. 6, pp. 277–280. DOI: [10.1007/978-3-030-65396-5\\_41](https://doi.org/10.1007/978-3-030-65396-5_41).
10. Whalen S., Olszta M., Reza-E-Rabby Md., Roosendaal T., Wang Tianhao, Herling D., Taysom B.S., Suffield S., Overman N. High speed manufacturing of aluminum alloy 7075 tubing by Shear Assisted Processing and Extrusion (ShAPE). *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 71, pp. 699–710. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.10.003](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.003).
11. Pustovoytov D.O., Pesin A.M., Sverdlik M.K. Mathematical simulation of grain evolution during asymmetric rolling of pure aluminum and 7075 alloy. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2015, no. 4, pp. 81–88. EDN: [VAUJJP](https://www.edn.net/VAUJJP).
12. Pustovoytov D.O., Pesin A.M., Vafin R.K. Simulation of temperature fields in a deformation zone during asymmetric rolling of aluminum alloys. *Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University*, 2015, no. 4, pp. 75–81. EDN: [VAUJFF](https://www.edn.net/VAUJFF).
13. Karthikraja M., Ramanathan K., Loganathan K.T., Selvaraj S. Corrosion behaviour of SiC and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> reinforced Al 7075 hybrid aluminium matrix composites by weight loss and electrochemical methods. *Journal of the Indian Chemical Society*, 2023, vol. 100, no. 5, article number 101002. DOI: [10.1016/j.jics.2023.101002](https://doi.org/10.1016/j.jics.2023.101002).
14. Khalid M.Y., Umer R., Khan K.A. Review of recent trends and developments in aluminium 7075 alloys and metal matrix composites (MMCs) for aircraft applications. *Results in Engineering*, 2023, vol. 20, article number 101372. DOI: [10.1016/j.rineng.2023.101372](https://doi.org/10.1016/j.rineng.2023.101372).
15. Stelt A.A., Bor T.C., Geijselaers H.J.M., Akkerman R., Boogaard A.H. Cladding of Advanced Al Alloys Employing Friction Stir Welding. *Key Engineering Materials*, 2013, vol. 554–557, pp. 1014–1021. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.1014](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.554-557.1014).
16. Otsubo F., Era H. Cladding of Al Layer onto Mild Steel Substrate Using Al Powder and Its Structure and Properties. *Materials Transactions*, 2018, vol. 59, no. 10, pp. 1585–1590. DOI: [10.2320/matertrans.P-M2018835](https://doi.org/10.2320/matertrans.P-M2018835).
17. Hou Jiapeng, Chen Qingyin, Wang Qiang, Yu Hongyun, Zhang Zhenjun, Li Rui, Li Xiaowu, Zhang Zhefeng. Interface Characterization and Performances of a Novel Pure Al Clad Al Alloy Wire. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 8, article number 1800082. DOI: [10.1002/adem.201800082](https://doi.org/10.1002/adem.201800082).
18. Loginov Yu.N., Zagirov N.N., Ivanov E.V. Energy efficiency of processing of chips from aluminum and its alloys without the use of remelting. *Technology of light alloys*, 2023, no. 4, pp. 66–72. DOI: [10.24412/0321-4664-2023-4-66-72](https://doi.org/10.24412/0321-4664-2023-4-66-72).
19. Deryabin A.Yu., Kargin V.R. Final stage modeling of large-size bars extrusion by low stretch ratio while creation of central back-end extrusion defect. *Izvestiya of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2018, vol. 20, no. 1, pp. 5–10. EDN: [OUSTNP](https://www.edn.net/OUSTNP).
20. Loginov Yu.N., Razinkin A.V., Shimov G.V., Bushueva N.I. Aluminum alloy extrusion scheme and model with reduction of basis metal waste. *Non-ferrous metals*, 2023, no. 11, pp. 83–88. DOI: [10.17580/tsm.2023.11.11](https://doi.org/10.17580/tsm.2023.11.11).
21. Bushueva N.I., Loginov Yu.N., Shimov G.V. Pressing of clad rods from aluminum alloys using a front deformable washer. *Non-ferrous metals*, 2024, no. 7, pp. 89–95. DOI: [10.17580/tsm.2024.07.12](https://doi.org/10.17580/tsm.2024.07.12).

UDC 669.715

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-2

## Scheme for producing composite material based on structural aluminum alloy by the direct extrusion method

*Natalia I. Bushueva*<sup>\*1</sup>, postgraduate student, research engineer of scientific laboratory “Metal Forming”

*Yury N. Loginov*<sup>2</sup>, Doctor of Science (Engineering), professor of Chair of Metal Forming

*Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)*

\*E-mail: [n.i.bushueva@urfu.ru](mailto:n.i.bushueva@urfu.ru)<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0603-8785><sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7222-2521>

Received 30.06.2025

Revised 19.08.2025

Accepted 01.09.2025

**Abstract:** The work covers the development of a technology for producing a bimetallic rod from high-strength 7075 alloy with a cladding layer of 1100 aluminum, which is aimed at improving corrosion resistance while maintaining mechanical properties. A special feature of the proposed technology is the use of an additional front pure aluminum workpiece for the process of direct extrusion of a rod from 7075 alloy. The direct extrusion process for a composite workpiece was simulated with the DEFORM software package’s finite element method. The influence of process temperature and speed on the formation of the cladding layer was analyzed. For this purpose, four problems were formulated with varying heating modes of workpieces

and tools. It was found that it is possible to produce a thin cladding layer at a heating temperature of the base 7075 alloy equal to 360 °C and a cladding layer temperature equal to 20 °C, which ensures a uniform distribution of the coating along the length of the rod without signs of delamination. Stress-strain analysis during extrusion showed that a cold additional workpiece ensures continuity for cladding coating formation. However, heating above 300 °C leads to rupture from deformation localization. The developed approach can be used to reduce the cost of products by reducing the consumption of expensive 7075 alloy while simultaneously increasing corrosion resistance due to the use of pure aluminum cladding. Prospects for the development of further research are associated with the optimization of extrusion modes for various rod sizes.

**Keywords:** extrusion; finite element method; composite materials; 7075 aluminum alloy; cladding layer.

**Acknowledgments:** The paper was written on the reports of the participants of the XII International School of Physical Materials Science (SPM-2025), Togliatti, September 15–19, 2025.

**For citation:** Bushueva N.I., Loginov Yu.N. Scheme for producing composite material based on structural aluminum alloy by the direct extrusion method. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 27–37. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-2.

**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.

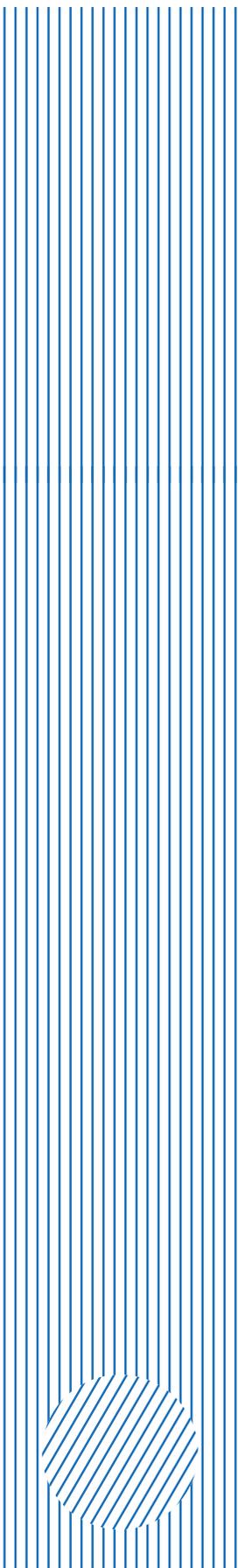
– Разметка статей, публикуемых в журналах ТГУ, в программе Articulus для размещения на платформе eLibrary.

### **Основные достижения**

– Результаты деятельности неоднократно отмечены дипломами международных, всероссийских и межрегиональных конкурсов.

– Является регулярным участником Книжного фестиваля «Красная площадь» (г. Москва) и академической книжной выставки издательской деятельности «Университет – Наука – Город» (г. Самара).

– Книги издательства были представлены на Евразийской международной книжной выставке-ярмарке «EURASIAN BOOK FAIR» (г. Астана, Казахстан) и на Тегеранской международной книжной ярмарке (г. Тегеран, Иран).



## Исследование жесткости и частотных характеристик концевой фрезы на вертикальном фрезерном центре

**Воронов Роман Дмитриевич\***, преподаватель

кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства»

**Расторгуев Дмитрий Александрович<sup>1</sup>**, кандидат технических наук, доцент,

доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства»

**Левашкин Денис Геннадьевич<sup>2</sup>**, кандидат технических наук, доцент,

доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства»

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

\*E-mail: smr.rom@yandex.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6298-1068>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-2704-4635>

Поступила в редакцию 21.04.2025

Пересмотрена 11.08.2025

Принята к публикации 04.09.2025

**Аннотация:** Исследование посвящено проблеме заблаговременного исключения резонансных колебаний инструмента путем предварительного математического моделирования. В частности, проблема рассмотрена для случая процесса фрезерования концевой фрезой на вертикальном фрезерном центре. В работе приведены обработанные экспериментальные данные и результаты математического моделирования, содержащие сведения о жесткости фрезы ФКЦ 4257, ее собственных частотах на спектре и формах колебаний. Построенная конечно-элементная математическая модель охватывает саму фрезу, зажимную цангу и цанговый патрон. Модель описывает статическую жесткость фрезы с погрешностью 2,2 %, а положение ее собственных частот на спектре – с погрешностью около 7 % относительно результатов эксперимента. Посредством построения амплитудно-частотной характеристики и проведения модального анализа показано, что наиболее критичными для фрезы являются первые две моды колебаний (80 и 112 Гц), как по критерию величины амплитуды колебаний, так и по критерию их формы. Формы колебаний на первых модах являются изгибными. В рамках модального анализа рассмотрены и оценены формы колебаний на остальных модах. Для улучшения сходимости результатов частотного анализа предложено ввести коэффициент  $K_{kl}=0,9$ , учитывающий меньшую жесткость реальной фрезы в сравнении с идеализированной математической моделью, при применении которого сходимость улучшена до 2,5 %. Благодаря примененной методике можно получать достоверные данные о частотных зонах неустойчивости, используемые на практике для уходов от резонансных явлений. В перспективе на основе таких данных с учетом поправочных коэффициентов возможно обучение нейросетевых моделей, предсказывающих отклик инструмента при конкретных условиях обработки и решающих обратную задачу подбора рациональной геометрии инструмента под определенные задачи.

**Ключевые слова:** концевая фреза; жесткость; модальный анализ; частотный анализ; математическое моделирование; амплитудно-частотная характеристика; резонанс.

**Благодарности:** Исследование выполнено в рамках государственного контракта по НИОКТР № 125011300177-8.

**Для цитирования:** Воронов Р.Д., Расторгуев Д.А., Левашкин Д.Г. Исследование жесткости и частотных характеристик концевой фрезы на вертикальном фрезерном центре // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 39–49. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-3.

### ВВЕДЕНИЕ

При фрезерной обработке концевыми фрезами на крупногабаритных фрезерных станках высокой жесткости лимитирующими упругими деформациями являются отжатие самого режущего инструмента, его колебания с определенной амплитудой и частотой [1; 2]. В случаях, когда частоты этих колебаний не входят в резонанс с частотами прочих компонентов системы «станок – приспособление – инструмент – деталь» (далее – СПИД), имеет место лишь отклонение от заданного формообразования [3; 4] в той или иной мере, т. е. снижение точности обработки [5; 6]. Однако широко известно, что при наступлении резонансных явлений при фрезерной обработке происходят колебания повышенной амплитуды, что может приводить к ускоренному износу [7], поломке инструмента [8; 9] вследствие усталостного разрушения и выкрашива-

ния его режущих кромок, а также к выходу из строя подшипников шпинделя и прочих узлов станка [10; 11]. Заметим, что упомянутые негативные последствия работы фрезы в резонансном или околорезонансном частотном интервале заметны как при фрезеровании труднообрабатываемых материалов по сложным пространственным кривым траекториям, так и при обработке относительно податливых материалов по простым плоским траекториям. В частности, это выражается в неудовлетворительном качестве обработанных поверхностей и несоответствии полученных размеров и форм детали изначальным допускам на обработку [12].

В связи с этим для механической обработки остается актуальным наличие возможности заблаговременно абстрагироваться от резонансных частотных зон, для чего зачастую проводится анализ вибрационной составляющей

обработки и строятся частотные характеристики фрез [13; 14]. Для решения этой задачи широко применяются как эмпирические методы [15; 16], основанные на показаниях токовихревых датчиков, так и математическое моделирование, в т. ч. методом конечно-элементного анализа [17; 18]. Кроме того, для снижения и предотвращения влияния колебаний инструмента могут использоваться результаты модального анализа [19; 20], дающего представление о формах колебаний [21] на частотном спектре.

В подавляющем же большинстве исследований режущего инструмента, в частности концевых фрез, отсутствует комплексное рассмотрение объекта с точки зрения как модального, так и частотного анализа и, как следствие, не представлено соответствующих математических моделей с подтвержденной сходимостью. Среди приведенных исследований при рассмотрении концевых фрез присутствуют оценки как форм, так и амплитуд колебаний на частотном интервале, но отдельно друг от друга. Следовательно, сделать однозначный вывод о критичности для фрезерования той или иной частоты колебаний инструмента затруднительно. Соответственно, необходим подход, объединяющий оценку как по критерию амплитуды, так и по критерию формы колебаний.

Цель исследования – разработка и апробация методики сквозного математического моделирования, включающей в себя статический, модальный и частотный анализы, на примере фрезы ФКЦ 4257, установленной на вертикальном фрезерном центре MILLSTAR LMV 800; при этом результаты моделирования должны иметь корреляцию с экспериментальными данными.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали пару «фреза концевая – патрон цанговый», состоящую из концевой фрезы ФКЦ 4257 диаметром 10 мм и цангового патрона ВТ-40-ER32-100 с соответствующей цангой. Материал фрезы – быстрорежущая сталь Р6М5. Моделирование проводилось при помощи метода конечных элементов с использованием Femap with NX Nastran v11. Использовались статиче-

ская сила величиной 400 Н для статического анализа и единичная сила для получения частотных откликов. Для обработки и визуализации экспериментальных данных применялся комплекс MatLab.

Экспериментальная часть исследования включает в себя измерение статической жесткости фрезы, а также получение ее частотной характеристики. Для проведения эксперимента внутри рабочего объема центра LMV 800 на вертикальной плите, закрепленной в тисках, с одной стороны крепился по резьбе Z-образный датчик сжатия, а на другой вкручивался винт для нагружения фрезы. В магнитной стойке, зафиксированной на корпусе шпинделя станка, крепился индикатор. Измерения проводились при помощи динамометра электронного переносного ДЭП1.

При проведении данного эксперимента производилась серия замеров при различных прилагаемых к фрезе силах – от 50 до 400 Н. Непосредственное измерение деформации проводилось при помощи тензометрического динамометра с контролем смещений индикатором часового типа с погрешностью измерений 0,01 мм (правая часть рис. 1).

Собственные частоты концевой фрезы на станке LMV 800 получались импульсным методом – ударом динамометрического молотка с фиксацией отклика токовихревым датчиком Bentley Nevada.

Как будет показано далее, именно первые две моды колебаний обладают наибольшими амплитудами, а также наиболее опасными собственными формами колебаний. В связи с этим при рассмотрении пиков на частотном спектре будем проводить сравнения именно по первым двум пикам, полученным экспериментально.

Для математической модели были заданы условия закрепления (граничные условия) и нагружения согласно эксперименту, с учетом материалов тел и характера их контакта.

Очевидно, что лимитирующие деформации будут наблюдаться на максимальном вылете фрезы из патрона, а сам патрон практически не претерпит деформации. В связи с этим задана соразмерная конечно-элементная сетка для различных тел, позволяющая снизить необходимое на анализ время.



Рис. 1. Общий вид экспериментальной установки внутри станка  
Fig. 1. General view of the experimental installation inside the machine

**РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ**

Поскольку деформации происходят глубоко в упругой области, то в соответствии с ожиданиями график податливости (рис. 2) представляет собой прямую с неким коэффициентом, отвечающим за ее наклон. Определим жесткость в точке проведения измерений (примерно 19 мм от патрона) по известной зависимости:

$$j = \frac{F}{\Delta};$$

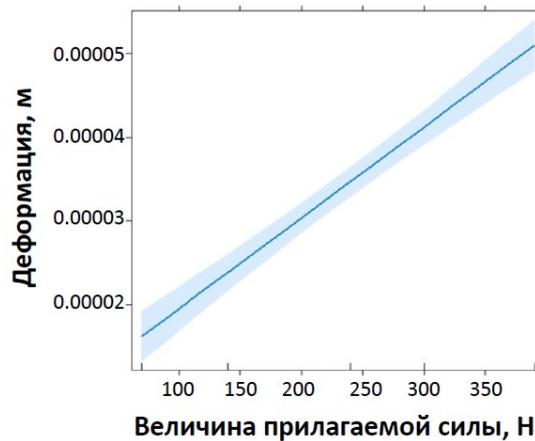
$$j_{\text{эсп.}} = \frac{F}{\Delta} = \frac{400}{0,0513} \approx 7797,3 \frac{\text{Н}}{\text{мм}}.$$

Анализатор вибраций позволил получить амплитудно-частотную характеристику (далее – АЧХ) фрезы с ярко

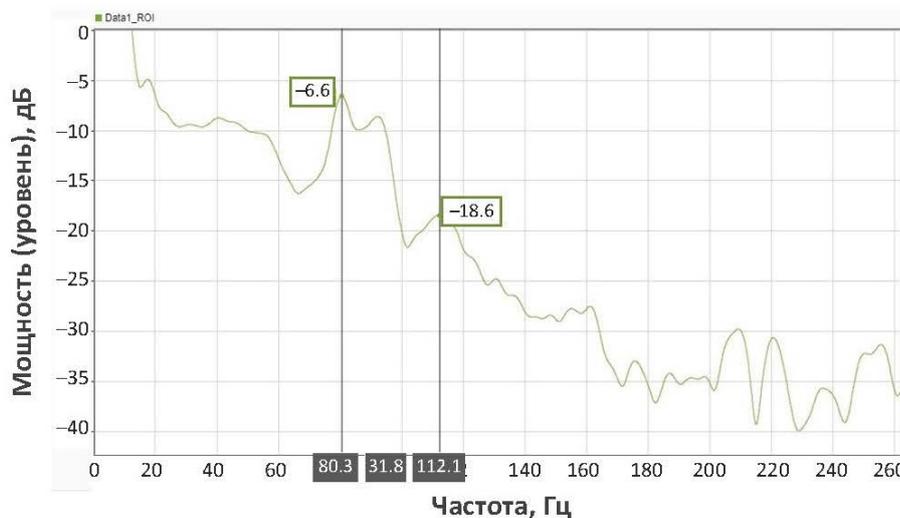
выраженными пиками (рис. 3). Первые два пика расположены на частотах 80 и 112 Гц соответственно. Параметры, которые были установлены при измерениях в данных экспериментах, являются определяющими с точки зрения формирования точности через упругие деформации.

Как видно из статического расчета (рис. 4), при нагрузке 400 Н наибольшие перемещения составляют около 0,2 мм на торце фрезы. Нагляднее представить распределение деформаций по длине фрезы при помощи графика. График (рис. 5) показывает перемещения вдоль оси Z (продольная ось фрезы), причем нулевой точкой отсчета принята точка нулевого вылета фрезы из патрона (край патрона). Полученная зависимость в соответствии с ожиданиями близка к линейной.

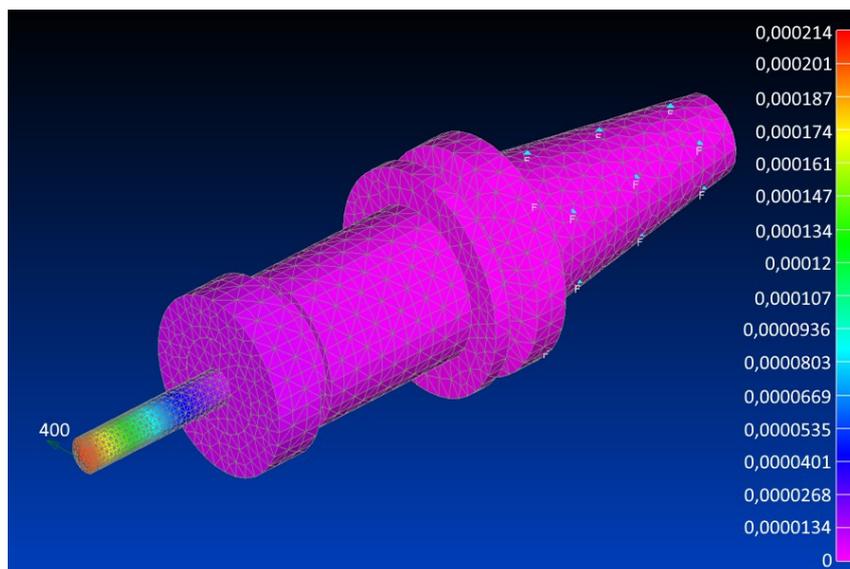
Согласно результатам расчета, перемещения величиной 0,05 мм, полученные экспериментально, были зафиксированы на расстоянии примерно 19 мм (рис. 5)



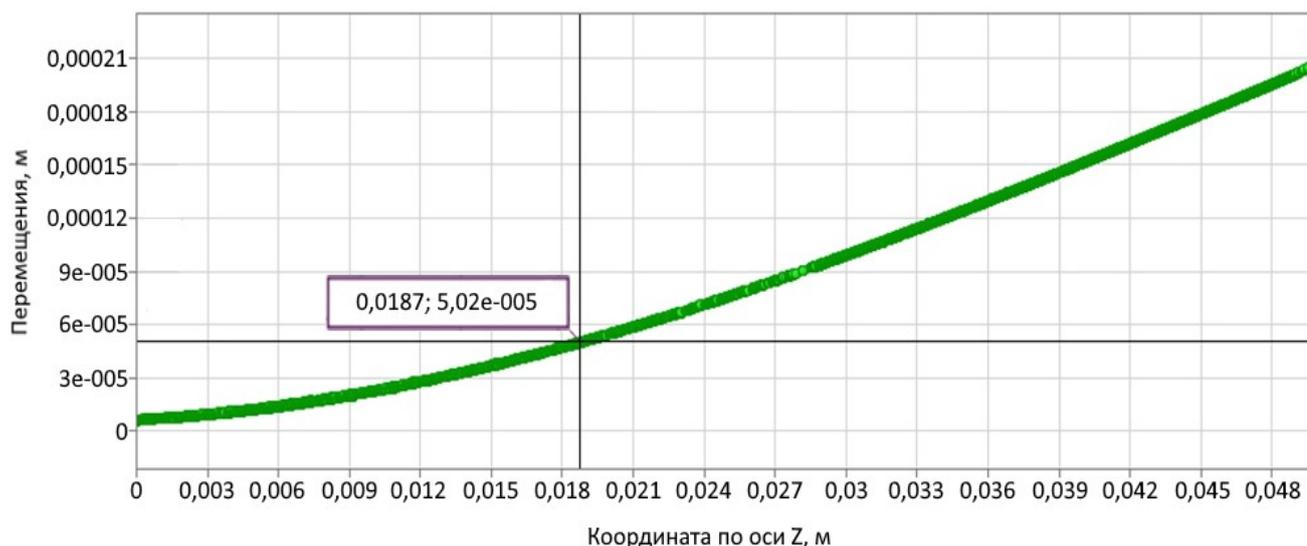
**Рис. 2.** Экспериментальный график зависимости деформаций (м) от прилагаемой силы (Н). Выделенная область, расположенная вдоль линии графика, визуализирует 95%-й доверительный интервал  
**Fig. 2.** Experimental graph of the dependence of deformations (m) on the applied force (N). The highlighted area located along the graph line visualizes the 95 % confidence interval



**Рис. 3.** Амплитудно-частотная характеристика, полученная экспериментально, с отмеченными пиками  
**Fig. 3.** The amplitude-frequency characteristic obtained experimentally with the peaks marked



**Рис. 4.** Результат статического расчета на жесткость  
**Fig. 4.** Result of static calculation for rigidity



**Рис. 5.** График зависимости перемещений от координаты продольной оси фрезы (моделирование)  
**Fig. 5.** Graph of the dependence of displacements on the coordinate of the mill longitudinal axis (modelling)

от края патрона (вылет фрезы). Это значение совпадает с расстоянием от края патрона до точки измерения при проведении эксперимента, что позволяет сделать вывод о корректности созданной математической модели для определения статической жесткости.

Тогда жесткость в точке измерений равна

$$j_{\text{модель}} = \frac{F}{\Delta} = \frac{400}{0,0502} \approx 7968 \frac{\text{Н}}{\text{мм}}.$$

Полученное смоделированное значение жесткости отличается от рассчитанного по экспериментальным данным на 2,2 %, что является подтверждением корреляции.

Для нахождения собственных форм и частот конструкции проведем модальный анализ для тех же условий закрепления, что и в случае статического расчета. Результат модального анализа можно представить как в виде набора мод (рис. 6), так и графически на частотном интервале (рис. 7), где отчетливо видны пики собственных частот. На графике (рис. 7) по оси ординат откладывается безразмерный коэффициент, не показывающий амплитуду колебаний на резонансных частотах, а по оси абсцисс – интервал рассматриваемых частот. Искомые пики расположены на 86 и 120 Гц соответственно. При сравнении положения пиков на спектре с экспериментальными данными (рис. 3) заметно расхождение приблизительно в 6–8 Гц.

Порядковый номер моды	Частота, Гц
1	86,282
2	86,314
3	119,853
4	119,917
5	275,697
6	407,808
7	407,826
8	427,403
9	596,541
10	596,969

Рис. 6. Моды колебаний пары «концевая фреза – цанговый патрон»  
Fig. 6. Vibration modes of the end mill – collet chuck pair

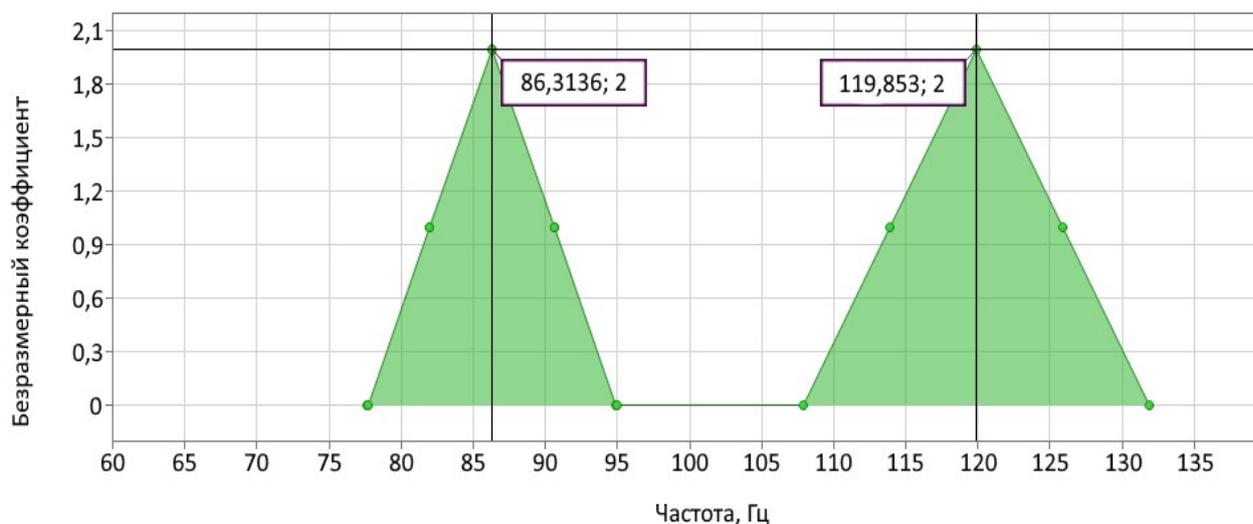
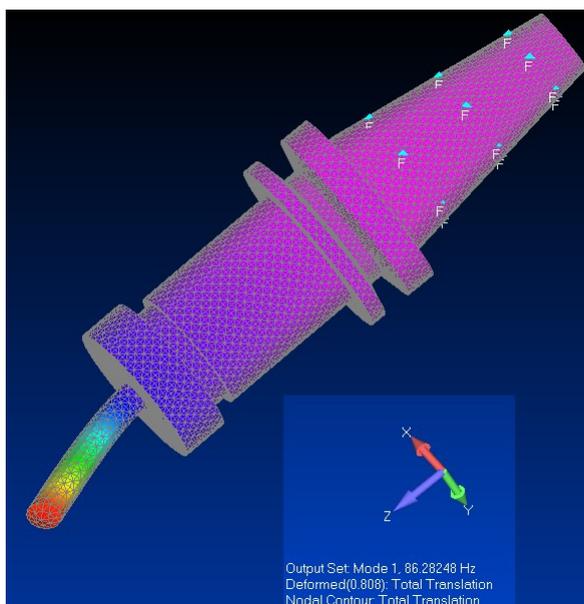


Рис. 7. Расположение первых двух собственных частот фрезы на спектре (моделирование)  
Fig. 7. The location of the first two natural frequencies of the mill on the spectrum (modelling)

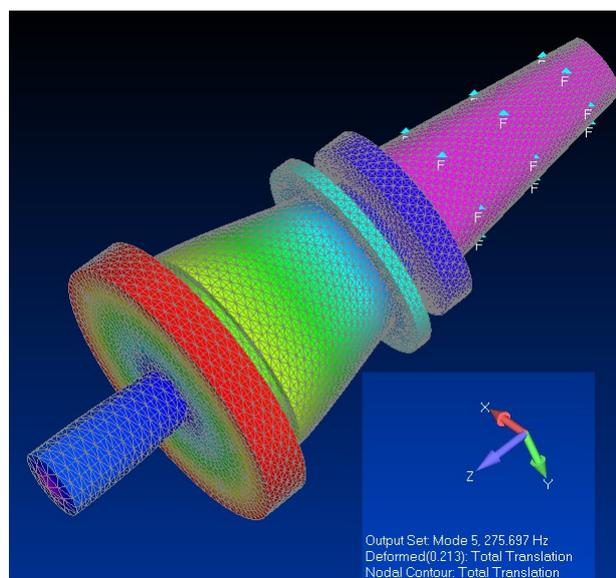
Как показывает модальный анализ, на первой и второй моде колебаний ( $\approx 86$  и  $120$  Гц) собственная форма является изгибной, причем в зоне неустойчивости находится исключительно сама фреза, отклоняющаяся от своей оси в сторону, что полностью соответствует реальному направлению упругих деформаций при фрезеровании концевой фрезой.

Заметим, что моды 1 и 2, 3 и 4, 6 и 7, 9 и 10 имеют практически одинаковые частоты (рис. 6), что выражается графически в виде «слияния» в единый пик мод с порядковыми номерами 1 и 2, 3 и 4 соответственно. Кроме того, собственные формы фрезы на этих частотах абсолютно идентичны и являются изгибными (рис. 8). Поэтому будем рассматривать столь близкие моды как единую собственную частоту.

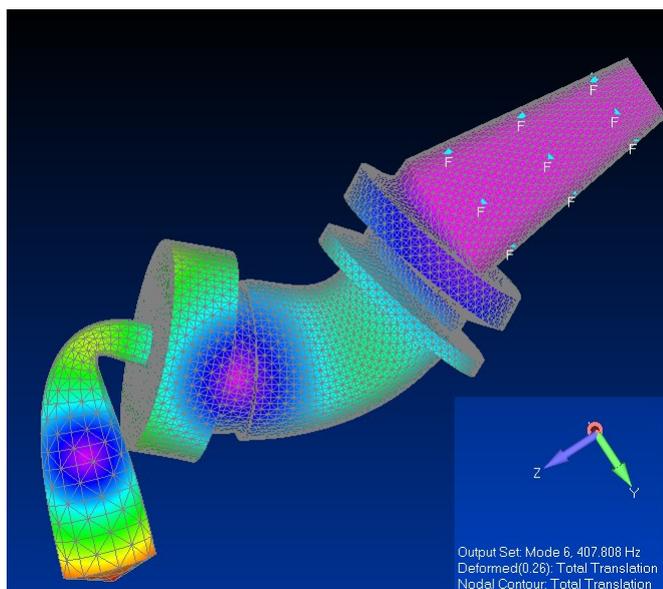
На пятой моде колебаний ( $\approx 276$  Гц) собственная форма является скручивающей вокруг продольной оси фрезы, причем в зоне неустойчивости находится по большей части сам цанговый патрон (рис. 9). Следующие шестая и седьмая моды ( $\approx 408$  Гц) соответствуют форме пространственного изгиба всей конструкции вокруг узлов, обозначенных фиолетовыми зонами (рис. 10). Такая форма колебаний является опасной по причине наличия перегиба, где форма колебаний меняет свое направление. При этом в зонах пучности колебаний по-прежнему находится не только сама фреза, но и корпус патрона. Собственная форма на восьмой моде ( $\approx 427$  Гц) является сжимающей вдоль продольной оси инструмента, охватывая и инструмент, и цанговый патрон (рис. 11). Пучность колебаний на данной моде сосредоточена на фрезе.



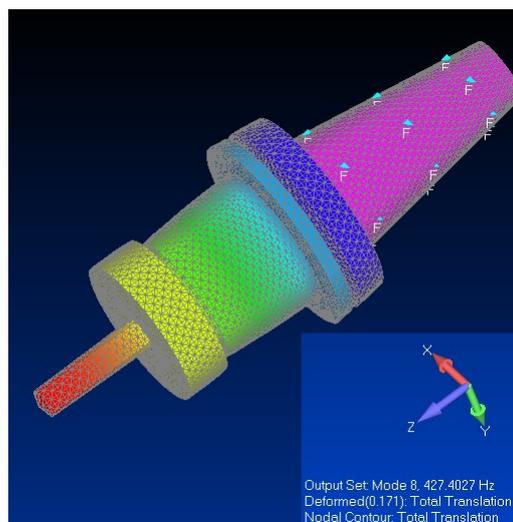
**Рис. 8.** Собственная форма колебаний на первой моде для случая цельной концевой фрезы  
**Fig. 8.** Vibration mode shape in the first mode for the case of a solid end mill



**Рис. 9.** Собственная форма колебаний на пятой моде для случая цельной концевой фрезы  
**Fig. 9.** Vibration mode shape in the fifth mode for the case of a solid end mill



**Рис. 10.** Собственная форма колебаний на шестой моде для случая цельной концевой фрезы  
**Fig. 10.** Vibration mode shape in the sixth mode for the case of a solid end mill



**Рис. 11.** Собственная форма колебаний на восьмой моде для случая цельной концевой фрезы  
**Fig. 11.** Vibration mode shape in the eighth mode for the case of a solid end mill

Последним девятой и десятой модам колебаний ( $\approx 596$  Гц) соответствует форма пространственного изгиба исключительно самой фрезы (рис. 12), аналогичная собственной форме на шестой моде (рис. 10). Здесь также прослеживаются перегиб и узлы на теле фрезы.

Поскольку коэффициент на оси ординат (рис. 7) не дает никакого представления о мере критичности той или

иной частоты по критерию амплитуды колебаний, то далее необходимо провести частотный анализ. Частотный анализ подразумевает учет демпфирования колебательной системы через коэффициент демпфирования, определяемый экспериментально. Для случая концевой цельной фрезы логарифмический декремент затухания составил 0,06 по эмпирическим данным, полученным из графика

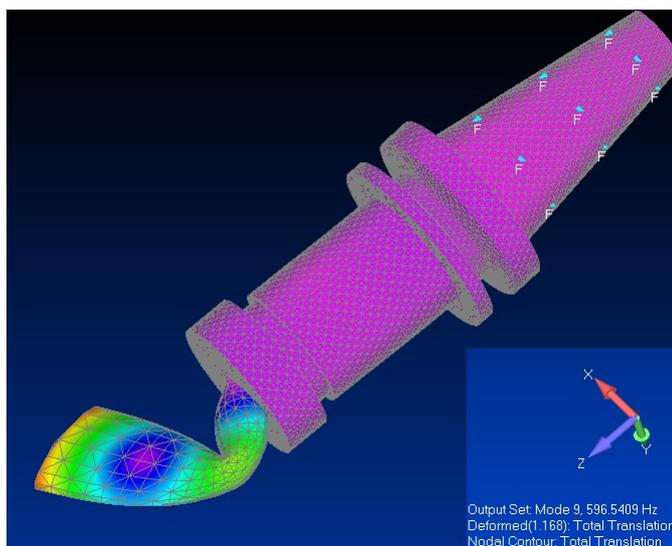


Рис. 12. Собственная форма колебаний на девятой моде для случая цельной концевой фрезы  
 Fig. 12. Vibration mode shape in the tenth mode for the case of a solid end mill

переходного процесса затухания колебаний. Примем допущение, что данный коэффициент остается постоянным на всем интервале рассматриваемых частот и равен логарифмическому декременту затухания колебаний.

Результатом частотного анализа является получение зависимости «амплитуда – частота» в интересующем нас направлении пространства. В данном случае рассматриваем поперечное направление нагружения фрезы, т. е. направление, перпендикулярное ее оси. Получен частотный отклик (АЧХ) при коэффициенте демпфирования, принятом равным 6 %. Для более наглядного отображения всех амплитуд будем использовать логарифмическую шкалу на оси ординат (рис. 13).

Согласно построенной АЧХ, можно сделать вывод, что по критерию амплитуды колебаний наиболее опасными являются первые две собственные частоты колебаний, соответствующие частотам около 86 и 120 Гц (по результатам моделирования). Они же являются наиболее опасными по критерию формы колебаний, как показал модальный анализ.

Таким образом, получены результаты статического, модального и частотного анализов, коррелирующие с результатами эксперимента.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты по положению собственных частот на спектре коррелируют с экспериментальными данными в пределах  $\approx 7\%$ . Такой значительный процент погрешности обусловлен сдвигом теоретической АЧХ правее в сравнении с эмпирической АЧХ, что, в свою очередь, происходит по причине идеализации математической модели. В частности, в модели, подвергнутой конечно-элементному анализу, отсутствуют стружечные канавки фрезы, что делает ее более жесткой и завышает собственные частоты. Кроме того, на вид АЧХ и собственные частоты твердого тела влияет и его геометрическая форма. Соответственно, при отсутствии широких

и глубоких стружечных канавок результат несколько искажается. В связи с этим для улучшения сходимости в таких случаях можно допустить введение уточняющего коэффициента, который скорректирует жесткость фрезы и позволит избежать трудоемкого уточнения ее модели.

Важно заметить, что поскольку силовое воздействие при эксперименте оказано на фрезу, которая кинематически связана с цанговым патроном, а патрон, в свою очередь, со шпинделем станка и т. д., то полученная частотная характеристика является результирующей по отношению к самому станку и его жесткости, что, несомненно, внесло свой вклад в вид кривой и абсолютные значения амплитуд [22]. Этим и объясняется неизбежное внешнее отличие экспериментальной АЧХ от АЧХ, полученной при моделировании.

Для случая цельной концевой фрезы введем безразмерный коэффициент  $K_k$ , учитывающий наличие стружечных канавок в сечении, претерпевающим деформации. Очевидно, что наличие стружечных канавок влияет на перемещения по каждой из координатных осей неодинаково, поэтому и значения коэффициентов должны отличаться. Так как для осевого инструмента в данной работе рассматривается жесткость в поперечном направлении (перпендикулярно оси инструмента), то определим соответствующий коэффициент  $K_{k1}=0,9$ . Данное значение коэффициента для каждого конкретного инструмента может быть получено как отношение деформаций полнотелого цилиндрического тела (прутка) и рассматриваемого реального инструмента со стружечными канавками при прочих равных условиях.

При изменении жесткости модели в 0,9 раза получим следующее положение пиков первых двух собственных частот (рис. 14). Первый пик сместился влево до 82,2 Гц, второй – до 114,3 Гц. Сходимость с экспериментом улучшена до 2,5 % (рис. 3).

Важно заметить, что введение уточняющего коэффициента не всегда может быть оправдано, поскольку нахождение пиков собственных частот на практике используется

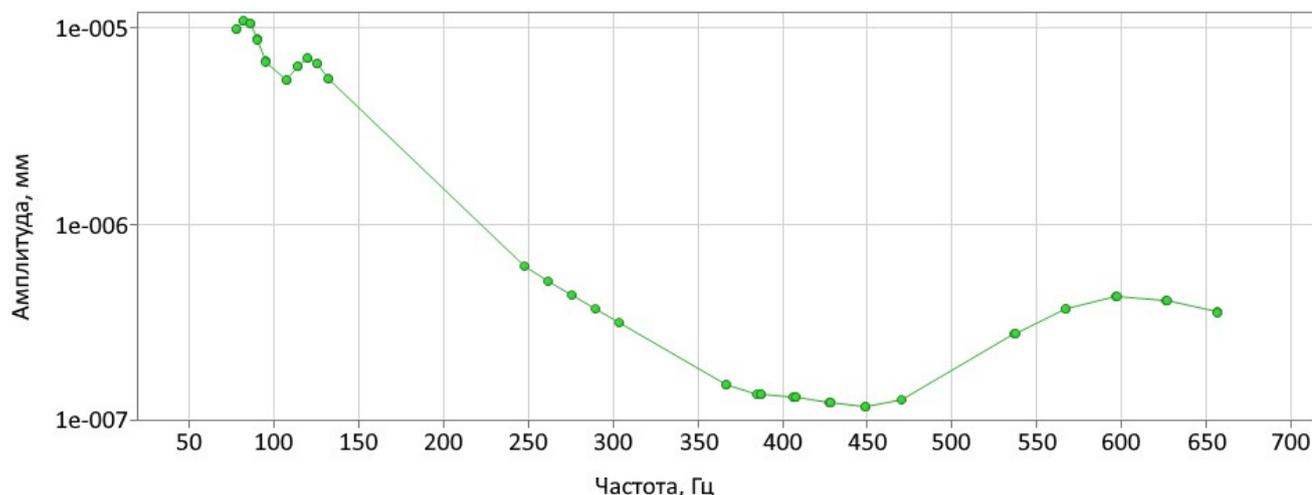


Рис. 13. Амплитудно-частотная характеристика в поперечном направлении с логарифмической шкалой амплитуды (моделирование)

Fig. 13. Amplitude-frequency characteristic in the cross direction with amplitude logarithmic scale (modelling)

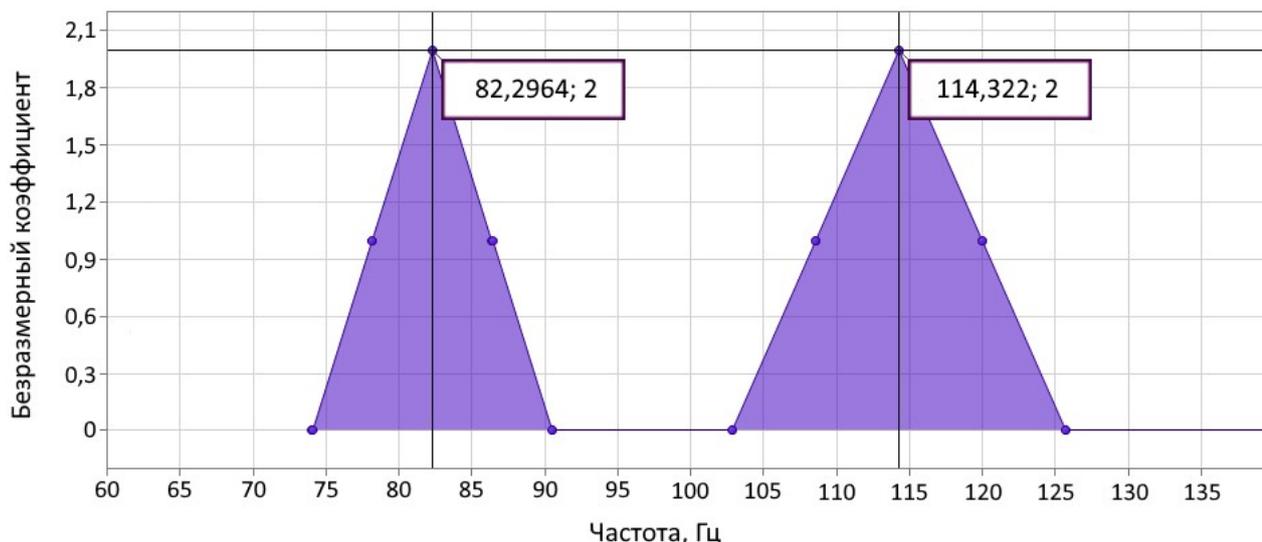


Рис. 14. Расположение первых двух собственных частот фрезы на спектре с учетом поправочного коэффициента (моделирование)

Fig. 14. The location of the first two natural frequencies of the mill on the spectrum taking into account the correction factor (modelling)

для ухода от резонансных явлений, т. е. для разведения рабочих режимов и собственных частот дальше друг от друга на частотном спектре. В таком случае с практической точки зрения в ряде случаев не требуется знать положение пика на спектре с точностью до 1–3 Гц. Может оказаться достаточным знание о наличии пика в диапазоне около 10–15 Гц. Результаты же статического анализа (расчет на жесткость) не нуждаются в уточнении, изначально обеспечивается сходимость 2,2 %.

Одним из направлений дальнейшего развития тематики данного исследования видится расширение моделируемой системы, т. е. включение в состав математической модели заготовки, приспособления, самого стан-

ка, что в конечном итоге позволит получить модель замкнутой системы СПИД. При сохранении методики моделирования ожидается получение сходимости с экспериментом, что позволит более полно и подробно отражать состояние технологической обрабатывающей системы как в динамике, так и в статике.

## ВЫВОДЫ

Представленная методика моделирования жесткости совместно с выполнением частотного анализа позволяет выполнять расчеты силовых смещений и упругих деформаций инструмента для его состояния на критиче-

ских частотах нагружения. Именно поиск баланса жесткости внутри системы «станок – инструмент – деталь» вынуждает оценивать критические состояния инструмента, а за ним и станка, поскольку именно уровень демпфирования, жесткости и собственных частот элементов системы «станок – приспособление – инструмент – деталь» (СПИД) определяет саму возможность и продолжительность работы инструмента, являющегося замыкающим звеном (относительно маложестким и уязвимым) в системе СПИД.

Реальный отклик инструмента в системе СПИД для индивидуальных случаев с учетом геометрии применяемого инструмента может быть смоделирован со сходимостью 7 %. При этом уточнение результатов математического моделирования можно провести при помощи коэффициента, позволяющего учесть стружечные канавки инструмента, что дает возможность сэкономить время на подробную разработку 3D-модели. При применении коэффициента сходимость пиков на спектре с экспериментом достигает 2,5 %. Поскольку полученные расчетные значения частот и деформаций коррелируют с экспериментальными данными, то можно утверждать, что цель работы достигнута.

На базе дифференциальных уравнений с принятым в первом приближении коэффициентом появляется возможность для обучения нейросетевых моделей, которые позволят получать выходные данные об амплитуде деформации инструмента при любых вводных данных о предполагаемых условиях обработки. Кроме того, это позволит нейросети и пользователю формулировать конкретные предложения по изменению (улучшению) вводных данных для обеспечения оптимальных условий резания по предварительно заданной целевой функции либо по целому комплексу целевых функций. Другими словами, возможно решение как прямой, так и обратной задачи. При достаточно высоком уровне обучения такой нейросетевой модели все интересующие модальные, частотные и жесткостные характеристики инструмента можно будет получать из ее выходных данных без проведения экспериментов и какого-либо моделирования.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Довнар С.С., Якимович А.М. МКЭ-анализ концепции пострезонансного портального многоцелевого станка // *Машиностроение: республиканский межведомственный сборник научных трудов*. Минск: БНТУ, 2023. Вып. 34. С. 155–165.
2. Сазонов М.Б., Жидяев А.Н. Исследование вибраций концевых фрез при обработке титанового сплава BT9 // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. 2021. Т. 20. № 4. С. 89–99. DOI: [10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99).
3. Калмыков В.В., Барков А.В. Аналитическое и статистическое оценивание упругих деформаций при фрезеровании по контуру // *Фундаментальные исследования*. 2016. № 8-1. С. 34–38. EDN: [WHOECP](https://www.edn.ru/WHOECP/).
4. Нуркенов А.Х., Гусев В.И., Батуев В.В., Нестерук Е.В., Павлов С.А. Экспериментальное исследование жесткости технологической системы на базе промышленного робота KUKA KR 300 R2500 ULTRA // *Вестник Южно-Уральского государственного университета*. Серия: Машиностроение. 2022. Т. 22. № 1. С. 48–58. DOI: [10.14529/engin220104](https://doi.org/10.14529/engin220104).
5. Козлов А.М., Кузнецов С.Ф., Козлов А.А. Применение активного демпфера для снижения колебаний при фрезеровании // *Актуальные проблемы в машиностроении*. 2021. Т. 8. № 3-4. С. 81–86. EDN: [MOXJMI](https://www.edn.ru/MOXJMI/).
6. Маркова Е.В. Причины возникновения вибраций и способы виброгашения // *Известия Тульского государственного университета*. Технические науки. 2021. № 5. С. 428–432. EDN: [CISDFC](https://www.edn.ru/CISDFC/).
7. Yang Bin, Wang Min, Liu Zhihao, Che Changjia, Zan Tao, Gao Xiangsheng, Gao Peng. Tool wear process monitoring by damping behavior of cutting vibration for milling process // *Journal of Manufacturing Processes*. 2023. Vol. 102. P. 1069–1084. DOI: [10.1016/j.jmapro.2023.07.077](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.07.077).
8. Пономарев Б.Б., Нгуен В.Д. Расчет напряжений в зоне износа режущей части концевой радиусной фрезы // *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*. 2025. № 1. С. 61–75. EDN: [GFZYA](https://www.edn.ru/GFYZYA/).
9. Лукьянов А.В., Алейников Д.П., Костин П.Н. Исследование колебаний сил взаимодействия фрезы с заготовкой при попутном и встречном фрезеровании // *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2022. № 3. С. 38–49. DOI: [10.26731/1813-9108.2022.3\(75\).38-49](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2022.3(75).38-49).
10. Алейников Д.П., Лукьянов А.В., Костин П.Н. Влияние параметров резания на вибрационное состояние станка и шероховатость обработанных поверхностей при механообработке // *Системы. Методы. Технологии*. 2021. № 3. С. 14–19. DOI: [10.18324/2077-5415-2021-3-14-19](https://doi.org/10.18324/2077-5415-2021-3-14-19).
11. Козлов А.М., Кирющенко Е.В., Козлов А.А. Расширение технологических возможностей мобильного фрезерного оборудования // *Вестник Воронежского государственного технического университета*. 2019. Т. 15. № 4. С. 140–145. DOI: [10.25987/VSTU.2019.15.4.022](https://doi.org/10.25987/VSTU.2019.15.4.022).
12. Гимадеев М.Р., Ли А.А., Беркун В.О., Стельмаков В.А. Экспериментальное исследование динамики процесса механообработки концевыми сфероцилиндрическими фрезами // *Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты)*. 2023. Т. 25. № 1. С. 44–56. DOI: [10.17212/1994-6309-2023-25.1-44-56](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2023-25.1-44-56).
13. Лукьянов А.В., Алейников Д.П. Исследование колебаний сил взаимодействия фрезы с заготовкой при повышении скорости вращения шпинделя // *Современные технологии. Системный анализ. Моделирование*. 2017. № 4. С. 70–82. EDN: [YLXFFI](https://www.edn.ru/YLXFFI/).
14. Altintas Y., Lee P. Mechanics and dynamics of ball end milling // *Journal of manufacturing science and engineering*. 1998. Vol. 120. № 4. P. 684–692. DOI: [10.1115/1.2830207](https://doi.org/10.1115/1.2830207).
15. Сазонов М.Б., Жидяев А.Н. Исследование вибраций концевых фрез при обработке титанового сплава BT9 // *Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение*. 2021. Т. 20. № 4. С. 89–99. DOI: [10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99).
16. Кравченко К.Ю., Кугаевский С.С., Журавлев М.П., Элькинд Д.М. Операционный модальный анализ для определения собственных частот колебаний // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение,*

- материаловедение. 2017. Т. 19. № 2. С. 21–35. DOI: [10.15593/2224-9877/2017.2.02](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2017.2.02).
17. Журавлев М.П., Кравченко К.Ю., Элькинд Д.М. Виброустойчивость при обработке торцевыми фрезами с переменным шагом // Вестник Брянского государственного технического университета. 2018. № 8. С. 14–24. DOI: [10.30987/article\\_5bb5e69727bb41.28471955](https://doi.org/10.30987/article_5bb5e69727bb41.28471955).
  18. Яцун Е.И., Зубкова О.С. Исследование инструментальной системы при растачивании и фрезеровании с большим вылетом // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2024. № 3. С. 627–631. EDN: [AXRLQN](https://www.edn.ru/axrlqn).
  19. Матлыгин Г.В., Савилов А.В., Пятых А.С., Тимофеев С.А. Исследование влияния режимов резания на выходные параметры при точении фрезерованием быстрорежущей стали // Advanced Engineering Research (Rostov-on-Don). 2022. Т. 22. № 2. С. 99–106. DOI: [10.23947/2687-1653-2022-22-2-99-106](https://doi.org/10.23947/2687-1653-2022-22-2-99-106).
  20. Пятых А.С., Шапарев П.П. Исследование влияния зажимных патронов на устойчивость процесса фрезерования // iPolytech Journal. 2021. Т. 25. № 5. С. 549–558. DOI: [10.21285/1814-3520-2021-5-549-558](https://doi.org/10.21285/1814-3520-2021-5-549-558).
  21. Berthold J., Kolouch M., Regel J., Dix M. Identification of natural frequencies of machine tools during milling: comparison of the experimental modal analysis and the operational modal analysis // Production Engineering. 2024. Vol. 18. № 5. P. 853–862. DOI: [10.1007/s11740-024-01270-6](https://doi.org/10.1007/s11740-024-01270-6).
  22. Berthold J., Regel J., Dix M., Drossel W.-G. Operational modal analysis used to identify dynamic behaviour of machine tools during milling // Procedia CIRP. 2023. Vol. 118. P. 128–133. DOI: [10.1016/j.procir.2023.06.023](https://doi.org/10.1016/j.procir.2023.06.023).
  7. Yang Bin, Wang Min, Liu Zhihao, Che Changjia, Zan Tao, Gao Xiangsheng, Gao Peng. Tool wear process monitoring by damping behavior of cutting vibration for milling process. *Journal of Manufacturing Processes*, 2023, vol. 102, pp. 1069–1084. DOI: [10.1016/j.jmapro.2023.07.077](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2023.07.077).
  8. Ponomarev B.B., Nguen V.D. Computing stresses in the wear zone of a radius end mill cutter. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2025, no. 1, pp. 61–75. EDN: [GFYZYA](https://www.edn.ru/gfyzya).
  9. Lukyanov A.V., Aleynikov D.P., Kostin P.N. Investigation of oscillations in the forces of interaction of the milling cutter with the workpiece during passing and counter milling. *Modern Technologies. System analysis. Modeling*, 2022, no. 3, pp. 38–49. DOI: [10.26731/1813-9108.2022.3\(75\).38-49](https://doi.org/10.26731/1813-9108.2022.3(75).38-49).
  10. Aleynikov D.P., Lukyanov A.V., Kostin P.N. Cutting data effect on machine tool vibrational state and surface roughness when machining. *Systems. Methods. Technologies. Bratsk State University Scientific Journal*, 2021, no. 3, pp. 14–19. DOI: [10.18324/2077-5415-2021-3-14-19](https://doi.org/10.18324/2077-5415-2021-3-14-19).
  11. Kozlov A.M., Kiryushchenko E.V., Kozlov A.A. Expansion of technological capabilities of mobile milling equipment. *Bulletin of Voronezh State Technical University*, 2019, vol. 15, no. 4, pp. 140–145. DOI: [10.25987/VSTU.2019.15.4.022](https://doi.org/10.25987/VSTU.2019.15.4.022).
  12. Gimadeev M.R., Li A.A., Berkun V.O., Stelmakov V.A. Experimental study of the dynamics of the machining process by ball-end mills. *Obrabotka metallov. Metal working and material science*, 2023, vol. 25, no. 1, pp. 44–56. DOI: [10.17212/1994-6309-2023-25.1-44-56](https://doi.org/10.17212/1994-6309-2023-25.1-44-56).
  13. Lukyanov A.V., Aleynikov D.P. Analysis of oscillations of cutting forces between a mill and a workpiece when increasing the spindle rotation speed. *Modern Technologies. System analysis. Modeling*, 2017, no. 4, pp. 70–82. EDN: [YLXFFI](https://www.edn.ru/ylxffi).
  14. Altintas Y., Lee P. Mechanics and dynamics of ball end milling. *Journal of manufacturing science and engineering*, 1998, vol. 120, no. 4, pp. 684–692. DOI: [10.1115/1.2830207](https://doi.org/10.1115/1.2830207).
  15. Sazonov M.B., Zhidyaev A.N. Research on end mill vibration in machining of VT9 titanium alloy. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*, 2021, vol. 20, no. 4, pp. 89–99. DOI: [10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99).
  16. Kravchenko K.Yu., Kugaevskiy S.S., Zhuravlev M.P., Elkind D.M. Natural frequencies estimation using operational modal analysis. *Bulletin of Perm National Research Polytechnic University. Mechanical engineering, materials science*, 2017, vol. 19, no. 2, pp. 21–35. DOI: [10.15593/2224-9877/2017.2.02](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2017.2.02).
  17. Zhuravlev M.P., Kravchenko K.Yu., Elkind D.M. Vibration resistance at processing by end mills with variable pitch. *Bulletin of Bryansk State Technical University*, 2018, no. 8, pp. 14–24. DOI: [10.30987/article\\_5bb5e69727bb41.28471955](https://doi.org/10.30987/article_5bb5e69727bb41.28471955).
  18. Yatsun E.I., Zубкова О.С. Investigation of the tool system during boring and milling with a large departure. *Izvestiya Tula State University. Tekhnicheskie nauki*, 2024, no. 3, pp. 627–631. EDN: [AXRLQN](https://www.edn.ru/axrlqn).
  19. Matlygin G.V., Savilov A.V., Pyatykh A.S., Timofeev S.A. Study of the effect of cutting modes on output parameters under high-speed steel turn-milling. *Ad-*

## REFERENCES

1. Dovnar S.S., Yakimovich A.M. FEM analysis of the concept of a post-resonant portal multi-purpose machine. *Mashinostroenie: respublikanskiy mezhvedomstvennyy sbornik nauchnykh trudov*. Minsk, BNTU Publ., 2023. Vyp. 34, pp. 155–165.
2. Sazonov M.B., Zhidyaev A.N. Research on end mill vibration in machining of VT9 titanium alloy. *Vestnik of Samara University. Aerospace and Mechanical Engineering*, 2021, vol. 20, no. 4, pp. 89–99. DOI: [10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2021-20-4-89-99).
3. Kalmykov V.V., Barkov A.V. Analytical and statistical assessment elastic deformation along the contour at milling. *Fundamental research*, 2016, no. 8-1, pp. 34–38. EDN: [WHOECP](https://www.edn.ru/whoecp).
4. Nurkenov A.Kh., Guzeev V.I., Batuev V.V., Nesteruk E.V., Pavlov S.A. Experimental study of rigidity of a technological system on the basis of industrial robot KUKA KR 300 R2500 ULTRA. *Bulletin of the South Ural State University. Series "Mechanical engineering industry"*, 2022, vol. 22, no. 1, pp. 48–58. DOI: [10.14529/engin220104](https://doi.org/10.14529/engin220104).
5. Kozlov A.M., Kuznetsov S.F., Kozlov A.A. Application of the active damper to reduce vibration when milling. *Actual problems in machine building*, 2021, vol. 8, no. 3-4, pp. 81–86. EDN: [MOXJMI](https://www.edn.ru/moxjmi).
6. Markova E.V. Causes of vibration and methods of vibration extinguishing. *Izvestiya Tula State University. Tekhnicheskie nauki*, 2021, no. 5, pp. 428–432. EDN: [CISDFC](https://www.edn.ru/cisdfc).

- vanced Engineering Research (Rostov-on-Don), 2022, vol. 22, no. 2, pp. 99–106. DOI: [10.23947/2687-1653-2022-22-2-99-106](https://doi.org/10.23947/2687-1653-2022-22-2-99-106).
20. Pyatykh A.S., Shaparev P.P. Investigating the impact of chucks on the stability of a milling process. *iPolytech Journal*, 2021, vol. 25, no. 5, pp. 549–558. DOI: [10.21285/1814-3520-2021-5-549-558](https://doi.org/10.21285/1814-3520-2021-5-549-558).
21. Berthold J., Kolouch M., Regel J., Dix M. Identification of natural frequencies of machine tools during milling: comparison of the experimental modal analysis and the operational modal analysis. *Production Engineering*, 2024, vol. 18, no. 5, pp. 853–862. DOI: [10.1007/s11740-024-01270-6](https://doi.org/10.1007/s11740-024-01270-6).
22. Berthold J., Regel J., Dix M., Drossel W.-G. Operational modal analysis used to identify dynamic behaviour of machine tools during milling. *Procedia CIRP*, 2023, vol. 118, pp. 128–133. DOI: [10.1016/j.procir.2023.06.023](https://doi.org/10.1016/j.procir.2023.06.023).

UDC 621.9.022.2

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-3

## Study of rigidity and frequency response of an end mill on a vertical milling centre

**Roman D. Voronov\***, teacher of Chair “Equipment and Technologies of Machinery Production”

**Dmitry A. Rastorguev**<sup>1</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Equipment and Technologies of Machinery Production”

**Denis G. Levashkin**<sup>2</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Equipment and Technologies of Machinery Production”

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

\*E-mail: smr.rom@yandex.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6298-1068>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-2704-4635>

Received 21.04.2025

Revised 11.08.2025

Accepted 04.09.2025

**Abstract:** The study covers the problem of early elimination of tool resonant vibrations through preliminary mathematical modelling. In particular, the problem is considered for the case of milling with an end mill on a vertical milling centre. The paper presents processed experimental data and results of mathematical modelling containing information on the rigidity of the FKC 4257 mill, its natural frequencies on the spectrum and vibration modes. The constructed finite element mathematical model covers the mill itself, the gripping collet and the collet chuck attachment. The model describes the static rigidity of the mill with an error of 2.2 %, and the position of its natural frequencies on the spectrum – with an error of about 7 % relative to the experimental results. By constructing the amplitude-frequency characteristic and conducting a modal analysis, it is shown that the first two vibration modes (80 and 112 Hz) are the most critical for the mill, both in terms of the amplitude of vibrations and in terms of their shape. The vibration shapes in the first modes are bending. During the modal analysis, the vibration shapes in the remaining modes are considered and estimated. To improve the convergence of the frequency analysis results, it is proposed to introduce the coefficient  $K_{kl}=0.9$ , which takes into account the lower rigidity of a real mill in comparison with an idealized mathematical model, when applying which the convergence is improved to 2.5 %. Thanks to the applied technique, it is possible to obtain reliable data on the frequency zones of instability used in practice to avoid resonance phenomena. In the future, based on such data, taking into account the correction factors, it is possible to train neural network models predicting the tool response under specific processing conditions and solving the inverse problem of selecting rational tool geometry for specific tasks.

**Keywords:** end mill; rigidity; modal analysis; frequency analysis; mathematical modelling; amplitude-frequency characteristic; resonance.

**Acknowledgments:** The study was carried out within the state contract for R&D No. 125011300177-8.

**For citation:** Voronov R.D., Rastorguev D.A., Levashkin D.G. Study of rigidity and frequency response of an end mill on a vertical milling centre. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 39–49. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-3.

**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.

## Микроструктура, свойства и механизмы упрочнения низкоуглеродистой стали, подвергнутой равноканальному угловому прессованию

**Малинин Андрей Владимирович**\*<sup>1,3</sup>, кандидат технических наук,  
заместитель генерального директора по исследованиям

**Ситдигов Виль Даянович**<sup>1,4</sup>, доктор физико-математических наук,  
старший эксперт

**Лебедев Юрий Анатольевич**<sup>2</sup>, кандидат физико-математических наук,  
старший научный сотрудник

<sup>1</sup>ООО «РН-БашНИПИнефть», Уфа (Россия)

<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра РАН, Уфа (Россия)

\*E-mail: MalininAV@bnipi.rosneft.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1185-5648>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9948-1099>

Поступила в редакцию 22.07.2025

Пересмотрена 29.07.2025

Принята к публикации 20.08.2025

**Аннотация:** В работе методом равноканального углового прессования (РКУП) (8 проходов, 200 °С) сформировано ультрамелкозернистое (УМЗ) состояние в низкоуглеродистой стали, демонстрирующее высокие механические свойства (предел текучести 1021 МПа, предел прочности 1072 МПа, пластичность 10,7 %) наряду с удовлетворительной коррозионной стойкостью (0,345 мм/год). Для объяснения причин повышения прочностных и изменения коррозионных свойств проанализирована микроструктура УМЗ стали методами электронной микроскопии и рентгеновского рассеяния. В частности, методами электронной микроскопии установлено измельчение структуры подвергнутой РКУП стали, в результате которого формируются равноосные зерна со средним размером ~240 нм. Модифицированные рентгеновские методики Вильямсона – Холла и Уоррена – Авербаха применены для получения закономерностей изменения размера областей когерентного рассеяния, плотности  $\rho$  и доли  $f_s$  дислокаций винтового типа, внешнего эффективного радиуса  $R_e$  сечения дислокаций и ряда других параметров в низкоуглеродистой стали в зависимости от числа проходов (степени деформации) РКУП. Методами рентгенофазового анализа и малоуглового рентгеновского рассеяния найдены закономерности изменения массовой доли, размера и морфологии различных преципитатов от числа проходов РКУП. На основе полученных данных предложена модель трансформации микроструктуры стали при формировании в ней УМЗ состояния. Обсуждаются механизмы упрочнения крупнокристаллической и УМЗ стали. Обнаружено, что в исходном состоянии прочность стали в основном обеспечивается за счет зернограницного упрочнения и выпадения преципитатов  $Me_{23}C_6$  и  $Me_3C_2$  малого размера. Показано, что при формировании УМЗ структуры стали прочность возрастает в результате зернограницного упрочнения и роста плотности дислокаций. Вклад в упрочнение преципитатов в УМЗ состоянии понижается, и это обусловлено их ростом при обработке РКУП. Выявлено, что увеличение скорости коррозии УМЗ стали объясняется уменьшением размера ферритных зерен, повышением плотности зернограницных дислокаций и формированием ячеистой структуры.

**Ключевые слова:** низкоуглеродистая сталь; феррит; равноканальное угловое прессование; ультрамелкозернистая структура; микроструктура; механизмы упрочнения; рентгеноструктурный анализ; скорость коррозии; малоугловое рентгеновское рассеяние.

**Благодарности:** Авторы выражают благодарность ПАО «НК «Роснефть» и ООО «РН-БашНИПИнефть» за предоставленную возможность проведения исследований. Авторы также благодарят доктора химических наук А.И. Волошина, кандидата физико-математических наук Ю.Б. Линд, кандидата технических наук Н.Р. Яркееву (ООО «РН-БашНИПИнефть») за обсуждение полученных результатов и ценные замечания при подготовке статьи.

**Для цитирования:** Малинин А.В., Ситдигов В.Д., Лебедев Ю.А. Микроструктура, свойства и механизмы упрочнения низкоуглеродистой стали, подвергнутой равноканальному угловому прессованию // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 51–65. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-4.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время низкоуглеродистые стали широко используются в автомобильной, строительной, аэрокосмической и нефтегазовой промышленности благодаря их высокому потенциалу промышленного применения. Несмотря на это, дальнейшее совершенствование комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств низкоуглеродистых сталей за счет оптимизации легирующих

элементов и/или реализации различных режимов термо-механической обработки имеет важное фундаментальное и прикладное значение в материаловедении. На сегодняшний день среди различных способов улучшения физико-механических свойств металлических материалов и сплавов наиболее популярными являются методы интенсивной пластической деформации (ИПД) [1–4]. В результате ИПД-обработки в исходных крупнокристаллических (КК)

металлических материалах формируется ультрамелкозернистая (УМЗ) структура за счет измельчения исходных зерен [1–4]. Кроме того, сформированная методами ИПД УМЗ структура в металлах и сплавах характеризуется повышенной плотностью внесенных дефектов, продуктами различных фазовых переходов, формированием равноосных зерен нанометрического размера и крайне неравновесным состоянием их границ [5; 6]. Более того, в случае ИПД-воздействия на сплавы в них может протекать процесс динамического деформационного старения, в результате которого в основной фазе выпадают преципитаты различной морфологии, размера и химического состава [7; 8]. Все эти изменения в микроструктуре металлов и сплавов при таком способе обработки приводят к формированию в них высокопрочных состояний за счет активации различных механизмов упрочнения [9; 10]. В связи с этим создание высокопрочных сталей путем целенаправленного управления их структурой и фазовым составом является актуальной проблемой современного материаловедения.

Основными методами ИПД являются равноканальное угловое прессование (РКУП) и интенсивная пластическая деформация кручением (ИПДК) [1; 2]. Ранее эти методы были успешно применены для получения высокопрочных состояний в ряде низкоуглеродистых сталей [11–13]. В частности, авторы [11] применили метод РКУП для стали AISI 1010 с числом проходов, равным 3, в интервале температур 150–300 °С. В результате варьирования температуры РКУП, при 200 °С было получено высокопрочное состояние стали, характеризующееся высокими пределами текучести ( $\sigma_{YS}=778$  МПа) и прочности ( $\sigma_{UTS}=819$  МПа), существенно превышающими таковые значения для КК стали ( $\sigma_{YS}=252$  МПа,  $\sigma_{UTS}=307$  МПа) [11]. При этом пластичность уменьшилась более чем в два раза. Повышение прочностных характеристик авторы объяснили формированием УМЗ ферритной структуры [11]. В работе [12] авторы смогли увеличить число проходов (степень деформации) РКУП в ферритной стали до 6 путем увеличения температуры до 300 °С. Авторы [12] показали, что повышение степени деформации РКУП приводит к дальнейшему росту предела текучести до 851 МПа и предела прочности до 857 МПа. Однако величина пластичности не превышала 9 %. В результате анализа микроструктуры был сделан вывод о том, что формирование полосовой структуры, состоящей из субмикроструктурных зерен с высокой плотностью дислокаций, повышает механические характеристики ферритной стали [12]. Вместе с тем проведение горячей прокатки низкоуглеродистой стали перед проведением обработки РКУП позволило повысить число проходов до 10 [13]. Благодаря такой комбинированной обработке авторам удалось сформировать полосовую структуру, состоящую из удлиненных зерен шириной 200–300 нм, и тем самым повысить предел прочности до рекордно высоких значений (свыше 1 200 МПа) [13].

При установлении причин, приводящих к повышению прочностных характеристик подвергнутых РКУП сталей, авторы [11–13] использовали лишь данные электронной микроскопии. Вместе с тем методы рентгеновского рассеяния являются мощным инструментом, позволяющим интегрально охарактеризовать микроструктуру сталей иными параметрами структуры [14–16]. Недавно модифицированные методы Вильямсона – Холла и Уоррена – Авербаха успешно были применены для аттестации структуры сталей [17; 18]. В частности, были установлены причины разрушения приповерхностного слоя мартенситной стали, к которым в том числе привели понижение плотности дислокаций, изменение типа дислокаций и рост размера областей когерентного рассеяния (ОКР) [17]. В работе [18] авторы методом рентгеновского рассеяния изучили изменение параметров микроструктуры в ходе растяжения стали Fe–26Mn–1Al–0,14C. Было установлено, что при растяжении стали повышается плотность дислокаций, подавляется доля дислокаций винтового типа, возникает сильное дипольное поле дислокаций, свидетельствующее о формировании ячеистой структуры, а также реализуется процесс динамического возврата (рост внешнего радиуса сечения дислокаций) [18].

Приведенные выше примеры свидетельствуют о том, что комплексное использование методов рентгеновского рассеяния и электронной микроскопии позволяет детальнее охарактеризовать структуру сталей при термомеханической обработке. В связи с этим в данной работе эти методы были совместно использованы при установлении причин повышения прочностных характеристик и изменения коррозионных свойств низкоуглеродистой стали при формировании в ней УМЗ состояния.

Цель исследования – сформировать высокопрочное состояние в низкоуглеродистой стали методом равноканального углового прессования (РКУП), проанализировать механизмы упрочнения и установить возможные причины изменения коррозионных свойств на основе данных о микроструктуре, полученных методами рентгеновского рассеяния и электронной микроскопии.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Методика формирования УМЗ структуры

Для формирования УМЗ структуры методом РКУП была выбрана широко используемая низкоуглеродистая сталь. Измеренный методом оптико-эмиссионной спектроскопии химический состав стали приведен в таблице 1. Перед проведением РКУП образцы стали цилиндрической формы (диаметр 9 мм, длина 30 мм) подвергали отжигу при температуре 200 °С в течение 1 ч. РКУП проводили в оснастке, в которой угол пересечения двух каналов составлял 120°. Температура проведения РКУП равнялась 200 °С, маршрут деформации  $V_C$ , число проходов – 4, 6 и 8.

Таблица 1. Элементный состав исследуемой низкоуглеродистой стали (мас. %)   
 Table 1. Chemical composition of the studied steel (wt. %)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	P	S	Fe
0,108	0,195	0,397	0,135	0,216	0,087	0,003	0,012	остаток

### Методика проведения механических и коррозионных испытаний

Механические испытания методом растяжения проводили на универсальной динамометрической машине Instron 8801. В результате были определены такие характеристики, как предел текучести  $\sigma_{YS}$ , предел прочности  $\sigma_{UTS}$  и пластичность  $\delta$ . Для того чтобы исключить влияние неоднородности сформированной структуры и эффекты ухудшенной обработки периферийных областей, испытания проводили на малых образцах, вырезанных из центральной области прутка относительно его продольной оси [1; 3]. Размеры плоских образцов: длина 4 мм, стороны рабочей части  $1 \times 1$  мм<sup>2</sup>. Скорость деформации при растяжении равнялась  $1 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Твердость стали после различных проходов в оснастке РКУП измеряли методом Виккерса с помощью универсального твердомера Shimadzu HNMV-G с нагрузкой на индентор 100 г и временем выдержки 10 с.

Скорость  $V_k$  коррозии определяли по потере массы после выдержки в коррозионной среде. Для коррозионных испытаний из исходных (состояние поставки) и РКУП-образцов вырезали таблетки диаметром 9 мм и толщиной 2 мм. Образцы выдерживали в течение 100 ч в испытательном растворе, изготовленном из 5,0 мас. % хлорида натрия, 0,5 мас. % уксусной кислоты и дистиллированной воды.

### Методика исследования микроструктуры с помощью электронной микроскопии

Микроструктуру исходных (состояние поставки) и подвергнутых РКУП образцов анализировали с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Thermo Scientific Q250 (США). Анализ микроструктуры проводили на шлифах, вырезанных из поперечного сечения подвергнутых РКУП образцов. Образцы для проведения РЭМ-исследований сначала подвергали шлифовке, далее полировке на алмазной пасте и травлению с использованием раствора нитала. Микроструктуру стали исследовали на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) для получения информации о размере структурных элементов при ускоряющем напряжении 200 кВ. Фольги для ПЭМ-исследований изготавливали методом двухструйной электрополировки с использованием электролита на основе *n*-бутилового спирта.

### Методика проведения рентгеноструктурного анализа

Рентгеноструктурный анализ (РСА) на образцах стали проводили с использованием дифрактометра Tongda TD-3000 (Китай), в котором реализовали измерение дифрактограмм в геометрии Брэгга – Брентано. Дифрактограммы измеряли в пределах угла рассеяния  $2\theta$  от  $25^\circ$  до  $140^\circ$  в режиме непрерывного сканирования со скоростью 0,5 °/мин. Использовали трубку с Cu анодом, в котором генерировали излучение ( $\lambda=0,154060$  нм) при напряжении 40 кВ и силе тока 35 мА. Регистрацию дифрагированных лучей производили с помощью многоканального детектора Mythen 2D (Швейцария). Паразитные  $\beta$  и  $W_L$  линии медного излучения гасили с помощью никелевой фольги толщиной 30 мкм. Использование прецизионного многоканального детектора и никелевой фольги при регистрации дифрагированного медного излучения позволило понизить уровень флуоресценции на дифрактограммах и тем самым измерить четкие (*hkl*) рефлексы не только ферритной стали, но и вторичных фаз.

Расчет параметров тонкой структуры (усредненного размера ОКР  $D$ , плотности  $\rho$ , доли винтовых дислокаций, эффективного внешнего радиуса сечения  $R_e$  и типа дислокаций) проводили согласно модифицированным методикам Вильямсона – Холла (мВ-Х) и Уоррена – Авербаха (мУ-А) [19]. В модифицированной мВ-Х размер ОКР  $D_{W-H}$  определяли через уширение линий FWHM по зависимости  $\Delta K = FWHM \frac{\cos \theta}{\lambda}$  от  $K = \frac{2 \sin \theta}{\lambda}$ :

$$\Delta K = \frac{0,9}{D} + \left( \frac{\pi M^2 b^2}{2} \right)^{\frac{1}{2}} \rho^{\frac{1}{2}} \left( K \bar{C}^{-1} \right) + O(K^2 \bar{C}), \quad (1)$$

где  $K$  – величина вектора рассеяния;  
 $M$  – параметр Вилкенса, зависящий от эффективного внешнего радиуса  $R_e$  дислокаций;  
 $\bar{C}$  – усредненный контраст-фактор дислокаций;  
 $b$  – величина вектора Бюргерса (0,204 нм).

Возведя в квадрат уравнение (1) и учитывая, что  $(O(K^2 \bar{C}))^2 \approx 0$ , получили следующее выражение для расчета  $D_{W-H}$ :

$$\frac{\Delta K^2 - \alpha}{K^2} = \frac{\pi M^2 b^2}{2} \rho \bar{C}_{h00} (1 - qH), \quad (2)$$

где  $\bar{C}_{h00}$  – усредненный контраст-фактор дислокаций в плоскости  $\{h00\}$ ;

$q$  – постоянная, связанная с типом дислокаций и упругими постоянными стали;

$H$  для произвольной плоскости  $\{hkl\}$  определяли через выражение

$$H = \frac{h^2 k^2 + h^2 l^2 + k^2 l^2}{h^2 + k^2 + l^2};$$

$$\alpha = \left( \frac{0,9}{D} \right)^2.$$

Плотность дислокаций  $\rho$ , используемую в (2), находили через составляющие действительной  $A(L)$  и размерной  $A^s(L)$  частей коэффициентов Фурье ( $L$  – длина пространства Фурье), входящих в модифицированную мУ-А:

$$\ln A(L) = \ln A^s(L) - \frac{\pi b^2 \rho}{2} L^2 \ln \left( \frac{R_e}{L} \right) (K^2 \bar{C}) = \ln A^s(L) - Y K^2 \bar{C}, \quad (3)$$

$$\text{где } Y = \frac{\pi b^2 \rho}{2} L^2 \ln \left( \frac{R_e}{L} \right).$$

Преобразуя уравнение (3), получили зависимость для нахождения  $\rho$ :

$$\frac{Y}{L^2} = \frac{\pi b^2 \rho}{2} \ln \left( \frac{R_e}{L} \right) - \rho \frac{\pi b^2}{2} \ln(L). \quad (4)$$

Уравнения (3) и (4) подобны выражению  $y = m + (-k)x$ . Поэтому значения  $A^s(L)$  находили путем аппроксимации зависимости  $\ln A(L)$  от  $K^2 \bar{C}$  до пересечения графика оси  $Y$  (т. е. оси  $\ln A(L)$ ). Из зависимости (4) также находили значения  $Y$  через тангенс угла наклона кривой. Значения

плотности дислокаций  $\rho$ , входящие в правую часть уравнения (4), находили из графика зависимости  $Y/L^2$  от  $\ln(L)$  через тангенс угла наклона кривой. Величину  $R_e$  для каждого состояния находили путем аппроксимации графика зависимости (4) до пересечения с осью  $OY$ . Инструментальное уширение рефлексов ( $hkl$ ) стали учитывали путем съемки и анализа дифрактограммы порошка LaV<sub>6</sub>.

#### Методика малоуглового рентгеновского рассеяния

Для получения информации о морфологии и размере преципитатов изготавливали тонкие фольги из шлифов (длина 5 мм, ширина 10 мм, толщина ~20 мкм). Кривые малоуглового рентгеновского рассеяния (МУРР) измеряли в пределах изменения вектора рассеяния  $q$  от 0,01 до 1,4 нм<sup>-1</sup> на дифрактометре Tongda TD-3000 (Китай) с использованием одноканального детектора. Диаметр анализируемой поверхности фольги был равен ~3,5 мм. При анализе преципитатов стали результирующую интенсивность  $I(q)$  представляли как

$$I(q) = I(q)_1 + I(q)_2 + \dots + I(q)_n = \sum_{i=1}^n |F(q)_i|^2 |S(q)_i|^2,$$

где  $I(q)_i$  – интенсивность рассеяния от преципитатов, имеющих  $i$ -форму;

$F(q)_i$  – фактор формы, определяющий  $i$ -морфологию преципитатов;

$S(q)_i$  – структурный фактор, устанавливающий пространственное распределение преципитатов  $i$ -формы.

Морфологию преципитатов задавали согласно изображениям, приведенным в [20].

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Испытания на растяжение и коррозионную стойкость

Результаты механических испытаний и сведения о скорости коррозии для изученных состояний стали приведены в таблице 2. Видно, что обработка РКУП исходной стали приводит к повышению ее твердости и прочностных характеристик (таблица 2). В частности, после 4 проходов РКУП значение твердости стали повышается в 1,4 раза, предел текучести  $\sigma_{YS}$  – в 2,9 раза, а предел прочности  $\sigma_{UTS}$  – в 2,3 раза по сравнению с исходным КК

состоянием. При этом наблюдается обратный эффект: пластичность стали понижается примерно в 2,7 раза. Данное состояние также характеризуется повышением скорости коррозии на 0,03 мм/год. Увеличение числа проходов РКУП до 6 приводит к закономерному росту микротвердости, предела прочности, предела текучести и скорости коррозии (таблица 2). Пластичность стали в данном состоянии имеет тенденцию к росту. После 8 проходов РКУП сталь демонстрирует очень высокие прочностные свойства, при которых пластичность достигает ~11 % (таблица 2). Скорость коррозии после 8 проходов РКУП возрастает на 0,046 мм/год.

### Исследования микроструктуры методом электронной микроскопии

Фотографии микроструктуры исходной и подвергнутой РКУП стали приведены на рис. 1. В исходном состоянии микроструктура стали характеризуется наличием ферритных зерен (рис. 1 а). На некоторых зернах феррита также видны частицы цементита игольчатой формы. Средний размер ферритных зерен по результатам обработки не менее десяти изображений составил ~4 мкм. В результате РКУП-обработки (4 прохода) в стали формируется полосовая структура (рис. 1 б). Полосы содержат сильно измельченные зерна (средний размер ~270 нм по данным ПЭМ), на которых также видна высокая дефектность в виде дислокационных клубков (рис. 1 б, во вставке). После 6 проходов РКУП полосовая структура становится слабо выраженной (рис. 1 с). Средний размер ферритных зерен в данном состоянии по результатам ПЭМ-исследований составил ~250 нм (рис. 1 с, во вставке). После 8 проходов РКУП в стали формируется равноосная структура со средним размером зерен ~240 нм (рис. 1 d). Кроме того, в некоторых зернах прослеживается ячеистая структура (рис. 1 d, во вставке).

### Исследования микроструктуры методом рентгеноструктурного анализа

На рис. 2 показаны экспериментальные дифрактограммы стали в различных структурных состояниях. Видно, что дифрактограммы для исходного и РКУП-состояний характеризуются наличием рефлексов феррита ( $\alpha$ -Fe) и частиц цементита ( $Fe_3C$ ) (рис. 2 а). В то же

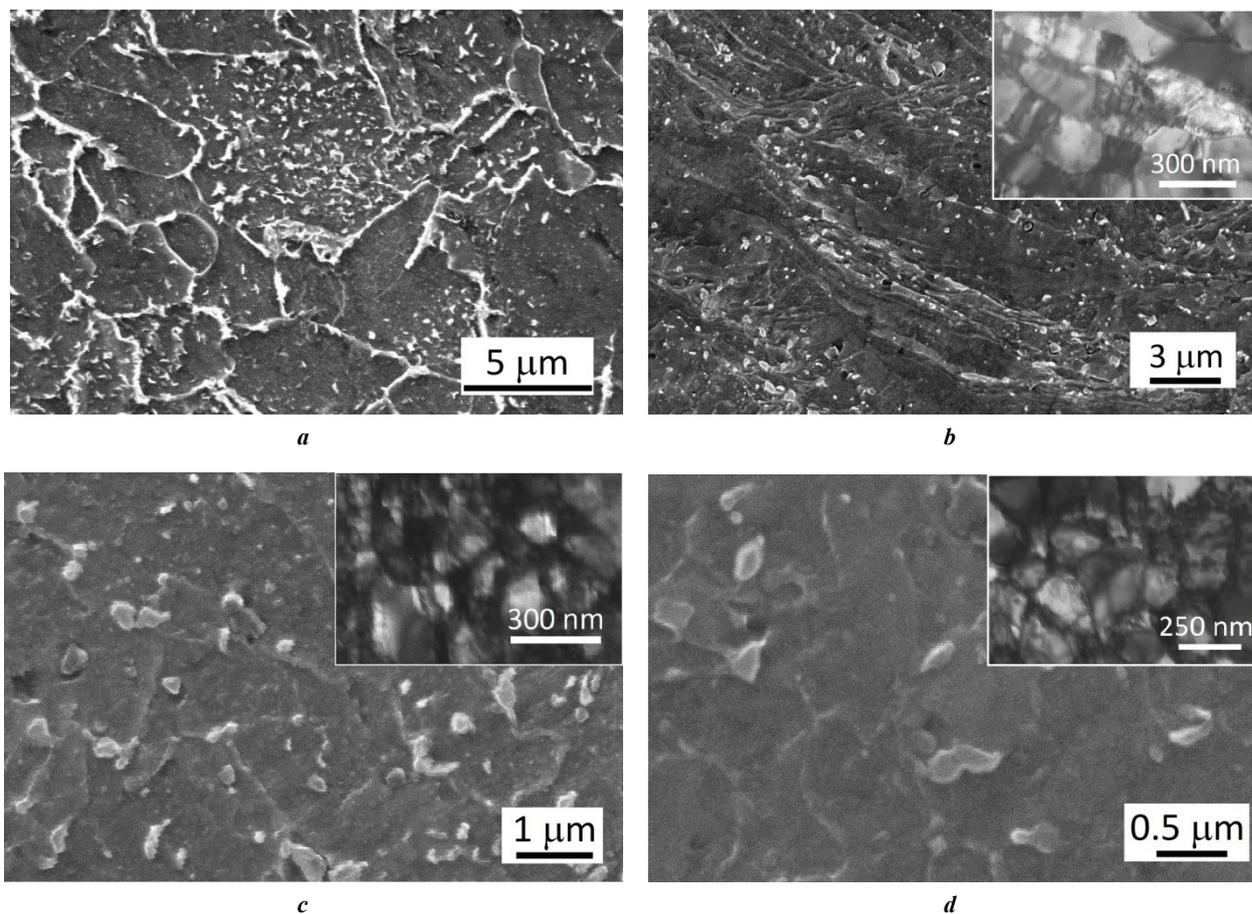
Таблица 2. Механические свойства и скорость коррозии низкоуглеродистой стали в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом состояниях

Table 2. Mechanical properties and corrosion rate of low-carbon steel in coarse-grained and ultrafine-grained states

Состояние	HV, ГПа	$\sigma_{YS}$ , МПа	$\sigma_{UTS}$ , МПа	$\delta$ , %	$V_c$ , мм/год
КК	1,89±0,08	343±9	454±8	26,1±1,3	0,299±0,006
РКУП, 4 прохода	2,66±0,06	995±10	1033±6	9,7±0,5	0,329±0,008
РКУП, 6 проходов	2,77±0,04	1012±8	1061±9	9,9±0,4	0,336±0,006
РКУП, 8 проходов	2,85±0,05	1021±9	1072±12	10,7±0,4	0,345±0,005

Примечание. HV – твердость по Виккерсу;  $\sigma_{YS}$  – предел текучести;  $\sigma_{UTS}$  – предел прочности;  $\delta$  – пластичность;  $V_c$  – скорость коррозии.

Note. HV is Vickers hardness;  $\sigma_{YS}$  is yield strength;  $\sigma_{UTS}$  is ultimate strength;  $\delta$  is plasticity;  $V_c$  is corrosion rate.



**Рис. 1.** РЭМ-изображения микроструктуры исследуемой стали:  
*a* – крупнокристаллическое состояние; *b* – после 4 проходов РКУП; *c* – после 6 проходов РКУП;  
*d* – после 8 проходов РКУП. Во вставках изображения, полученные ПЭМ  
**Fig. 1.** SEM images of the microstructure of the steel under study:  
*a* – in the coarse-grained state; *b* – after 4 ECAP passes; *c* – after 6 ECAP passes;  
*d* – after 8 ECAP passes. The insets contain TEM images

время на дифрактограмме образца после РКУП (4 проходов) появляются новые рефлексы (рис. 2 а).

Идентификация показала, что они принадлежат частицам (преципитатам) типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_3\text{C}_2$ . Увеличение числа проходов РКУП привело к росту интенсивности рефлексов  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_3\text{C}_2$  на дифрактограммах (рис. 2 а). Для оценки массовой доли обнаруженных фаз провели обработку дифрактограмм методом Ритвельда. На рис. 2 б показан пример такой обработки. Малые флуктуации на разностной линии между измеренной и смоделированной дифрактограммами свидетельствуют о хорошей их корреляции. Полученные в результате рентгеновского анализа сведения о содержании обнаруженных фаз приведены в таблице 3.

Исходная сталь характеризуется относительно высоким содержанием частиц цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  и преципитатами типа  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  с низкой массовой долей. При формировании в стали УМЗ структуры массовые доли частиц  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_3\text{C}_2$  растут, а содержание частиц цементита практически не изменяется (таблица 3).

Прецизионный анализ дифрактограмм показал, что помимо возникновения и роста рефлексов от частиц  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_3\text{C}_2$  имеет место увеличение ширины рефлексов ( $hkl$ ) феррита и их смещение в область больших углов

в результате РКУП-обработки. Обнаруженные изменения в дифрактограммах наглядно продемонстрированы на рис. 3 на примере рефлексов (110) и (210) феррита.

Во вставках к рис. 3 б приведены рефлексы (200) и (320) гексаборида лантана, по которым учитывали вклад инструментального уширения пиков (110) и (211) феррита. Как известно [21], увеличение ширины рефлексов свидетельствует о росте дефектности тонкой структуры и уменьшении размера ОКР  $D$ , а смещение пиков в область больших углов приводит к понижению параметра решетки. В связи с этим проанализировали эти изменения микроструктуры методом РСА. Для оценки размера ОКР и типа дислокаций применили модифицированную мВ-Х (уравнение (2)), а для анализа плотности эффективного внешнего радиуса дислокаций и параметра Вилкенса использовали модифицированную мУ-А (уравнение (4)).

Для нахождения значения  $\bar{C}_{100}$  в уравнении (2) рассчитывали контраст-факторы  $\bar{C}_{hkl}^e$  для краевых и винтовых  $\bar{C}_{hkl}^s$  дислокаций согласно [22]. Для рассматриваемой марки стали упругие постоянные  $C_{11}$ ,  $C_{12}$  и  $C_{44}$  равны 245, 139 и 122 ГПа соответственно [23]. Полученные расчетные значения  $\bar{C}_{hkl}^e$  и  $\bar{C}_{hkl}^s$  приведены в таблице 4. Далее

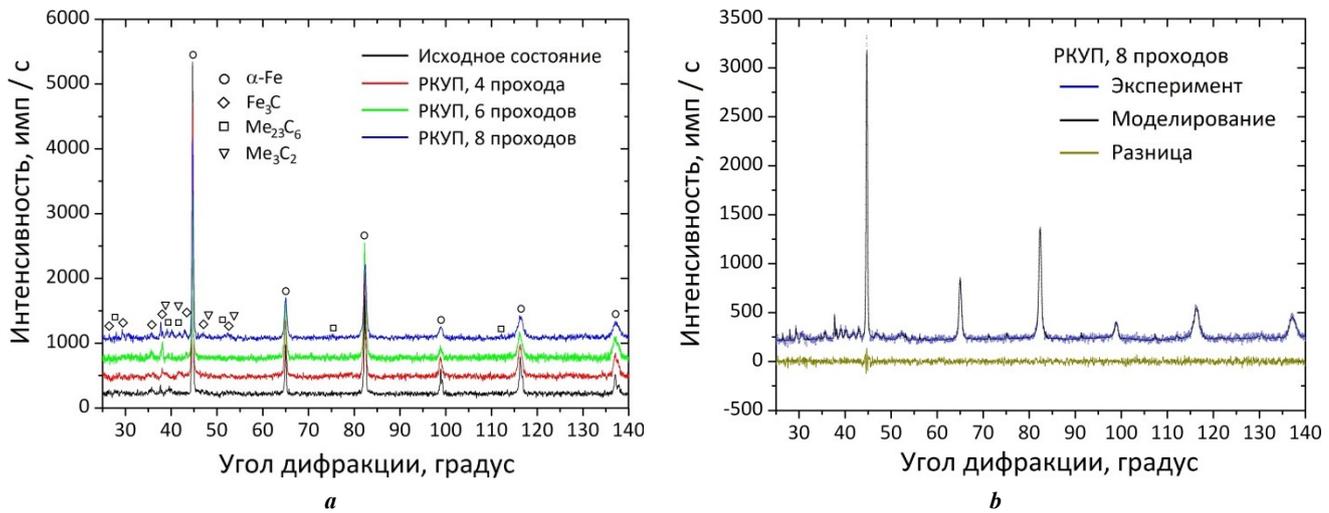


Рис. 2. Экспериментальные дифрактограммы стали в различных структурных состояниях: **a** – общий вид; **b** – обработанная дифрактограмма стали после 8 проходов РКУП  
 Fig. 2. Experimental diffraction patterns of steel in different structural states: **a** – general view; **b** – processed diffraction pattern of steel after 8 ECAP passes

Таблица 3. Обнаруженные фазы и их массовая доля в исходной и ультрамелкозернистой низкоуглеродистой стали  
 Table 3. Identified phases and their mass fraction in the original and ultrafine-grained low-carbon steel

Состояние	Массовая доля фаз, %			
	$\alpha$ -Fe	$Fe_3C$	$Me_{23}C_6$	$Me_3C_2$
КК	99,24±0,54	0,76±0,07	0,13±0,07	–
РКУП, 4 прохода	98,72±0,61	0,82±0,06	0,34±0,05	0,12±0,05
РКУП, 6 проходов	98,45±0,49	0,85±0,04	0,54±0,06	0,16±0,05
РКУП, 8 проходов	98,36±0,55	0,81±0,04	0,62±0,05	0,21±0,06

по найденным значениям  $\bar{C}_{hkl}^e$  и  $\bar{C}_{hkl}^s$  оценили теоретические значения  $q_{th}^e$  и  $q_{th}^s$ , которые получились равными 1,29 и 2,44 соответственно. Для оценки величины  $q$  проводили оптимизацию параметра  $\alpha$  в уравнении (2) так, чтобы получить линейную зависимость, как показано на рис. 4 а. Путем аппроксимации зависимостей, изображенных на рис. 4 а до пересечения с осью  $OX$ , получили значения  $1/q$  для каждого состояния ( $q=2,25, 1,94, 1,81$  и  $1,66$  для исходного КК состояния и после 4, 6 и 8 проходов РКУП). Далее находили долю краевых ( $f_e$ ) и винтовых ( $f_s$ ) дислокаций согласно выражению

$$q = (1 - f_s)q_{th}^e + f_s q_{th}^s.$$

Полученные значения позволили найти  $\bar{C}_{h00}$  по формуле

$$\bar{C}_{h00} = (1 - f_s)\bar{C}_{h00}^e + f_s \bar{C}_{h00}^s.$$

Усредненные значения  $\bar{C}_{hkl}$  находили по формуле (таблица 4)

$$\bar{C}_{hkl} = \bar{C}_{h00}(1 - qH).$$

Далее по полученным данным строили зависимость  $\Delta K(K\bar{C}^{1/2})$ , изображенную на рис. 4 б. Экстраполяция зависимости  $\Delta K(K\bar{C}^{1/2})$  до пересечения с осью  $OY$  позволила оценить размер ОКР  $D_{W-H}$  по модифицированной мВ-Х. Полученные значения  $D_{W-H}$  и доли винтовых дислокаций для изученных состояний приведены в таблице 5.

Для оценки плотности дислокаций в модифицированной мУ-А сначала находили коэффициенты Фурье путем анализа каждого рефлекса на дифрактограмме исходной и подвергнутой РКУП стали.

Примеры полученных коэффициентов Фурье  $\ln A(L)$  в зависимости от величины  $K^2\bar{C}$  (уравнение (3)) для исходной и УМЗ стали (8 проходов РКУП) приведены на рис. 5 а, б. В дальнейшем по зависимостям  $\ln A(L)$  от  $K^2\bar{C}$  путем аппроксимации линий до пересечения с осью  $OY$  (вставки на рис. 5 а, б) находили размерные значения  $A^s(L)$  коэффициентов Фурье. Эти коэффициенты для исследуемых состояний стали приведены на рис. 5 с в виде зависимостей  $A^s(L)$ .

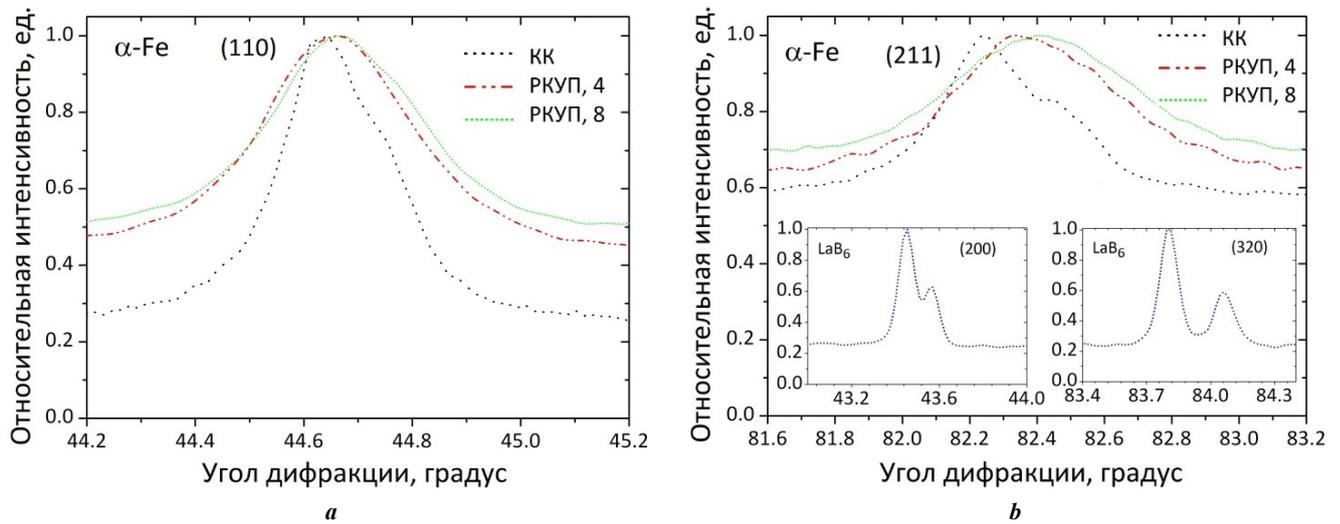


Рис. 3. Нормализованные рефлексы стали, демонстрирующие изменение их ширины и угловой позиции на дифрактограмме: **a** – отражение (110); **b** – (211).

Во вставках приведены некоторые рефлексы  $LaB_6$ , по которым учитывали инструментальные уширения пиков

Fig. 3. Normalised reflections of steel demonstrating the change in their width and angular position on the diffraction pattern: **a** – reflection (110); **b** – (211).

The insets show some reflections of  $LaB_6$ , which were used to take into account the instrumental broadening of the peaks

Таблица 4. Рассчитанные для крупнокристаллической и подвергнутой РКУП стали значения  $\bar{C}_{hkl}^e$ ,  $\bar{C}_{hkl}^s$  и  $\bar{C}_{hkl}$

Table 4. Calculated values of  $\bar{C}_{hkl}^e$ ,  $\bar{C}_{hkl}^s$  and  $\bar{C}_{hkl}$  for coarse-grained and ECAP steel

Плоскость (hkl)	$\bar{C}_{hkl}^e$	$\bar{C}_{hkl}^s$	$\bar{C}_{hkl}$			
			КК	РКУП, 4 прохода	РКУП, 6 проходов	РКУП, 8 проходов
(110)	0,172182	0,118142	0,05568	0,06202	0,06469	0,06776
(200)	0,252323	0,379299	0,35786	0,32378	0,30949	0,29300
(211)	0,172182	0,118138	0,05568	0,33083	0,06468	0,06776
(220)	0,172182	0,118142	0,05568	0,33084	0,05797	0,06776
(310)	0,223471	0,204317	0,16551	0,16960	0,17132	0,17330
(222)	0,145468	0,073234	0,02200	0,02699	0,02908	0,03150

Проведя касательные к полученным кривым в области малых значений  $L$ , находили размер ОКР  $D_{W-A}$  для различных структурных состояний стали. В дальнейшем по найденным коэффициентам Фурье  $A^s(L)$  строили зависимость  $Y/L^2$  от  $\ln L$ , изображенную на рис. 5 d. Из полученной зависимости согласно уравнению (4) находили плотность дислокаций. Путем аппроксимации кривых (рис. 5 d) до пересечения с осью  $OY$  ( $\ln L=0$ ) находили эффективный внешний радиус сечения дислокаций  $R_e$ . Полученные сведения о параметрах тонкой структуры показаны в таблице 5.

Анализ таблицы 5 показывает, что повышение числа проходов РКУП приводит к понижению параметра решетки, уменьшению параметра ОКР, росту плотности дислокаций и понижению доли дислокаций винтового

типа. В то же время понижение величины  $R_e$  и  $M$  свидетельствует о росте дислокационных дипольных полей, а характер взаимного расположения дислокаций становится упорядоченным.

### Исследования микроструктуры методом малоуглового рентгеновского рассеяния

Для получения размерных характеристик, выявленных при фазовом анализе преципитатов ( $Fe_3C$ ,  $Me_{23}C_6$ ,  $Me_3C_2$ ), провели измерение и анализ кривых МУРР, полученных для исследованных состояний. Экспериментальные кривые МУРР стали в КК и УМЗ состояниях, а также пример обработки кривой рассеяния после 8 проходов РКУП продемонстрированы на рис. 6.

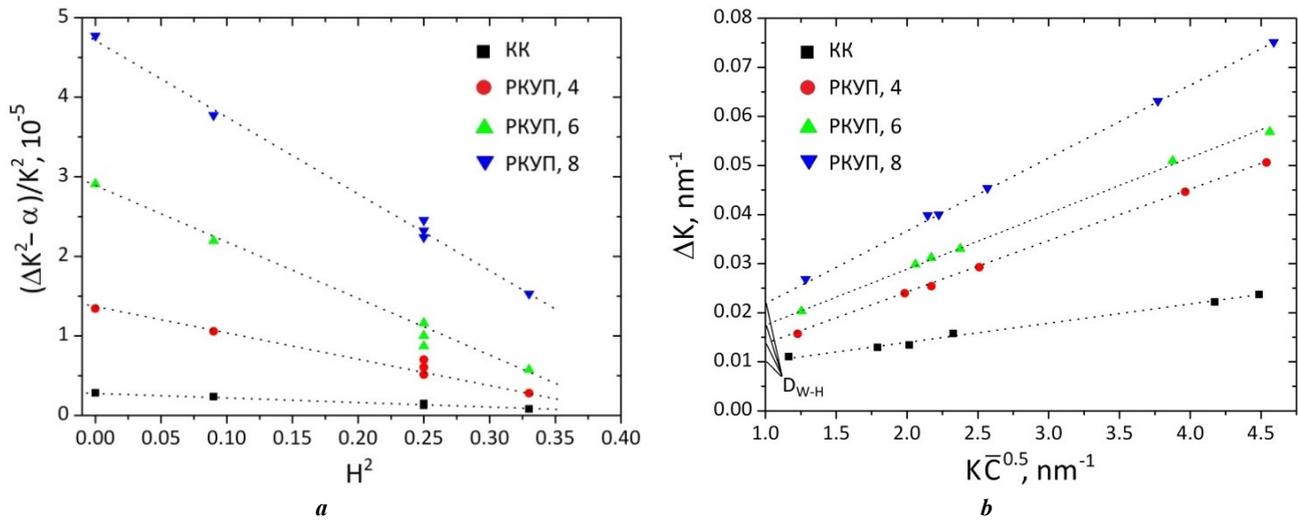


Рис. 4. Экспериментальные зависимости для различных структурных состояний стали по модифицированной методике Вильямсона – Холла: **a** –  $\frac{\Delta K^2 - \alpha}{K^2}$  от  $H^2$ ; **b** –  $\Delta K$  от  $K\bar{C}^{1/2}$

Fig. 4. Experimental dependencies for various structural states of steel in the modified Williamson–Hall method: **a** –  $\frac{\Delta K^2 - \alpha}{K^2}$  vs  $H^2$ ; **b** –  $\Delta K$  vs  $K\bar{C}^{1/2}$

Таблица 5. Параметры тонкой структуры стали в исходном состоянии и в состояниях после РКУП  
Table 5. Fine structure parameters of steel in the initial state and after ECAP

Состояние	a, нм	$D_{W-H}$ , нм	$D_{W-A}$ , нм	$\rho$ , $10^{15} \text{ м}^{-2}$	$f_s$ , %	$R_e$ , нм	M
КК	0,286808±0,000012	229±20	356±24	0,11±0,03	83±4	184±15	1,94±0,11
РКУП, 4 прохода	0,286769±0,000009	88±5	53±3	1,93±0,02	56±3	14±2	0,63±0,05
РКУП, 6 проходов	0,286732±0,000011	79±4	48±2	2,68±0,02	45±3	8±1	0,41±0,04
РКУП, 8 проходов	0,286692±0,000013	61±4	43±2	3,32±0,03	32±2	6±1	0,33±0,03

Примечание. a – параметр решетки;  
 $D_{W-H}$  – размер ОКР, найденный по модифицированной методике Вильямсона – Холла;  
 $D_{W-A}$  – размер ОКР, найденный по модифицированной методике Уоррена – Авербаха;  
 $\rho$  – плотность дислокаций;  $f_s$  – доля дислокаций винтового типа;  $R_e$  – эффективный внешний радиус сечения дислокаций;  
M – параметр Вилкенса.

Note. a is the lattice parameter;  
 $D_{W-H}$  is the CSD size found in modified Williamson–Hall (mW-H);  
 $D_{W-A}$  is the CSD size found in modified Warren–Averbach (mW-A) technique;  $\rho$  is the dislocation density;  
 $f_s$  is the fraction of screw-type dislocations;  $R_e$  is the effective outer radius of the dislocation cross-section;  
M is the Wilkens parameter.

В отличие от кривой МУРР для КК состояния стали, УМЗ кривые характеризуются ярко выраженными точками перегиба, сосредоточенными в области Гинье (интервал от  $\sim 0,05$  до  $\sim 0,5 \text{ нм}^{-1}$ ) (рис. 6 а). Кроме того, в данной области кривые МУРР УМЗ стали демонстрируют резкое уменьшение интенсивности от вектора рассеяния (рис. 6 а).

Как известно, размер частиц определяется положением области Гинье на кривой МУРР, а морфология частиц определяется через зависимость  $I \sim q^{-\alpha}$ , где параметр  $\alpha$  равен 1, 2, 3 и 4 (форма частиц: 1 – цилиндр, 2 –

диск, 3 и 4 – сфера) [24]. Анализ показал, что в КК состоянии область Гинье характеризуется зависимостью  $I \sim 1/q$ , и данный факт свидетельствует о наличии в исходной стали частиц преимущественно цилиндрической формы. В случае подвергнутой РКУП стали выявили, что область от  $\sim 0,05$  до  $\sim 0,5 \text{ нм}^{-1}$  на кривой не подчиняется известным закономерностям, описанным выше. Поэтому при ее анализе в модель одновременно закладывали три типа частиц (таблица 3), отличающихся по морфологии. Результат такой обработки, например, для состояния после 8 проходов РКУП показан

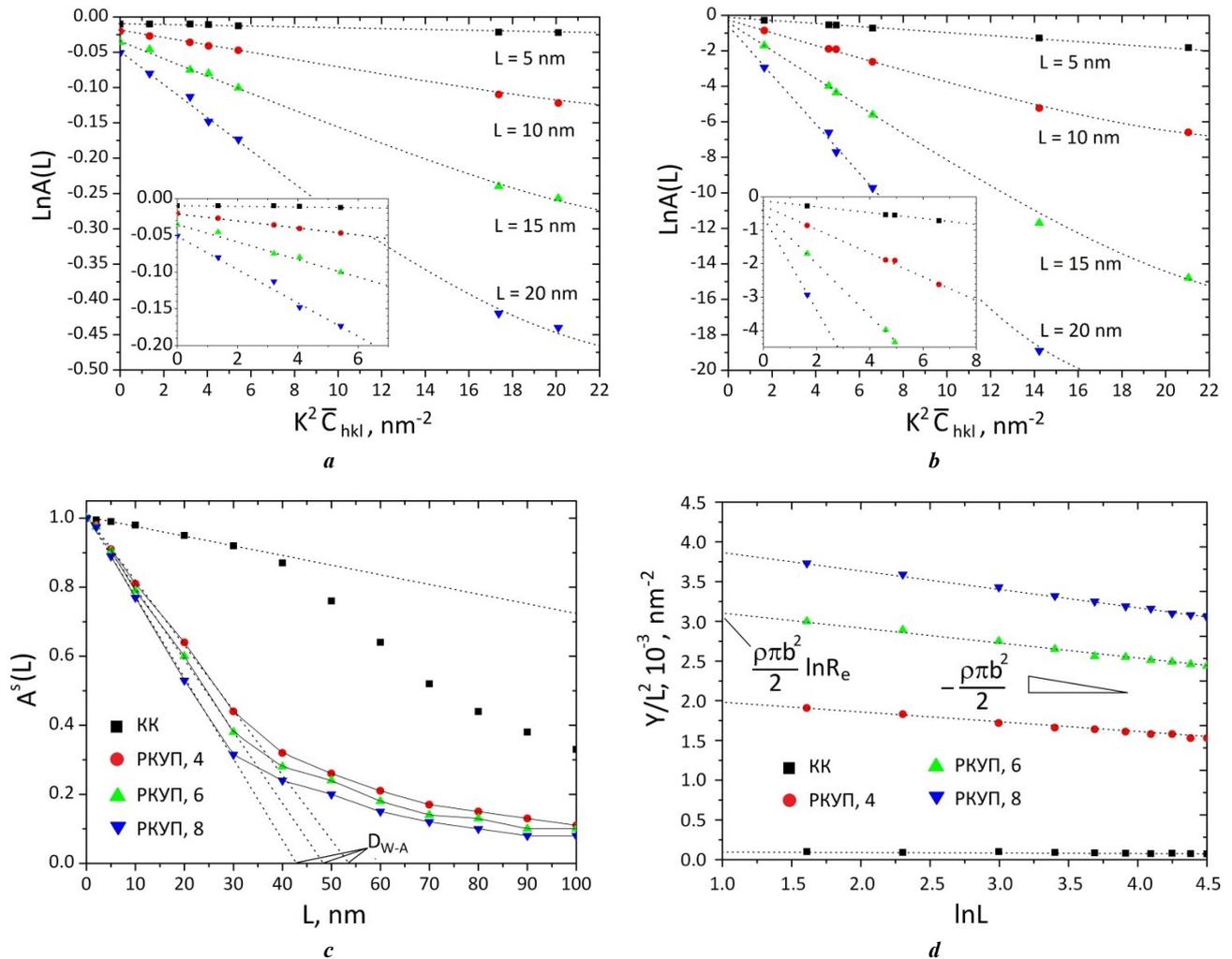


Рис. 5. Экспериментальные зависимости для различных структурных состояний стали по модифицированной методике Уоррена – Авербаха:

*a* –  $\ln A(L)$  от  $K^2 \bar{C}$  для исходной стали; *b* –  $\ln A(L)$  от  $K^2 \bar{C}$  для ультрамелкозернистой стали (8 проходов РКУП); *c* – закономерности  $A^s(L)$ ; *d* – зависимость  $Y/L^2(\ln L)$  для различных структурных состояний стали.

Во вставках показаны увеличенные области, по которым находили коэффициенты  $A^s(L)$

Fig. 5. Experimental dependencies for various structural states of steel in the modified Warren–Averbach method: *a* –  $\ln A(L)$  on  $K^2 \bar{C}$  for the initial steel; *b* –  $\ln A(L)$  on  $K^2 \bar{C}$  for UFG steel (8 ECAP passes); *c* –  $A^s(L)$  patterns; *d* –  $Y/L^2(\ln L)$  dependence for different structural states of steel.

The insets show enlarged areas where the  $A^s(L)$  coefficients were found

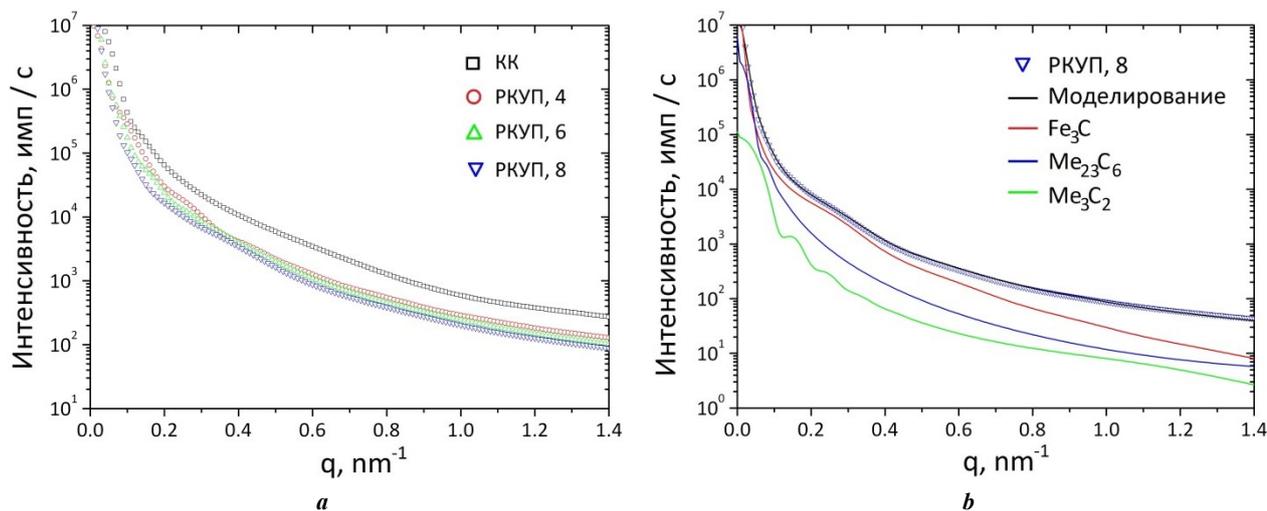
на рис. 6 б. Видно, что данный подход достаточно хорошо позволяет смоделировать экспериментальные кривые МУРР УМЗ стали – были установлены размер и форма частиц (таблица 6).

Кроме того, такой анализ дает возможность установить вклад отдельных типов частиц в результирующую интенсивность МУРР. В частности, на рис. 5 б видно, что интенсивность МУРР от цилиндрических частиц  $Fe_3C$  больше, чем от сферических частиц типа  $Me_3C_2$ . Это обстоятельство указывает на повышенную долю частиц цементита по сравнению с частицами типа  $Me_3C_2$ , что согласуется с данными, приведенными в таблице 3.

В результате анализа кривых МУРР выявили, что размер частиц в КК стали значительно меньше, чем в УМЗ стали (таблица 6). При этом увеличение числа проходов РКУП сопровождается ростом цилиндрических, эллипсоидных и сферических частиц.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Проведенные исследования стали, подвергнутой РКУП, показали существенное повышение прочности, понижение пластичности и рост скорости коррозии, к которым привели непосредственные изменения в ее структуре. В частности, в результате обработки стали РКУП установили уменьшение размера ферритных зерен до нанометрических значений. При этом сами зерна при больших степенях обработки РКУП принимают равноосную форму. Обнаруженное методами микроскопии измельчение зерен при РКУП согласуется с уменьшением размера ОКР, выявленного модифицированными мВ-Х и мУ-А (таблица 5). Исследования показали, что, помимо измельчения структуры, при обработке стали РКУП протекал процесс динамического старения. Этот факт подкрепляется сведениями о том, что при формировании УМЗ структуры стали наблюдали



**Рис. 6.** Экспериментальные кривые малоуглового рентгеновского рассеяния стали:  
*a* – общий вид кривых для различных структурных состояний;  
*b* – обработанная кривая малоуглового рентгеновского рассеяния стали (8 проходов РКУП)  
**Fig. 6.** Experimental small-angle X-ray scattering curves of steel:  
*a* – general view of curves for different structural states;  
*b* – processed small-angle X-ray scattering curve of steel (8 ECAP passes)

**Таблица 6.** Средний размер и форма преципитатов, полученных методом малоуглового рентгеновского рассеяния.  
 Размерность частиц указана в нанометрах  
**Table 6.** Average size and morphology of precipitates obtained by small-angle X-ray scattering method.  
 Particle sizes are given in nanometers

Состояние	Fe <sub>3</sub> C	Me <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	Me <sub>3</sub> C <sub>2</sub>
	Цилиндр <i>d</i> / <i>l</i>	Эллипс <i>a</i> <sub>1</sub> / <i>a</i> <sub>2</sub>	Сфера <i>d</i>
КК	113/384	10/6	–
РКУП, 4 прохода	157/431	57/34	31
РКУП, 6 проходов	223/458	94/69	49
РКУП, 8 проходов	259/460	139/98	72

выпадение и рост выделений типа Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub> и Me<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, а также незначительное повышение массовой доли частиц цементита (таблица 3). Процесс динамического старения стали, как правило, должен привести к очищению кристаллической решетки феррита от примесных элементов, и это должно сопровождаться изменением параметра решетки основной матрицы. Действительно, обнаруженное уменьшение параметра решетки феррита подтверждает данный факт (таблица 5). Как известно, табличное значение параметра решетки чистого феррита составляет 0,286 нм [25]. В исходном состоянии наличие примесных элементов в феррите привело к повышению параметра решетки до 0,286808 нм (таблица 5). Однако после 8 проходов РКУП значение параметра решетки понизилось до 0,286692 нм и стало ближе к характерному для чистого феррита.

Наряду с перечисленными выше изменениями, микроструктура стали после РКУП характеризуется высокой плотностью внесенных дефектов (таблица 5).

В частности, по сравнению с исходным состоянием, после 8 проходов РКУП плотность дислокаций существенно возрастает. При этом изменяется и тип дислокаций. Так, если в исходном состоянии дислокации в основном относились к винтовому типу, то после 8 проходов РКУП они преимущественно состоят из дислокаций краевого типа (таблица 5). Полученные сведения о степени и типе дефектности структуры согласуются с ранними исследованиями [26; 27], согласно которым при больших пластических деформациях реализуется интенсивный процесс аннигиляции винтовых дислокаций в теле зерен, а дислокации краевого типа с повышенной плотностью накапливаются на их границах, а иногда формируют стенки ячеек. Для анализа данной теории провели оценку изменения параметров *R<sub>e</sub>* и *M* (таблица 5). Как известно, параметр *R<sub>e</sub>* характеризует степень экранирования дальнедействующих деформационных полей дислокаций прилегающими дислокациями [28]. В связи с этим понижение значения *R<sub>e</sub>* при РКУП свидетельствует о росте степени экранирования

дальнодействующих полей дислокаций, которые в результате могут образовать диполи. Данное явление приводит к корреляционному взаимодействию дислокаций, которое, как известно, приводит к формированию ячеистой структуры [29].

В то же время безразмерный параметр Вилкенса  $M = R_e \sqrt{\rho}$  характеризует взаимное расположение дислокаций в зернах и, кроме того, устанавливает сильное или слабое поле диполя дислокаций [28]. Так, в исходном КК состоянии параметр  $M$  близок к 2, что свидетельствует о хаотичном расположении дислокаций и слабом поле диполя. И наоборот, после РКУП данный параметр резко понижается ( $M < 1$ ), и этот факт указывает на упорядоченное расположение дислокаций в структуре стали. В целом, понижение параметра Вилкенса при обработке РКУП свидетельствует о формировании в структуре стали дислокационных клубков, стенок дислокаций, приводящих к образованию ячеистой структуры [18]. Некоторые области ячеистой структуры в ферритных зернах также обнаружили по данным ПЭМ-исследований (рис. 1).

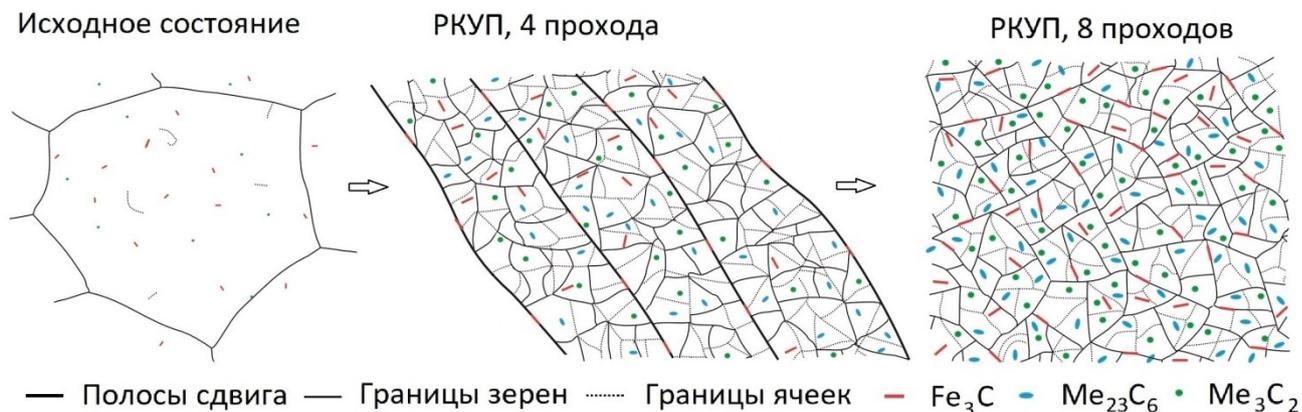
Таким образом, согласно полученным данным, в результате обработки РКУП плотность дислокаций, поле диполей и степень упорядоченности дислокаций растут, что в итоге приводит к формированию ячеистой структуры. Впоследствии ячеистая структура трансформируется в границы зерен [1]. Измельчение ферритных зерен при РКУП протекает согласно механизму, схематично изображенному на рис. 7.

Проведенные исследования структуры позволяют также проанализировать и установить причины повышения скорости коррозии стали при РКУП. Как известно, УМЗ металлические материалы характеризуются ростом объемной доли границ зерен в результате уменьшения их размера [1; 3]. Анализ показал, что границы зерен в УМЗ стали содержат высокую плотность дислокаций преимущественно краевого типа. Известно, что коэффициент диффузии по ядрам дислокаций на несколько порядков выше по сравнению с коэффициентом решеточной диффузии [30]. Данное обстоятельство приводит к тому,

что границы зерен УМЗ стали должны обладать повышенным значением коэффициента диффузии. В результате примесные атомы (Н, О, S и др.), вступающие в химическую реакцию с Fe, могут быстрее, по сравнению с ее КК аналогом, диффундировать по границам зерен в УМЗ стали. Можно ожидать, что формирование УМЗ структуры с повышенной плотностью зернограницных дислокаций является причиной повышения скорости коррозии подвергнутой РКУП стали.

Полученные сведения о параметрах микроструктуры стали также позволяют оценить работу отдельных механизмов упрочнения при обработке РКУП. Как известно, предел прочности сталей определяется действием различных механизмов упрочнения, к которым можно отнести упрочнение, вызванное напряжением течения  $\sigma_o$ , границами зерен  $\sigma_{gb}$ , выделениями  $\sigma_{pp}$ , твердым раствором  $\sigma_{ss}$  и дислокациями  $\sigma_d$  [31]. В рамках полученных данных методами электронной микроскопии и рентгеновского рассеяния провели теоретическую оценку отдельных механизмов упрочнения и рассчитали результирующую прочность. Сравнительный вклад в результирующую прочность отдельных компонент упрочнения приведен в таблице 7.

При расчете упрочнения  $\sigma_{pp}$  стали в КК состоянии рассматривали частицы двух типов, а при РКУП – трех типов и находили суммарное упрочнение  $\Sigma\sigma_{pp}$  (таблицы 3, 6). Ранее в [31] было показано, что при теоретической оценке результирующего предела прочности необходимо применить среднеквадратическое суммирование компонент упрочнения  $\sqrt{\sum \sigma_i^2}$ . В данной работе результирующую прочность также находили таким способом суммирования. Полученные результирующие прочности для изученных состояний приведены в таблице 7. Видно, что значения результирующей прочности  $\sqrt{\sum \sigma_i^2}$  для КК и подвергнутой РКУП стали хорошо согласуются с экспериментальными данными (таблица 2). Анализ механизмов упрочнения показал, что в УМЗ состоянии рост предела прочности стали в основном обеспечивается за счет зернограницного упрочнения



**Рис. 7.** Схематичное изображение трансформации структуры при формировании ультрамелкозернистого состояния в низкоуглеродистой стали  
**Fig. 7.** Schematic representation of structure transformation during the formation of an ultrafine-grained state in low-carbon steel

Таблица 7. Вклад различных механизмов упрочнения в крупнокристаллическом и ультрамелкозернистом состояниях низкоуглеродистой стали  
 Table 7. Contribution of different strengthening mechanisms in coarse-grained and ultrafine-grained states of low-carbon steel

Состояние	Рассчитанные данные, МПа					
	$\sigma_o$	$\sigma_{gb}$	$\Sigma\sigma_{pp}$	$\sigma_{ss}$	$\sigma_d$	$\sqrt{\sum\sigma_i^2}$
КК	50	300	268	75	88	419
РКУП, 4 прохода	50	916	222	75	366	1015
РКУП, 6 проходов	50	946	179	75	431	1059
РКУП, 8 проходов	50	951	147	75	480	1079

Примечание.  $\sigma_o$  – напряжение течения;  $\sigma_{gb}$  – зернограницная прочность;  $\sigma_{pp}$  – дисперсионная прочность;  $\sigma_{ss}$  – прочность твердого раствора;  $\sigma_d$  – дислокационная прочность.

Note.  $\sigma_o$  is yield stress;  $\sigma_{gb}$  is grain-boundary strengthening;  $\sigma_{pp}$  is precipitation strengthening;  $\sigma_{ss}$  is solid solution strengthening;  $\sigma_d$  is dislocation hardening.

$\sigma_{gb}$  (таблица 7). При этом повышение вклада зернограницного упрочнения  $\sigma_{gb}$  при РКУП, согласно данным электронной микроскопии, реализуется в результате измельчения зеренной структуры до нанометрических размеров. Кроме того, действие дислокационного механизма упрочнения  $\sigma_d$  также повышает предел прочности стали благодаря росту плотности дислокаций при РКУП (таблицы 5, 7). С другой стороны, вклад упрочнения  $\Sigma\sigma_{pp}$  за счет выпадения частиц понижается при формировании УМЗ структуры стали. Анализ показал, что в случае КК стали высокое значение  $\Sigma\sigma_{pp}$  достигается за счет эллипсоидных частиц  $Me_{23}C_6$  малого размера (таблицы 6, 7). В то же время понижение упрочнения  $\Sigma\sigma_{pp}$  при РКУП объясняется ростом частиц цементита,  $Me_{23}C_6$  и  $Me_3C_2$ .

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Методом РКУП в стали сформировано высокопрочное состояние (предел прочности 1072 МПа) с удовлетворительной пластичностью (10,7 %) и скоростью коррозии (0,345 мм/год). Методами электронной микроскопии и рентгеновского рассеяния установлено, что при формировании УМЗ состояния происходит измельчение зеренной структуры до 240 нм, повышение плотности дислокаций преимущественно краевого типа, выпадение и рост преципитатов  $Me_{23}C_6$  и  $Me_3C_2$ , формирование ячеистой дислокационной структуры (понижение параметра  $M$ ). В КК состоянии упрочнение стали в основном обеспечивается за счет зернограницного упрочнения и выпадения частиц (цементит,  $Me_{23}C_6$ ) относительно малого размера. Повышение прочности УМЗ стали в основном достигается в результате измельчения зеренной структуры до нанометрического размера и роста плотности дислокаций до  $3 \cdot 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Упрочнение за счет выделений в УМЗ состоянии понижается в результате роста массовой доли и размера частиц  $Me_{23}C_6$  и  $Me_3C_2$ . Повышение скорости коррозии УМЗ стали объясняется малым размером ферритных зерен, содержащих высокую плотность зернограницных дислокаций, и наличием ячеистой структуры.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Zayed E.M., Shazly M., El-Sabbagh A., El-Mahallawy N.A. Deformation behavior and properties of severe plastic deformation techniques for bulk materials: A review // Heliyon. 2023. Vol. 9. № 6. Article number e16700. DOI: [10.1016/j.heliyon.2023.e16700](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e16700).
- Еникеев Н.А., Абрамова М.М., Смирнов И.В., Мавлютов А.М., Ким Ю.Г., Ли Х.С., Ким Х.С. Поведение стали с пластичностью, наведенной двойникованием, при многопроходном равноканальном угловом прессовании при повышенных температурах // Физическая мезомеханика. 2024. Т. 27. № 4. С. 85–99. DOI: [10.55652/1683-805X\\_2024\\_27\\_4\\_85-99](https://doi.org/10.55652/1683-805X_2024_27_4_85-99).
- Figueiredo R.B., Langdon T.G. Deformation mechanisms in ultrafine-grained metals with an emphasis on the Hall–Petch relationship and strain rate sensitivity // Journal of Materials Research and Technology. 2021. Vol. 14. P. 137–159. DOI: [10.1016/j.jmrt.2021.06.016](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.06.016).
- Kasaeian-Naeini M., Sedighi M., Hashemi R. Severe plastic deformation (SPD) of biodegradable magnesium alloys and composites: A review of developments and prospects // Journal of Magnesium and Alloys. 2022. Vol. 10. № 4. P. 938–955. DOI: [10.1016/j.jma.2021.11.006](https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.11.006).
- Li Changsheng, Shao Zhibao, Li Kun, Peng Lianggui, Dong Jingbo. Mechanical properties and plastic deformation mechanisms of Fe–Cr–Ni–Mn–Mo–0.37/0.47 N low magnetic stainless-steel plates // Materials Chemistry and Physics. 2025. Vol. 344. Article number 131114. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2025.131114](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2025.131114).
- Levitas V.I. Steady states in severe plastic deformations and microstructure at normal and high pressure // Journal of Materials Research and Technology. 2025. Vol. 36. P. 382–397. DOI: [10.1016/j.jmrt.2025.03.060](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.03.060).
- Ranaware P.G. Effect of severe plastic deformation on aging kinetics of precipitation hardening 17–4 stainless steel // Materials Today: Proceedings. 2022. Vol. 62. Part 14. P. 7600–7604. DOI: [10.1016/j.matpr.2022.04.783](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.04.783).
- Усманов Э.И., Резяпова Л.Р., Валиев Р.З. Высокопрочное состояние и механизмы упрочнения титана с ультрамелкозернистой структурой // Физиче-

- ская мезомеханика. 2023. Т. 26. № 3. С. 5–17. DOI: [10.55652/1683-805X\\_2023\\_26\\_3\\_5](https://doi.org/10.55652/1683-805X_2023_26_3_5).
9. Cho Yeonggeun, Cho Hyung-Jun, Noh Han-Seop, Kim Sung-Ho, Kim Sung-Joon. Strengthening mechanism and martensite transformation behavior in grain-refined low-Ni austenitic stainless steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2024. Vol. 916. Article number 147368. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147368](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147368).
  10. Mohd Yusuf Sh., Chen Ying, Yang Shoufeng, Gao Nong. Microstructural evolution and strengthening of selective laser melted 316L stainless steel processed by high-pressure torsion // *Materials Characterization*. 2019. Vol. 159. Article number 110012. DOI: [10.1016/j.matchar.2019.110012](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110012).
  11. Zrník J., Kraus L., Dobatkin S.V. Influence of Thermal Condition of ECAP on Microstructure Evolution in Low Carbon Steel // *Materials Science Forum*. 2007. Vol. 558-559. Part 1. P. 611–616. DOI: [10.4028/0-87849-443-x.611](https://doi.org/10.4028/0-87849-443-x.611).
  12. Zrník J., Lapovok R., Raab G.I. Prior thermo-mechanical processing to modify structure and properties of severely deformed low carbon steel // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2014. Vol. 63. Article number 012066. DOI: [10.1088/1757-899X/63/1/012066](https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012066).
  13. Wang Jing Tao, Xu Cheng, Du Zhong Ze, Qu Guo Zhong, Langdon T.G. Microstructure and properties of a low-carbon steel processed by equal-channel angular pressing // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 410–411. P. 312–315 DOI: [10.1016/j.msea.2005.08.111](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.111).
  14. Hajizadeh K., Kurzydowski K.J. On the possibility of fabricating fully austenitic sub-micron grained AISI 304 stainless steel via equal channel angular pressing // *Material Today Communications*. 2023. Vol. 35. Article number 105641. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2023.105641](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105641).
  15. Wauthier-Monnin A., Chauveau T., Castelnau O., Réglé H., Bacroix B. The evolution with strain of the stored energy in different texture components of cold-rolled IF steel revealed by high resolution X-ray diffraction // *Materials Characterization*. 2015. Vol. 104. P. 31–41. DOI: [10.1016/j.matchar.2015.04.005](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.04.005).
  16. Hao Ting, Tang Haiyin, Luo Guangnan, Wang Xianping, Liu Changsong, Fang Qianfeng. Enhancement effect of inter-pass annealing during equal channel angular pressing on grain refinement and ductility of 9Cr1Mo steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 667. P. 454–458. DOI: [10.1016/j.msea.2016.04.098](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.098).
  17. Das Bakshi S., Sinha D., Ghosh Chowdhury S. Anisotropic broadening of XRD peaks of  $\alpha'$ -Fe: Williamson–Hall and Warren–Averbach analysis using full width at half maximum (FWHM) and integral breadth (IB) // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 142. P. 144–153. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.05.018](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.05.018).
  18. Das S.R., Shyamal S., Shee S.K., Kömi J.I., Sahu P. X-ray line profile analysis of the deformation microstructure in a medium-grained Fe-Mn-Al-C austenitic steel // *Materials Characterization*. 2021. Vol. 172. Article number 110833. DOI: [10.1016/j.matchar.2020.110833](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110833).
  19. Schafner E., Zehetbauer M.J., Ungár T. Measurement of screw and edge dislocation density by means of X-ray Bragg profile analysis // *Materials Science and Engineering: A*. 2001. Vol. 319-321. P. 220–223. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)00979-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00979-0).
  20. Sitdikov V.D., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Full-scale use of X-ray scattering techniques to characterize aged Al-2wt.%Cu alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. Vol. 735. P. 1792–1798. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.11.282](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.11.282).
  21. Gubicza J., Ungár T. Characterization of defect structures in nanocrystalline materials by X-ray line profile analysis // *Zeitschrift für Kristallographie - Crystalline Materials*. 2007. Vol. 222. № 11. P. 567–579. DOI: [10.1524/zkri.2007.222.11.567](https://doi.org/10.1524/zkri.2007.222.11.567).
  22. Ungár T., Dragomir I., Révész Á., Borbély A. The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice // *Journal of Applied Crystallography*. 1999. Vol. 32. P. 992–1002. DOI: [10.1107/s0021889899009334](https://doi.org/10.1107/s0021889899009334).
  23. Park Soon-Dong, Kim Sung Youb, Kim Daeyong. Ab initio investigations of the interfacial bond of Fe(001)/Al(001) // *Materials Today Communications*. 2021. Vol. 26. Article number 102107. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.102107](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102107).
  24. Ren Yang, Zuo Xiaoding. Synchrotron X-Ray and Neutron Diffraction, Total Scattering, and Small-Angle Scattering Techniques for Rechargeable Battery Research // *Small Methods*. 2018. Vol. 2. № 8. Article number 1800064. DOI: [10.1002/smt.201800064](https://doi.org/10.1002/smt.201800064).
  25. Huan F., Larker R., Rubin P., Hedström P. Effect of Solute Silicon on the Lattice Parameter of Ferrite in Ductile Irons // *ISIJ International*. 2014. Vol. 54. № 1. P. 248–250. DOI: [10.2355/isijinternational.54.248](https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.248).
  26. Mughrabi H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals // *Acta Metallurgica*. 1983. Vol. 31. № 9. P. 1367–1379. DOI: [10.1016/0001-6160\(83\)90007-x](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90007-x).
  27. Zehetbauer M. Cold work hardening in stages IV and V of F.C.C. metals – II. Model fits and physical results // *Acta Metallurgica et Materialia*. 1993. Vol. 41. № 2. P. 589–599. DOI: [10.1016/0956-7151\(93\)90089-b](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90089-b).
  28. Ungár T., Révész Á., Borbély A. Dislocations and Grain Size in Electrodeposited Nanocrystalline Ni Determined by the Modified Williamson–Hall and Warren–Averbach Procedures // *Journal of Applied Crystallography*. 1998. Vol. 31. P. 554–558. DOI: [10.1107/S0021889897019559](https://doi.org/10.1107/S0021889897019559).
  29. Wu R., Zaiser M. Cell structure formation in a two-dimensional density-based dislocation dynamics model // *Journal of Materials Science: Materials Theory*. 2021. Vol. 5. Article number 3. DOI: [10.1186/s41313-020-00025-x](https://doi.org/10.1186/s41313-020-00025-x).
  30. Sauvage X., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Nasedkina Y., Murashkin M.Yu. Atomic-scale analysis of the segregation and precipitation mechanisms in a severely deformed Al–Mg alloy // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 72. P. 125–136. DOI: [10.1016/j.actamat.2014.03.033](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.03.033).
  31. Islamgaliev R.K., Nikitina M.A., Ganeev A.V., Sitdikov V.D. Strengthening mechanisms in ultrafine-grained ferritic/martensitic steel produced by equal channel angular pressing // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 744. P. 163–170. DOI: [10.1016/j.msea.2018.11.141](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.141).

## REFERENCES

1. Zayed E.M., Shazly M., El-Sabbagh A., El-Mahallawy N.A. Deformation behavior and properties of severe plastic deformation techniques for bulk materials: A review. *Heliyon*, 2023, vol. 9, no. 6, article number e16700. DOI: [10.1016/j.heliyon.2023.e16700](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e16700).

2. Enikeev N.A., Abramova M.M., Smirnov I.V., Mavlyutov A.M., Kim J.G., Lee C.S., Kim H.S. Performance of twinning-induced plasticity steel processed by multipass equal channel angular pressing at high temperatures. *Physical mesomechanics*, 2024, vol. 27, no. 6, pp. 698–709. DOI: [10.1134/S1029959924060079](https://doi.org/10.1134/S1029959924060079).
3. Figueiredo R.B., Langdon T.G. Deformation mechanisms in ultrafine-grained metals with an emphasis on the Hall–Petch relationship and strain rate sensitivity. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 14, pp. 137–159. DOI: [10.1016/j.jmrt.2021.06.016](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.06.016).
4. Kasaeian-Naeini M., Sedighi M., Hashemi R. Severe plastic deformation (SPD) of biodegradable magnesium alloys and composites: A review of developments and prospects. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10, no. 4, pp. 938–955. DOI: [10.1016/j.jma.2021.11.006](https://doi.org/10.1016/j.jma.2021.11.006).
5. Li Changsheng, Shao Zhibao, Li Kun, Peng Lianggui, Dong Jingbo. Mechanical properties and plastic deformation mechanisms of Fe–Cr–Ni–Mn–Mo–0.37/0.47 N low magnetic stainless-steel plates. *Materials Chemistry and Physics*, 2025, vol. 344, article number 131114. DOI: [10.1016/j.matchemphys.2025.131114](https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2025.131114).
6. Levitas V.I. Steady states in severe plastic deformations and microstructure at normal and high pressure. *Journal of Materials Research and Technology*, 2025, vol. 36, pp. 382–397. DOI: [10.1016/j.jmrt.2025.03.060](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2025.03.060).
7. Ranaware P.G. Effect of severe plastic deformation on aging kinetics of precipitation hardening 17–4 stainless steel. *Materials Today: Proceedings*, 2022, vol. 62, part 14, pp. 7600–7604. DOI: [10.1016/j.matpr.2022.04.783](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.04.783).
8. Usmanov E.I., Rezyapova L.R., Valiev R.Z. High-strength state and strengthening mechanisms of ultrafine-grained titanium. *Physical Mesomechanics*, 2023, vol. 26, no. 5, pp. 483–494. DOI: [10.1134/s1029959923050016](https://doi.org/10.1134/s1029959923050016).
9. Cho Yeongeun, Cho Hyung-Jun, Noh Han-Seop, Kim Sung-Ho, Kim Sung-Joon. Strengthening mechanism and martensite transformation behavior in grain-refined low-Ni austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, vol. 916, article number 147368. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147368](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147368).
10. Mohd Yusuf Sh., Chen Ying, Yang Shoufeng, Gao Nong. Microstructural evolution and strengthening of selective laser melted 316L stainless steel processed by high-pressure torsion. *Materials Characterization*, 2019, vol. 159, article number 110012. DOI: [10.1016/j.matchar.2019.110012](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2019.110012).
11. Zrník J., Kraus L., Dobatkin S.V. Influence of Thermal Condition of ECAP on Microstructure Evolution in Low Carbon Steel. *Materials Science Forum*, 2007, vol. 558-559, part 1, pp. 611–616. DOI: [10.4028/0-87849-443-x.611](https://doi.org/10.4028/0-87849-443-x.611).
12. Zrník J., Lapovok R., Raab G.I. Prior thermo-mechanical processing to modify structure and properties of severely deformed low carbon steel. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2014, vol. 63, article number 012066. DOI: [10.1088/1757-899X/63/1/012066](https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012066).
13. Wang Jing Tao, Xu Cheng, Du Zhong Ze, Qu Guo Zhong, Langdon T.G. Microstructure and properties of a low-carbon steel processed by equal-channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 410–411, pp. 312–315. DOI: [10.1016/j.msea.2005.08.111](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.08.111).
14. Hajizadeh K., Kurzydowski K.J. On the possibility of fabricating fully austenitic sub-micron grained AISI 304 stainless steel via equal channel angular pressing. *Material Today Communications*, 2023, vol. 35, article number 105641. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2023.105641](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105641).
15. Wauthier-Monnin A., Chauveau T., Castelnaud O., Réglé H., Bacroix B. The evolution with strain of the stored energy in different texture components of cold-rolled IF steel revealed by high resolution X-ray diffraction. *Materials Characterization*, 2015, vol. 104, pp. 31–41. DOI: [10.1016/j.matchar.2015.04.005](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2015.04.005).
16. Hao Ting, Tang Haiyin, Luo Guangnan, Wang Xianping, Liu Changsong, Fang Qianfeng. Enhancement effect of inter-pass annealing during equal channel angular pressing on grain refinement and ductility of 9Cr1Mo steel. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 667, pp. 454–458. DOI: [10.1016/j.msea.2016.04.098](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.04.098).
17. Das Bakshi S., Sinha D., Ghosh Chowdhury S. Anisotropic broadening of XRD peaks of  $\alpha'$ -Fe: Williamson–Hall and Warren–Averbach analysis using full width at half maximum (FWHM) and integral breadth (IB). *Materials Characterization*, 2018, vol. 142, pp. 144–153. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.05.018](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.05.018).
18. Das S.R., Shyamal S., Shee S.K., Kömi J.I., Sahu P. X-ray line profile analysis of the deformation microstructure in a medium-grained Fe–Mn–Al–C austenitic steel. *Materials Characterization*, 2021, vol. 172, article number 110833. DOI: [10.1016/j.matchar.2020.110833](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110833).
19. Schafler E., Zehetbauer M.J., Ungár T. Measurement of screw and edge dislocation density by means of X-ray Bragg profile analysis. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, vol. 319-321, pp. 220–223. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)00979-0](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00979-0).
20. Sitdikov V.D., Murashkin M.Yu., Valiev R.Z. Full-scale use of X-ray scattering techniques to characterize aged Al-2wt.%Cu alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 735, pp. 1792–1798. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.11.282](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.11.282).
21. Gubicza J., Ungár T. Characterization of defect structures in nanocrystalline materials by X-ray line profile analysis. *Zeitschrift für Kristallographie – Crystalline Materials*, 2007, vol. 222, no. 11, pp. 567–579. DOI: [10.1524/zkri.2007.222.11.567](https://doi.org/10.1524/zkri.2007.222.11.567).
22. Ungár T., Dragomir I., Révész Á., Borbély A. The contrast factors of dislocations in cubic crystals: the dislocation model of strain anisotropy in practice. *Journal of Applied Crystallography*, 1999, vol. 32, pp. 992–1002. DOI: [10.1107/s0021889899009334](https://doi.org/10.1107/s0021889899009334).
23. Park Soon-Dong, Kim Sung Youb, Kim Daeyong. Ab initio investigations of the interfacial bond of Fe(001)/Al(001). *Materials Today Communications*, 2021, vol. 26, article number 102107. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2021.102107](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102107).
24. Ren Yang, Zuo Xiaoding. Synchrotron X-Ray and Neutron Diffraction, Total Scattering, and Small-Angle Scattering Techniques for Rechargeable Battery Research. *Small Methods*, 2018, vol. 2, no. 8, article number 1800064. DOI: [10.1002/smt.201800064](https://doi.org/10.1002/smt.201800064).
25. Huyan F., Larker R., Rubin P., Hedström P. Effect of Solute Silicon on the Lattice Parameter of Ferrite in Ductile Irons. *ISIJ International*, 2014, vol. 54, no. 1, pp. 248–250. DOI: [10.2355/isijinternational.54.248](https://doi.org/10.2355/isijinternational.54.248).
26. Mughrabi H. Dislocation wall and cell structures and long-range internal stresses in deformed metal crystals. *Acta Metallurgica*, 1983, vol. 31, no. 9, pp. 1367–1379. DOI: [10.1016/0001-6160\(83\)90007-x](https://doi.org/10.1016/0001-6160(83)90007-x).

27. Zehetbauer M. Cold work hardening in stages IV and V of F.C.C. metals – II. Model fits and physical results. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1993, vol. 41, no. 2, pp. 589–599. DOI: [10.1016/0956-7151\(93\)90089-b](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90089-b).
28. Ungár T., Révész Á., Borbély A. Dislocations and Grain Size in Electrodeposited Nanocrystalline Ni Determined by the Modified Williamson–Hall and Warren–Averbach Procedures. *Journal of Applied Crystallography*, 1998, vol. 31, pp. 554–558. DOI: [10.1107/S0021889897019559](https://doi.org/10.1107/S0021889897019559).
29. Wu R., Zaiser M. Cell structure formation in a two-dimensional density-based dislocation dynamics model. *Journal of Materials Science: Materials Theory*, 2021, vol. 5, article number 3. DOI: [10.1186/s41313-020-00025-x](https://doi.org/10.1186/s41313-020-00025-x).
30. Sauvage X., Enikeev N.A., Valiev R.Z., Nasedkina Y., Murashkin M.Yu. Atomic-scale analysis of the segregation and precipitation mechanisms in a severely deformed Al–Mg alloy. *Acta Materialia*, 2014, vol. 72, pp. 125–136. DOI: [10.1016/j.actamat.2014.03.033](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.03.033).
31. Islamgaliev R.K., Nikitina M.A., Ganeev A.V., Sitdikov V.D. Strengthening mechanisms in ultrafine-grained ferritic/martensitic steel produced by equal channel angular pressing. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 744, pp. 163–170. DOI: [10.1016/j.msea.2018.11.141](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.11.141).

UDC 691.714, 539.26

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-4

## Microstructure, properties and strengthening mechanisms of low-carbon steel subjected to equal-channel angular pressing

Andrey V. Malinin<sup>\*1,3</sup>, PhD (Engineering),

Deputy General Director for Research

Vil D. Sitdikov<sup>1,4</sup>, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),  
senior expert

Yuri A. Lebedev<sup>2</sup>, PhD (Physics and Mathematics),  
senior researcher

<sup>1</sup>LLC RN-BashNIPIneft, Ufa (Russia)

<sup>2</sup>Institute of Physics of Molecules and Crystals of Ufa Federal Research Center of RAS, Ufa (Russia)

\*E-mail: MalininAV@bnipi.rosneft.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1185-5648>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9948-1099>

Received 22.07.2025

Revised 29.07.2025

Accepted 20.08.2025

**Abstract:** In the work, an ultrafine-grained (UFG) state was formed in a low-carbon steel by equal-channel angular pressing (ECAP) (8 passes, 200 °C), demonstrating high mechanical properties (yield strength is 1021 MPa, tensile strength is 1072 MPa, ductility is 10.7 %) along with satisfactory corrosion resistance (0.345 mm/year). To explain the reasons for improvement of strength properties and changes in corrosion properties, UFG steel microstructure was analysed using electron microscopy and X-ray scattering methods. Specifically, electron microscopy methods revealed structural refinement of ECAP-processed steel, resulting in the formation of equiaxed grains averaged ~240 nm in size. Modified Williamson–Hall and Warren–Averbach X-ray procedures were applied to find the patterns of changes in coherent scattering domains size, density  $\rho$  and fraction  $f_s$  of screw-type dislocations, effective outer cut-off radius  $R_e$  of dislocations and some other parameters of low-carbon steel depending on a number of ECAP passes (degree of deformation). X-ray diffraction analysis and small-angle X-ray scattering methods were used to determine evolution trends of mass fraction, size and morphology of various precipitates depending on the number of ECAP passes. Based on the obtained data, a model of microstructure transformation during UFG state formation in steel was proposed. Furthermore, strengthening mechanisms of both coarse-grained and UFG steels were discussed. It was found that in initial state, steel strength was primarily ensured by grain-boundary strengthening and precipitation of small  $Me_{23}C_6$  and  $Me_3C_2$  precipitates. It was shown that during UFG structure formation, steel strength increases due to grain-boundary strengthening and dislocation density increase. The contribution of precipitates in the UFG state to the strengthening decreases and this is due to their growth during ECAP processing. It was found that an increase in corrosion rate of UFG steel results from a decrease in ferrite grain size, an increase in grain-boundary dislocations density and a cellular structure formation.

**Keywords:** low-carbon steel; ferrite; equal-channel angular pressing; ultrafine-grained structure; microstructure; strengthening mechanisms; X-ray diffraction analysis; corrosion rate; small-angle X-ray scattering.

**Acknowledgments:** The authors express their gratitude to PJSC Rosneft Oil Company and LLC RN-BashNIPIneft for the opportunity to conduct the research. The authors also thank A.I. Voloshin, Doctor of Sciences (Chemistry), Yu.B. Lind, PhD (Physics and Mathematics), and N.R. Yarkeeva, PhD (Engineering) (LLC RN-BashNIPIneft) for discussing the results obtained and valuable comments during the preparation of the paper.

**For citation:** Malinin A.V., Sitdikov V.D., Lebedev Yu.A. Microstructure, properties and strengthening mechanisms of low-carbon steel subjected to equal-channel angular pressing. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 51–65. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-4.

В 2003 году по инициативе Д. Л. Мерсона и А. А. Викарчука и рекомендации Межгосударственного координационного совета по физике прочности и пластичности с целью решения проблем подготовки и омоложения кадров было принято решение начиная с 2004 года на базе Тольяттинского государственного университета (ТГУ) раз в два года проводить Международную школу «Физическое материаловедение» (далее – ШФМ).

Необходимость проведения ШФМ обосновывалась тем, что «в настоящее время не существует научного мероприятия, где молодые ученые, сотрудники заводских лабораторий, аспиранты, преподаватели вузов и другие работники соответствующего профиля могли бы прослушать курс лекций обучающего плана по наиболее актуальным вопросам физического материаловедения и получить квалифицированную консультацию ведущих ученых-металлофизиков».

За прошедшие два десятилетия состоялось двенадцать ШФМ. За это время в качестве приглашенных лекторов в работе Школы приняли участие десятки выдающихся ученых из России (Э. Козлов, Ю. Головин, А. Глезер, В. Бетехтин, Р. Андриевский), Украины (Ю. Мильман, В. Гаврилюк, Д. Орлов), а также В. Рубаник (Беларусь), А. Виноградов (Япония), Ю. Эстрин (Австралия), А. Вайднер (Германия) и многие другие. Слушателями были несколько тысяч специалистов, среди которых не менее половины – это молодые исследователи.

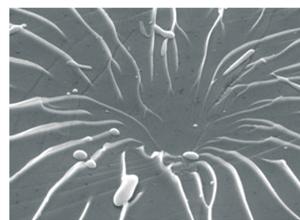
Отличительной особенностью ШФМ является то, что по итогам каждой из них по материалам прочитанных лекций издается очередной том учебного пособия «Перспективные материалы». Так, например, к началу 11-й ШФМ в сентябре 2023 года под общей редакцией Д. Мерсона был издан 10-й том, авторами глав которого стали А. Романов, А. Казаков, А. Макаров, М. Выборщик, А. Кудря и другие известные ученые.

Еще одной изюминкой ШФМ является конкурс работ молодых ученых, победители которого (порядка 40 человек) освобождаются не только от организационного взноса, но и от платы за проживание. Кроме того, каждый раз сотрудники Научно-исследовательского института прогрессивных технологий ТГУ организуют для участников ШФМ мастер-классы с демонстрацией возможностей уникального использования исследовательского оборудования для решения материаловедческих задач

ШФМ знаменита еще и замечательными капустниками, которые организуются силами самих ее участников – людей, талантливых во всех отношениях.

Министерство образования Российской Федерации  
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред  
Межгосударственный координационный совет  
по физике прочности и пластичности материалов  
Тольяттинский государственный университет

**I Международная школа**  
**«Физическое**  
**материаловедение»**



**22–26 ноября 2004 года**  
**Тольятти, Россия**

*Первое  
информационное сообщение*

## Особенности формирования микроструктуры в Cu–Cr–Zr–Y бронзе в условиях низкотемпературной обработки трением с перемешиванием

**Никитин Иван Сергеевич**<sup>\*1</sup>, кандидат технических наук, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

**Калиненко Александр Андреевич**<sup>2</sup>, кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

**Малофеев Сергей Сергеевич**<sup>3</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

**Миронов Сергей Юрьевич**<sup>4</sup>, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

**Бодякова Анна Игоревна**<sup>5</sup>, кандидат физико-математических наук, научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород (Россия)

\*E-mail: [nikitin\\_i@bsuedu.ru](mailto:nikitin_i@bsuedu.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5417-9857>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7534-0542>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9145-3723>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2202-1518>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9378-0338>

Поступила в редакцию 15.07.2025

Пересмотрена 26.08.2025

Принята к публикации 09.09.2025

**Аннотация:** Применение обработки трением с перемешиванием (ОТП) для модификации физических и механических свойств термически упрочняемых низколегированных бронз является перспективной и одновременно сложной задачей по причине широкого температурного интервала его осуществления. Сложность в том, что в результате ОТП бронз могут формироваться кардинально разные типы микроструктур с широким диапазоном размеров зерен и различным сочетанием типов упрочняющих фаз и их разнообразных морфологий. Более того, возможны варианты, при которых ОТП приводит к деградации свойств бронз. Благоприятное сочетание свойств может быть достигнуто в результате осуществления низкотемпературной ОТП. В рамках работы проведен анализ основных микроструктурных изменений перспективной Cu–Cr–Zr–Y бронзы при ОТП со скоростью вращения инструмента 1000 об/мин и скоростью подачи 25 мм/мин (обеспечивающих температуру в зоне перемешивания  $\approx 350$  °C) – низкотемпературной ОТП. Методами растровой электронной микроскопии и EBSD-анализа выявлены механизмы формирования ультрамелкозернистой структуры с преимущественно большеугловыми границами, а также развитие двух типов кристаллографических текстур простого сдвига. Показано, что фаза  $Cu_i(Y,Zr)$ , наблюдающаяся в исходной структуре, может претерпевать механическое разрушение или же сохранять геометрические параметры в зависимости от своей исходной морфологии и расположения. Впервые показано, что избыточные частицы Cr (равновесная доля при температуре нагрева под закалку) могут не разрушаться, а пластически деформироваться с сильным изменением своей морфологии. При ОТП исследуемой бронзы происходит выделение частиц новой Y-содержащей фазы. Рассмотрена взаимосвязь распределения микротвердости и электропроводности с наблюдаемыми изменениями микроструктуры в новом перспективном материале.

**Ключевые слова:** обработка трением с перемешиванием; низколегированные бронзы; рекристаллизация; вторичные фазы; электропроводность.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00628 (<https://rscf.ru/project/24-29-00628/>) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ "БелГУ"».

Статья подготовлена по материалам докладов участников XII Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025), Тольятти, 15–19 сентября 2025 года.

**Для цитирования:** Никитин И.С., Калиненко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю., Бодякова А.И. Особенности формирования микроструктуры в Cu–Cr–Zr–Y бронзе в условиях низкотемпературной обработки трением с перемешиванием // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 67–80. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-5.

© Никитин И.С., Калиненко А.А.,  
Малофеев С.С., Миронов С.Ю.,  
Бодякова А.И., 2025

## ВВЕДЕНИЕ

Обработка трением с перемешиванием (ОТП) является одним из методов повышения прочностных характеристик металлических материалов путем модификации микроструктуры преимущественно за счет измельчения зеренной структуры при протекании процессов динамической рекристаллизации. Оптимизация параметров ОТП однофазных сплавов преследует цель достичь сочетания двух основных характеристик: (1) получить бездефектную область и (2) добиться измельчения зерна. Наибольшие сложности возникают в отношении сплавов, упрочняемых частицами вторых фаз, в частности низколегированными бронзами. Для бронз получение бездефектных зон обработки возможно в относительно широком интервале температур ( $0,27-0,77 T_{пл}$ ) [1–3], т. е. процесс ОТП может протекать при различных сочетаниях температур и величин деформации. При этом температура процесса будет контролировать выделение/растворение и укрупнение частиц упрочняющих фаз, а также размер динамически рекристаллизованных зерен. В работах [2; 4] показано, что благоприятное сочетание механических свойств и электропроводности Cu–Cr–Zr бронз достигается при условии осуществления ОТП при температурах вблизи  $0,27-0,40 T_{пл}$ , что близко к температурам искусственного старения бронз [5–7]. Таким образом, удачное сочетание свойств бронз возможно получить после ОТП при довольно низких температурах, ограничивающих размер рекристаллизованных зерен, а также обеспечивающих выделение или стабильность (в допустимых пределах) упрочняющих частиц. Учитывая довольно узкий интервал температур ОТП ( $0,27-0,40 T_{пл}$ ), при котором достижимы благоприятные сочетания физических и механических свойств, стоит упомянуть, что, помимо параметров ОТП, вторым не менее важным фактором является исходное состояние микроструктуры бронзы. В работе [8] показана возможность измельчения зерен Cu–Cr–Zr бронзы до диапазона  $\approx 160$  нм, приближающегося к наноразмерному, а в работе [4] показали формирование ультрамелких зерен  $\approx 300$  нм. В первом случае в качестве исходного материала были использованы закаленные пластины [8], а во втором – сплав после старения на максимальную прочность [4]. В обеих работах наблюдали увеличение твердости и прочности сплавов, однако влияние ОТП на электропроводность существенно различалось. ОТП закаленной бронзы повысила уровень электропроводности с 34 до 38–50 % IACS [8]. Данный прирост относительно небольшой по сравнению с эффектом старения. Вероятно, в данном случае температура процесса была ниже температур интенсивного распада твердого раствора (температура не измерялась). ОТП состаренной бронзы привела к небольшому снижению электропроводности с 80 до 70–74 % IACS из-за частичного растворения частиц Cr и повышения его содержания в матрице [4]. В результате наиболее перспективной выглядит идея проведения низкотемпературной ОТП именно закаленной бронзы, что в перспективе может исключить процедуру последующего старения, направленного на выделение упрочняющих фаз.

Низколегированные бронзы системы Cu–Cr–Zr используются в широком перечне применений, например, при изготовлении электродов для контактной сварки,

контактных проводов для железных дорог, кристаллизаторов непрерывной разливки стали, вкладышей в камерах сгорания ракетных двигателей, модулей blankets термоядерных реакторов. Широкое разнообразие применений позволяет полагать, что твердофазная технология ОТП является перспективной в отношении модификации структуры, а также физических и механических характеристик ряда деталей ответственного назначения.

Бронзы системы Cu–Cr–Zr–Y являются новым материалом, в отношении которого проведено мало исследований, и очень сложно предугадать поведение данного материала при ОТП: спрогнозировать кинетику измельчения зерен, фазовый состав, отклик физических и механических характеристик на эволюцию микроструктуры, что обосновывает значительный научный и практический интерес к данной работе. Дополнительное легирование Y бронзы системы Cu–Cr–Zr было применено для рафинирования [9] и дополнительного дисперсионного упрочнения – в системе Cu–Y при температуре ниже  $\approx 900$  °C происходит снижение растворимости Y в матрице [10], т. е. в закаленной бронзе с добавкой Y при последующем нагреве до температур ниже  $\approx 900$  °C (при старении или разогреве при ОТП) возможно выделение упрочняющих фаз.

Цель работы – выявление основных закономерностей формирования микроструктуры в бронзе системы Cu–Cr–Zr–Y в условиях низкотемпературной обработки трением с перемешиванием и оценка влияния микроструктурных изменений на твердость и электропроводность.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала исследования выступала бронза Cu–0,9%Cr–0,17%Zr–0,05%Y (вес. %). Исходное состояние было получено путем проковки литой заготовки при температурах 850–1000 °C на воздухе и охлаждении с последующим нагревом до 920 °C (выдержка в течение 1 ч) и охлаждением в воду. После этого заготовка была разрезана на пластины толщиной 3 мм. ОТП осуществлялась полусферическим инструментом с диаметром наконечника 5 мм и плоскими заплечиками диаметром 12 мм, изготовленными из твердого сплава WC+Co.

Эксперименты по ОТП были реализованы на установке AccuStir 1004 (США) при скорости вращения инструмента 1000 об/мин и скорости подачи 25 мм/мин с наклоном инструмента  $\approx 2,5^\circ$  и глубине внедрения 2,8 мм. Выбранные параметры обусловлены результатами измерения температуры в ряде экспериментов по ОТП при скорости вращения 1000 об/мин и варьировании скоростей подачи (был выбран режим с наиболее низкой температурой и без наличия внешних дефектов). В качестве подложки (материал под листом бронзы) использовался лист стали 09Г2С толщиной 4 мм.

Измерение температур (термический цикл) на краю зоны перемешивания (ЗП) проводилось с помощью термометра FLUKE 54 II В (США) с использованием хромель-алюмелевых термопар. Температура измерялась на середине толщины листа. Измеренная максимальная температура ОТП не превышала 350 °C.

Макро- и микроструктура были исследованы на поперечном шлифе после виброполировки на установке Buehler VibroMet 2 (США) в суспензии OP-U в течение суток. Макроструктура была проанализирована после

травления полированного образца в смеси 100 мл 30%-ного  $H_2O_2$  и 5 мл  $H_2SO_4$  с использованием оптического микроскопа Olympus GX51 (Япония). Исследования микроструктуры (в режиме Z-контраста) осуществлялись с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) Quanta 600 FEG (США), оснащенного приставкой для энергодисперсионного анализа состава, и EBSD-приставкой (приставкой для анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов).

В работе исследованы две области на образце: (1) верх ЗП – на расстоянии 50 мкм от поверхности зоны обработки и (2) центр ЗП. Для каждого из состояний были получены EBSD-карты размером  $50 \times 50$  мкм с шагом сканирования 0,1 мкм. Данные были обработаны и проанализированы с помощью программного обеспечения TSL OIM Analysis 8. Для анализа текстуры EBSD-карты были вычищены путем удаления всех точек с CI (индексом достоверности) менее 0,1. Для оценки среднего размера зерна и разориентировок зерен была проведена чистка с использованием стандартной функции “grain dilation” с минимальным пороговым значением разориентировки зерен в  $15^\circ$  и минимальным размером зерна в 3 пикселя.

Профили микротвердости по Виккерсу были получены в середине толщины зоны ОТП с помощью микротвердомера Wolpert 402MVD (Нидерланды) с приложением нагрузки 100 г, временем выдержки 10 с и величиной шага измерения 0,25 мм.

Была оценена относительная электропроводность IACS (согласно International Annealed Copper Standard / Международному стандарту отожженной меди), выражаемая в % от электропроводности отожженной меди, составляющей 58,1 мСм/м при температуре  $20^\circ C$ :

$$IACS = \frac{100 \% \times \text{Электропроводность бронзы}}{58,1}$$

Профили относительной электропроводности были получены вихретоковым методом с использованием установки Константа К-6 (РФ) путем проведения измерений с шагом 1 мм с поверхности пластины, перпендикулярной направлению ОТП, после шлифовки на шкурке зернистостью 1000.

Термодинамическое моделирование равновесного фазового состава осуществлялось с использованием программного комплекса Thermo-Calc с использованием базы данных TCHEA4: High Entropy alloys v. 4.2.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Микроструктура в исходном состоянии

Микроструктура бронзы в исходном состоянии представлена крупными зернами со средним размером  $64 \pm 35$  мкм (без учета двойниковых границ), внутри которых наблюдались множественные двойники отжига (рис. 1).

Большинство границ зерен были декорированы прослойкой второй фазы, которая сильно выделялась на фоне матрицы в режиме Z-контраста в виде светлых контрастных областей (рис. 1 а). Оценка состава показала, что эти области обогащены Cu, Zr и Y с суммарным содержанием (Y+Zr) в интервале 8–15 ат. %, как

показано на рис. 1 с. Обнаруженную фазу можно обозначить формулой  $Cu_x(Y,Zr)$ , где  $x$  варьируется от 5,6 до 9,7. Исследование при больших увеличениях (рис. 1 б) показало, что светлые области имеют неравномерный контраст, который связан с неоднородностью распределения Zr (рис. 1 б, д). Помимо зернограничного расположения, наблюдалась (Y+Zr)-обогащенная фаза в виде сферических включений размерами от 4 до 18 мкм (рис. 1 с) в теле зерна. В некоторых случаях включения располагались на черных частицах.

В микроструктуре также наблюдались множественные гомогенно распределенные частицы со средним размером  $1,02 \pm 0,78$  мкм с черным контрастом, которые оказались обогащены 78–98 ат. % Cr (рис. 1).

### Макроструктура после ОТП

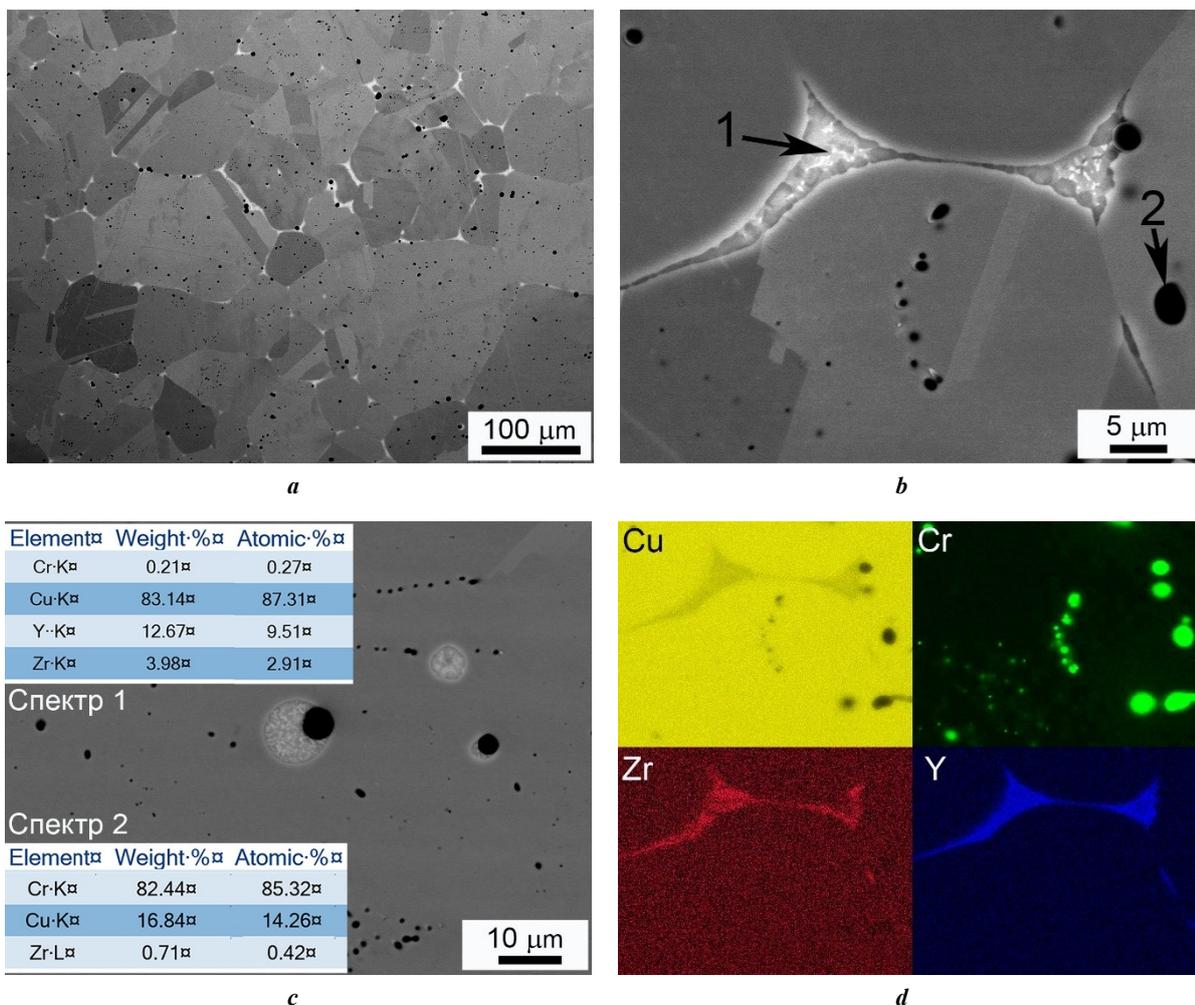
Макроструктура образца после ОТП представлена различными зонами, которые включают в себя ЗП, зону термомеханического влияния (ЗТМВ) и зону основного материала, что схематически представлено на рис. 2. На рис. 2 а отражено расположение перемешивающего наконечника относительно наблюдаемых зон, показывающее, что ЗП не ограничивается размерами наконечника, а расширяется по направлению к краям заплечиков инструмента. По всей периферии ЗП располагается ЗТМВ (рис. 2 б, д), представленная волокнами вытянутых зерен, за которой следует зона основного материала с крупными зернами.

Во всех макроструктурных зонах обработанной области наблюдаются три типа включений (рис. 2 е, ф, г): (1) серые сферические частицы, (2) черные области нерегулярной морфологии и (3) черные сферические частицы с внутренними включениями и контрастом, близким к матрице.

### Микроструктура и кристаллографическая текстура после ОТП

Микроструктура бронзы после ОТП представлена субмикронными зернами с долей большеугловых границ порядка 0,85 как вверху, так и в центре ЗП – рис. 3, 4 и таблица 1. Согласно данным РЭМ, средний размер зерен в обеих областях ЗП составил  $\approx 0,28$  мкм, в то время как по результатам EBSD –  $\approx 0,35$ – $0,40$  мкм. Сравнение размерного распределения показывает, что измеренные значения попадают в одинаковый диапазон размеров от 0,15 до 0,8–1,0 мкм и отличаются только по интенсивностям каждой из групп размеров, что также отражается на перекрытии средних размеров с учетом стандартного отклонения величины (таблица 1), т. е. представленные данные репрезентативны и достоверны. Зерна имеют отклонение от равноосности, о чем свидетельствует величина коэффициента формы, равная 1,99 для верха и 1,82 для центра ЗП. В целом, ОТП приводит к снижению среднего размера зерен в 200 раз.

Полученные экспериментальные распределения углов разориентировки верха и центра ЗП качественно схожи между собой (рис. 5). Распределение характеризуется наличием двух основных максимумов на малых ( $\approx 2,5^\circ$ ) и больших углах ( $\approx 45^\circ$ ) разориентировок интенсивностью до 4 %. Экспериментальное распределение углов разориентировки, случайное распределение и распределение, обусловленное текстурой, показывают наличие максимума в интервале углов вблизи  $\approx 45^\circ$ .



**Рис. 1.** Микроструктура бронзы в исходном состоянии:

**a** – общий вид при увеличении  $\times 500$ ; **b** – зернограничная фаза и частицы в теле зерна при увеличении  $\times 6000$ ;  
**c** – (Y+Zr)-обогащенные включения в теле зерна и химические составы зернограничной фазы (спектр 1) и частицы в теле зерна (спектр 2); **d** – распределение элементов на рис. 1 b между фазами

**Fig. 1.** Microstructure of bronze in initial state:

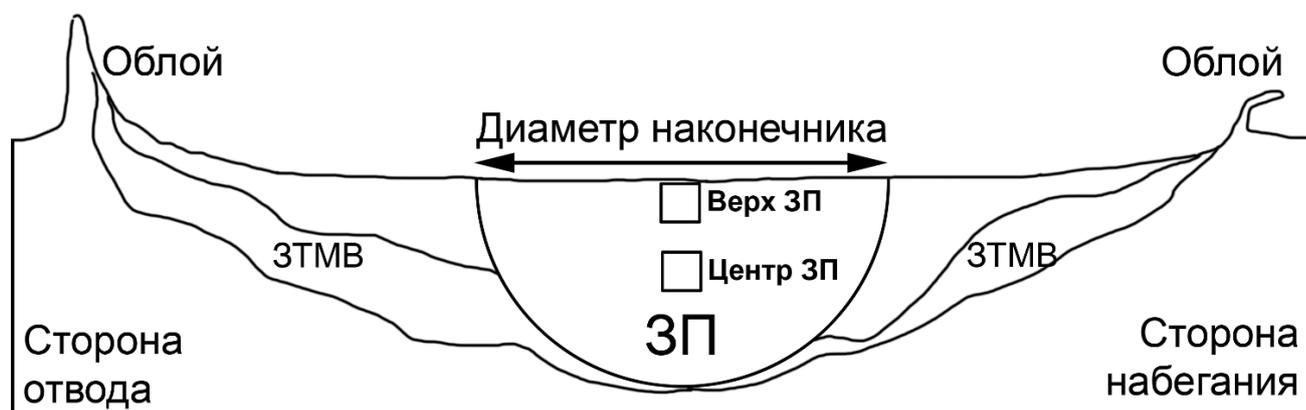
**a** – general view at  $\times 500$  magnification; **b** – grain boundary phase and particles in the grain body at  $\times 6000$  magnification;  
**c** – (Y+Zr)-enriched inclusions in the grain body and chemical compositions of the grain boundary phase (spectrum 1) and particles in the grain body (spectrum 2); **d** – distribution of elements in Fig. 1 b between phases

Считается, что схема деформации при СТП/ОТП близка к схеме простого сдвига [15], при этом в качестве поверхности сдвига может выступать поверхность полусферического наконечника либо нижняя поверхность заплечиков, тогда как направление сдвига тангенциально поверхности инструмента. Таким образом, геометрия сдвига сильно варьируется в различных частях ЗП. Для выявления кристаллографической текстуры в образце требуется вращать EBSD-карту. Экспериментальные и скорректированные карты с величинами углов поворота относительно различных направлений приведены на рис. 6. Анализ полюсных фигур показал, что во всей ЗП наблюдается формирование сочетания аксиальной  $\langle 110 \rangle$  и ограниченной  $B/\bar{B} \{112\} \langle 110 \rangle$  текстур простого сдвига.

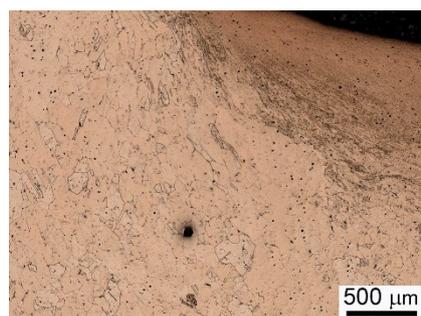
Анализ вторичных фаз выявил следующие особенности. И вверху, и в центре ЗП после ОТП наблюдались контрастные сферические включения, которые ранее наблюдались в исходном состоянии (рис. 7). Стоит отметить, что зернограничных фаз замечено не было. Для

наглядного сравнения микрофотографии на рис. 1 а и рис. 7 представлены при одинаковом увеличении ( $\times 500$ ). Основные различия между верхом и центром ЗП заключаются в том, что вверху ЗП наблюдались вытянутые вдоль направления вращения строчечные структуры контрастного белого цвета.

При первичном анализе микроструктуры методом РЭМ в режиме Z-контраста при больших увеличениях в исследованных зонах образца наблюдались контрастные черные полосы (рис. 8 а, б), направление которых совпадало с направлением вращения инструмента. Такие полосы могли иметь нечеткие очертания, а также многократно изгибаться. Анализ карт распределения компонентов сплава (рис. 8 с, d, e, f, g, h) выявил, что это сильно деформированные, «размазанные» между слоями матрицы частицы, обогащенные Cr. Частицы Cr после ОТП имели широкое разнообразие морфологий, начиная от крупных сферических частиц и заканчивая многократно изгибающимися пластинами и частицами



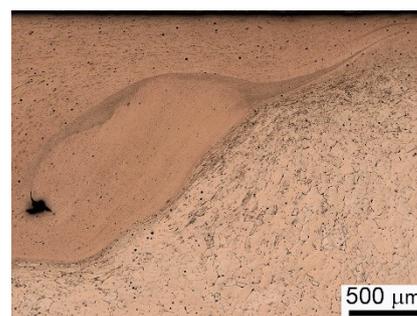
a



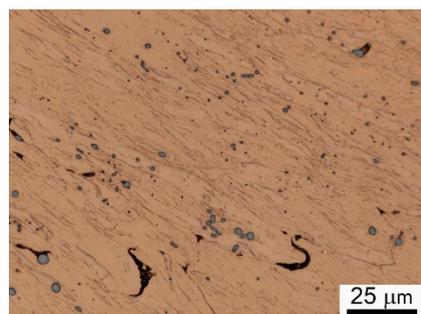
b



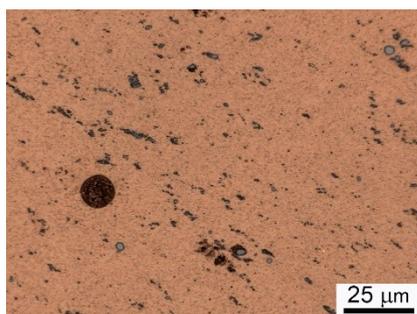
c



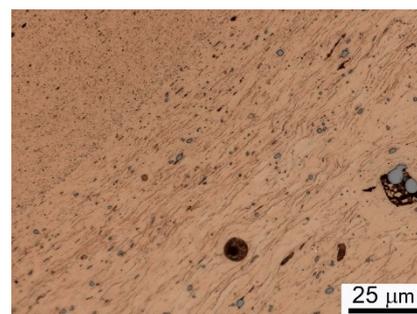
d



e



f



g

**Рис. 2.** Схема расположения макроструктурных зон исследуемого образца и изображения отдельных зон (оптическая микроскопия): **a** – схема макроструктурных зон; **b, e** – зоны термомеханического влияния (ЗТМВ) со стороны отвода материала при увеличении  $\times 5$  и  $\times 100$ ; **c, f** – зоны перемешивания (ЗП) при увеличении  $\times 5$  и  $\times 100$ ; **d, g** – ЗТМВ со стороны набегания материала при увеличении  $\times 5$  и  $\times 100$

**Fig. 2.** Schematic arrangement of macrostructural zones of the studied sample and images of individual zones (optical microscopy): **a** – diagram of macrostructural zones; **b, e** – thermo-mechanically affected zones (ЗТМВ) on the material retreating side at magnifications of  $\times 5$  and  $\times 100$ ; **c, f** – stir zones (ЗП) at magnifications of  $\times 5$  and  $\times 100$ ; **d, g** – ЗТМВ on the material advancing side at magnifications of  $\times 5$  and  $\times 100$

переменной формы, что сильно отличалось от морфологии частиц Cr преимущественно сферической формы в исходном состоянии (рис. 1).

В микроструктуре исследованных зон после ОТП были выявлены немногочисленные частицы новой фазы, обогащенные Y (рис. 8 a, b, e, f), при этом следов наличия Zr (рис. 8 a, b, g, h) в данных частицах не наблюдалось.

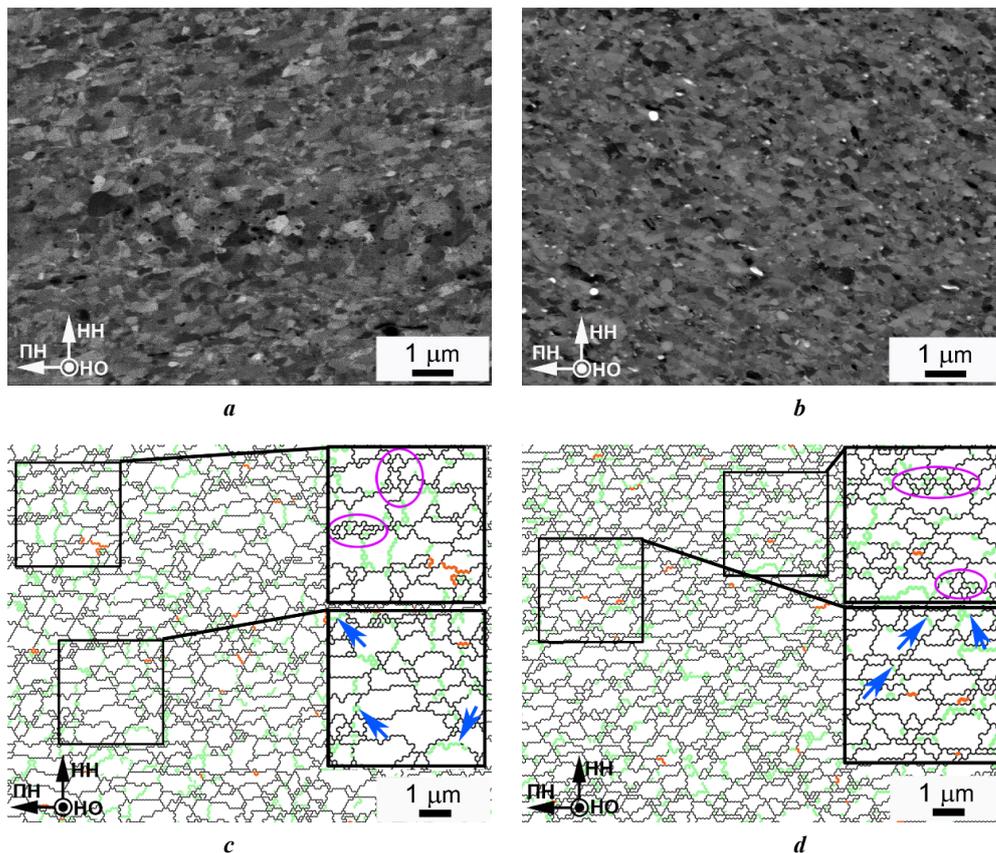
#### Микротвердость и электропроводность после ОТП

Обработанная зона характеризовалась неоднородным распределением микротвердости и электропроводности (рис. 9), с плавным увеличением характеристик по направлению от стороны отвода материала (СО) к стороне

набегания материала (СН) и резким их снижением на границе ЗП в месте границы перемешивающего наконечника.

Практически вся ширина зоны измененной микротвердости и электропроводности соответствует диаметру заплечиков инструмента, что указывает на то, что большая часть тепла концентрируется под инструментом и зона термического воздействия практически не выходит за его границы.

Экстремальные значения микротвердости и электропроводности наблюдались на краю ЗП со СН и достигали  $\approx 240$  HV и  $\approx 76$  % IACS. В центре ЗП показатели оказались ниже и соответствовали  $\approx 167$  HV и  $\approx 72$  % IACS, что в 2,9 и 1,6 раза превышает значения в исходном состоянии ( $\approx 58$  HV и  $\approx 45$  % IACS).



**Рис. 3.** Микроструктура после обработки трением с перемешиванием сверху и в центре зоны перемешивания (ЗП): микрофотографии РЭМ верха (а) и центра ЗП (b); EBSD-карты верха (с) и центра ЗП (d).

На картах границы малоугловой разориентировки ( $2\text{--}15^\circ$ ) обозначены зеленым цветом, границы большеугловой разориентировки ( $15\text{--}63^\circ$ ) обозначены черным цветом, двойниковые границы  $60^\circ\langle 111 \rangle$  обозначены красным цветом. Синими стрелками (с, d) выделены малоугловые границы, набирающие свою разориентировку до большеугловых границ. Фиолетовым цветом обведены группы мелких зерен на границах между относительно крупными зернами.

Обозначения HO, HH и PH соответствуют направлению обработки, направлению нормали и поперечному направлению.

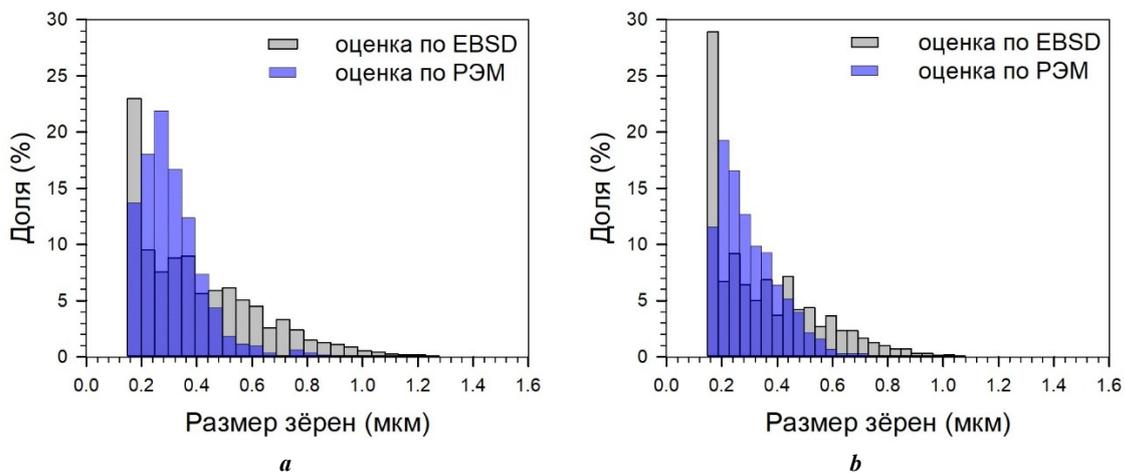
**Fig. 3.** Microstructure after friction stir processing at the top and center of the stir zone (SZ): SEM micrographs of the top (a) and center of the SZ (b); EBSD maps of the top (c) and center of the SZ (d).

On the maps, low-angle misorientation ( $2\text{--}15^\circ$ ) boundaries are shown in green, high-angle misorientation ( $15\text{--}63^\circ$ ) boundaries are shown in black, and  $60^\circ\langle 111 \rangle$  twin boundaries are shown in red.

Blue arrows (c, d) highlight low-angle boundaries that progress in misorientation to high-angle boundaries.

Groups of small grains at the boundaries between relatively large grains are outlined in purple.

The HO, HH, and PH designations correspond to the processing direction, normal direction, and transverse direction



**Рис. 4.** Размерное распределение зерен после обработки трением с перемешиванием сверху (а) и в центре (b) зоны перемешивания

**Fig. 4.** Grain size distribution after friction stir processing at the top (a) and center (b) of the stir zone

Таблица 1. Параметры микроструктуры после обработки трением с перемешиванием  
Table 1. Microstructure parameters after friction stir processing

Область зоны перемешивания	$d_{cp}$ (EBSD) (мкм)	$d_{cp}$ (РЭМ) (мкм)	КФ (РЭМ)	$F_{БУГ}/F_{МУГ}$	$\theta_{cp}$ (град)
Верх зоны перемешивания	0,40±0,23	0,28±0,11	1,99	0,86/0,14	36,4
Центр зоны перемешивания	0,35±0,19	0,28±0,11	1,82	0,84/0,16	36,0

Примечание.  $d_{cp}$  – средний размер зерна; КФ – коэффициент формы зерна в виде отношения максимального размера к минимальному;  $F_{БУГ}$  и  $F_{МУГ}$  – доли большеугловых и малоугловых границ;  $\theta_{cp}$  – средний угол разориентировки границ.

Note.  $d_{cp}$  is average grain size; КФ is grain shape factor as the ratio of the maximum size to the minimum one;  $F_{БУГ}$  and  $F_{МУГ}$  are proportions of high-angle and low-angle boundaries;  $\theta_{cp}$  is average angle of misorientation of boundaries.

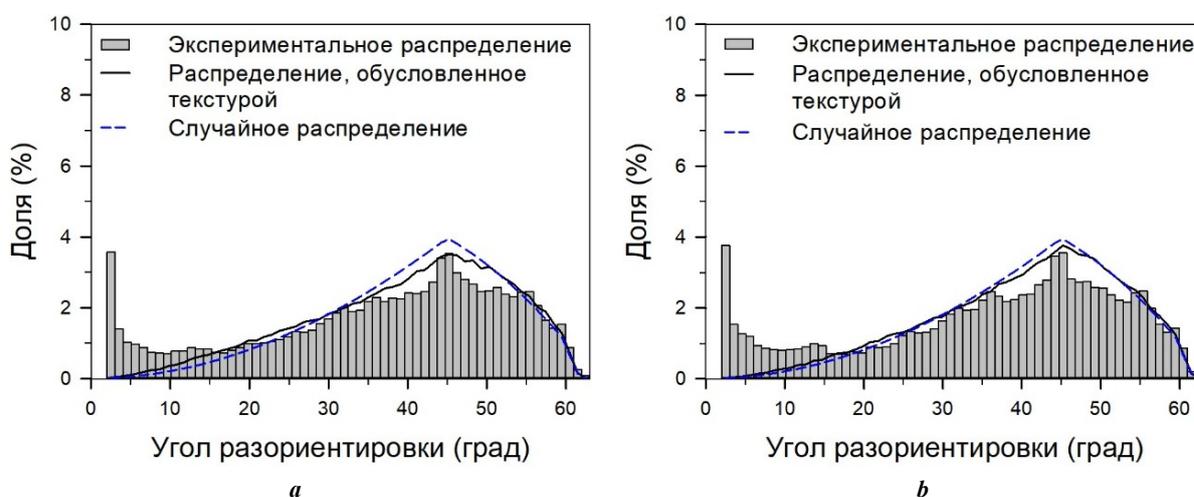


Рис. 5. Распределение углов разориентировки после обработки трением с перемешиванием вверху (а) и в центре (б) зоны перемешивания

Fig. 5. Distribution of misorientation angles after friction stir processing at the top (a) and in the center (b) of the stir zone

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

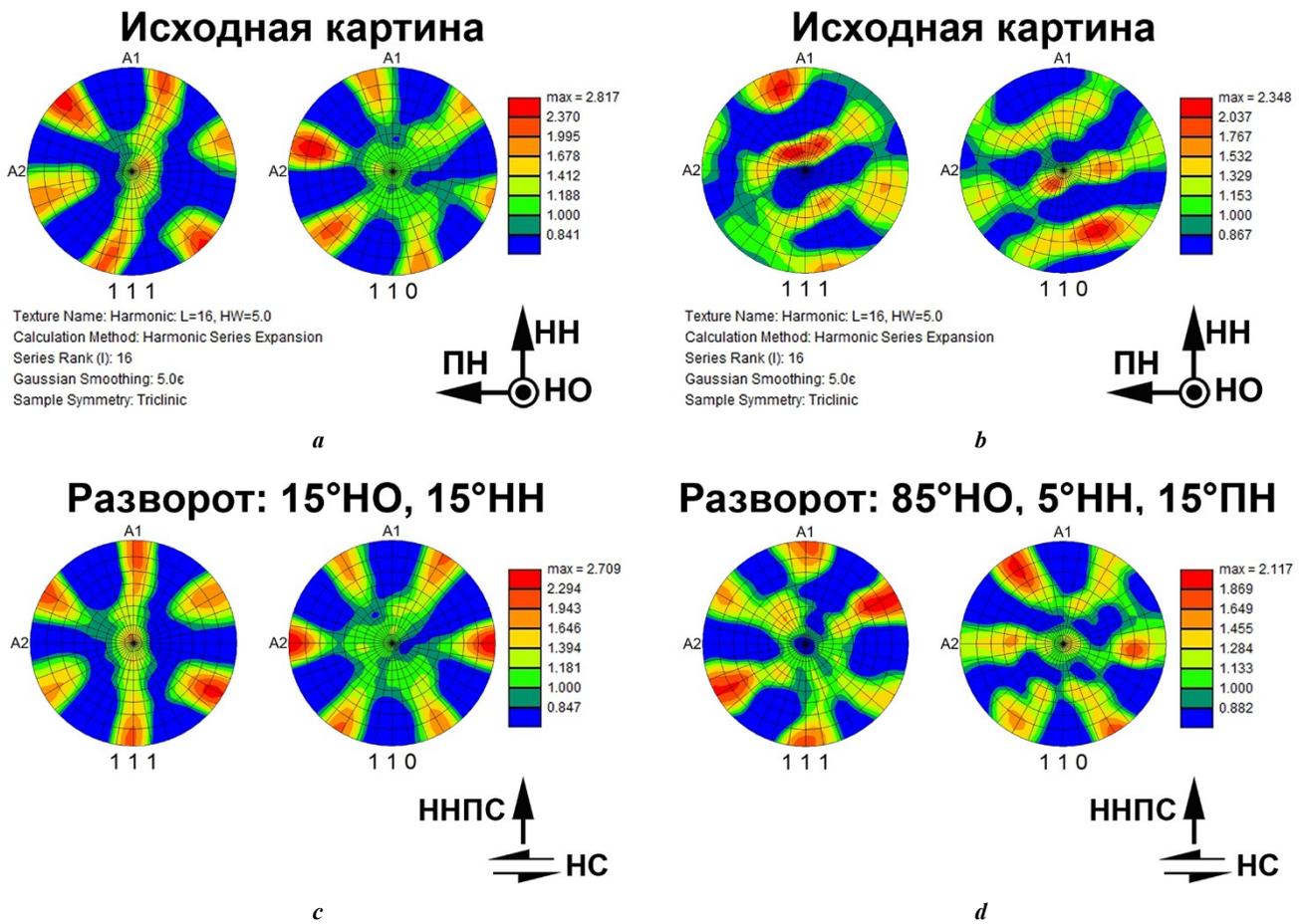
### Особенности фазового состава в исходном состоянии

В микроструктуре бронзы после закалки была обнаружена фаза, содержащая 8–15 ат. % (Y+Zr), обозначенная как  $Cu_x(Y,Zr)$  с параметром  $x$ , варьирующимся от 5,6 до 9,7. Согласно источникам [10; 11], она может быть отнесена к фазе типа  $Cu_6Y/Cu_7Y$  с гексагональной кристаллической решеткой типа  $P6/mmm$ . Данная фаза может растворять в себе 12–16 ат. % Y, что соотносится с суммарным содержанием (Y+Zr), показанным в работе. Показанная на рис. 1 неоднородность распределения Zr внутри зернограницной фазы может быть связана с дендритной неоднородностью состава фазы либо с наличием нескольких фаз в структуре областей, богатых Y и Zr. Подобное явление было проиллюстрировано в работе [12] на примере сплавов Cu–0,5Y–(0,05–0,1)Zr, в которых в процессе литья формируются частицы, состоящие из метастабильных фаз  $Cu_5Y+Cu_5Zr$ . Учитывая тот факт, что определенные в работе средние содержания (Y+Zr) также схожи с составами фаз  $Cu_5Y+Cu_5Zr$  [12], мы не можем исключить, что в рассматриваемом случае наблюдается метастабильная фаза.

Вторая наблюдаемая в микроструктуре фаза состоит преимущественно из Cr. Учитывая большой размер частиц и тот факт, что они наблюдаются в закаленном состоянии, они, вероятно, являются равновесными частицами объемно-центрированной кубической решетки Cr [13], не растворившимися при нагреве и выдержке при закалке. Наличие данных частиц хорошо согласуется с равновесной диаграммой состояния Cu–Cr при температуре нагрева под закалку 920 °C [14].

### Особенности формирования зеренной структуры и текстуры после ОТП

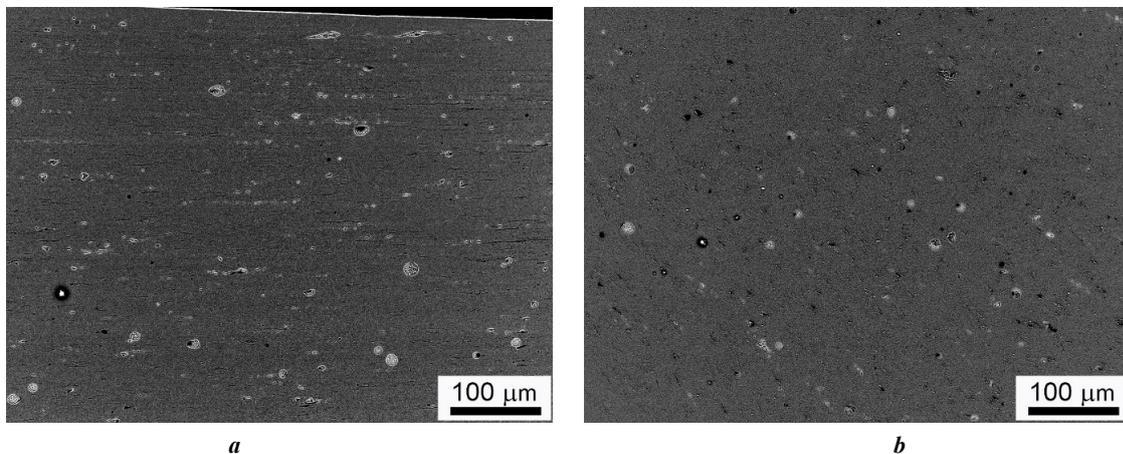
В верхней и центральной частях ЗП происходит формирование ультрамелкозернистой структуры со средним размером зерен  $\approx 0,3$  мкм. Для определения доминирующего механизма рекристаллизации, ответственного за формирование микроструктуры, рассмотрим распределение углов разориентировок сформировавшихся зерен в различных областях ЗП (рис. 5). Сравнение с результатами других исследований по СТП/ОТП бронз системы Cu–Cr–Zr [2–4] указывает на то, что низкая доля 2–3° границ связана с понижением температуры процесса: при температуре 790 °C относительная



**Рис. 6.** Экспериментальные (а, б) и скорректированные (развернутые) полюсные фигуры (с, д)  $\{111\}$  и  $\{110\}$ , полученные после обработки трением с перемешиванием сверху (а, с) и в центре (б, д) зоны перемешивания, иллюстрирующие сформировавшуюся текстуру. Обозначения НО, НН и ПН (а, б) соответствуют направлению обработки, направлению нормали и поперечному направлению.

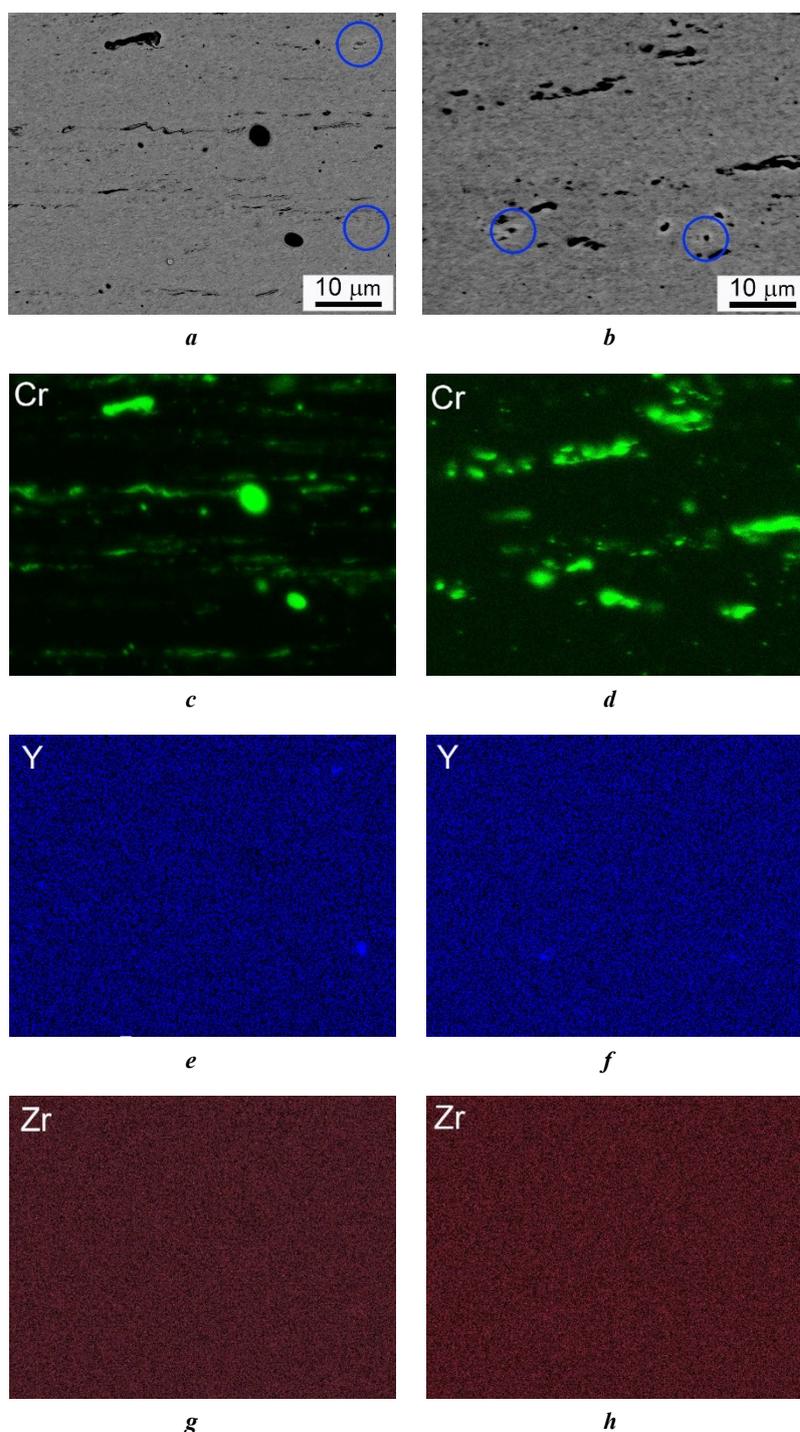
Обозначения НС и ННПС (с, д) соответствуют направлению сдвига и направлению нормали к плоскости сдвига.

В верхней части рисунка указаны углы разворота экспериментальных полюсных фигур  
**Fig. 6.** Experimental (a, b) and corrected (rotated) pole figures (c, d) of  $\{111\}$  and  $\{110\}$  obtained after friction stir processing at the top (a, c) and center (b, d) of the stir zone, illustrating the formed texture. The HO, HH, and ПН designations (a, b) correspond to the processing direction, normal direction, and transverse direction. The HC and HNPC designations (c, d) correspond to the shear direction and the shear plane normal direction. The rotation angles of the experimental pole figures are indicated at the top of the figure



**Рис. 7.** Микроструктура после обработки трением с перемешиванием сверху (а) и в центре (б) зоны перемешивания при увеличении  $\times 500$

**Fig. 7.** Microstructure after friction stir processing at the top (a) and center (b) of the stir zone at  $\times 500$  magnification



**Рис. 8.** Частицы вторичных фаз (*a, b*) в сочетании с распределением Cr (*c, d*), Y (*e, f*) и Zr (*g, h*) между фазами после обработки трением с перемешиванием вверху (*a, c, e, g*) и в центре (*b, d, f, h*) зоны перемешивания  
**Fig. 8.** Secondary phase particles (*a, b*) in combination with the distribution of Cr (*c, d*), Y (*e, f*) and Zr (*g, h*) between the phases after friction stir processing at the top (*a, c, e, g*) and in the center (*b, d, f, h*) of the stir zone

доля таких границ  $\approx 18\%$  [3], при  $440\text{ }^\circ\text{C}$  наблюдается снижение до  $\approx 9\%$  [2] и до  $\approx 6\%$  при температуре  $240\text{ }^\circ\text{C}$  [4]. Это хорошо согласуется с представленными на рис. 4 результатами.

Стоит обратить внимание на то, что в распределении разориентировок углов (рис. 5) отсутствует ярко выраженный пик двойниковых границ  $60^\circ\langle 111 \rangle$  – на рис. 3 эти границы представлены красными линиями. В исходном же состоянии наблюдается большое количество границ двой-

ников отжига (рис. 1 а). В результате низкую долю границ  $60^\circ\langle 111 \rangle$  после ОТП можно связать с низкой скоростью протекания метадинамической рекристаллизации в процессе остывания пластины после обработки. Наличие двухмодального распределения (с пиками в области малых и больших углов) на рис. 5 может указывать на доминирование процессов непрерывной динамической рекристаллизации. Помимо этого, на рис. 3 с, d различимы сегменты малоугловых границ, набирающие свою разориентировку

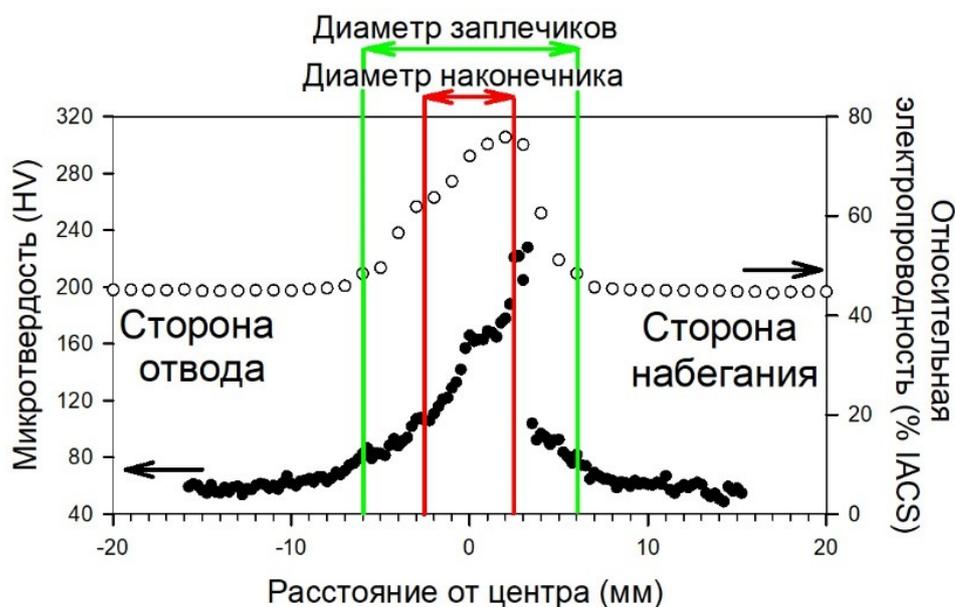


Рис. 9. Распределение микротвердости и относительной электропроводности в зоне обработки трением с перемешиванием

Fig. 9. Distribution of microhardness and relative electrical conductivity in the zone of friction stir processing

до большеугловых границ, что также является прямым маркером непрерывной рекристаллизации. В то же время на рис. 3 с, d наблюдаются конфигурации более крупных зерен, окруженных группами зерен размерами на порядок меньше, что может указывать на присутствие процессов прерывистой динамической рекристаллизации. Вероятно, в процессе ОТП имеется конкуренция двух механизмов динамической рекристаллизации. Однако, учитывая низкую температуру процесса, преобладающим можно считать вклад механизма непрерывной рекристаллизации.

Сравнение экспериментального спектра разориентировок со случайным распределением (рис. 5), а также обусловленным кристаллографической текстурой показало, что обусловленное текстурой распределение имеет меньшее расхождение, что указывает на то, что в рассматриваемом случае формирующееся распределение углов может определяться формирующейся кристаллографической текстурой.

Согласно различным углам поворота полюсных фигур, необходимым для выявления текстуры вверху и в центре ЗП, можно говорить о влиянии различных частей перемешивающего инструмента на формирование текстуры. Так, вблизи поверхности ЗП потребовались небольшие углы поворота, что свидетельствует о большем влиянии плоских заплечиков инструмента в процессе ее формирования, нежели наконечника. В центре ЗП потребовались значительные углы поворота, что указывает на сильное влияние полусферического наконечника на формирование кристаллографической текстуры. Однако качественно и количественно формирующиеся распределения углов разориентировки (рис. 5) и кристаллографические текстуры (рис. 6) в рассматриваемых зонах схожи, т. е. механизм формирования распределения разориентировок должен быть одинаков.

Возвращаясь к связи углов разориентировки зерен вблизи  $45^\circ$  с текстурой, с помощью функции “CLS boundaries” была проведена оценка долей специальных границ зерен. Так, в структуре наблюдалось суммарно  $\approx 2,4\%$  границ  $\Sigma 9 - 38,9^\circ \langle 110 \rangle$  и  $\Sigma 11 - 50,5^\circ \langle 110 \rangle$ , направление которых совпадает с выявленными преимущественными направлениями текстуры. Помимо этого, наблюдалось суммарно  $\approx 2,4\%$  границ  $\Sigma 7 - 38,2^\circ \langle 111 \rangle$  и  $\Sigma 29a - 43,6^\circ \langle 100 \rangle$ , направления которых не связаны с текстурой. Можно полагать, что эти границы и формируют наблюдаемый пик, при этом часть границ связана с кристаллографической текстурой.

#### Особенности изменения вторичных фаз при ОТП

Как отмечалось ранее, после ОТП в микроструктуре наблюдались сферические включения с Z-контрастом, одинаковым с включениями  $\text{Cu}_x(\text{Y,Zr})$ , наблюдаемыми в исходном состоянии. При этом их размер не изменялся в сравнении с исходным. Можно полагать, что данные включения не деформируются в процессе ОТП, а деформируемая матрица за счет большей пластичности как бы «обтекает» их при деформации. В то же время фаза  $\text{Cu}_x(\text{Y,Zr})$ , располагающаяся на исходных границах зерен до ОТП, размалывается на более мелкие фрагменты, которые располагаются в виде строчечных структур, сонаправленных с направлением вращения инструмента. В данном случае фаза располагается в виде плоского препятствия, располагающегося на границе, которое невозможно преодолеть в процессе течения медной матрицы, что вызывает его частичное разрушение и разворот оставшихся фрагментов. Таким образом, исходная морфология данной фазы оказывает значительное влияние на ее эволюцию при ОТП.

Как было показано, ОТП способствует значительному изменению морфологии частиц Cr. Особо стоит выделить

наличие вытянутых многократно изгибающихся пластинчатых частиц. Подобного эффекта не наблюдали после ОТП при более высоких температурах. Авторы полагают, что подобная морфология частиц связана с большой величиной деформации при ОТП, которая может достигать истинных значений  $\approx 35$  ед. [16]. Можно предположить следующий механизм изменения морфологии частиц Cr: формирование ультрамелкозернистой структуры матрицы повышает способность материала сопротивляться деформации, увеличивая тем самым внутренние напряжения в материале, при этом материал разогревается до температуры  $\approx 350^\circ\text{C}$ , и, вероятно, подобного сочетания термомеханических условий становится достаточно для пластического течения Cr между слоями зерен матрицы.

При ОТП исследуемой Cu–Cr–Zr–Y бронзы наблюдались частицы, обогащенные Y и не содержащие в своем составе Zr, хотя в исходном состоянии была фаза, содержащая оба элемента. Данное явление целесообразно рассмотреть с точки зрения анализа равновесных диаграмм состояния Cu–Zr и Cu–Y. После обработки на пересыщенный твердый раствор Y и Zr могут присутствовать в пересыщенном твердом растворе в соответствии с диаграммой состояния [11; 17]. Согласно диаграмме Cu–Y [11] ближайшей фазой к заданному содержанию Y является  $\text{Cu}_7\text{Y}$ , существующая при температурах ниже  $871^\circ\text{C}$ , тогда как в соответствии с диаграммой Cu–Zr [17] ближайшей фазой к заданному содержанию Zr является  $\text{Cu}_9\text{Zr}_2$ , которая существует при температурах ниже  $972^\circ\text{C}$ . Можно предположить, что обогащенные Zr фазы будут выделяться при более высоких температурах (разница порядка  $100^\circ\text{C}$ ). Согласно данной дифференциальной сканирующей калориметрии закаленного сплава Cu–Cr–Zr, выделение Zr-обогащенной фазы происходит при температурах около  $490^\circ\text{C}$  [18]. Учитывая тот факт, что дополнительная интенсивная пластическая деформация в большинстве случаев понижает температуру выделения второй фазы [18; 19], в сочетании с предполагаемой разницей температур выделения фаз с Zr и Y мы закономерно наблюдаем выделение Y-обогащенной фазы. Дополнительное проведение термодинамического моделирования равновесного фазового состава при температурах  $350\text{--}1100^\circ\text{C}$  с использованием программы Thermo-Calc предсказывает существование в этом температурном интервале фаз  $\text{Cu}_5\text{Zr}$  (кристаллическая решетка C15B) и  $\text{Cu}_7\text{Y}$  (кристаллическая решетка R6/mmm). Температурный интервал существования  $\text{Cu}_5\text{Zr}$  – от  $580$  до  $910^\circ\text{C}$ , тогда как для фазы  $\text{Cu}_7\text{Y}$  он соответствует температурам от  $350$  до  $837^\circ\text{C}$ . Вполне закономерно, что после низкотемпературной ОТП мы наблюдаем Y-обогащенную фазу и не наблюдаем фаз с Zr. Таким образом, можно предполагать, что наблюдаемая после ОТП фаза является равновесной фазой  $\text{Cu}_7\text{Y}$ .

### Взаимосвязь свойств с формирующейся микроструктурой при ОТП

Проанализировав наблюдаемые особенности микроструктуры, можно обозначить взаимосвязь эволюции микроструктуры с формированием распределения микротвердости и электропроводности. Предполагается, что асимметричный характер распределений в сочетании с тяготением экстремальных значений величин к СН связан с неравномерным распределением

температуры и деформации в очаге деформации, показанных результатами моделирования [20]. В частности, температура с СН может быть выше, чем с СО. Взяв во внимание тот факт, что мы наблюдаем одновременное увеличение микротвердости и электропроводности, можно предположить, что этот феномен связан одновременно с измельчением зеренной структуры и распадом пересыщенного твердого раствора. Измельчение зеренной структуры в ЗП было проиллюстрировано в работе. Относительно распада пересыщенного твердого раствора было показано только выделение Y-обогащенных частиц, количество которых в микроструктуре (согласно рис. 8) невелико. Максимум электропроводности обработанной области достигает  $76\%$  IACS, что близко к значениям состаренной Cu–Cr–Zr бронзы [3], что соответствует микроструктурному состоянию после распада (частичного либо полного) твердого раствора. Высокое значение электропроводности косвенно указывает на протекание интенсивного распада пересыщенного твердого раствора с выделением нанометровых частиц Cr и Zr в процессе ОТП. Вероятно, задействованного в работе метода РЭМ недостаточно для разрешения наноразмерных частиц вторичных фаз, сформировавшихся при такой низкой температуре.

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

В работе были выявлены следующие закономерности формирования микроструктуры в Cu–Cr–Zr–Y бронзе при низкотемпературной обработке трением с перемешиванием:

1) ОТП привела к измельчению зеренной структуры до среднего размера зерен  $\approx 0,3$  мкм с преимущественно большеугловыми границами и формированию сочетания аксиальной  $\langle 110 \rangle$  и ограниченной  $B/\bar{B} \{112\} \langle 110 \rangle$  текстур простого сдвига;

2) ОТП привела к разрушению  $\text{Cu}_x(\text{Y,Zr})$  фазы, располагавшейся по границам исходных зерен, но не привела к разрушению данной фазы, имеющей сферическую морфологию. ОТП привела к изменению морфологии частиц Cr за счет их деформирования и вытягивания в направлении вращения инструмента. Процесс ОТП сопровождался выделением Y-обогащенной фазы, не наблюдаемой в исходном состоянии;

3) микроструктурные изменения, протекающие при ОТП, привели к росту значений микротвердости и электропроводности в сравнении с закаленным состоянием.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Макаров А.В., Лежнин Н.В., Котельников А.Б., Вопнерук А.А., Коробов Ю.С., Валиуллин А.И., Волкова Е.Г. Восстановление стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок из хромоциркониевой бронзы методом многопроходной сварки трением с перемешиванием // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2023. Т. 29. № 6. С. 66–83. DOI: [10.17073/0021-3438-2023-6-66-83](https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-6-66-83).
- Bodyakova A.I., Chistyukhina E.I., Tkachev M.S., Malofeev S.S., Kaibyshev R.O. Effect of Friction Stir Processing on the Structure and Properties of the Low-

- Doped Cu–Cr–Zr Alloy // *Physics of Metals and Metallography*. 2024. Vol. 125. № 11. P. 1192–1200. DOI: [10.1134/S0031918X24601677](https://doi.org/10.1134/S0031918X24601677).
3. Bodyakova A., Malopfeev S., Tkachev M., Chistyukhina E., Mironov S., Lezhnin N., Fu Y., Makarov A., Kaibyshev R. Effect of friction-stir processing and subsequent aging treatment on microstructure and service properties of Cu–Cr–Zr alloy // *Materials Characterization*. 2024. Vol. 216. Article number 114225. DOI: [10.1016/j.matchar.2024.114225](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114225).
  4. Wang Y.D., Liu M., Yu B.H., Wu L.H., Xue P., Ni D.R., Ma Z.Y. Enhanced combination of mechanical properties and electrical conductivity of a hard state Cu–Cr–Zr alloy via one-step friction stir processing // *Journal of Materials Processing Technology*. 2021. Vol. 288. Article number 116880. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2020.116880](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116880).
  5. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Y., Abdullina D.N., Kheifets A.E. Investigation of Cu<sub>5</sub>Zr particles precipitation in Cu–Zr and Cu–Cr–Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation // *Letters on Materials*. 2019. Vol. 9. № 4. P. 400–404. DOI: [10.22226/2410-3535-2019-4-400-404](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-400-404).
  6. Ma Yuxia, Chen Huiqin, Li Hui, Dang Shue. Influence Mechanism of Ageing Parameters of Cu–Cr–Zr Alloy on Its Structure and Properties // *Materials*. 2022. Vol. 15. № 21. Article number 7605. DOI: [10.3390/ma15217605](https://doi.org/10.3390/ma15217605).
  7. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Abdullina D.N., Shorokhov E.V. The Effect of Chromium and Zirconium Alloying on the Structure and Properties of Submicrocrystalline Copper Alloys Obtained by Dynamic Channel-Angular Pressing // *Physics of Metals and Metallography*. 2024. Vol. 125. № 10. P. 1156–1165. DOI: [10.1134/s0031918x24601434](https://doi.org/10.1134/s0031918x24601434).
  8. Li Yijun, Zhang Jinghua, Fu Ruidong, Wang Jungao, Lv Hongyan, Xing Haizhi. Synergistic improvement of strength and electrical conductivity in Cu–Cr–Zr alloys through prestrain-assisted friction stir processing // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 27. P. 564–573. DOI: [10.1016/j.jmrt.2023.09.262](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.262).
  9. Li Hai-hong, Sun Xue-qin, Zhang Shang-zhou, Zhao Qin-yi, Wang Guang-zhen. Application of rare-earth element Y in refining impure copper // *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2015. Vol. 22. № 5. P. 453–459. DOI: [10.1007/s12613-015-1093-z](https://doi.org/10.1007/s12613-015-1093-z).
  10. Duisemaliev T.U., Duisemaliev U.K. Solubility of yttrium in copper and its effect on the properties of leaded brasses // *Metal Science and Heat Treatment*. 1993. Vol. 35. № 12. P. 673–676. DOI: [10.1007/BF00707636](https://doi.org/10.1007/BF00707636).
  11. Okamoto H. Cu–Y (Copper–Yttrium) // *Journal of Phase Equilibria*. 1992. Vol. 13. № 1. P. 102–103. DOI: [10.1007/BF02645393](https://doi.org/10.1007/BF02645393).
  12. Liang Dong, Wang Ning, Wang Yuxiang, Liu Zhenjie, Fu Ying. Effects of Zr, Y on the Microstructure and Properties of As-Cast Cu–0.5Y–xZr (wt.%) Alloys // *Metals*. 2019. Vol. 9. № 10. Article number 1084. DOI: [10.3390/met9101084](https://doi.org/10.3390/met9101084).
  13. Зельдович В.И., Добаткин С.В., Фролова Н.Ю., Хомская И.В., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А. Механические свойства и структура хромоциркониевой бронзы после динамического канально-углового прессования и последующего старения // *Физика металлов и металлостроение*. 2016. Т. 117. № 1. С. 79–87. DOI: [10.7868/S0015323016010125](https://doi.org/10.7868/S0015323016010125).
  14. Chakrabarti D.J., Laughlin D.E. The Cr–Cu (Chromium–Copper) system // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*. 1984. Vol. 5. № 1. P. 59–68. DOI: [10.1007/BF02868727](https://doi.org/10.1007/BF02868727).
  15. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2011. Vol. 16. № 4. P. 288–294. DOI: [10.1179/1362171811Y.0000000010](https://doi.org/10.1179/1362171811Y.0000000010).
  16. Mishin V., Shishov I., Kalinenko A., Vysotskii I., Zuiko I., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. Numerical Simulation of the Thermo-Mechanical Behavior of 6061 Aluminum Alloy during Friction-Stir Welding // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2022. Vol. 6. № 4. Article number 68. DOI: [10.3390/jmmp6040068](https://doi.org/10.3390/jmmp6040068).
  17. Arias D., Abriata J.P. Cu–Zr (Copper–Zirconium) // *Journal of Phase Equilibria*. 1990. Vol. 11. № 5. P. 452–459. DOI: [10.1007/BF02898260](https://doi.org/10.1007/BF02898260).
  18. Bourezg Y.I., Abib K., Azzeddine H., Bradai D. Kinetics of Cr clustering in a Cu–Cr–Zr alloy processed by equal-channel angular pressing: A DSC study // *Thermochimica Acta*. 2020. Vol. 686. Article number 178550. DOI: [10.1016/j.tca.2020.178550](https://doi.org/10.1016/j.tca.2020.178550).
  19. Dölling J., Kracun S.F., Prah U., Fehlbier M., Zilly A. A Comparative Differential Scanning Calorimetry Study of Precipitation Hardenable Copper-Based Alloys with Optimized Strength and High Conductivity // *Metals*. 2023. Vol. 13. № 1. Article number 150. DOI: [10.3390/met13010150](https://doi.org/10.3390/met13010150).
  20. Venghaus H., Chiumenti M., Baiges J., Juhre D., Dialami N. Embedded technology for enhanced modeling of Friction Stir Welding processes // *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*. 2025. Vol. 435. Article number 117539. DOI: [10.1016/j.cma.2024.117539](https://doi.org/10.1016/j.cma.2024.117539).

## REFERENCES

1. Makarov A.V., Lezhnin N.V., Kotelnikov A.B., Vopneruk A.A., Korobov Yu.S., Valiullin A.I., Volkova E.G. Restoration of continuous casting machine mold copper plates made of Cr–Zr bronze using multi-pass friction stir lap welding. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*, 2023, vol. 29, no. 6, pp. 66–83. DOI: [10.17073/0021-3438-2023-6-66-83](https://doi.org/10.17073/0021-3438-2023-6-66-83).
2. Bodyakova A.I., Chistyukhina E.I., Tkachev M.S., Malopfeev S.S., Kaibyshev R.O. Effect of Friction Stir Processing on the Structure and Properties of the Low-Doped Cu–Cr–Zr Alloy. *Physics of Metals and Metallography*, 2024, vol. 125, no. 11, pp. 1192–1200. DOI: [10.1134/S0031918X24601677](https://doi.org/10.1134/S0031918X24601677).
3. Bodyakova A., Malopfeev S., Tkachev M., Chistyukhina E., Mironov S., Lezhnin N., Fu Y., Makarov A., Kaibyshev R. Effect of friction-stir processing and subsequent aging treatment on microstructure and service properties of Cu–Cr–Zr alloy. *Materials Characterization*, 2024, vol. 216, article number 114225. DOI: [10.1016/j.matchar.2024.114225](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.114225).
4. Wang Y.D., Liu M., Yu B.H., Wu L.H., Xue P., Ni D.R., Ma Z.Y. Enhanced combination of mechanical properties and electrical conductivity of a hard state Cu–Cr–Zr alloy via one-step friction stir processing. *Journal of Materials*

- Processing Technology*, 2021, vol. 288, article number 116880. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2020.116880](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2020.116880).
5. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Frolova N.Y., Abdullina D.N., Kheifets A.E. Investigation of Cu<sub>5</sub>Zr particles precipitation in Cu-Zr and Cu-Cr-Zr alloys subjected to quenching and high strain rate deformation. *Letters on Materials*, 2019, vol. 9, no. 4, pp. 400–404. DOI: [10.22226/2410-3535-2019-4-400-404](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-4-400-404).
  6. Ma Yuxia, Chen Huiqin, Li Hui, Dang Shue. Influence Mechanism of Ageing Parameters of Cu–Cr–Zr Alloy on Its Structure and Properties. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 21, article number 7605. DOI: [10.3390/ma15217605](https://doi.org/10.3390/ma15217605).
  7. Khomskaya I.V., Zel'dovich V.I., Abdullina D.N., Shorokhov E.V. The Effect of Chromium and Zirconium Alloying on the Structure and Properties of Submicrocrystalline Copper Alloys Obtained by Dynamic Channel-Angular Pressing. *Physics of Metals and Metallography*, 2024, vol. 125, no. 10, pp. 1156–1165. DOI: [10.1134/s0031918x24601434](https://doi.org/10.1134/s0031918x24601434).
  8. Li Yijun, Zhang Jinghua, Fu Ruidong, Wang Jungao, Lv Hongyan, Xing Haizhi. Synergistic improvement of strength and electrical conductivity in Cu–Cr–Zr alloys through prestrain-assisted friction stir processing. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 27, pp. 564–573. DOI: [10.1016/j.jmrt.2023.09.262](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.262).
  9. Li Hai-hong, Sun Xue-qin, Zhang Shang-zhou, Zhao Qin-yi, Wang Guang-zhen. Application of rare-earth element Y in refining impure copper. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2015, vol. 22, no. 5, pp. 453–459. DOI: [10.1007/s12613-015-1093-z](https://doi.org/10.1007/s12613-015-1093-z).
  10. Duisemaliev T.U., Duisemaliev U.K. Solubility of yttrium in copper and its effect on the properties of leaded brasses. *Metal Science and Heat Treatment*, 1993, vol. 35, no. 12, pp. 673–676. DOI: [10.1007/BF00707636](https://doi.org/10.1007/BF00707636).
  11. Okamoto H. Cu–Y (Copper–Yttrium). *Journal of Phase Equilibria*, 1992, vol. 13, no. 1, pp. 102–103. DOI: [10.1007/BF02645393](https://doi.org/10.1007/BF02645393).
  12. Liang Dong, Wang Ning, Wang Yuxiang, Liu Zhenjie, Fu Ying. Effects of Zr, Y on the Microstructure and Properties of As-Cast Cu-0.5Y-xZr (wt.%) Alloys. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 10, article number 1084. DOI: [10.3390/met9101084](https://doi.org/10.3390/met9101084).
  13. Zel'dovich V.I., Frolova N.Y., Khomskaya I.V., Kheifets A.E., Dobatkin S.V., Shorokhov E.V., Nasonov P.A. Mechanical properties and the structure of chromium–zirconium bronze after dynamic channel-angular pressing and subsequent aging. *Physics of Metals and Metallography*, 2016, vol. 117, no. 1, pp. 74–82. DOI: [10.1134/S0031918X16010129](https://doi.org/10.1134/S0031918X16010129).
  14. Chakrabarti D.J., Laughlin D.E. The Cr–Cu (Chromium–Copper) system. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, 1984, vol. 5, no. 1, pp. 59–68. DOI: [10.1007/BF02868727](https://doi.org/10.1007/BF02868727).
  15. Fonda R.W., Knipling K.E. Texture development in friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2011, vol. 16, no. 4, pp. 288–294. DOI: [10.1179/1362171811Y.0000000010](https://doi.org/10.1179/1362171811Y.0000000010).
  16. Mishin V., Shishov I., Kalinenko A., Vysotskii I., Zuiko I., Malopheyevev S., Mironov S., Kaibyshev R. Numerical Simulation of the Thermo-Mechanical Behavior of 6061 Aluminum Alloy during Friction-Stir Welding. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2022, vol. 6, no. 4, article number 68. DOI: [10.3390/jmmp6040068](https://doi.org/10.3390/jmmp6040068).
  17. Arias D., Abriata J.P. Cu–Zr (Copper–Zirconium). *Journal of Phase Equilibria*, 1990, vol. 11, no. 5, pp. 452–459. DOI: [10.1007/BF02898260](https://doi.org/10.1007/BF02898260).
  18. Bourezg Y.I., Abib K., Azzeddine H., Bradai D. Kinetics of Cr clustering in a Cu–Cr–Zr alloy processed by equal-channel angular pressing: A DSC study. *Thermochemical Acta*, 2020, vol. 686, article number 178550. DOI: [10.1016/j.tca.2020.178550](https://doi.org/10.1016/j.tca.2020.178550).
  19. Dölling J., Kracun S.F., Prah U., Fehlbier M., Zilly A. A Comparative Differential Scanning Calorimetry Study of Precipitation Hardenable Copper-Based Alloys with Optimized Strength and High Conductivity. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 1, article number 150. DOI: [10.3390/met13010150](https://doi.org/10.3390/met13010150).
  20. Venghaus H., Chiumenti M., Baiges J., Juhre D., Dialami N. Embedded technology for enhanced modeling of Friction Stir Welding processes. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 2025, vol. 435, article number 117539. DOI: [10.1016/j.cma.2024.117539](https://doi.org/10.1016/j.cma.2024.117539).

UDC 691.73

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-5

## Special aspects of microstructure formation in Cu–Cr–Zr–Y bronze under low-temperature friction stir processing

**Ivan S. Nikitin**<sup>\*1</sup>, PhD (Engineering), junior researcher

of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

**Aleksandr A. Kalinenko**<sup>2</sup>, PhD (Physics and Mathematics), junior researcher

of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

**Sergey S. Malopheyevev**<sup>3</sup>, PhD (Engineering), senior researcher of the Laboratory

of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

**Sergey Yu. Mironov**<sup>4</sup>, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher

of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

**Anna I. Bodyakova**<sup>5</sup>, PhD (Physics and Mathematics), researcher

of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

Belgorod State University, Belgorod (Russia)

\*E-mail: [nikitin\\_i@bsuedu.ru](mailto:nikitin_i@bsuedu.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5417-9857>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7534-0542>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9145-3723>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2202-1518>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9378-0338>

Received 15.07.2025

Revised 26.08.2025

Accepted 09.09.2025

**Abstract:** The use of friction stir processing (FSP) to modify the physical and mechanical properties of age-hardenable low-alloyed bronzes is a promising and at the same time complex task due to the wide temperature range of its implementation. The difficulty is that friction stir processing of bronzes can result in the formation of fundamentally different types of microstructures with a wide range of grain sizes and various combinations of types of strengthening phases and their various morphologies. Moreover, options are possible when friction stir processing leads to degradation of properties of bronzes. A favorable combination of properties can be achieved by low-temperature friction stir processing. In this work, the main microstructural changes in promising Cu–Cr–Zr–Y bronze were analyzed during low-temperature friction stir processing with a tool rotation speed of 1000 rpm and a feed rate of 25 mm/min (ensuring a temperature in the stir zone of  $\approx 350$  °C). Scanning electron microscopy and EBSD analysis revealed the mechanisms of formation of an ultrafine-grained structure with predominantly high-angle boundaries, as well as the development of two types of simple shear crystallographic textures. It is shown that the  $\text{Cu}_x(\text{Y,Zr})$  phase observed in the initial structure can undergo mechanical destruction or retain its geometric parameters depending on its initial morphology and location. It is shown for the first time that excess Cr particles (the equilibrium fraction at the heating temperature for quenching) may not be destroyed, but plastically deformed with a strong change in their morphology. During friction stir processing of the bronze under study, particles of a new Y-containing phase are released. The paper considered the relationship of the distribution of microhardness and electrical conductivity and the observed changes in the microstructure of a new promising material.

**Keywords:** friction stir processing; low-alloyed bronzes; recrystallization; secondary phases; electrical conductivity.

**Acknowledgments:** The study was supported by grant No. 24-29-00628 from the Russian Science Foundation (<https://rscf.ru/project/24-29-00628/>) using the equipment of the Common Use Center “Technology and materials of BSU”.

The paper was written on the reports of the participants of the XII International School of Physical Materials Science (SPM-2025), Togliatti, September 15–19, 2025.

**For citation:** Nikitin I.S., Kalinenko A.A., Malopheyev S.S., Mironov S.Yu., Bodyakova A.I. Special aspects of microstructure formation in Cu–Cr–Zr–Y bronze under low-temperature friction stir processing. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 67–80. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-5.

## Исследование влияния температуры деформации на механическое поведение и особенности разрушения литого сплава TNM-B1

Соколовский Виталий Сергеевич\*, кандидат технических наук,  
научный сотрудник лаборатории объемных наноструктурных материалов  
Салищев Геннадий Алексеевич<sup>1</sup>, доктор технических наук, профессор,  
заведующий лабораторией объемных наноструктурных материалов

Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород (Россия)

\*E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>

Поступила в редакцию 07.07.2025

Пересмотрена 25.07.2025

Принята к публикации 20.08.2025

**Аннотация:** Статья посвящена  $\beta$ -затвердевающим сплавам на основе TiAl, которые являются крайне перспективными для авиационной промышленности материалами с рабочей температурой до 850 °С, обладают высокими удельными прочностными характеристиками. Исследовано влияние температуры деформации при растяжении в интервале  $T=25\text{--}1000$  °С на механические свойства, фазовый состав и трещинообразование в литом сплаве –  $\beta$ -затвердевавшем TNM-B1. Установлено, что литой сплав TNM-B1 характеризуется комплексной микроструктурой, включающей ( $\alpha_2+\gamma$ )-пластинчатые колонии и прослойки  $\beta(B2)+\omega$ -фаз, эволюция которых при повышенных температурах деформации определяет поведение материала. Показано, что растворение  $\omega$ -фазы и выделение дисперсных частиц вторичной  $\beta$ -фазы при  $T>950$  °С оказывают существенное влияние на механические характеристики. Установлена выраженная температурная зависимость прочности и пластичности: максимальная прочность наблюдается при 800 °С, в то время как наибольшее относительное удлинение в исследованном интервале температур достигается при 1000 °С. Переход от хрупкого к вязкому характеру разрушения происходит в интервале температур в области 950 °С. Кроме того, выявлена зависимость механизма распространения трещин от ориентации пластинчатых колоний относительно оси деформации: при повышении температуры различия нивелируются, а при 1000 °С наблюдается полное подавление трещинообразования с формированием пор вдоль границ колоний и скоплениями частиц вторичной  $\beta$ -фазы. Полученные результаты демонстрируют важную роль микроструктурных превращений в формировании деформационного поведения и механических свойств сплава на основе гамма-алюминидов титана TNM-B1, что имеет практическое значение для разработки технологий его термомеханической обработки.

**Ключевые слова:** литой сплав TNM-B1; механическое поведение; особенности разрушения; сплав типа TNM; микроструктура; хрупко-вязкий переход; прочность; пластичность.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ», [https://rscf.ru/prjcard\\_int?19-79-30066](https://rscf.ru/prjcard_int?19-79-30066).

**Для цитирования:** Соколовский В.С., Салищев Г.А. Исследование влияния температуры деформации на механическое поведение и особенности разрушения литого сплава TNM-B1 // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 81–89. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6.

### ВВЕДЕНИЕ

Интерметаллидные сплавы на основе гамма-алюминидов титана ( $\gamma$ -TiAl) рассматриваются как перспективные материалы с рабочей температурой до 850 °С для применения в авиационно-космической и энергетической отраслях, где требуется сочетание жаропрочности, низкой плотности и устойчивости к окислению [1–3]. Среди сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl особое внимание привлекают  $\beta$ -затвердевающие сплавы, типичным представителем которых является TNM-B1 [4]. Фундаментальным ограничением применения интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl остается склонность к хрупкому разрушению вплоть до  $T=1000$  °С [5–7], что обусловлено природой присутствующих в них  $\gamma(\text{TiAl-L1}_0)$ -,  $\alpha_2(\text{Ti}_3\text{Al-D0}_{19})$ -,  $\beta(B2)$ -фаз, характеризующихся ограниченным количеством активных систем скольжения/двойникования, пони-

женной диффузией, затрудненной передачей деформации через границы и, соответственно, ярко выраженной локализацией деформации [8; 9]. С ростом температуры выше 650–850 °С увеличивается количество систем скольжения/двойникования, ускоряется диффузия и активизируется переползание дислокаций [10; 11]. Переход из хрупкого состояния в вязкое также приводит к изменению типа разрушения с интеркристаллитного на транскристаллитный в переходном состоянии и ямочный при вязком разрушении [8]. Существенное влияние на развитие разрушения оказывает ориентация пластин относительно оси деформации. Ранее было показано [9; 12], что ориентация пластинчатых колоний относительно внешней нагрузки  $\Phi$  во многом определяет их механическое поведение. Так, колонии с ориентацией  $15<\Phi<75^\circ$  относительно оси нагружения деформируются в первую очередь, в отличие

от колоний с  $\Phi < 15^\circ$  и  $\Phi > 75^\circ$ , в которых для активации систем скольжения/двойникования необходимы существенно большие напряжения [12]. Данная особенность должна непосредственно влиять на распространение трещин в колониях с разной ориентацией относительно оси деформации в сплавах с пластинчатым типом структуры. Между тем влияние ориентации пластинчатых колоний на развитие разрушения в интервале температур хрупко-вязкого перехода (ХВП) в литературе подробно не рассматривалось. Стоит отметить, что в сплавах типа TNM помимо перечисленных выше фаз также могут присутствовать частицы  $\omega(\text{Ti}_4\text{Nb}_3\text{Al-B8}_2)$ -фазы, формирующиеся в прослойках  $\beta$ -фазы при медленном охлаждении или выдержке ниже  $T=850^\circ\text{C}$  [13]. При последующем нагреве происходят растворение этих частиц, рост доли  $\beta$ -фазы, а также растворение/сфероидизация частиц  $\gamma$ -фазы, что может существенно повлиять на особенности разрушения в интервале температур, соответствующих ХВП. Но оценке этого воздействия в литературе не уделено должного внимания [1–3].

Цель работы – исследование влияния температуры деформации литого  $\beta$ -затвердевающего сплава TNM-B1 с пластинчатым типом структуры на его механические свойства, фазовый состав и особенности разрушения в колониях с различной ориентацией относительно оси деформации.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходного материала был использован интерметаллидный сплав TNM-B1 на основе гамма-алюминиды титана с номинальным составом Ti–43,5Al–4Nb–1Mo–0,1B. Слиток диаметром 18 мм и длиной 90 мм был получен методом литья под давлением. Химический состав слитка сплава представлен в таблице 1.

Образцы литого сплава для испытаний на механические свойства после механической шлифовки дополнительно подвергались электролитической полировке. Использовался электролит 95 %  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  + 5 %  $\text{HCl}$ , температура электролитической полировки  $-35^\circ\text{C}$ , плотность тока  $0,1 \text{ A}/\text{м}^2$ .

Для определения механических свойств проводились испытания на растяжение. Была использована универсальная электромеханическая испытательная машина Instron 5882 (США), оборудованная печью с максимальной температурой нагрева  $1200^\circ\text{C}$ . Испытания проводились в интервале температур от  $25$  до  $1000^\circ\text{C}$ . Скорость деформирования составляла  $0,96 \text{ мм}/\text{мин}$ , начальная скорость деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Использовались плоские образцы с длиной рабочей части  $16 \text{ мм}$  и поперечным сечением  $1,5 \times 3 \text{ мм}$ . Для испытаний на растяжение отбирались только образцы, на поверхности которых визуально не были обнаружены поры.

Анализ микроструктуры проводили с использованием сканирующего электронного микроскопа FEI Quanta 600 (США) в режиме дифракции обратно отраженных электронов и вторично отраженных электронов при ускоряющем напряжении  $30 \text{ кВ}$ . Исследование тонкой структуры сплава проведено с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEOL JEM-2100 (Япония) при ускоряющем напряжении  $200 \text{ кВ}$ . Для исследований были изготовлены фольги с  $\text{Ø}3 \times 0,1 \text{ мм}$ , которые подверглись электролитическому утонению на приборе TenuPol-5 (Дания), при этом использовался электролит А2 фирмы Struers (Дания), температура составляла  $-32^\circ\text{C}$ , напряжение –  $27 \text{ В}$ .

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Исходная микроструктура

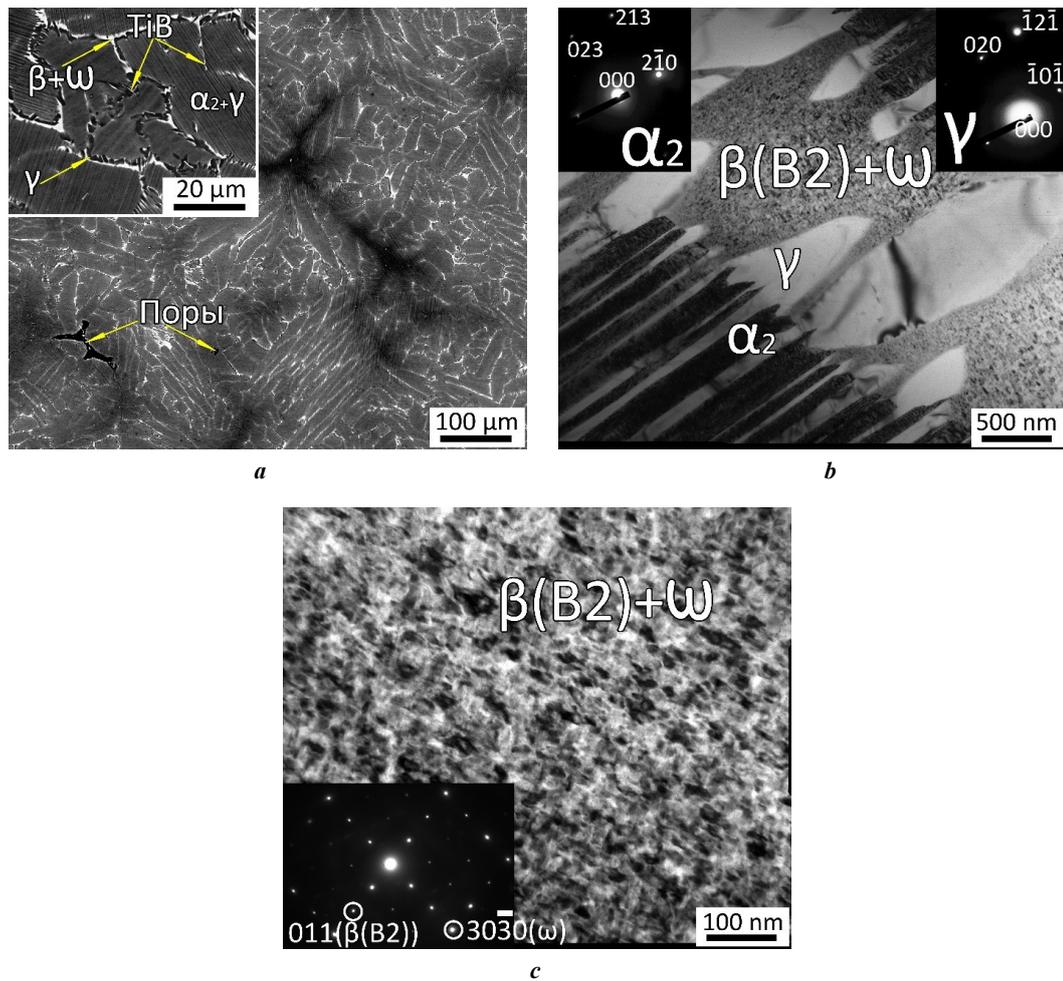
В результате исследований методом СЭМ в режиме обратно рассеянных электронов получены изображения микроструктуры литого сплава Ti–43,5Al–4,0Nb–1,0Mo–0,1B (TNM-B1), контраст изображения тем больше, чем больше атомный номер элементов, входящих в состав фаз (рис. 1). Видно, что она в основном представлена  $(\alpha_2+\gamma)$ -пластинчатыми колониями, доля которых составляет 85 %, а их средний размер равен  $30 \text{ мкм}$  (рис. 1 а). Анализ тонкой структуры позволил установить среднее межпластинчатое расстояние, равное  $120 \text{ нм}$  (рис. 1 б). По границам колоний располагались темные частицы  $\gamma$ -фазы и светлые прослойки смеси  $\beta(\text{B2})$ - и  $\omega$ -фаз, что подтверждается расшифровкой электронограмм из областей соответствующих частиц (рис. 1 б, с). Суммарная объемная доля  $\beta(\text{B2})+\omega$ -фаз составляет 10 %,  $\gamma$ -фазы – 5 %, средний размер частиц равен 2 и 4 мкм соответственно (рис. 1 а, б). Частицы боридов в виде усов преимущественно располагаются по границам колоний и имеют среднюю длину около  $15 \text{ мкм}$  с диаметром  $0,2 \text{ мкм}$  и объемной долей менее 0,1 % (рис. 1 а). Стоит отметить наличие в сплаве усадочных пор с размером от  $1$ – $10$  до  $50$ – $100 \text{ мкм}$  с объемной долей 9 % и темных зон, свидетельствующих о наличии ликвиции с меньшим содержанием тугоплавких элементов (Nb, Mo), расположенных преимущественно в области литейных пор (рис. 1 а).

### Механические свойства

Результаты проведения механических испытаний на растяжение в интервале температур  $25$ – $1000^\circ\text{C}$  с начальной скоростью деформации  $\dot{\epsilon}=10^{-3} \text{ с}^{-1}$  представлены на рис. 2, 3. Видно, что при  $T=25^\circ\text{C}$  литой сплав разрушается в упругой области. С ростом температуры до  $700$ – $800^\circ\text{C}$  наблюдается рост прочности и некоторое повышение пластичности до  $\delta=0,4 \%$ . При  $T=900^\circ\text{C}$  существенно снижается прочность, при этом относительное

Таблица 1. Химический состав сплава TNM-B1, ат. %  
Table 1. Chemical composition of TNM-B1 alloy, at. %

Ti	Al	Nb	Mo	B
51,5	43,6	3,6	1,2	0,1



**Рис. 1.** Микроструктура сплава TNM-B1, в литом состоянии: обзорный снимок и вставка с большим увеличением (а), граница пластинчатых колоний (b), смесь  $\beta(B2)+\omega$ -фаз (c).

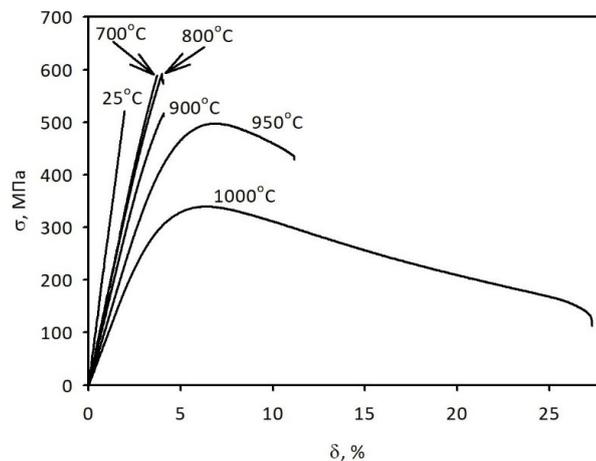
**a** – СЭМ; **b, c** – ПЭМ со вставками электронограмм соответствующих фаз.

Стрелками обозначены соответствующие фазы и структурные элементы

**Fig. 1.** Microstructure of the TNM-B1 alloy in the as-cast state: overview image and insert with high magnification (a), boundary of lamellar colonies (b), mixture of  $\beta(B2)+\omega$ -phases (c).

**a** – SEM; **b, c** – TEM with inserts of electron diffraction patterns of the corresponding phases.

Arrows indicate the corresponding phases and structural elements



**Рис. 2.** Кривые «напряжение – деформация», полученные при испытании на растяжение сплава TNM-B1 в интервале температур 25–1000 °C ( $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ )

**Fig. 2.** Stress-strain curves obtained during tensile testing of TNM-B1 alloy in the temperature range of 25–1000 °C ( $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ )

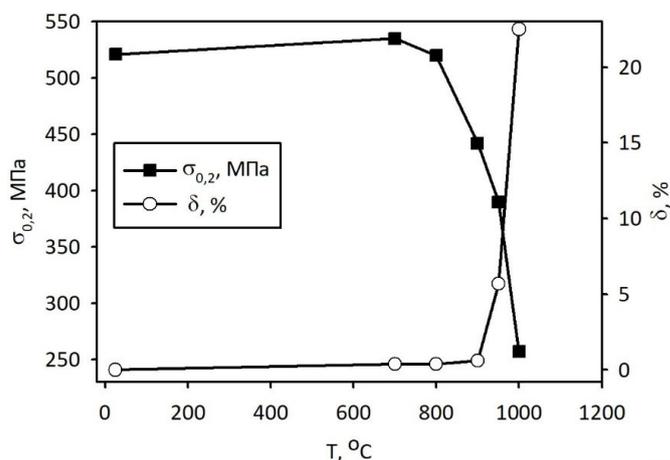


Рис. 3. Зависимости предела прочности и относительного удлинения литого сплава TNM-B1 от температуры  
 Fig. 3. Dependences of the ultimate strength and relative elongation of cast TNM-B1 alloy on temperature

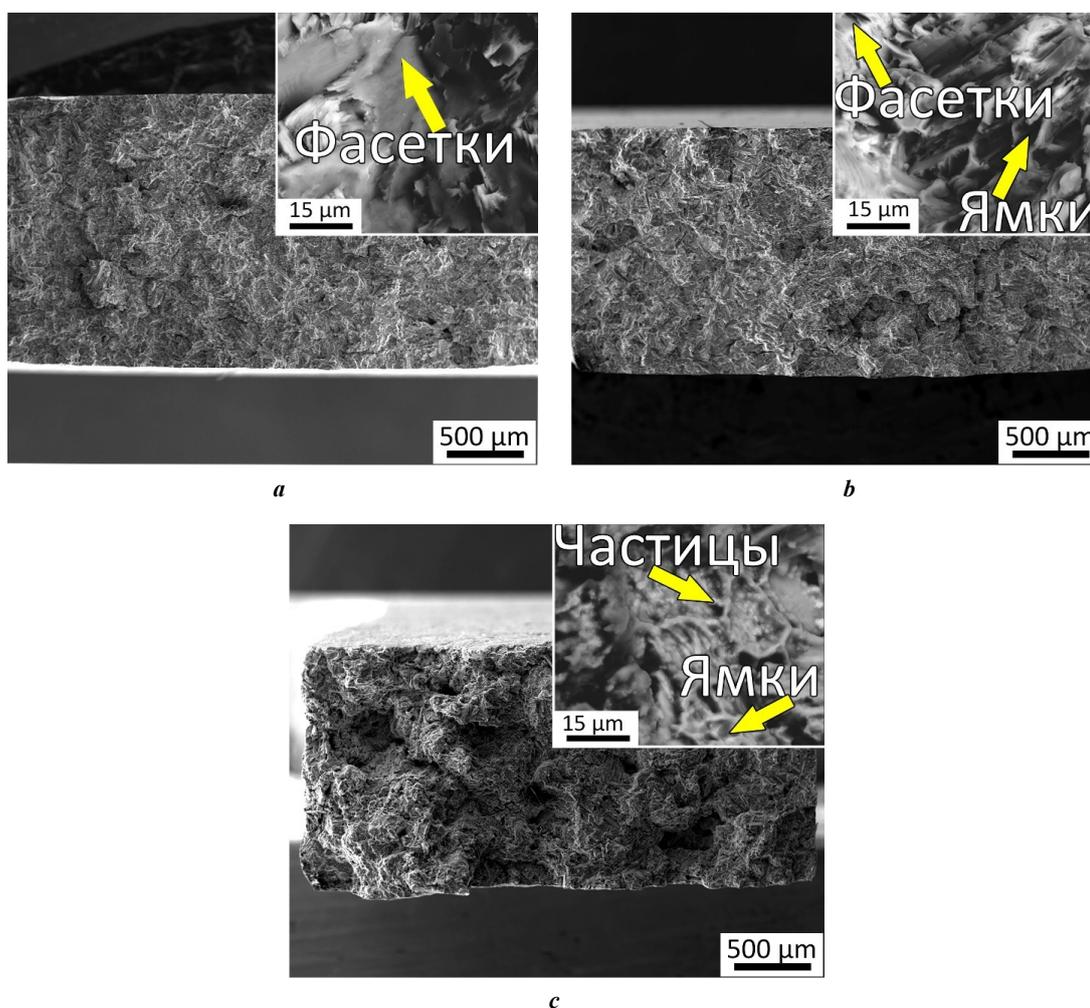
удлинение достигает только 0,6 %. Повышение температуры до 950 °C приводит к снижению предела текучести и существенному росту пластичности до  $\delta=5,7$  %. Увеличение температуры деформации до 1000 °C сопровождается значительным разупрочнением и ростом относительного удлинения до 22,5 %. Таким образом, можно сказать, что растяжение при температуре 1000 °C соответствует вязкому интервалу температур, 950 °C – переходному, а 25–900 °C – хрупкому (рис. 3).

### Фрактография

После испытаний на растяжение были исследованы изломы образцов при температурах, соответствующих хрупкому (700 °C), переходному (950 °C) и вязкому (1000 °C) интервалу. После растяжения при  $T=700$  °C излом является преимущественно интеркристаллитным (рис. 4 а). Поверхность излома преимущественно представлена плоскими фасетками скола по межфазным границам  $\alpha_2/\gamma$  с ориентацией, близкой к 75–90° относительно оси растяжения, а также по границам колоний (рис. 4 а). После испытаний при  $T=950$  °C на изломе видны следы распространения извилистых трещин, излом становится транскристаллитным, увеличивается количество вторичных трещин (рис. 4 б). Фасетки перестают быть абсолютно гладкими, при этом основная площадь излома по-прежнему представлена хрупко сколотыми участками по межфазным границам. Стоит отметить отсутствие участков, свидетельствующих о разрушении вдоль межфазных границ  $\alpha_2/\gamma$ , что указывает на ветвление магистральной трещины внутри колоний. Кардинальные изменения происходят при температуре 1000 °C (рис. 4 с). При низком увеличении излом выглядит как ямочный, более подробное исследование поверхности излома подтверждает наличие ямок. Стоит отметить, что на поверхности излома наблюдаются сферические образования, возникающие при локализации деформации и динамической рекристаллизации/сфероидизации на поверхности излома (рис. 4 с). Окисление при  $T=1000$  °C краев ямок, характерных для вязкого типа разрушения, может приводить к образованию окисленных сферических образований (рис. 4 с). Доля вязкой составляющей излома составила 70 % (рис. 4 с).

### Изменения микроструктуры после деформации в зоне разрушения

С целью более детального исследования распространения трещин и эволюции микроструктуры в ходе испытаний были изучены полированные боковые поверхности образцов в зонах разрушения после растяжения (рис. 5). При  $T=700$  °C наблюдается распространение магистральной и вторичных трещин как вдоль границ колоний, так и вдоль межфазных границ  $\alpha_2/\gamma$  (рис. 5 а). Протяженность вторичных трещин не превышает 100 мкм. Отчетливо видны признаки затрудненного движения вторичных трещин в благоприятно ориентированных ( $15^\circ < \Phi < 75^\circ$ ) пластинчатых колониях, вызывающего образование перемычек в теле колоний (рис. 5 а) или образование новых трещин по границам колоний, где их распространение менее затруднено (рис. 5 а). Неблагоприятно ориентированные ( $\Phi < 15^\circ$  и  $\Phi > 75^\circ$ ) колонии существенно меньше вовлечены в пластическую деформацию; трещины распространяются вдоль границ  $\alpha_2/\gamma$  или вдоль границ колоний (рис. 5 а). Увеличение температуры деформации до 950 °C приводит к более активному формированию вторичных трещин и образованию перемычек даже в случае неблагоприятно ориентированных колоний (рис. 5 б). Стоит отметить полное растворение частиц  $\omega$ -фазы при температуре 950 °C и рост объемной доли  $\beta$ -фазы до 15 % за счет образования частиц размером 0,1–3 мкм в теле пластинчатых колоний (рис. 5 б). Принципиальные изменения отмечаются при достижении температуры 1000 °C (рис. 5 с). Наблюдается активное формирование новых пор в основном по границам колоний, при этом в неблагоприятно ориентированных колониях образуются трещины вдоль межфазных границ  $\alpha_2/\gamma$ , а в случае благоприятно ориентированных колоний имеет место изгиб пластин (рис. 5 с). Преимущественно по границам колоний располагаются сферические/полигональные частицы  $\gamma/\alpha_2/\beta$ -фаз размером 0,1–3 мкм (рис. 5 с). Видно, что мелкие поры формируются по границам и в теле колоний вдоль цепочек частиц  $\beta$ -фазы (рис. 5 с). Кроме того, крупные поры преимущественно расположены на границах благоприятно и неблагоприятно ориентированных колоний (рис. 5 с). Объемная доля пор вблизи зоны разрушения достигает 12 % (рис. 5 с).



**Рис. 4.** Изломы образцов после испытаний на растяжение литого сплава TNM-B1:  
**a** – 700 °C; **b** – 950 °C; **c** – 1000 °C.

На увеличенных участках изломов видны фасетки, ямки и частицы

**Fig. 4.** Fractures of samples after tensile tests of cast TNM-B1 alloy:

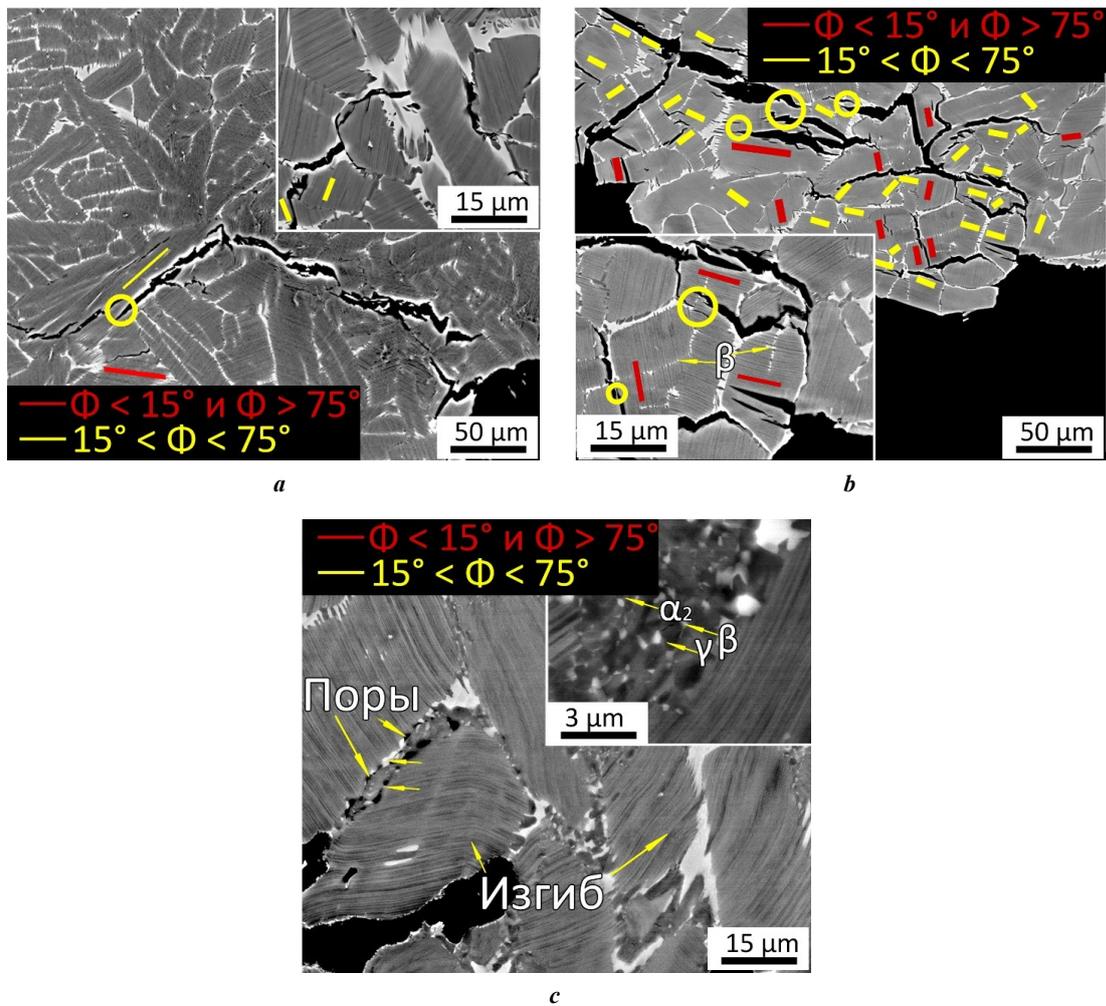
**a** – 700 °C; **b** – 950 °C; **c** – 1000 °C.

In the enlarged areas of the fractures, facets, dimples and particles are visible

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты показали существенное влияние температуры на механические свойства сплава TNM-B1, его фазовый состав и изменение в характере разрушения в колониях с различной ориентацией относительно оси деформации. Обнаружены три интервала температур, соответствующие хрупкому (25–900 °C), переходному (950 °C) и вязкому (1000 °C) поведению сплава. Пластинчатый тип микроструктуры, присутствие частиц  $\gamma$ -фазы, прослоек  $\beta(B2)+\omega$ -фаз и боридов по границам колоний сильно ограничивали пластичность сплава в широком интервале температур. По данным [13], при температурах выше 850 °C происходит растворение частиц  $\omega$ -фазы, что не оказало заметного влияния на уровень пластичности, в результате чего характер изломов имел преимущественно интеркристаллитный тип разрушения. Пластическая деформация носила локализованный характер и выражалась в формировании перемычек в благоприятно ориентированных колониях ниже температуры ХВП (рис. 5 а), что связано с ограниченной пластичностью только в коло-

ниях с ориентацией  $15^\circ < \Phi < 75^\circ$  [12]. В случае неблагоприятно ориентированных колоний уровень напряжений не достигал необходимых для начала пластической деформации значений, что приводило к распространению трещин преимущественно вдоль межфазных границ  $\alpha_2/\gamma$  (рис. 5 а). Такое поведение связано с анизотропией механического поведения колоний с различной ориентацией относительно оси деформации [8; 9; 12]. По данным [10], увеличение температуры деформации до 950 °C приводило к активации множественного скольжения и повышению диффузии, что выражалось в изменении типа излома с интеркристаллитного на транскристаллитный, появлении ямок и формировании перемычек независимо от ориентации колоний относительно оси деформации (рис. 5). С дальнейшим ростом температуры активируется сфероидизация/рекристаллизация, что приводит к разупрочнению и росту пластичности [14]. Образование новых дисперсных частиц  $\beta$ -фазы при нагреве до 950–1000 °C является ожидаемым следствием роста равновесного содержания  $\beta$ -фазы в сплаве [15], что типично для сплавов TNM при



**Рис. 5.** Микроструктура образцов после испытаний на растяжение вблизи зоны разрушения:  
**a** – 700 °С; **b** – 950 °С; **c** – 1000 °С.

Ось растяжения расположена вертикально. Окружностями обозначены перемычки.  
 Стрелками обозначены структурные элементы.

Желтыми и красными линиями обозначены благоприятно и неблагоприятно ориентированные относительно оси деформации колонии соответственно

**Fig. 5.** Microstructure of samples after tensile tests near the fracture zone:  
**a** – 700 °С; **b** – 950 °С; **c** – 1000 °С.

The tensile axis is vertical. The circles indicate the bridges. The arrows indicate the structural elements.  
 The yellow and red lines indicate the colonies favorably and unfavorably oriented relative to the deformation axis, respectively

выдержке в интервале 900–1100 °С [15]. Как было показано (рис. 5), мелкие поры преимущественно образовывались на границах  $\beta/\gamma$ , что согласуется с данными [16]. Провоцировать их образование может более высокий коэффициент теплового расширения  $\beta$ -фазы по отношению к  $\gamma$ -фазе, приводящий к локальным термическим напряжениям [17].

Особое внимание следует уделить наблюдаемому механизму образования перемычек в процессе роста трещин. Они формируются в результате пластической деформации между смежными участками, и их наличие коррелирует с вязкостью разрушения, так как она связана с работой пластической деформации в зоне распространения трещины [18]. На образование перемычек в колониях с различной ориентировкой относительно оси деформации могут влиять микроструктурные пара-

метры, как и на вязкость разрушения, что было показано в работе [18]. Вязкость разрушения увеличивается с ростом размера колонии из-за тенденции к образованию перемычек большего размера [19; 20]. Как показано в [21], для колоний размером более 600 мкм наблюдается насыщение, что может быть частично связано с большим размером колонии, поскольку в таких случаях только несколько колоний встречается на пути распространения трещин. Повышение вязкости разрушения при уменьшении межпластинчатого расстояния связано с затруднением трансламеллярного растрескивания, что ведет к увеличению количества перемычек [18], снижение межпластинчатого расстояния менее 100 нм ведет к интеркристаллитному типу разрушения из-за падения пластичности. Наоборот, толстые пластины способствуют трансламеллярному растрескиванию

и облегченному соединению микротрещин с магистральной трещиной, что приводит к образованию меньшего количества более мелких перемычек и снижению вязкости разрушения [18]. Предыдущие результаты [8] подтверждают полученные в данной работе, а именно образование перемычек только в благоприятно ориентированных колониях при комнатной температуре в сплаве с  $\lambda \sim 100$  нм и снижение их количества при  $\lambda \sim 10$  нм, а также преобладание трансламеллярного растрескивания при  $\lambda \sim 800$  нм. Наиболее вероятно, что увеличение размеров колоний не будет приводить к изменению распространения трещин в колониях с отличающейся ориентацией относительно оси растяжения.

Полученные результаты показывают, что повышение температуры приводит к изменению фазового состава, растворению охрупчивающих частиц и развитию сфероидизации/рекристаллизации, что ведет к изменению поведения сплава с хрупкого на вязкое. Ориентация пластин относительно оси растяжения принципиально влияет на распространение трещин. В интервале температур, соответствующем хрупкому разрушению, перемычки образовывались только в случае благоприятной ориентации колоний; при достижении переходного и вязкого разрушения перемычки образовывались независимо от ориентации.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Исследована микроструктура литого сплава TiAl-B1, представленная преимущественно  $(\alpha_2 + \gamma)$ -пластинчатыми колониями, по границам которых располагаются прослойки смеси  $\beta(B2) + \omega$ -фаз. При температурах деформации выше 950 °C обнаружено растворение частиц  $\omega$ -фазы и выделение дисперсных частиц вторичной  $\beta$ -фазы.

2. Рассмотрено влияние температуры деформации при растяжении на механические свойства. С увеличением температуры деформации наблюдаются непрерывный рост относительного удлинения, достигающий максимума  $\delta = 22,5\%$  при  $T = 1000$  °C, и нелинейное изменение прочности с максимумом  $\sigma_B = 592$  МПа при  $T = 800$  °C с последующим ее снижением до  $\sigma_B = 340$  МПа при  $T = 1000$  °C. Характер изломов имел преимущественно интеркристаллитный тип разрушения в хрупком, транскристаллитный в переходном и ямочный в вязком интервале температур деформации. Хрупко-вязкий переход соответствовал интервалу температур около 950 °C, что соответствовало переходному состоянию сплава.

3. Проведено исследование влияния температуры на распространение трещин в структуре сплава. Установлен отличающийся характер распространения трещин в благоприятно и неблагоприятно ориентированных колониях относительно оси деформации, выражающийся в торможении распространения трещин и образовании перемычек в благоприятно ориентированных колониях, в отличие от неблагоприятно ориентированных. Увеличение температуры до 950 °C приводило к отсутствию разницы в характере распространения трещин в колониях с различной ориентацией относительно оси растяжения. При достижении температуры 1000 °C наблюдалось отсутствие трещин, а также формирование пор по границам колоний и вдоль цепочек частиц вторичной  $\beta$ -фазы.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Genc O., Unal R. Development of gamma titanium aluminide ( $\gamma$ -TiAl) alloys: A review // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 929. Article number 167262. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167262](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167262).
- Duan Baohua, Yang Yuchen, He Shiyu et al. History and development of  $\gamma$ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 909. Article number 164811. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.164811](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164811).
- Musi M., Graf G., Clemens H., Spoerk-Erdely P. Alloying elements in intermetallic  $\gamma$ -TiAl based alloys – A review on their influence on phase equilibria and phase transformations // *Advanced Engineering Materials*. 2024. Vol. 26. № 4. Article number 2300610. DOI: [10.1002/adem.202300610](https://doi.org/10.1002/adem.202300610).
- Tetsui T., Fukuyo T., Mizuta K. Comparison of the impact resistance of TiAl4822 and TiAl6242 alloy under expected service conditions of jet engine blades // *Intermetallics*. 2025. Vol. 183. Article number 108793. DOI: [10.1016/j.intermet.2025.108793](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108793).
- Imayev R.M., Kaibyshev O.A., Salishchev G.A. Mechanical behaviour of fine grained TiAl intermetallic compound II. Ductile-brittle transition // *Acta Metallurgica Materialia*. 1992. Vol. 40. № 3. P. 589–595. DOI: [10.1016/0956-7151\(92\)90408-7](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90408-7).
- Wu Hao, Zhang Yida, Lu Dong, Gong Xiufang, Lei Liming, Zhang Hong, Liu Yongjie, Wang Qingyuan. Exploring the brittle-to-ductile transition and microstructural responses of TiAl alloy with a crystal plasticity model incorporating dislocation and twinning // *Materials & Design*. 2024. Vol. 246. Article number 113360. DOI: [10.1016/j.matdes.2024.113360](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.113360).
- Appel F., Lorenz U., Oehring M., Sparka U., Wagner R. Thermally activated deformation mechanisms in microalloyed two-phase titanium aluminide alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 1997. Vol. 233. № 1-2. P. 1–14. DOI: [10.1016/S0921-5093\(97\)00043-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00043-9).
- Panov D.O., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Panin P.V., Volokitina E.I., Nochovnaya N.A., Salishchev G.A. Effect of interlamellar spacing on strength-ductility combination of  $\beta$ -solidified  $\gamma$ -TiAl based alloy with fully lamellar structure // *Materials Science and Engineering: A*. 2023. Vol. 862. Article number 144458. DOI: [10.1016/j.msea.2022.144458](https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144458).
- Hu D., Loretto M.H. Slip transfer between lamellae in fully lamellar TiAl alloys // *Intermetallics*. 1999. Vol. 7. № 11. P. 1299–1306. DOI: [10.1016/S0966-9795\(99\)00049-7](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00049-7).
- Mishin Y., Herzig Ch. Diffusion in the Ti–Al system // *Acta Materialia*. 2000. Vol. 48. № 3. P. 589–623. DOI: [10.1016/S1359-6454\(99\)00400-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00400-0).
- Liu Xin, Liu Hongguang, Shi Shijia, Tang Yuyang, Zhang Jun. On revealing the mechanisms involved in brittle-to-ductile transition of fracture behaviors for  $\gamma$ -TiAl alloy under dynamic conditions // *Journal of Alloys and Compounds*. 2025. Vol. 1010. Article number 177614. DOI: [10.1016/j.jallcom.2024.177614](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.177614).
- Edwards T.E.J., Di Gioacchino F., Goodfellow A.J., Mohanty G., Wehrs J., Michler J., Clegg W.J. Deformation of lamellar  $\gamma$ -TiAl below the general yield stress // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 163. P. 122–139. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.09.061](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.09.061).

13. Schloffer M., Rashkova B., Schöberl T., Schwaighofer E., Zhang Zhang, Clemens H., Mayer S. Evolution of the  $\omega_0$  phase in a  $\beta$ -stabilized multi-phase TiAl alloy and its effect on hardness // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 64. P. 241–252. DOI: [10.1016/j.actamat.2013.10.036](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.036).
14. Molenat G., Galy B., Musi M., Toulabi L., Thomas M., Clemens H., Monchoux J.Ph., Couret A. Plasticity and brittleness of the ordered  $\beta_0$  phase in a TNM-TiAl alloy // *Intermetallics*. 2022. Vol. 151. Article number 107653. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107653](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107653).
15. Kuznetsov A.V., Sokolovskii V.S., Salishchev G.A., Belov N.A., Nochovnaya N.A. Thermodynamic modeling and experimental study of phase transformations in alloys based on  $\gamma$ -TiAl // *Metal Science and Heat Treatment*. 2016. Vol. 58. P. 259–267. DOI: [10.1007/s11041-016-9999-2](https://doi.org/10.1007/s11041-016-9999-2).
16. Zhu Bin, Xue Xiangyi, Kou Hongchao, Li Xiaolei, Li Jinshan. The cavitation of high Nb-containing TiAl alloys during tensile tests around BDTT // *Materials Science and Engineering: A*. 2018. Vol. 729. P. 86–93. DOI: [10.1016/j.msea.2018.05.028](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.028).
17. Staron P., Stark A., Schell N., Spoerk-Erdely P., Clemens H. Thermal expansion of a multiphase intermetallic Ti-Al-Nb-Mo alloy studied by high-energy X-ray diffraction // *Materials*. 2021. Vol. 14. № 4. Article number 727. DOI: [10.3390/ma14040727](https://doi.org/10.3390/ma14040727).
18. Kim Y.W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of  $\gamma$ -TiAl alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 1995. Vol. 192-193. Part 2. P. 519–533. DOI: [10.1016/0921-5093\(94\)03271-8](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)03271-8).
19. Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L., Easton D.S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures // *Intermetallics*. 1996. Vol. 4. № 6. P. 429–440. DOI: [10.1016/0966-9795\(96\)00047-7](https://doi.org/10.1016/0966-9795(96)00047-7).
20. Wang J.N., Xie K. Refining of coarse lamellar microstructure of TiAl alloys by rapid heat treatment // *Intermetallics*. 2000. Vol. 8. № 5-6. P. 545–548. DOI: [10.1016/S0966-9795\(99\)00153-3](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00153-3).
21. Rogers N.J., Crofts P.D., Jones I.P., Bowen P. Microstructure toughness relationships in fully lamellar  $\gamma$ -based titanium aluminides // *Materials Science and Engineering: A*. 1995. Vol. 192-193. Part 1. P. 379–386. DOI: [10.1016/0921-5093\(94\)03222-X](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)03222-X).
5. Imayev R.M., Kaibyshev O.A., Salishchev G.A. Mechanical behaviour of fine grained TiAl intermetallic compound II. Ductile-brittle transition. *Acta Metallurgica Materialia*, 1992, vol. 40, no. 3, pp. 589–595. DOI: [10.1016/0956-7151\(92\)90408-7](https://doi.org/10.1016/0956-7151(92)90408-7).
6. Wu Hao, Zhang Yida, Lu Dong, Gong Xiufang, Lei Liming, Zhang Hong, Liu Yongjie, Wang Qingyuan. Exploring the brittle-to-ductile transition and microstructural responses of TiAl alloy with a crystal plasticity model incorporating dislocation and twinning. *Materials & Design*, 2024, vol. 246, article number 113360. DOI: [10.1016/j.matdes.2024.113360](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.113360).
7. Appel F., Lorenz U., Oehring M., Sparka U., Wagner R. Thermally activated deformation mechanisms in microalloyed two-phase titanium aluminide alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1997, vol. 233, no. 1-2, pp. 1–14. DOI: [10.1016/S0921-5093\(97\)00043-9](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00043-9).
8. Panov D.O., Sokolovsky V.S., Stepanov N.D., Zherebtsov S.V., Panin P.V., Volokitina E.I., Nochovnaya N.A., Salishchev G.A. Effect of interlamellar spacing on strength-ductility combination of  $\beta$ -solidified  $\gamma$ -TiAl based alloy with fully lamellar structure. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, vol. 862, article number 144458. DOI: [10.1016/j.msea.2022.144458](https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144458).
9. Hu D., Loretto M.H. Slip transfer between lamellae in fully lamellar TiAl alloys. *Intermetallics*, 1999, vol. 7, no. 11, pp. 1299–1306. DOI: [10.1016/S0966-9795\(99\)00049-7](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00049-7).
10. Mishin Y., Herzig Ch. Diffusion in the Ti–Al system. *Acta Materialia*, 2000, vol. 48, no 3, pp. 589–623. DOI: [10.1016/S1359-6454\(99\)00400-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(99)00400-0).
11. Liu Xin, Liu Hongguang, Shi Shijia, Tang Yuyang, Zhang Jun. On revealing the mechanisms involved in brittle-to-ductile transition of fracture behaviors for  $\gamma$ -TiAl alloy under dynamic conditions. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1010, article number 177614. DOI: [10.1016/j.jallcom.2024.177614](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.177614).
12. Edwards T.E.J., Di Gioacchino F., Goodfellow A.J., Mohanty G., Wehrs J., Michler J., Clegg W.J. Deformation of lamellar  $\gamma$ -TiAl below the general yield stress. *Acta Materialia*, 2019, vol. 163, pp. 122–139. DOI: [10.1016/j.actamat.2018.09.061](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.09.061).
13. Schloffer M., Rashkova B., Schöberl T., Schwaighofer E., Zhang Zhang, Clemens H., Mayer S. Evolution of the  $\omega_0$  phase in a  $\beta$ -stabilized multi-phase TiAl alloy and its effect on hardness. *Acta Materialia*, 2014, vol. 64, pp. 241–252. DOI: [10.1016/j.actamat.2013.10.036](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.036).
14. Molenat G., Galy B., Musi M., Toulabi L., Thomas M., Clemens H., Monchoux J.Ph., Couret A. Plasticity and brittleness of the ordered  $\beta_0$  phase in a TNM-TiAl alloy. *Intermetallics*, 2022, vol. 151, article number 107653. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107653](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107653).
15. Kuznetsov A.V., Sokolovskii V.S., Salishchev G.A., Belov N.A., Nochovnaya N.A. Thermodynamic modeling and experimental study of phase transformations in alloys based on  $\gamma$ -TiAl. *Metal Science and Heat Treatment*, 2016, vol. 58, pp. 259–267. DOI: [10.1007/s11041-016-9999-2](https://doi.org/10.1007/s11041-016-9999-2).
16. Zhu Bin, Xue Xiangyi, Kou Hongchao, Li Xiaolei, Li Jinshan. The cavitation of high Nb-containing TiAl alloys during tensile tests around BDTT. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, vol. 729, pp. 86–93. DOI: [10.1016/j.msea.2018.05.028](https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.05.028).

## REFERENCES

1. Genc O., Unal R. Development of gamma titanium aluminide ( $\gamma$ -TiAl) alloys: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 929, article number 167262. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167262](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167262).
2. Duan Baohua, Yang Yuchen, He Shiyu et al. History and development of  $\gamma$ -TiAl alloys and the effect of alloying elements on their phase transformations. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 909, article number 164811. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.164811](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.164811).
3. Musi M., Graf G., Clemens H., Spoerk-Erdely P. Alloying elements in intermetallic  $\gamma$ -TiAl based alloys – A review on their influence on phase equilibria and phase transformations. *Advanced Engineering Materials*, 2024, vol. 26, no. 4, article number 2300610. DOI: [10.1002/adem.202300610](https://doi.org/10.1002/adem.202300610).
4. Tetsui T., Fukuyo T., Mizuta K. Comparison of the impact resistance of TiAl4822 and TNM alloy under expected service conditions of jet engine blades. *Intermetallics*, 2025, vol. 183, article number 108793. DOI: [10.1016/j.intermet.2025.108793](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2025.108793).

17. Staron P., Stark A., Schell N., Spoerk-Erdely P., Clemens H. Thermal expansion of a multiphase intermetallic Ti-Al-Nb-Mo alloy studied by high-energy X-ray diffraction. *Materials*, 2021, vol. 14, no. 4, article number 727. DOI: [10.3390/ma14040727](https://doi.org/10.3390/ma14040727).
18. Kim Y.W. Effects of microstructure on the deformation and fracture of  $\gamma$ -TiAl alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, vol. 192-193, part 2, pp. 519–533. DOI: [10.1016/0921-5093\(94\)03271-8](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)03271-8).
19. Liu C.T., Schneibel J.H., Maziasz P.J., Wright J.L., Easton D.S. Tensile properties and fracture toughness of TiAl alloys with controlled microstructures. *Intermetallics*, 1996, vol. 4, no. 6, pp. 429–440. DOI: [10.1016/0966-9795\(96\)00047-7](https://doi.org/10.1016/0966-9795(96)00047-7).
20. Wang J.N., Xie K. Refining of coarse lamellar microstructure of TiAl alloys by rapid heat treatment. *Intermetallics*, 2000, vol. 8, no. 5-6, pp. 545–548. DOI: [10.1016/S0966-9795\(99\)00153-3](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(99)00153-3).
21. Rogers N.J., Crofts P.D., Jones I.P., Bowen P. Microstructure toughness relationships in fully lamellar  $\gamma$ -based titanium aluminides. *Materials Science and Engineering: A*, 1995, vol. 192-193, part 1, pp. 379–386. DOI: [10.1016/0921-5093\(94\)03222-X](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)03222-X).

UDC 669.017.165

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6

## Study of the influence of deformation temperature on the mechanical behaviour and fracturing behaviour of the cast TNM-B1 alloy

Vitaly S. Sokolovskiy\*, PhD (Engineering),

researcher of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials

Gennady A. Salishchev<sup>1</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Head of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials

Belgorod State University, Belgorod (Russia)

\*E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>

Received 07.07.2025

Revised 25.07.2025

Accepted 20.08.2025

**Abstract:** The paper covers the study of  $\beta$ -solidifying TiAl-based alloys, which are extremely promising materials for the aviation industry with an operating temperature of up to 850 °C, have high specific strength characteristics. The authors studied the influence of tensile deformation temperature in the range of  $T=25-1000$  °C on the mechanical properties, phase composition and crack formation in the cast  $\beta$ -solidifying TNM-B1 alloy. It is found that the cast TNM-B1 alloy is characterized by a complex microstructure, including  $(\alpha_2+\gamma)$  lamellar colonies and interlayers of  $\beta(B2)+\omega$  phases, the evolution of which at elevated deformation temperatures determines the material behaviour. It is shown that the  $\omega$ -phase dissolution and the precipitation of dispersed secondary  $\beta$ -phase particles at  $T>950$  °C have a significant influence on the mechanical characteristics. A pronounced temperature dependence of strength and ductility is identified: the maximum strength is observed at 800 °C, while the greatest relative elongation in the studied temperature range is achieved at 1000 °C. The transition from brittle to viscous fracture occurs in the temperature range of about 950 °C. Moreover, a dependence of the crack propagation mechanism on the orientation of lamellar colonies relative to the deformation axis is revealed: with an increase in temperature, the differences are leveled, and at 1000 °C, complete suppression of crack formation with the formation of pores along the boundaries of colonies and clusters of secondary  $\beta$ -phase particles is observed. The obtained results demonstrate the important role of microstructural transformations in the formation of deformation behaviour and mechanical properties of the TNM-B1 alloy based on gamma-titanium aluminide, which is of practical importance for the development of technologies for its thermomechanical processing.

**Keywords:** TNM-B1 cast alloy; mechanical behaviour; fracturing behaviour; TNM alloy; microstructure; brittle-ductile transition; strength; plasticity.

**Acknowledgments:** The work was carried out with the financial support of the Russian Science Foundation (agreement No. 19-79-30066) using the equipment of the Common Use Center “Technologies and Materials” of BelSU National Research University, [https://rscf.ru/prjcard\\_int?19-79-30066](https://rscf.ru/prjcard_int?19-79-30066).

**For citation:** Sokolovskiy V.S., Salishchev G.A. Study of the influence of deformation temperature on the mechanical behaviour and fracturing behaviour of the cast TNM-B1 alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 81–89. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-6.



## 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

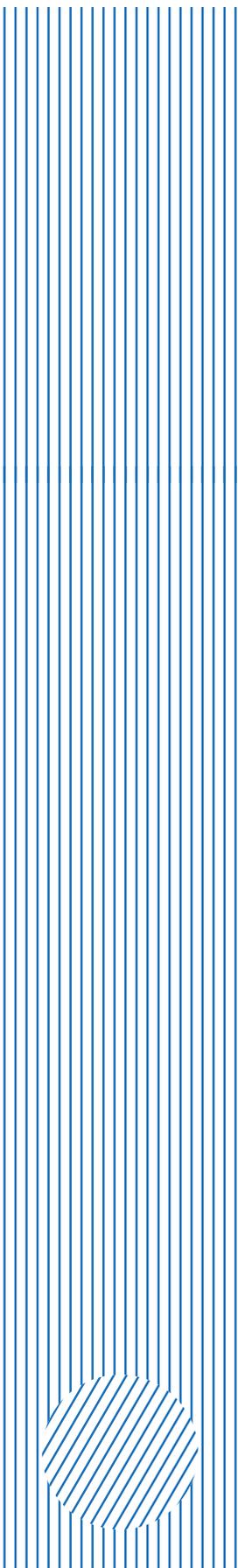
Рисунки и таблицы не должны выходить за пределы формата страницы. Альбомная ориентация страницы не допускается. Обязательно наличие подрисунковых подписей и названий таблиц. Если в тексте приводятся заимствованные рисунки, схемы, таблицы, необходимо указывать, откуда они были взяты.

### 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.



## Исследование температурного поля, формирующегося в процессе фрезерования с применением ультразвуковых колебаний, при различных режимах обработки

Унянин Александр Николаевич\*<sup>1</sup>, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Инновационные технологии в машиностроении»

Чуднов Александр Владимирович, аспирант

Димухаметов Илназ Зеферович, аспирант

Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск (Россия)

\*E-mail: a\_un@mail.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5557-4197>

Поступила в редакцию 14.04.2025

Пересмотрена 05.06.2025

Принята к публикации 18.06.2025

**Аннотация:** Исследования температурного поля процесса фрезерования с наложением ультразвуковых колебаний (УЗК) при различных отношениях амплитуды колебаний к глубине внедрения зуба в заготовку позволяют прогнозировать эффективность процесса фрезерования с УЗК при различных режимах обработки. Цель исследования – разработка физических и математических моделей процесса фрезерования с наложением УЗК, позволяющих установить влияние УЗК на эффективность процесса фрезерования при различных отношениях амплитуды колебаний к глубине внедрения зуба. Приняты во внимание три источника тепловыделения: в области деформирования (стружкообразования) и в зонах контакта стружки с режущей пластиной (зубом фрезы) и пластины с заготовкой. Разработаны модели теплообмена, учитывающие, в частности, изменение граничных условий на поверхностях режущей пластины и заготовки при наложении УЗК. Когда пластина находится в контакте с заготовкой, в заготовку, стружку и зуб фрезы направлены тепловые потоки, а условия теплового взаимодействия в пределах зон контакта пластины со стружкой и заготовкой описываются граничными условиями 2-го рода. Когда пластина при наложении УЗК выходит из контакта с заготовкой и процесс стружкообразования прекращается, то на всех поверхностях зуба (пластины) и заготовки, контактирующих с окружающей средой (смазочно-охлаждающей жидкостью или воздухом), конвективный теплообмен описывается законом Ньютона – Рихмана (граничные условия 3-го рода). Приведены результаты численного моделирования, подтвердившие предположение, что эффект от применения УЗК выше при больших значениях отношения амплитуды УЗК к глубине внедрения зуба в заготовку.

**Ключевые слова:** ультразвук; колебания; фрезерование; теплообмен; численное моделирование.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-2900206, <https://rscf.ru/project/24-29-00206/>.

**Для цитирования:** Унянин А.Н., Чуднов А.В., Димухаметов И.З. Исследование температурного поля, формирующегося в процессе фрезерования с применением ультразвуковых колебаний, при различных режимах обработки // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 91–100. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-7.

### ВВЕДЕНИЕ

Высокие температуры, сопровождающие большинство процессов механической обработки, оказывают существенное влияние на многие физические процессы, происходящие в зоне обработки. Температура поверхностных слоев заготовки влияет на структурно-фазовый состав ее материала [1], остаточные напряжения, формируемые в поверхностном слое обработанной детали [2], и микротвердость этого слоя. На обработанных поверхностях заготовок из материалов, имеющих низкие температуры разложения и плавления, в частности пластмасс, появляются дефекты. Установлено, что пластмассы в процессе механической обработки легко пластически деформируются вследствие нагрева [3]. В работе [4] подтверждается, что из-за низкой температуры плавления пластмассы склонны к нежелательной пластической деформации при механической обработке и к образованию заусенцев.

Температура поверхностей инструмента, контактирующих с заготовкой и стружкой, влияет на интенсив-

ность изнашивания, период стойкости и прочность инструмента, т. е. на его работоспособность [5]. Поэтому исследования закономерностей формирования температурных полей процессов механической обработки и умение управлять ими необходимы для повышения производительности обработки и обеспечения качества обработанных деталей.

Эффективность процессов обработки резанием повышается при использовании колебаний, в том числе ультразвуковой частоты (УЗК), поскольку за счет их применения снижаются силы резания и температуры в зоне резания, что позволяет повысить производительность обработки при обеспечении требуемого качества деталей [6] или увеличить период стойкости режущего инструмента. Аналитические и экспериментальные исследования процессов механической обработки с применением УЗК показали возможность снизить за счет их применения силы резания (до двух раз) и температуры в зоне резания

при точении и растачивании [7], шлифовании [8] и зубофрезеровании [9].

Широко распространенным методом обработки является фрезерование цилиндрическими и концевыми фрезами. В процессе фрезерования толщина среза, приходящаяся на один зуб инструмента, изменяется в зависимости от положения зуба на траектории его контакта с заготовкой. Переменная толщина среза обуславливает изменение многих параметров процесса обработки, в том числе сил резания и трения, мощностей и плотностей источников тепловыделения. Процесс нагрева зуба фрезы нестационарный. Зуб нагревается за короткий промежуток времени, пока контактирует с заготовкой, затем остывает. При моделировании этого процесса следует учитывать также взаимное влияние тепловых источников от последовательно работающих зубьев. Экспериментальные исследования, свидетельствующие о повышении эффективности процесса фрезерования с применением УЗК, выполнены, в частности, при обработке заготовок нежестких деталей [10] и заготовок из коррозионностойких сталей [11].

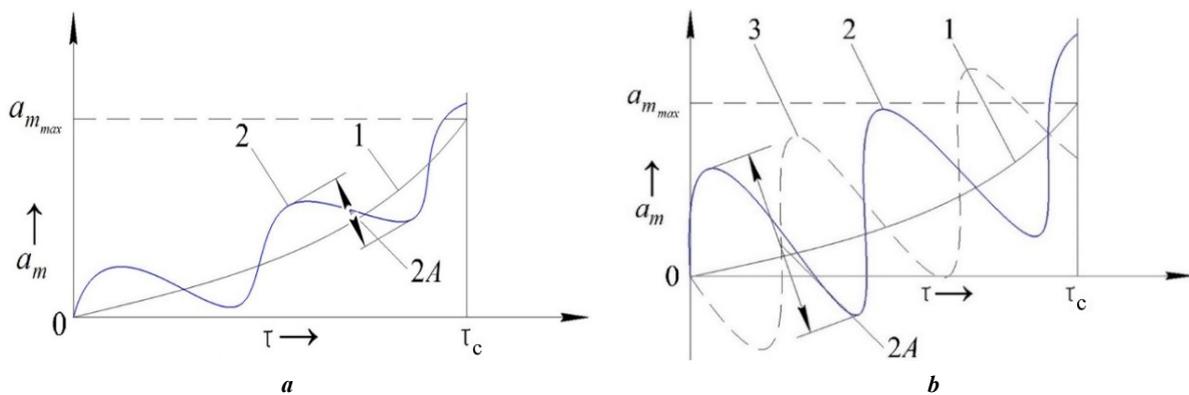
Результаты численного моделирования температурного поля процесса фрезерования с применением УЗК, выполненного на основе аналитического исследования этого процесса, приведены в работе [12] при варьировании шага зубьев фрезы и в работе [13] при варьировании теплопроводности материала фрезы. Однако эти результаты получены при отношениях амплитуды колебаний  $A$  к максимальной глубине внедрения зуба фрезы (режущей пластины) в заготовку  $a_{mmax}$ , при которых зуб не выходит из контакта с заготовкой, при этом в различные моменты времени контакта при обработке с УЗК глубина внедрения зуба может быть как больше, так и меньше глубины, реализуемой при обработке без колебаний (рис. 1 а). Когда значения этих параметров отличаются незначительно или амплитуда  $A$  превышает значение  $a_{mmax}$ , на отдельных участках траектории контакта с заготовкой зуб выходит из контакта (рис. 1 б). При использовании в процессе резания УЗК снижение тепловой и силовой напряженности обеспечивается за счет изменения кинематических параметров процесса резания, снижения коэффициентов трения в зоне резания [7] и изменения механических характеристик

материала заготовки [14]. В период выхода зуба из контакта с заготовкой силы резания и трения, мощности и плотности источников тепловыделения равны нулю, поэтому при увеличении отношения амплитуды УЗК  $A$  к глубине внедрения зуба в заготовку эффект от изменения кинематики процесса обработки должен быть выше. Однако для расчета температурного поля этого процесса необходимо разработать соответствующие физические и математические модели. Эти модели должны учитывать, в частности, что граничные условия на поверхностях режущей пластины (зуба фрезы) и заготовки изменяются при наложении УЗК, если пластина выходит из контакта с заготовкой. Когда режущая пластина контактирует с заготовкой, то в заготовку, стружку и пластину (зуб фрезы) направлены тепловые потоки, т. е. условия теплового взаимодействия в пределах зон контакта пластины со стружкой и заготовкой описываются граничными условиями 2-го рода. Когда пластина фрезы выходит из контакта с заготовкой и процесс стружкообразования прекращается, тепловые потоки исчезают и на всех поверхностях пластины и заготовки, контактирующих с окружающей средой (смазочно-охлаждающей жидкостью (СОЖ) или воздухом), а конвективный теплообмен выражается законом Ньютона – Рихмана (граничные условия 3-го рода).

Цель исследования – разработка физических и математических моделей процесса фрезерования с наложением ультразвуковых колебаний (УЗК), позволяющих установить влияние колебаний на эффективность процесса фрезерования при различных отношениях амплитуды колебаний к глубине внедрения зуба в заготовку.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

При теплофизическом анализе процессов резания принимают во внимание, как правило, наличие трех источников тепловыделения [15]. Поэтому полагаем, что при фрезеровании теплота выделяется в области деформирования (стружкообразования) и в зонах контакта стружки с режущей пластиной (передней поверхностью зуба фрезы) и пластины (задней поверхности зуба) с заготовкой, где действуют силы трения. Исследования выпол-



**Рис. 1.** Зависимость глубины внедрения зуба в заготовку  $a_m$  от времени контакта  $\tau$ :

1 – без применения УЗК; 2 – с применением УЗК при сдвиге фазы  $\varphi=0^\circ$ ;

3 – с применением УЗК при сдвиге фазы  $\varphi=180^\circ$ . **а** –  $2A < a_{mmax}$ ; **б** –  $2A = a_{mmax}$

**Fig. 1.** Dependence of the depth of tooth penetration into the blank  $a_m$  on the contact time  $\tau$ :

1 – without the use of ultrasonic vibrations; 2 – with the use of ultrasonic vibrations at a phase shift of  $\varphi=0^\circ$ ;

3 – with the use of ultrasonic vibrations at a phase shift of  $\varphi=180^\circ$ . **a** –  $2A < a_{mmax}$ ; **b** –  $2A = a_{mmax}$

нены для процесса встречного фрезерования цилиндрическими фрезами и периферией концевых фрез для случая, когда в плоскости, перпендикулярной оси фрезы, на траектории контакта находится один зуб (пластина). Термическое сопротивление в зонах контакта режущей пластины со стружкой и заготовкой не учитывается. Поэтому принято, что температура в любой точке в зонах соприкосновения этих объектов одинаковая.

Схема теплообмена приведена на рис. 2.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Мощности источников тепловыделения в зоне деформирования (стружкообразования)  $W_g$  и в зонах контакта режущей пластины со стружкой ( $W_{1T}$ ) и заготовкой ( $W_{2T}$ ) изменяются в зависимости от положения зуба на траектории контакта с заготовкой (времени контакта  $\tau$ ) и рассчитываются по зависимостям [16]:

$$W_g(\tau) = P_z(\tau) \cdot V - (W_{1T}(\tau) + W_{2T}(\tau));$$

$$W_{1T}(\tau) = F_1(\tau) \cdot V_1;$$

$$W_{2T}(\tau) = F_2(\tau) \cdot V,$$

где  $P_z(\tau)$  – изменяющаяся на траектории контакта главная составляющая силы резания пластиной фрезы, Н;  
 $F_1(\tau)$  и  $F_2(\tau)$  – силы трения в зонах контакта пластины со стружкой и заготовкой соответственно, Н;  
 $V$  – скорость резания, м/с;

$V_1$  – скорость перемещения стружки относительно режущей пластины (передней поверхности зуба), м/с;  
 $V_1 = V/k_c$ , где  $k_c$  – коэффициент утолщения стружки;  
 $\tau$  – время, с.

Для расчета главной составляющей силы  $P_z(\tau)$  и сил трения  $F_1(\tau)$  и  $F_2(\tau)$  выполнили преобразование зависимостей [17], полученных при условии, что оценка разрушения материала заготовки производится на основе теории пластического течения («метод пластического течения»). Угол наклона стружечной канавки фрезы в расчетных зависимостях не принимается во внимание, поскольку зависимость силы  $P_z(\tau)$  и сил трения от этого угла незначительная [18].

Зависимости для расчета сил:

$$P_z(\tau) = 1,155 \cdot \sigma_{st} \cdot u \cdot a_m(\tau) \cdot b \times \left( D \cdot \cos \gamma + \frac{k_c}{4u \cdot \cos \gamma} + \mu \cdot \sin \gamma + \frac{\mu_2 \cdot l_2(\tau)}{u \cdot a_m(\tau)} + \frac{k_c \cdot a_m(\tau)}{4u \cdot b \cdot \cos \gamma} \right);$$

$$D = \left[ 1 + \mu_1(1 - \operatorname{tg} \gamma) + \frac{(0,5 + \mu) \cdot u}{2k_c} \right];$$

$$F_1(\tau) = 1,155 \cdot \sigma_{st} \cdot u \cdot a_m(\tau) \cdot b \cdot \left( \mu + \frac{\mu_1(1 - \operatorname{tg} \gamma)}{\sin \gamma} \right);$$

$$F_2 = 1,155 \cdot \mu_2 \cdot \sigma_{st} \cdot l_2(\tau) \cdot b,$$

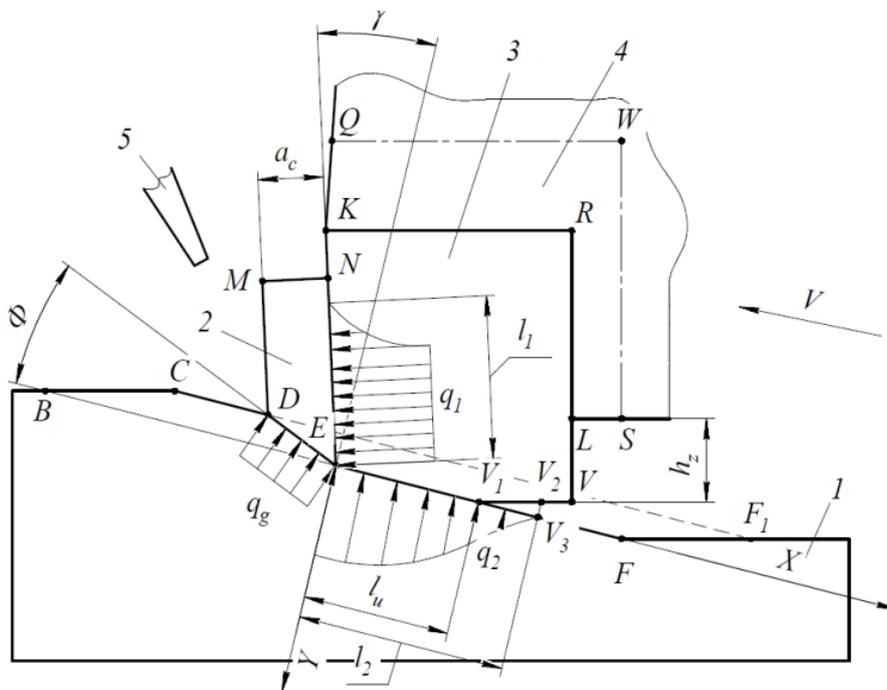


Рис. 2. Схема теплообмена в процессе встречного фрезерования:

1 – заготовка; 2 – стружка; 3 – режущая пластина;

4 – корпус фрезы; 5 – сопло для подачи СОЖ

Fig. 2. Diagram of heat transfer during cut-up milling:

1 – blank; 2 – chips; 3 – cutting plate; 4 – cutter body; 5 – cutting fluid supply nozzle

где  $\sigma_{st}$  – напряжение текучести материала заготовки в области деформирования, определяемое в зависимости от температуры в этой области, Па;

$\mu$  – коэффициент трения по напряжению текучести;

$\mu_1, \mu_2$  – коэффициенты трения стружки о пластину (переднюю поверхность зуба) и пластины (зуба) о заготовку;

$\gamma$  – передний угол режущей пластины, град.;

$l_2$  – размер (длина) зоны контакта пластины с заготовкой, м;

$u$  – коэффициент;

$a_m(\tau)$  – глубина внедрения пластины в заготовку в зависимости от времени контакта  $\tau$ , м;

$b$  – размер обрабатываемой поверхности в направлении, параллельном оси фрезы, м.

Для расчета параметра  $a_m(\tau)$  предложена зависимость [16], аргументами которой являются: амплитуда УЗК в направлении, перпендикулярном обрабатываемой поверхности  $A_y$ ; частота колебаний  $f$ ; время контакта режущей пластины (зуба) с заготовкой  $\tau$ ; глубина внедрения пластины в заготовку  $a$ , зависящая от подачи на зуб фрезы  $S_z$  и угла контакта пластины с заготовкой.

Длину зоны контакта  $l_2$  можно определить по зависимости:

$$l_2 = l_u + \frac{h_u}{\operatorname{tg}\alpha},$$

где  $\alpha$  – задний угол, град.;

$l_u$  – размер площадки износа на пластине, м;

$h_u$  – высота упругого поднятия материала заготовки [19]:

$$h_u = 1,155 \cdot \frac{\sigma_{sz}}{E_z} \cdot h \cdot B;$$

$$B = \sin^2 \gamma + \mu_1 \cdot (1 - \operatorname{tg}\gamma) + \frac{0,5 + \mu}{k_c} - \mu \cdot \sin 2\gamma,$$

где  $h$  – размер заготовки в направлении, перпендикулярном обрабатываемой поверхности, м;

$\sigma_{sz}$  – напряжение текучести материала заготовки в области деформирования, Па;

$E_z$  – модуль упругости материала обрабатываемой заготовки в зоне контакта пластины (зуба) с заготовкой, определяемый в зависимости от температуры в этой зоне, Па.

Размер площадки износа  $l_u$  связан с радиальным износом  $h_u$  зависимостью:

$$l_u = h_u \cdot (\operatorname{ctg}\alpha - \operatorname{tg}\gamma).$$

Поскольку параметры, являющиеся аргументами данной зависимости, в малой степени зависят от времени контакта  $\tau$  зуба с заготовкой, считаем, что сила трения  $F_2$  также не зависит от  $\tau$ . Это предположение подтверждено результатами последующего численного моделирования.

Напряжение текучести материала заготовки в области деформирования  $\sigma_{st}$ , рассчитывается по формуле [17] в зависимости от температуры  $T_d$  в этой области и температуры плавления  $T_{пл}$  материала заготовки.

Плотность тепловыделения в зоне стружкообразования при равномерном законе распределения мощности источника тепловыделения [15]:

$$q_g(\tau) = \frac{W_g(\tau) \cdot \sin \Phi}{a_m \cdot b},$$

где  $\Phi$  – угол сдвига, град.

Полагаем, что мощность источника тепловыделения в зоне контакта стружки с передней поверхностью зуба фрезы распределяется по комбинированному закону, представляющему собой комбинацию двух законов – равномерного и экспоненциального [15], а максимальная плотность теплового источника при таком законе:

$$q_{1T}(\tau) = \frac{1,5 \cdot W_{1T}(\tau)}{b \cdot l_1(\tau)}.$$

Размер зоны (длина) контакта режущей пластины со стружкой является переменной величиной на траектории контакта пластины с заготовкой и может быть определен по формуле, полученной преобразованием зависимости [20]:

$$l_1(\tau) = a_m(\tau) \cdot k_c^{0,1} \cdot [k_c \cdot (1 - \operatorname{tg}\gamma) + \operatorname{sec}\gamma].$$

Плотность тепловыделения в сечении, расположенном на расстоянии  $x_{u1}$  от сечения с максимальной плотностью тепловыделения:

$$q_{1T}(x_{u1}, \tau) = q_{1T}(\tau) \cdot \exp[-k_{01} \cdot x_{u1}],$$

где  $k_{01}$  – коэффициент,  $\text{м}^{-1}$ .

Плотность тепловыделения (максимальная) в зоне контакта пластины с заготовкой при несимметричном нормальном законе распределения мощности источника тепловыделения [15]:

$$q_{2T}(\tau) = \frac{2 \cdot W_{2T}(\tau) \cdot \sqrt{k_0}}{b \cdot \sqrt{\pi} \cdot \operatorname{erf}\left[l_2 \sqrt{k_0}\right]},$$

где  $k_0$  – коэффициент;

$\operatorname{erf}$  – функция, зависящая от параметров  $k_0$  и  $l_2$ .

Плотность тепловыделения в сечении, расположенном на расстоянии  $x_u$  от сечения с максимальной плотностью тепловыделения [16]:

$$q_{2T}(x_u, \tau) = q_{2T}(\tau) \cdot \exp[-k_0 \cdot x_u^2].$$

При обработке фрезой, оснащенной сменной многогранной пластиной, уравнения теплопроводности для заготовки 1, стружки 2, пластины 3 и корпуса фрезы 4 (рис. 2) имеют вид:

$$\frac{\partial T_1}{\partial \tau} = \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\lambda_1}{c_1 \cdot \rho_1} \cdot \frac{\partial T_1}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{\lambda_1}{c_1 \cdot \rho_1} \cdot \frac{\partial T_1}{\partial y} \right) \right] - V \cdot \frac{\partial T_1}{\partial x};$$

$$\frac{\partial T_2}{\partial \tau} = \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\lambda_1}{c_1 \cdot \rho_1} \cdot \frac{\partial T_2}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{\lambda_1}{c_1 \cdot \rho_1} \cdot \frac{\partial T_2}{\partial y} \right) \right] - V_1 \cdot \cos \gamma \frac{\partial T_2}{\partial y} - V_1 \cdot \sin \gamma \frac{\partial T_2}{\partial x};$$

$$\frac{\partial T_3}{\partial \tau} = \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\lambda_3}{c_3 \cdot \rho_3} \cdot \frac{\partial T_3}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{\lambda_3}{c_3 \cdot \rho_3} \cdot \frac{\partial T_3}{\partial y} \right) \right];$$

$$\frac{\partial T_4}{\partial \tau} = \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\lambda_4}{c_4 \cdot \rho_4} \cdot \frac{\partial T_4}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{\lambda_4}{c_4 \cdot \rho_4} \cdot \frac{\partial T_4}{\partial y} \right) \right],$$

где  $\lambda_1, \lambda_3, \lambda_4$  – коэффициенты теплопроводности материалов заготовки (стружки), режущей пластины и корпуса фрезы соответственно, Вт/(м·К);  $c_1, c_3, c_4; \rho_1, \rho_3, \rho_4$  – теплоемкости (Дж/(кг·К)) и плотности (кг/м<sup>3</sup>) материалов этих объектов;  $T_1, T_2, T_3, T_4$  – температуры заготовки, стружки, пластины и корпуса фрезы соответственно, К.

Полагаем, что теплофизические характеристики стружки равны соответствующим характеристикам заготовки ( $c_2=c_1, \rho_2=\rho_1, \lambda_2=\lambda_1$ ).

При обработке фрезой без пластины теплофизические характеристики корпуса фрезы равны соответствующим характеристикам зуба фрезы ( $c_4=c_3, \rho_4=\rho_3, \lambda_4=\lambda_3$ ), тогда последнее уравнение будет иметь вид:

$$\frac{\partial T_4}{\partial \tau} = \left[ \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{\lambda_3}{c_3 \cdot \rho_3} \cdot \frac{\partial T_4}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \frac{\lambda_3}{c_3 \cdot \rho_3} \cdot \frac{\partial T_4}{\partial y} \right) \right].$$

Такая форма записи дифференциальных уравнений теплопроводности предполагает учет зависимости физических характеристик материалов заготовки, корпуса фрезы и пластины (зуба фрезы) от температуры.

Начальное условие: температура всех объектов в начальный момент времени  $T(x, y, 0)=T_0$ , где  $T_0$  – температура окружающей среды (воздуха и/или СОЖ).

В пределах зоны контакта  $EV_3$  заготовки 1 и пластины (зуба) 3 тепловое взаимодействие выражается граничным условием 2-го рода [16]:

$$\frac{\partial T_1}{\partial y} = -\frac{q'_{2T}(x_u)}{\lambda_1(T_1)}; \quad \frac{\partial T_3}{\partial y} = -\frac{q''_{2T}(x_u)}{\lambda_3(T_3)};$$

$$T_{1k} = T_{3k}; \quad q'_{2T}(x_u) + q''_{2T}(x_u) = q_{2T}(x_u),$$

где,  $q'_{1T}(x_{u1}), q''_{1T}(x_{u1})$  – тепловые потоки, направленные в заготовку 1 и пластину (зуб фрезы) 3 соответственно на расстоянии  $x_u$  от сечения с максимальной плотностью тепловыделения, Вт/м<sup>2</sup>;

$T_{1k}, T_{3k}$  – температуры на поверхностях заготовки 1 и пластины (зуба фрезы) 3 в пределах зоны их контакта, К.

Аналогичными граничными условиями 2-го рода можно выразить тепловое взаимодействие в пределах зоны контакта  $DE$  заготовки 1 со стружкой 2 и в пределах зоны контакта  $EN$  стружки 2 с пластиной (зубом) 3 на участке с максимальной плотностью тепловыделения.

Граничное условие 2-го рода в пределах зоны  $EN$  на участке с переменной плотностью тепловыделения:

$$\frac{\partial T_2}{\partial n} = -\frac{q'_{1T}(x_{u1})}{\lambda_1(T_2)}; \quad \frac{\partial T_3}{\partial n} = -\frac{q''_{1T}(x_{u1})}{\lambda_3(T_3)};$$

$$T_{2k1}(x_{u1}) = T_{3k1}(x_{u1}); \quad q'_{1T}(x_{u1}) + q''_{1T}(x_{u1}) = q_{1T}(x_{u1}),$$

где  $q'_{1T}(x_{u1}), q''_{1T}(x_{u1})$  – тепловые потоки, направленные в стружку 2 и пластину (зуб фрезы) 3 соответственно на расстоянии  $x_{u1}$  от сечения с максимальной плотностью тепловыделения, Вт/м<sup>2</sup>;

$T_{2k1}(x_{u1}), T_{3k1}(x_{u1})$  – температуры на поверхностях стружки 2 и пластины (зуба фрезы) 3 в пределах зоны их контакта на расстоянии  $x_{u1}$  от сечения с максимальной плотностью тепловыделения, К.

Полагаем, что в сопряжении пластины 3 с корпусом фрезы 4 термическое сопротивление незначительно, поэтому температуры контактирующих поверхностей пластины  $T_{3k2}$  и корпуса  $T_{4k}$  равны (граничное условие 4-го рода):  $T_{3k2}=T_{4k}$ .

Теплоотдача от поверхностей участвующих в теплообмене объектов – режущей пластины, корпуса фрезы, стружки и заготовки, контактирующих с окружающей средой (СОЖ или воздухом), выражается законом Ньютона – Рихмана (граничные условия 3-го рода) [16]. Одним из аргументов зависимости, описывающей этот закон, является коэффициент теплоотдачи от поверхности. Коэффициенты теплоотдачи к окружающей среде (СОЖ и воздуху) зависят от температур этих поверхностей, которые заранее не известны. Поэтому, если выполнить предварительный расчет коэффициентов без учета реальных температур поверхностей, можно получить недостоверные результаты.

При решении аналогов дифференциальных уравнений теплопроводности численным методом конечных элементов расчет коэффициентов теплоотдачи выполняется параллельно с расчетом уравнений теплопроводности. При расчете этим методом время, в течение которого рассматривается процесс теплообмена, разбивается на конечные малые промежутки  $\Delta t$ . Температуры объектов, определенные в предыдущий момент времени, используются при расчете коэффициентов теплоотдачи в данный момент, а полученные значения коэффициентов используются при расчете температурного поля в последующий момент.

Если температура поверхности объекта, обменивающегося теплотой со смазочно-охлаждающей жидкостью ( $NK, V_2V$  и  $VL$  пластины (зуба),  $MD$  и  $MN$  стружки,  $CD, V_3F, BC$  и  $FF_1$  заготовки,  $KQ$  и  $LS$  корпуса фрезы (рис. 2)), ниже температуры ее кипения, то коэффициент теплоотдачи в СОЖ

$$\alpha_g = \frac{Nu_f \cdot \lambda_{gf}}{\ell_x},$$

где  $Nu_f$  – критерий Нуссельта;

$\lambda_{gf}$  – коэффициент теплопроводности СОЖ, Вт/(м·К);

$\ell_x$  – характерный размер поверхности, м.

В качестве характерного размера можно принять: для стружки – ее толщину  $a_c$ , для заготовки – размер траектории контакта  $FB$  пластины (зуба фрезы) с заготовкой, а для пластины (зуба фрезы) – размер  $h$  (рис. 2).

Критерий  $Nu_f$  рассчитывается по уравнению:

$$Nu_f = C \cdot Re_f^m \cdot Pr_f^n \cdot (Pr_f / Pr_w)^k,$$

где  $C, m, n, k$  – коэффициенты, значения которых определяются формой поверхности и режимом движения СОЖ (ламинарный, переходный, турбулентный); числа Прандтля  $Pr$  и Рейнольдса  $Re$ :

$$Pr_f = \frac{\mu_{gf} \cdot c_{gf}}{\lambda_{gf}};$$

$$Re_f = \frac{V_g \cdot \ell_x}{\nu_{gf}},$$

где  $\mu_g$  – динамическая вязкость СОЖ, Па·с;  
 $c_g$  – удельная теплоемкость СОЖ, Дж/(кг·К);  
 $\nu_g$  – кинематическая вязкость СОЖ, м<sup>2</sup>/с;

$V_g$  – скорость движения СОЖ, которую при встречном фрезеровании можно рассчитать как

$$V_g = V_{g1} + V,$$

где  $V_{g1}$  – скорость истечения СОЖ из сопла, используемого для ее подачи, м/с.

Параметры, в обозначениях которых использован индекс  $f$ , определяют, ориентируясь на температуру, которую имеет СОЖ на выходе из сопла; если в обозначении параметра использован индекс  $w$ , то его определяют в зависимости от средней температуры соответствующей поверхности.

В большинстве случаев в зоне резания присутствует смесь СОЖ с воздухом, поэтому при расчетах используются приведенные коэффициенты теплоотдачи, зависящие от процентного содержания воздуха в воздушно-жидкостной смеси.

Если температура поверхности участвующего в теплообмене объекта превышает температуру кипения жидкости, в расчетах используют приведенный коэффициент теплоотдачи, значение которого зависит от коэффициента теплоотдачи при кипении СОЖ  $\alpha_k$ .

Для расчета коэффициента  $\alpha_k$  можно использовать уравнение

$$Nu_k = C_k \cdot Re_k^m \cdot Pr_k^{0,33},$$

где  $C_k$  и  $m$  – коэффициенты;

$$Nu_k = \alpha_k \cdot l_{x1} / \lambda_{g1};$$

$$Re_k = w_k \cdot l_{x1} / \nu_{g1};$$

$$Pr_k = \nu_{g1} / a_{g1},$$

где  $\lambda_{g1}, \nu_{g1}$  – физические параметры СОЖ при температуре насыщения;

$w_k$  – условная скорость кипения паров СОЖ, м/с;

$a_{g1}$  – коэффициент температуропроводности СОЖ при температуре насыщения, м<sup>2</sup>/с;

$\ell_{x1}$  – характерный размер поверхности, температура которой превышает температуру насыщения СОЖ, м.

Коэффициент теплоотдачи к воздуху

$$\alpha_b = \frac{Nu_{bf} \cdot \lambda_{bf}}{\ell_x},$$

где  $\lambda_{bf}$  – коэффициент теплопроводности воздуха, Вт/(м·К);

$Nu_{bf}$  – критерий Нуссельта, расчет которого производится по зависимостям, аналогичным для расчета  $Nu_f$ .

При наложении УЗК глубина внедрения пластины (зуба) в заготовку изменяется. Если амплитуда колебаний  $A_y$  превышает глубину внедрения пластины (зуба) в заготовку, то пластина может выйти из контакта с заготовкой. Во время отсутствия контакта поверхности зуба с заготовкой, на которые в процессе резания действовали вышеприведенные граничные условия 2-го рода, будет происходить обмен теплотой с окружающей средой (СОЖ или воздухом), и граничные условия изменятся.

Для поверхностей заготовки и зуба фрезы граничные условия 3-го рода примут вид:

$$-\lambda_1(T_1) \cdot \frac{\partial T_1}{\partial n} = \alpha_1 \cdot (T_{1f} - T_w);$$

$$-\lambda_3(T_3) \cdot \frac{\partial T_3}{\partial n} = \alpha_3 \cdot (T_{3f} - T_w),$$

где  $\alpha_1$  и  $\alpha_3$  – коэффициенты теплоотдачи в окружающую среду от поверхностей заготовки и пластины (зуба фрезы) соответственно, Вт/(м<sup>2</sup>·К);

$T_w$  – температура окружающей среды (СОЖ или воздуха), К;

$T_{1f}, T_{3f}$  – температура обтекаемой поверхности заготовки и пластины (зуба) соответственно, К.

Для решения уравнений теплопроводности участвующих в теплообмене объектов используется численный метод конечных элементов.

Получены дискретные аналоги дифференциальных уравнений теплопроводности исходя из того, что сумма всех входящих в рассматриваемый элемент и выходящих из него за промежуток времени  $\Delta t$  тепловых потоков равна изменению энтальпии этого элемента (конечного объема). Для обеспечения устойчивости численного решения дискретных аналогов дифференциальных уравнений теплопроводности получены выражения для расчета ограничений на шаг разностной сетки.

Температура деформируемого слоя используется в программе при расчете напряжения текучести материала заготовки в области стружкообразования.

Адекватность вышеприведенной методики расчета температурного поля оценивали путем сравнения расчетного значения средней температуры в поверхностном слое заготовки с результатами ее измерения полумискусственной термомпарой. Различие между расчетными и экспериментальными значениями не превышает 12 %, что свидетельствует о возможности использования предложенной методики.

С использованием разработанного программного обеспечения моделировали процесс фрезерования заготовок из поликарбоната со скоростью резания  $V=8$  м/с с применением УЗК частотой 18 600 Гц и амплитудой  $A=10$  мкм. Имитировали наложение колебаний в направлении, перпендикулярном обрабатываемой поверхности заготовки.

Максимальная глубина внедрения зуба в заготовку зависит от элементов режима фрезерования – глубины резания  $t$  и подачи на зуб  $S_z$ . Следовательно, при фиксированной амплитуде УЗК различные отношения  $A/a_{max}$  могут быть достигнуты за счет варьирования этих элементов режима.

При обработке без УЗК с глубиной резания  $t=0,5$  мм и подачи на зуб  $S_z=0,12$  мм/зуб максимальная глубина внедрения зуба в заготовку составляет  $a_{max}=36$  мкм, а при наложении УЗК отношение  $A/a_{max}$  составляет 0,27. В этом случае зуб выходит из контакта лишь в начальный период времени его контакта с заготовкой. При дальнейшем перемещении зуба по траектории контакта наложение колебаний приводит к изменению глубины внедрения зуба, причем как в сторону уменьшения, так и увеличения. Поэтому изменение кинематики процесса фрезерования за счет применения колебаний при малых значениях отношения  $A/a_{max}$  не оказывает заметного влияния на эффективность процесса.

При режиме  $t=0,1$  мм и  $S_z=0,05$  мм/зуб, когда при обработке без УЗК значение  $a_{max}$  равно 7,6 мкм, т. е. меньше амплитуды колебания, отношение  $A/a_{max}$  составляет 1,3. В этом случае при наложении колебания контакт зуба с заготовкой прерывается на протяжении всей траектории перемещения зуба относительно обрабатываемой поверхности. При обработке с УЗК в режиме, при котором отношение  $A/a_{max}=1,3$ , в сравнении с обработкой без применения колебаний сила  $P_z$  снизилась на 45 %, температуры в зонах контакта зуба со стружкой и заготовкой – на 15 %. При меньших отношениях  $A/a_{max}$  эти параметры снизились в меньшей степени.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Разработанный комплекс математических моделей и зависимостей для расчета главной составляющей силы резания и температур при фрезеровании имеет следующие отличия от зависимостей, приведенных в работах [6; 15].

1. Учитывается изменение глубины внедрения зуба (режущей пластины) в заготовку при использовании УЗК.

2. Учитывается изменение граничных условий на поверхностях зуба и заготовки, если при использовании УЗК пластина выходит из контакта с заготовкой. В работе [6] теплоотдача от поверхностей участвующих в теплообмене объектов не учитывается.

3. Модели позволяют учесть зависимость теплофизических свойств объектов (фрезы, обрабатываемой заготовки и стружки) от температуры и влияния температуры деформируемого слоя материала заготовки на напряжения деформирования и силы резания отдельными зубьями фрезы.

Предложенная методика численного решения аналогов дифференциальных уравнений теплопроводности с общими граничными условиями в зоне контакта объ-

ектов позволяет определить плотности распределения тепловых потоков между контактирующими объектами (фрезой, стружкой и заготовкой).

Разработанная методика и программное обеспечение позволяют учесть влияние на температурное поле большего числа факторов, чем, например, в работе [6]: размеров заготовки и фрезы, в том числе углов зуба (режущей пластины); износа фрезы; теплофизических характеристик материалов заготовки и фрезы (режущей пластины); предела текучести материала заготовки; коэффициентов трения; элементов режима фрезерования (глубины резания, скорости резания и подачи); теплофизических характеристик внешней среды (СОЖ и воздуха); расхода СОЖ через сопло для его подачи; количества последовательно работающих зубьев фрезы и др., а также определить не только температуру в поверхностных слоях заготовки, но и температуры в зонах контакта зуба со стружкой и заготовкой и температуру стружки.

Подтвердилось предположение, что эффект от применения УЗК при фрезеровании выше при больших значениях отношения  $A/a_{max}$ . Ранее выполненными исследованиями установлено снижение сил резания при точении [7] и шлифовании [8] при увеличении амплитуды колебаний. В работе [9] отмечается, что эффективность от применения УЗК при зубофрезеровании увеличивается с увеличением амплитуды. Следовательно, результаты численного моделирования, свидетельствующие о снижении теплосилового напряжения процесса фрезерования, коррелируются с исследованиями, выполненными при других методах обработки.

Одной из причин уменьшения сил и температур является изменение кинематических параметров процесса фрезерования с увеличением амплитуды УЗК, как это установлено и другими исследованиями [7; 9].

В настоящем исследовании установлено, что применение УЗК в процессе фрезерования приводит к снижению силы фрезерования в большей степени (на 45 %), чем температур (на 15 %). Полученный результат совпадает с исследованием [9], в котором также зафиксировано, что температуры снижаются в меньшей степени, чем силы резания.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Выполнены аналитические исследования температурного поля и разработано программное обеспечение, позволяющее установить влияние УЗК на параметры процесса фрезерования при различных отношениях амплитуды колебаний к глубине внедрения зуба в заготовку.

2. Установлено, что изменение кинематики процесса фрезерования с применением УЗК оказывает более существенное влияние на параметры процесса при режиме резания, обеспечивающем большее отношение амплитуды колебания к глубине внедрения.

3. Результаты исследований позволяют прогнозировать эффективность процесса фрезерования с УЗК при различных режимах обработки.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Храмов А.В., Горшков М.Г., Нгуен Х.Т., Киселев Е.С. Повышение эффективности токарной обработки жаропрочных сплавов введением в зону резания энер-

- гии ультразвукового поля // Воронежский научно-технический вестник. 2023. Т. 2. № 2. С. 4–10. DOI: [10.34220/2311-8873-2023-4-10](https://doi.org/10.34220/2311-8873-2023-4-10).
2. Евдокимов Д.В., Скуратов Д.Л., Букатый А.С. Расчетное прогнозирование технологических остаточных деформаций лопаток ГТД на этапе конечного фрезерования // Известия Самарского научного центра РАН. 2022. Т. 24. № 1. С. 11–19. DOI: [10.37313/1990-5378-2022-24-1-11-19](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2022-24-1-11-19).
  3. Alauddin M., Choudhury I.A., El Baradie M.A., Hashmi M.S.J. Plastics and their machining: A review // Journal of Materials Processing Technology. 1995. Vol. 54. № 1–4. P. 40–46. DOI: [10.1016/0924-0136\(95\)01917-0](https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)01917-0).
  4. Jahan M.P., Ma Jianfeng, Hanson C., Chen Xingbang, Arbuckle G.K. Experimental and numerical investigation of cutting forces in micro-milling of polycarbonate glass // Machining Science and Technology. 2019. Vol. 24. № 3. P. 366–397. DOI: [10.1080/10910344.2019.1698608](https://doi.org/10.1080/10910344.2019.1698608).
  5. Duan Zhenjing, Li Changhe, Ding Wenfeng et al. Milling Force Model for Aviation Aluminum Alloy: Academic Insight and Perspective Analysis // Chinese Journal of Mechanical Engineering. 2021. Vol. 34. Article number 18. DOI: [10.1186/s10033-021-00536-9](https://doi.org/10.1186/s10033-021-00536-9).
  6. Безъязычный В.Ф. Тепловые процессы в технологии машиностроения // Справочник. Инженерный журнал. 2024. № 8. С. 38–48. DOI: [10.14489/hb.2024.08.pp.038-048](https://doi.org/10.14489/hb.2024.08.pp.038-048).
  7. Кумабэ Д. Вибрационное резание. М.: Машиностроение, 1985. 424 с.
  8. Унянин А.Н., Хазов А.В. Аналитическое исследование сил шлифования при наложении ультразвуковых колебаний с высокой амплитудой // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2022. Т. 24. № 1. С. 37–43. DOI: [10.37313/1990-5378-2022-24-1-37-43](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2022-24-1-37-43).
  9. Агапов С.И., Прохвятилов А.С., Безруков Е.К., Потапов А.А. Особенности процесса ультразвуковой обработки // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2019. № 8. С. 7–10. EDN: [CZJTYY](https://www.edn.ru/czjtyy/).
  10. Киселев Е.С., Назаров М.В. Особенности технологии изготовления нежестких корпусных деталей. М.: РУСАЙНС, 2022. 218 с. EDN: [JUSXTL](https://www.edn.ru/jusxtl/).
  11. Иванова Т.Н. Современные технологические приемы повышения эффективности механической обработки коррозионностойких сталей, работающих в агрессивных средах // Известия высших учебных заведений. Поволжский регион. Технические науки. 2024. № 4. С. 143–156. DOI: [10.21685/2072-3059-2024-4-12](https://doi.org/10.21685/2072-3059-2024-4-12).
  12. Unyanin A.N., Dimukhametov I.Z. Investigation of the Effect of Milling Cutter Tooth Spacing and Milling Mode Features on the Process of Machining Polycarbonate Workpieces Using Ultrasonic Vibrations // Russian Engineering Research. 2024. Vol. 44. № 9. P. 1317–1322. DOI: [10.3103/S1068798X24702010](https://doi.org/10.3103/S1068798X24702010).
  13. Unyanin A.N., Dimukhametov I.Z. Influence of Tool's Thermal Conductivity on Milling with Ultrasound // Russian Engineering Research. 2024. Vol. 44. № 11. P. 1598–1601. DOI: [10.3103/S1068798X24702617](https://doi.org/10.3103/S1068798X24702617).
  14. Вологин М.Ф., Калашников В.В., Нерубай М.С., Штриков Б.Л. Применение ультразвука и взрыва при обработке и сборке. М.: Машиностроение, 2002. 264 с.
  15. Резников А.Н., Резников Л.А. Тепловые процессы в технологических системах. М.: Машиностроение, 1990. 288 с. EDN: [SCUAQX](https://www.edn.ru/scuaqx/).
  16. Унянин А.Н., Димухаметов И.З. Исследование влияния износа фрезы и режима на параметры процесса фрезерования заготовок деталей из поликарбоната с применением ультразвуковых колебаний // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2024. Т. 26. № 3. С. 54–62. EDN: [CRNSBF](https://www.edn.ru/crnsbf/).
  17. Воронцов А.Л., Султан-заде Н.М., Албагачиев А.Ю. Разработка новой теории резания. 9. Практические расчеты параметров резания при точении // Вестник машиностроения. 2008. № 9. С. 67–76. EDN: [JVNSAD](https://www.edn.ru/jvnсад/).
  18. Бобров В.Ф. Основы теории резания металлов. М.: Машиностроение, 1975. 344 с.
  19. Воронцов А.Л., Султан-заде Н.М., Албагачиев А.Ю. Разработка новой теории резания. 7. Математическое описание образования стружки разных видов, пульсации сил резания и параметров контакта обработанной поверхности заготовки с задней поверхностью резца // Вестник машиностроения. 2008. № 7. С. 56–60. EDN: [JVNRJF](https://www.edn.ru/jvnrfj/).
  20. Воронцов А.Л., Султан-заде Н.М., Албагачиев А.Ю. Разработка новой теории резания. 6. Определение основных параметров процесса резания // Вестник машиностроения. 2008. № 6. С. 64–70. EDN: [JTDHZZ](https://www.edn.ru/jtdhzl/).

## REFERENCES

1. Khramov A.V., Gorshkov M.G., Nguen Kh.T., Kiselev E.S. Improving the efficiency of turning heat-resistant alloys by introducing the energy of an ultrasonic field into the cutting zone. *Voronezh Scientific and technical Journal*, 2023, vol. 2, no. 2, pp. 4–10. DOI: [10.34220/2311-8873-2023-4-10](https://doi.org/10.34220/2311-8873-2023-4-10).
2. Evdokimov D.V., Skuratov D.L., Bukatyy A.S. Technological residual deformations prediction of GTE blades by numerical method after end milling. *Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 11–19. DOI: [10.37313/1990-5378-2022-24-1-11-19](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2022-24-1-11-19).
3. Alauddin M., Choudhury I.A., El Baradie M.A., Hashmi M.S.J. Plastics and their machining: A review. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 54, no. 1–4, pp. 40–46. DOI: [10.1016/0924-0136\(95\)01917-0](https://doi.org/10.1016/0924-0136(95)01917-0).
4. Jahan M.P., Ma Jianfeng, Hanson C., Chen Xingbang, Arbuckle G.K. Experimental and numerical investigation of cutting forces in micro-milling of polycarbonate glass. *Machining Science and Technology*, 2019, vol. 24, no. 3, pp. 366–397. DOI: [10.1080/10910344.2019.1698608](https://doi.org/10.1080/10910344.2019.1698608).
5. Duan Zhenjing, Li Changhe, Ding Wenfeng et al. Milling Force Model for Aviation Aluminum Alloy: Academic Insight and Perspective Analysis. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2021, vol. 34, article number 18. DOI: [10.1186/s10033-021-00536-9](https://doi.org/10.1186/s10033-021-00536-9).
6. Bezyazychnyy V.F. The development of the research of thermal processes in mechanical engineering technology. *Spravochnik. Inzhenernyi zhurnal*, 2024, no. 8, pp. 38–48. DOI: [10.14489/hb.2024.08.pp.038-048](https://doi.org/10.14489/hb.2024.08.pp.038-048).
7. Kumabe D. *Vibratsionnoe rezanie* [Vibrating cutting]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1985. 424 p.

8. Unyanin A.N., Khazov A.V. Analytical study of grinding forces with the imposition of ultrasonic vibrations with high amplitude. *Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2022, vol. 24, no. 1, pp. 37–43. DOI: [10.37313/1990-5378-2022-24-1-37-43](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2022-24-1-37-43).
9. Agapov S.I., Prokhvatilov A.S., Bezrukov E.K., Potapov A.A. Peculiarities of the process of ultrasonic vibration machining. *Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta*, 2019, no. 8, pp. 7–10. EDN: [CZJTY](https://edn.ru/CZJTY).
10. Kiselev E.S., Nazarov M.V. *Osobennosti tekhnologii izgotovleniya nezhestkikh korpusnykh detaley* [Special aspects of the technology of manufacturing non-rigid body parts]. Moscow, RUSAYNS Publ., 2022. 218 p. EDN: [JUSXTL](https://edn.ru/JUSXTL).
11. Ivanova T.N. Modern technological techniques improving the efficiency of mechanical processing corrosion-resistant steels, working in aggressive environments. *University proceedings. Volga region. Technical sciences*, 2024, no. 4, pp. 143–156. DOI: [10.21685/2072-3059-2024-4-12](https://doi.org/10.21685/2072-3059-2024-4-12).
12. Unyanin A.N., Dimukhametov I.Z. Investigation of the Effect of Milling Cutter Tooth Spacing and Milling Mode Features on the Process of Machining Polycarbonate Workpieces Using Ultrasonic Vibrations. *Russian Engineering Research*, 2024, vol. 44, no. 9, pp. 1317–1322. DOI: [10.3103/S1068798X24702010](https://doi.org/10.3103/S1068798X24702010).
13. Unyanin A.N., Dimukhametov I.Z. Influence of Tool's Thermal Conductivity on Milling with Ultrasound. *Russian Engineering Research*, 2024, vol. 44, no. 11, pp. 1598–1601. DOI: [10.3103/S1068798X24702617](https://doi.org/10.3103/S1068798X24702617).
14. Vologin M.F., Kalashnikov V.V., Nerubay M.S., Shtrikov B.L. *Primenenie ultrazvuka i vzryva pri obrabotke i sborke* [Application of ultrasonic vibrations and explosion when processing and assembling]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 2002. 264 p.
15. Reznikov A.N., Reznikov L.A. *Teplovye protsessy v tekhnologicheskikh sistemakh* [Thermal Processes in Technological Systems]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990. 288 p. EDN: [SCUAQX](https://edn.ru/SCUAQX).
16. Unyanin A.N., Dimukhametov I.Z. Study of the influence of cutter wear and mode on the parameters of the process of milling blanks of polycarbonate parts using ultrasonic vibrations. *Izvestia of Samara Scientific Center of the Russian Academy of Sciences*, 2024, vol. 26, no. 3, pp. 54–62. EDN: [CRNSBF](https://edn.ru/CRNSBF).
17. Vorontsov A.L., Sultan-Zade N.M., Albagachiev A.Yu. Development of a new theory of cutting. 9. Practical calculations of cutting parameters in turning. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28, no. 9, pp. 878–888. DOI: [10.3103/S1068798X08090116](https://doi.org/10.3103/S1068798X08090116).
18. Bobrov V.F. *Osnovy teorii rezaniya metallov* [Fundamentals of metal cutting theory]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1975. 344 p.
19. Vorontsov A.L., Sultan-Zade N.M., Albagachiev A.Yu. Development of a new theory of cutting 7. Mathematical description of the formation of different chips, pulsation of the cutting force, and contact parameters of the machined billet surface and the rear cutter surface. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28, no. 7, pp. 674–680. DOI: [10.3103/S1068798X08070101](https://doi.org/10.3103/S1068798X08070101).
20. Vorontsov A.L., Sultan-Zade N.M., Albagachiev A.Yu. Development of a new theory of cutting: 6. Determining the basic parameters of cutting. *Russian Engineering Research*, 2008, vol. 28, no. 6, pp. 571–578. DOI: [10.3103/S1068798X08060129](https://doi.org/10.3103/S1068798X08060129).

UDC 621.91

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-7

## Study of the temperature field formed in the process of milling with the use of ultrasonic vibrations under various processing modes

*Aleksandr N. Unyanin*\*<sup>1</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
professor of Chair “Innovative Technologies in Machine Building”

*Aleksandr V. Chudnov*, postgraduate student

*Ilnaz Z. Dimukhametov*, postgraduate student

*Ulyanovsk State Technical University, Ulyanovsk (Russia)*

\*E-mail: [a\\_un@mail.ru](mailto:a_un@mail.ru)<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5557-4197>

Received 14.04.2025

Revised 05.06.2025

Accepted 18.06.2025

**Abstract:** Study of the temperature field of the milling process with the imposition of ultrasonic vibrations (USV), under various ratios of the vibration amplitude to the depth of tooth penetration into the blank, will allow predicting the efficiency of the milling process with USV under various processing modes. The purpose of this study is to develop physical and mathematical models of the milling process with the imposition of USV, allowing identifying the influence of ultrasonic vibrations on the efficiency of the milling process under various ratios of the vibration amplitude to the depth of tooth penetration. Three sources of heat generation are considered: in the deformation (chip formation) area and in the zones of contact of the chip with the cutting plate (cutter tooth) and the plate with the blank. The authors have deve-

loped heat transfer models that take into account, in particular, the change in boundary conditions on the surfaces of the cutting plate and the blank under the USV imposition. When the plate is in contact with the blank, heat flows are directed to the blank, chips and cutter tooth, and the conditions of thermal interaction within the zones of contact of the plate with the chips and the blank are described by boundary conditions of the 2<sup>nd</sup> type. When the plate leaves the contact with the blank during the ultrasonic imposition and the chip formation process stops, then on all surfaces of the tooth (plate) and the blank that are in contact with the environment (cutting fluid or air), the convective heat transfer is described by the Newton–Richmann law (boundary conditions of the 3<sup>rd</sup> type). The results of numerical modelling are presented, confirming the assumption that the effect of using ultrasonic vibrations is higher at high values of the ratio of the ultrasonic vibration amplitude to the depth of tooth penetration into the blank.

**Keywords:** ultrasound; vibrations; milling; heat transfer; numerical modelling.

**Acknowledgements:** The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 24-2900206, <https://rscf.ru/project/24-29-00206/>.

**For citation:** Unyanin A.N., Chudnov A.V., Dimukhametov I.Z. Study of the temperature field formed in the process of milling with the use of ultrasonic vibrations under various processing modes. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 91–100. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-7.

## Влияние термической обработки на структуру и коррозионные свойства микролегированных трубных сталей с содержанием хрома до 1 %

**Чистопольцева Елена Александровна**<sup>\*1,5</sup>, кандидат технических наук, руководитель департамента специального материаловедения  
**Кудашов Дмитрий Викторович**<sup>2,6</sup>, кандидат технических наук, директор  
**Комиссаров Александр Александрович**<sup>3,7</sup>, кандидат технических наук, заведующий лабораторией «Гибридные наноструктурные материалы»  
**Ющук Вячеслав Васильевич**<sup>3,8</sup>, инженер научного проекта  
**Мунтин Александр Вадимович**<sup>4</sup>, кандидат технических наук, директор инженерно-технологического центра  
**Червонный Алексей Владимирович**<sup>4</sup>, кандидат технических наук, начальник отдела по исследованиям и разработкам  
**Долгач Егор Дмитриевич**<sup>3</sup>, инженер научного проекта

<sup>1</sup>ООО «ИТ-Сервис», Самара (Россия)

<sup>2</sup>Выксунский филиал НИТУ «МИСИС», Выкса (Россия)

<sup>3</sup>Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

<sup>4</sup>АО «Выксунский металлургический завод», Выкса (Россия)

\*E-mail: chistopolceva@its-samara.com

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0002-5587-287X>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7661-1591>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8758-5085>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3015-1235>

Поступила в редакцию 22.04.2025

Пересмотрена 20.05.2025

Принята к публикации 17.07.2025

**Аннотация:** Осложнение условий эксплуатации, заключающееся в повышении агрессивности сред за счет присутствия одновременно растворенного сероводорода, углекислого газа, хлоридов, увеличения содержания водной фазы, приводит к значительному сокращению продолжительности безаварийной работы трубопроводов. Ограниченность способов защиты вынуждает использовать одновременно несколько антикоррозионных мероприятий для трубопроводов со сложными средами. В работе предложены системы микролегирования низкоуглеродистых марок сталей 10ХБ, 10Ф, 10Б, 15ХФ с содержанием хрома до 1 % для бесшовных труб и режимы термической обработки, позволяющие достичь одновременно повышенную прочность, хладостойкость и коррозионную стойкость в средах, содержащих  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{S}$ . По результатам механических испытаний сталей после термической обработки установлено, что предложенные варианты микролегирования гарантируют прочностные свойства классов прочности К52–К56 и хладостойкость одновременно. Морфология карбидной составляющей структуры зависит от микролегирующего элемента и определяет уровень прочности стали, но не оказывает влияния на коррозионную стойкость. Исследуемые стали обладают повышенной стойкостью к водородному растрескиванию и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением. После выдержки в многокомпонентной  $\text{CO}_2$ - и  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащей среде формируется поверхностная пленка сульфида железа, свидетельствующая о протекании равномерной сульфидной коррозии. Скорость коррозии исследуемых сталей и тип коррозии определяются составом агрессивной среды и скоростью формирования поверхностной пленки сульфида железа. Полученные результаты позволяют расширить область применения предлагаемых сталей в многокомпонентных агрессивных средах независимо от вида микролегирования.

**Ключевые слова:** низкоуглеродистая микролегированная сталь; термическая обработка; коррозионно-стойкая бесшовная труба;  $\text{CO}_2$ - и  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащая среда; сульфидная коррозия стали; мелкозернистая структура; нефтепромысловые трубопроводы.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках комплексного проекта по теме «Разработка и внедрение комплексных технологий производства бесшовных труб из сталей нового поколения с управляемой коррозионной стойкостью при осложненных условиях эксплуатации для топливно-энергетического комплекса Российской Федерации» в рамках соглашений № 075-11-2023-011 от 10.02.2023 и № 075-11-2025-017 от 27.02.2025 по постановлению Правительства РФ № 218 от 09.04.2010.

**Для цитирования:** Чистопольцева Е.А., Кудашов Д.В., Комиссаров А.А., Ющук В.В., Мунтин А.В., Червонный А.В., Долгач Е.Д. Влияние термической обработки на структуру и коррозионные свойства микролегированных трубных сталей с содержанием хрома до 1 % // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 101–111. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-8.

© Чистопольцева Е.А., Кудашов Д.В., Комиссаров А.А., Ющук В.В., Мунтин А.В., Червонный А.В., Долгач Е.Д., 2025

## ВВЕДЕНИЕ

Коррозия металла, возникающая вследствие воздействия транспортируемой среды, является основной причиной отказов нефтепромысловых трубопроводов. Согласно [1; 2] присутствие одновременно растворенных сероводорода ( $H_2S$ ) и углекислого газа ( $CO_2$ ) даже в малых концентрациях значительно ускоряет коррозионные процессы, приводя к преждевременному износу оборудования, снижению его надежности и возникновению аварийных ситуаций. Парциальное давление газов  $p_{H_2S}$  и  $p_{CO_2}$  влияет на скорость протекания химических и электрохимических реакций, степень наводороживания стали и вероятность развития коррозионного растрескивания.

Агрессивные среды, характерные для нефтегазодобычи, содержат воду, растворенные соли, углекислый газ, сероводород и органические кислоты, которые активно разрушают металл. Различают несколько видов коррозии, наиболее распространенными из которых являются общая, питтинговая, щелевая, сульфидная и коррозионное растрескивание под напряжением. Для эффективной защиты оборудования от коррозии необходим комплексный подход, включающий в себя несколько направлений. Во-первых, важен правильный выбор материалов, обладающих устойчивостью к конкретным условиям эксплуатации. Нержавеющие стали и сплавы, полимерные материалы находят широкое применение в изготовлении труб, арматуры, резервуаров и другого оборудования. Во-вторых, применение ингибиторов коррозии является эффективным способом замедления коррозионных процессов за счет формирования защитного слоя, препятствующего контакту металла со средой [3; 4]. На нефте- и газодобывающих месторождениях промышленные среды многокомпонентные [5; 6], имеет место смешанный механизм коррозии. Предлагаемое разделение по типам коррозии не учитывает синергетический эффект от присутствия нескольких растворенных газов в среде. Использование дорогостоящих материалов или нескольких методов защиты от коррозии значительно повышает стоимость эксплуатации трубопроводов.

Ориентируясь на механизм коррозии, выбирают способ защиты, например материал нефтепромысловых труб. Согласно [7–9] химический состав стали оказывает существенное влияние на процесс и скорость коррозии: наличие различных легирующих элементов в стали может как провоцировать, так и замедлять ее разрушение под воздействием агрессивной среды. В зависимости от состава транспортируемой среды и механизма коррозии среди применяемых материалов выделяют

хромосодержащие стали [10], стойкие к язвенной углекислотной коррозии, и стали, стойкие к коррозионному растрескиванию в  $H_2S$ -содержащих средах [11]. Выбор конкретной коррозионностойкой стали зависит от таких факторов, как температура, давление, концентрация агрессивных веществ и уровень механических свойств. Для транспортировки нефти и газа часто применяют стали с добавлением хрома, обеспечивающего стойкость к углекислотной коррозии и высокую прочность.

Особенности поведения хромосодержащих марок сталей в  $H_2S$ -содержащих средах, а также влияние микролегирующих добавок на коррозионную стойкость малоизучены. Неизвестна значимость влияния уровня прочностных свойств и типа микроструктуры низколегированных сталей на коррозионную стойкость в средах с  $CO_2$  и  $H_2S$ .

Принимая во внимание все перечисленные выше особенности эксплуатации и способы защиты от коррозии, при разработке новых сталей повышенной эксплуатационной надежности необходимо учитывать эффект от комплексного воздействия многокомпонентной коррозионной среды [12–14], поведение сталей в данных средах во времени.

Цель работы – определение влияния химического состава, микроструктуры и уровня механических свойств сталей 10ХБ, 10Ф, 10Б, 15ХФ, применяемых для линейных нефтепромысловых трубопроводов, на коррозионную стойкость в сложных агрессивных средах, содержащих одновременно  $CO_2$  и  $H_2S$ .

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Материалы исследования

В качестве объектов исследования выступали стали 10ХБ, 10Ф, 10Б, 15ХФ (таблица 1) после объемной термической обработки по режимам, обеспечивающим прочностные свойства на уровне K52–K56. Исследуемые стали характеризуются наличием в составе хрома в диапазоне 0,41–0,64 %, что соответствует составу нефтегазопроводных труб, стойких к углекислотной коррозии. Сталь 10ХБ дополнительно микролегирована ниобием, титаном, сталь 10Б – ниобием, стали 10Ф и 15ХФ – ванадием.

Стали выплавлены в лабораторных условиях в вакуумной индукционной печи емкостью 60 кг. В качестве шихтовых материалов использованы технически чистое железо (АРМКО), шихтовая заготовка и ферросплавы. После выплавки и разливки цилиндрические слитки диаметром 150–160 мм и длиной 300–350 мм подвергали

**Таблица 1.** Содержание основных легирующих элементов опытных трубных сталей, массовая доля, %  
**Table 1.** Content of main alloying elements of experimental pipe steels, mass fraction, %

Марка стали	C	Cr	Nb	V	Ti
10ХБ	0,07	0,64	0,031	0,002	0,011
10Б	0,08	0,42	0,029	0,002	0,007
10Ф	0,07	0,41	0,005	0,070	0,002
15ХФ	0,15	0,54	0,004	0,050	0,006

горячей деформации в температурном диапазоне 900–1200 °С на двухвалковом прошивном стане «МИСИС-130Д» (Россия) и на универсальном стане продольной прокатки «ДУО-210» (Россия) с получением полос толщиной 12 мм. Горячекатаные заготовки подвергали нагреву в лабораторной печи, закалке от температуры 910 °С в воде, последующему отпуску при 550–680 °С (продолжительность 30 мин).

В таблице 2 отражены прочностные и вязко-пластические характеристики образцов исследуемых сталей после лабораторной термической обработки.

## Методы

Образцы для механических испытаний вырезали вдоль направления прокатки. Испытания на одноосное растяжение выполняли на универсальной испытательной машине Instron 150 LX (США) на цилиндрических образцах диаметром 5 мм. Испытания на ударный изгиб проводили при температуре –60 °С на образцах Шарпи с V-образным надрезом и сечением 10×10 мм с помощью маятникового копра Instron SI-1M (США).

Структуру сталей изучали методами оптической микроскопии с помощью микроскопа ZEISS Axiovert 40 MAT (Германия), продукты коррозии анализировали с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на электронном микроскопе Tescan Vega SBH3 (Чехия). Рентгенофазовый анализ продуктов коррозии проводили на дифрактометре ДРОН-3 (СССР) в излучении  $K_{\alpha}$ -Co.

Образцы сталей после термической обработки подвергали коррозионным испытаниям, включающим оценку коррозионной стойкости к водородному растрескиванию по стандарту NACE TM0284, стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением по методу А стандарта NACE TM0177. Для оценки скорости общей коррозии ненагруженные образцы выдерживали в модельном CO<sub>2</sub>- и H<sub>2</sub>S-содержащем растворе в течение 240 ч. В качестве модельной среды выступал раствор, содержащий 5%-й раствор NaCl дистиллированной воды, насыщенный газовой баллонной смесью CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>S ( $P_{\text{парц}} \text{CO}_2$  0,9 атм и  $P_{\text{парц}} \text{H}_2\text{S}$  0,1 атм), температура испытания 20 °С. pH раствора в процессе выдержки изменялся в диапазоне 4,3–5,0, а концентрация H<sub>2</sub>S составляла 93–

104 мг/л. Скорость коррозии рассчитывали гравиметрическим методом по потере массы. Тип коррозии и форма коррозионных поражений металла устанавливались металлографическим методом.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

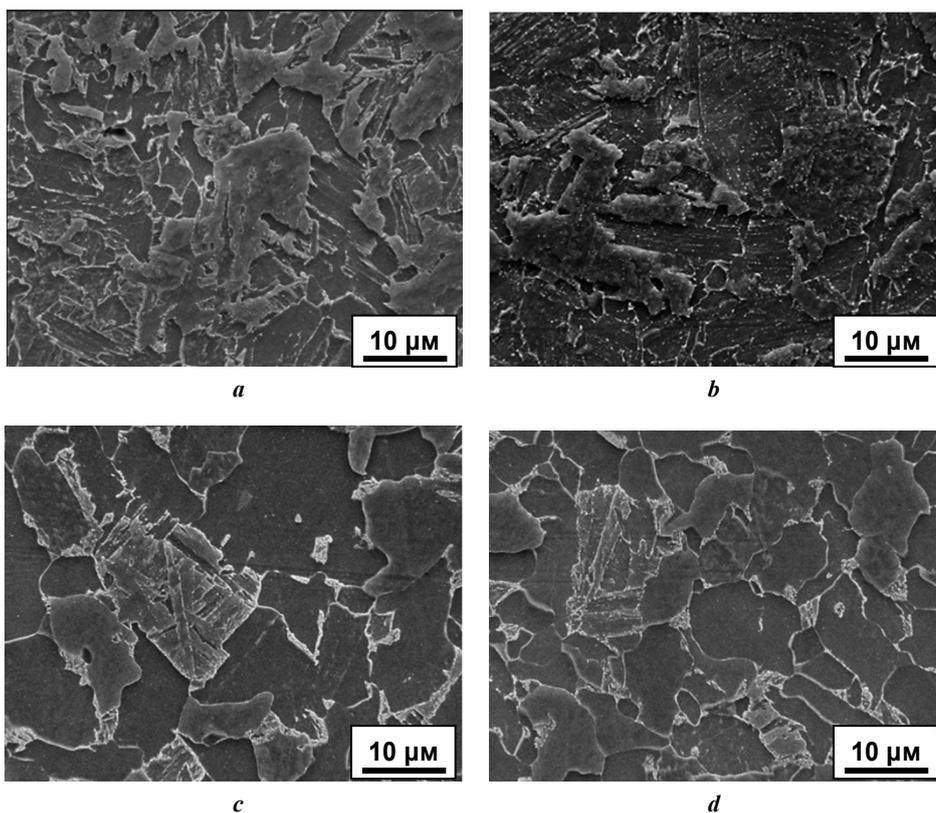
### Металлографический анализ и механические свойства

Микроструктура исследуемых сталей 10XB, 10Б, 10Ф и 15XF после термической обработки по режиму «закалка с последующим отпуском» имеет заметные отличия. Это позволяет оценить влияние химического состава, а именно микролегирующих добавок, на параметры микроструктуры и их совместное воздействие на механические свойства и коррозионную стойкость стали.

Из рис. 1 а видно, что структура стали 10XB после термической обработки по режиму «закалка + отпуск 550 °С» неравновесная и представлена смесью зерен феррита сложной формы с извилистыми нерегулярными границами и зернами реечного бейнита. Доля карбидной составляющей мала. Выделившиеся карбиды мелкодисперсные и формируют цепочки по границам бейнитных реек. Данный тип структуры обуславливает высокий уровень прочностных свойств стали, соответствующий классу прочности K56. Выделение малого количества вторых фаз сохраняет легирующие элементы в твердом растворе матрицы, следовательно, благоприятно влияет на стойкость к углекислотной коррозии. Повышение температуры отпуска до 600 °С вызывает протекание ряда структурных превращений как в ферритной матрице, так и в карбидной составляющей. Структура стали после высокотемпературного отпуска при 600 °С представлена однородной мелкозернистой феррито-карбидной смесью (рис. 1 б). Форма зерен феррита сохраняется от бейнитной структуры после закалки и незначительно меняется в результате отпуска. Карбидная составляющая структуры равномерно распределена по объему металла и включает мелкодисперсные выделения цементитного типа округлой формы. Внутри ферритных зерен карбиды образуют цепочки вдоль границ бывших бейнитных реек. Выявленные структурные изменения снизили значения прочностных

Таблица 2. Механические свойства опытных сталей после закалки от температуры 910 °С и отпуска 550–680 °С  
Table 2. Mechanical properties of experimental steels after quenching from 910 °С and tempering at 550–680 °С

Марка стали	Температура отпуска, °С	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_t$ , МПа	$\delta_5$ , %	KCV <sup>60</sup> , Дж/см <sup>2</sup>
10XB	550	587	476	21,4	373
	600	554	449	20,5	421
10Б	550	578	478	22,3	390
	600	541	440	20,7	397
10Ф	600	533	433	22,5	383
	680	537	465	20,3	409
15XF	680	578	476	20,9	326



**Рис. 1.** Микроструктура исследуемых сталей:  
*a* – 10ХБ (закалка + отпуск 550 °С); *b* – 10ХБ (закалка + отпуск 600 °С);  
*c* – 10В (закалка + отпуск 550 °С); *d* – 10В (закалка + отпуск 600 °С)  
**Fig. 1.** Microstructure of the studied steels:  
*a* – 10KhB (quenching + tempering 550 °C); *b* – 10KhB (quenching + tempering 600 °C);  
*c* – 10B (quenching + tempering 550 °C); *d* – 10B (quenching + tempering 600 °C)

свойств с уровня К56 до К54. По результатам металлографического анализа структуры стали 10ХБ можно предположить, что формирующиеся при отпуске 600 °С дисперсные карбиды цементитного типа частично содержат в своем составе хром, однако оставшегося хрома в ферритной матрице должно быть достаточно для обеспечения коррозионной стойкости в  $\text{CO}_2$ - и  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащей среде.

Структура сталей 10Б и 10Ф, показанная на рис. 1 с, d и 2 а, b соответственно, отличается от стали 10ХБ и включает сочетание зерен избыточного феррита равноосной формы и зерен с феррито-карбидной смесью. При этом, если сравнивать морфологию карбидной составляющей для сталей 10ХБ, 10Ф и 10Б после отпуска при 600 °С, то заметна разница по форме и размеру. Карбиды в стали 10ХБ дисперсные и округлые (рис. 1 b), а в сталях 10Б и 10Ф они мелкодисперсные и имеют вытянутую эллипсоидную форму (рис. 1 d, 2 а).

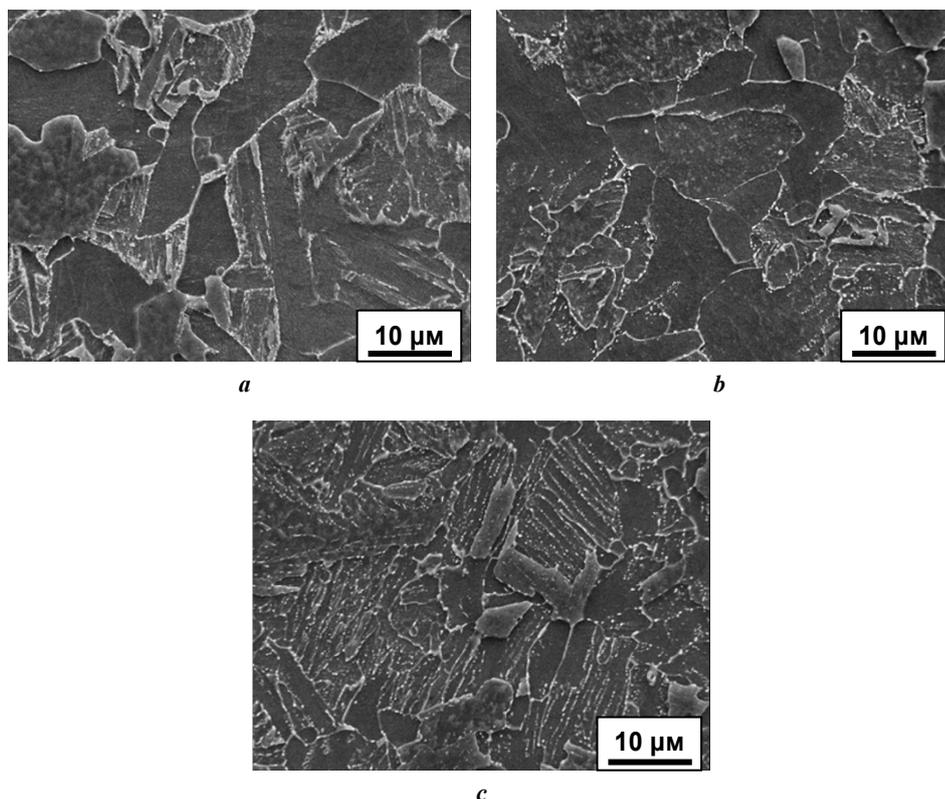
Сравнительный анализ прочностных свойств и микроструктуры стали 10Б показал, что при повышении температуры отпуска от 550 до 600 °С прочность снижается, при этом заметных изменений в структуре не выявлено. Следовательно, при отпуске протекают превращения в ферритной матрице на дислокационном уровне и образуются карбонитридные выделения микрорегулирующих элементов. Хром сохраняется в ферритной матрице.

Повышение температуры отпуска стали 10Ф до 680 °С наиболее сильно повлияло на форму карбидной составляющей. За счет процессов сфероидизации и коагуляции карбиды цементитного типа приобрели более крупную и округлую форму. На рис. 2 b особенно заметен результат процесса сфероидизации карбидов по границам зерен.

Согласно результатам испытаний на одноосное растяжение, повышение температуры отпуска с 600 до 680 °С стали 10Ф привело к росту прочностных свойств. Данный эффект вызван дисперсионным упрочнением при выделении мелкодисперсных карбидов ванадия. Связывание углерода ванадием сохраняет большую часть хрома в твердом растворе.

Структура стали 15ХФ существенно отличается от других исследуемых сталей. Приведенная на рис. 2 с феррито-карбидная структура характеризуется большим количеством округлых выделений цементитного типа, равномерно распределенных по объему ферритной матрицы. Хром может входить в состав цементита, следовательно, сформировавшийся тип микроструктуры стали 15ХФ снижает коррозионную стойкость в  $\text{CO}_2$ -содержащей среде.

Несмотря на выявленную разницу в типе микроструктуры и уровне прочностных свойств, проведенные лабораторные коррозионные испытания в  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащей среде по стандартизированным методикам NACE TM0284



**Рис. 2.** Микроструктура исследуемых сталей:  
**a** – 10Ф (закалка + отпуск 600 °С); **b** – 10Ф (закалка + отпуск 680 °С);  
**c** – 15ХФ (закалка + отпуск 680 °С)

**Fig. 2.** Microstructure of the studied steels:  
**a** – 10F (quenching + tempering 600 °С); **b** – 10F (quenching + tempering 680 °С);  
**c** – 15KhF (quenching + tempering 680 °С)

и NACE TM0177 показали, что металл всех исследуемых сталей независимо от микролегирования и класса прочности обладает повышенной стойкостью к водородному растрескиванию (коэффициенты CLR 0 % и CTR 0 %) и пороговым напряжением более 80 %.

### Коррозионные свойства

Результаты коррозионных испытаний образцов исследуемых сталей в многокомпонентной среде, содержащей CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>S, представленные в таблице 3, свидетельствуют о незначительной разнице в коррозионной стойкости ис-

следуемых сталей. Полученные значения скорости общей коррозии находятся в интервале 0,11–0,14 мм/год. Сталь 15ХФ характеризуется наиболее высокими значениями скорости общей коррозии. Вероятно, высокая плотность и крупный размер выделений легированного цемента неблагоприятно влияют на коррозионную стойкость.

При визуальном анализе образцов исследуемых сталей после экспозиции в модельной среде в течение 240 ч установлено, что все образцы подверглись равномерной коррозии. Очагов язвенной коррозии, микротрещин и вздутий (блистерингов) не выявлено. Следовательно, основным

**Таблица 3.** Результаты оценки скорости общей коррозии в многокомпонентной среде в зависимости от режима отпуска закаленных исследуемых сталей  
**Table 3.** Results of the assessment of the general corrosion rate in a multicomponent environment depending on the tempering mode of the quenched steels under study

Объекты испытаний	10ХБ		10Б		10Ф		15ХФ
	Отпуск 550 °С	Отпуск 600 °С	Отпуск 550 °С	Отпуск 600 °С	Отпуск 600 °С	Отпуск 680 °С	Отпуск 680 °С
Скорость коррозии, мм/год*	0,12	0,12	0,12	0,12	0,12	0,11	0,14

Примечание. \* Погрешность измерений равна численно неопределенности и составляет ±0,01 мм/год.

Note. \* The measurement error is equal to the numerical uncertainty and is ±0.01 mm/year.

механизмом коррозии исследуемых низкоуглеродистых низколегированных сталей в многокомпонентной  $\text{CO}_2$ - и  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащей среде является равномерная коррозия.

В результате рентгенофазового анализа продуктов коррозии, образовавшихся на поверхности образцов, установлено, что сульфид железа  $\text{FeS}$  является основной составляющей продуктов коррозии, образующихся в процессе выдержки в  $\text{CO}_2$ - и  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащей среде. На рентгенограммах всех испытанных образцов идентифицированы линии, соответствующие матрице металла образца – К-линии фазы  $\alpha\text{-Fe}$  (ОЦК решетка), а также пик малой интенсивности, соответствующий сульфиду  $\text{FeS}$  – макинавиту (рис. 3).

Несмотря на то, что газовая смесь включает лишь 10 %  $\text{H}_2\text{S}$ , его воздействие на металл преобладает над 90 %  $\text{CO}_2$  и определяет ведущий механизм коррозии. Доминирование  $\text{H}_2\text{S}$  в многокомпонентной среде обусловлено его большей растворимостью в водном растворе при исследуемых условиях. Содержание  $\text{H}_2\text{S}$  в растворе существенно выше, чем  $\text{CO}_2$ . Продуктом взаимодействия металла с растворенным  $\text{H}_2\text{S}$  является сульфид  $\text{FeS}$ , который менее растворим, чем  $\text{FeCO}_3$ , и образует пленку на поверхности образцов. Растворенный в модельном растворе  $\text{CO}_2$  также взаимодействует с металлом, но реакция образования карбонатов медленнее, чем сульфидов.

Вид продуктов коррозии, сформировавшихся на поверхности образцов всех исследуемых сталей за время выдержки 240 ч, свидетельствует о неравномерности слоя (рис. 4). Сравнительный анализ поверхностного слоя не позволяет установить зависимость толщины и состава продуктов коррозии от структурного состояния и химического состава сталей. Неравномерный характер распределения сульфидной пленки на поверхности образцов из ста-

лей 10Б и 10Ф схож со сталью 10ХБ (рис. 4 б, с, таблица 3). Следовательно, предложенные варианты систем микролегирования позволяют достичь одинаково высокого уровня коррозионной стойкости исследуемых низкоуглеродистых сталей в среде, содержащей  $\text{H}_2\text{S}$  и  $\text{CO}_2$ . Поверхность образцов имеет вытравленный рельеф, в котором проявляются элементы структуры, что свидетельствует о растворении железа и протекании коррозии. Травление металла средой происходит по определенным кристаллографическим плоскостям.

Продукты коррозии на поверхности образцов стали 10ХБ после термической обработки по режимам «закалка и отпуск 550 °С» и «закалка и отпуск 600 °С» представлены неравномерной тонкой пленкой сульфида железа. На рис. 5 видно, что повышение температуры отпуска приводит к росту количества точечных коррозионных поражений и увеличению толщины слоя продуктов коррозии с 2 до 5 мкм. При исследовании сечений образцов стали 10ХБ установлен неравномерный характер распределения поверхностной пленки сульфидов неоднородной толщины. Выявлены единичные коррозионные поражения глубиной до 5–7 мкм, заполненные плотными отложениями. Продукты коррозии характеризуются повышенным содержанием  $\text{S}$  до 1,5 мас. %, что в 2 раза превышает содержание  $\text{S}$  в металле. Концентрация  $\text{S}$  в продуктах коррозии не превышает 1 мас. %.

Равномерный механизм коррозии преобладает над язвенным. Основными причинами образования локальных точечных поражений являются уменьшение прочности матрицы и формирование крупных карбидных выделений цементитного типа. Карбид и ферритная матрица формируют локальную гальванопару, где карбид обладает меньшей растворимостью и выступает катодом, а феррит – анодом.

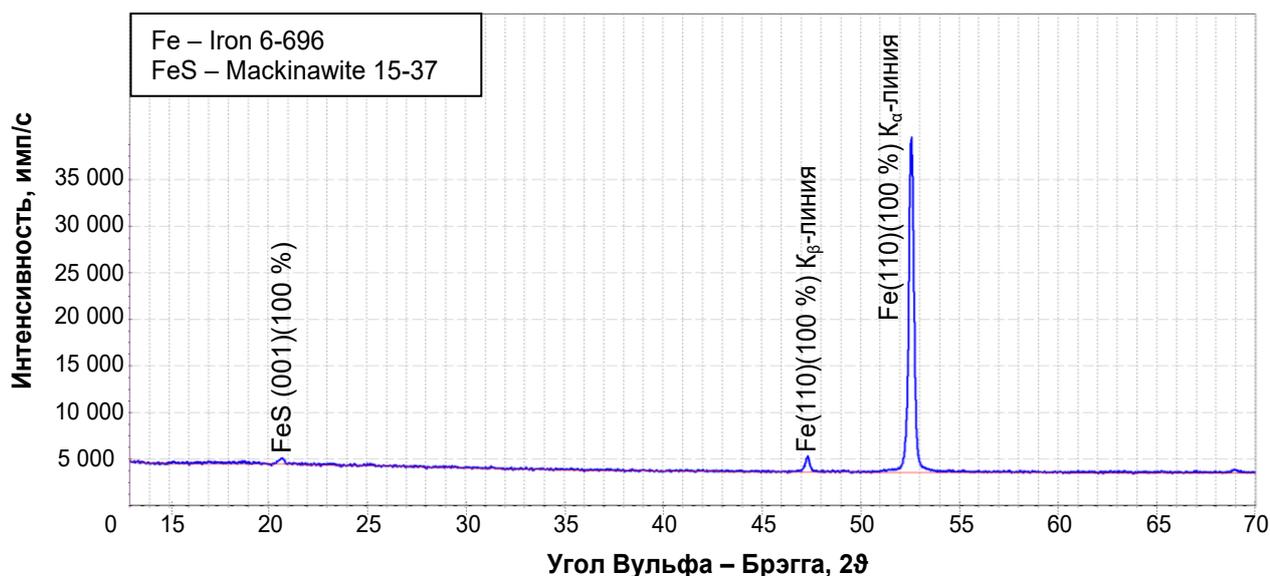
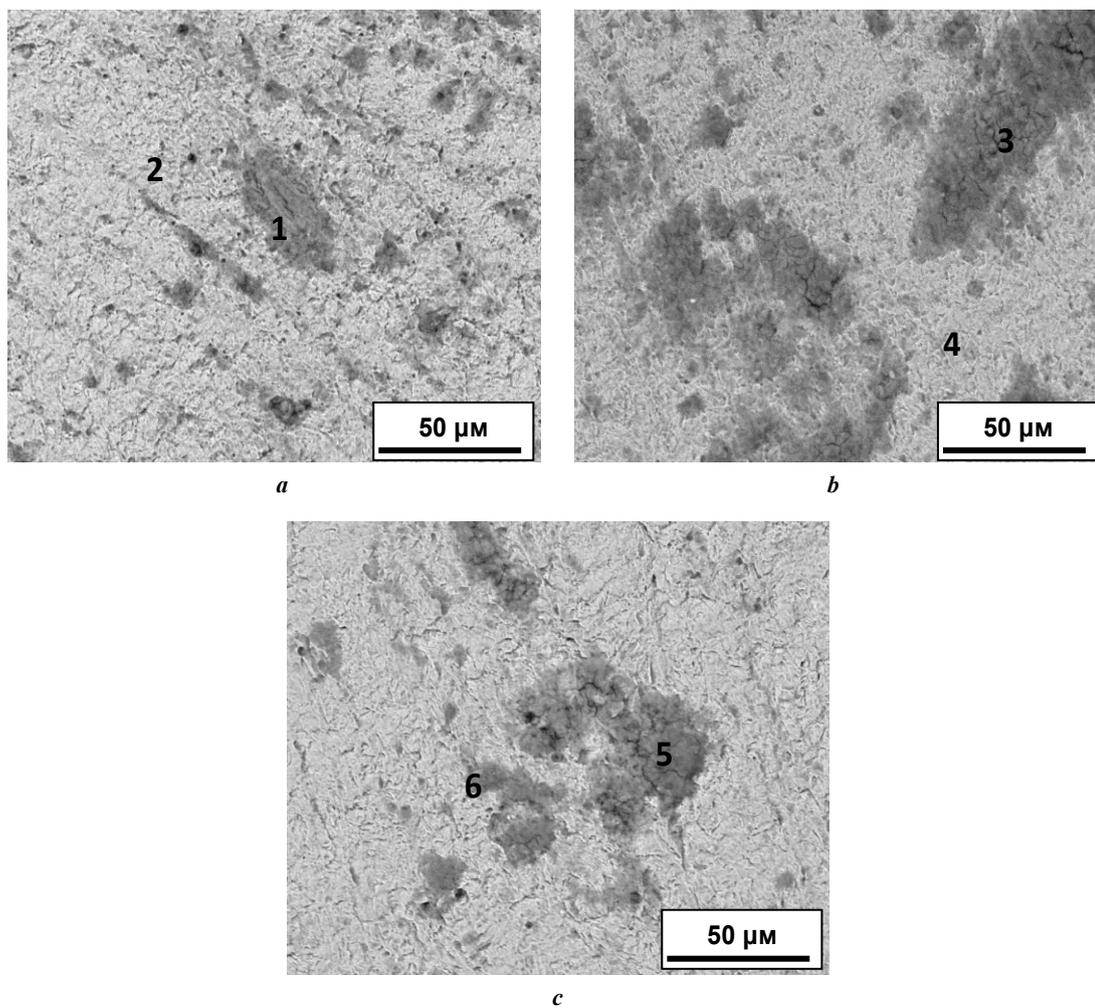


Рис. 3. Результаты рентгенофазового анализа с поверхности образцов после испытаний в  $\text{CO}_2$ - и  $\text{H}_2\text{S}$ -содержащей среде

Fig. 3. Results of X-ray phase analysis from the surface of samples after testing in  $\text{CO}_2$ - and  $\text{H}_2\text{S}$ -containing environment



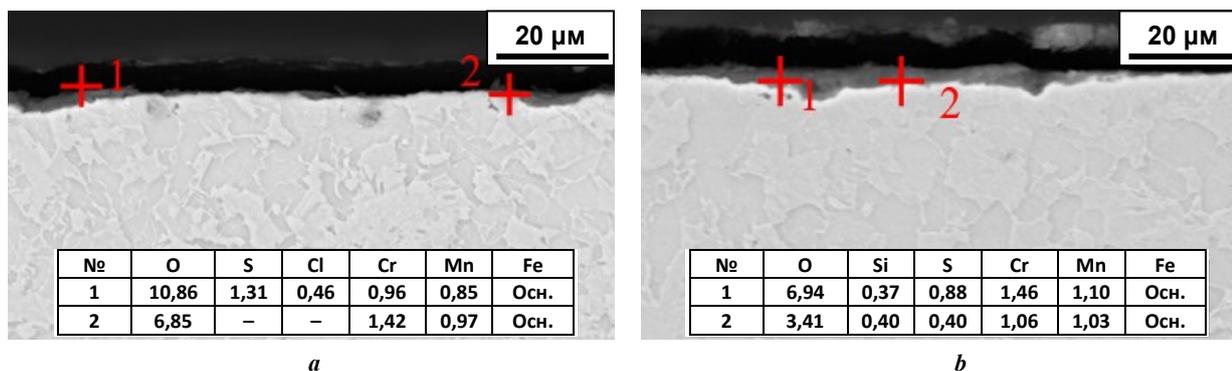
№	O	Si	S	Cr	Mn	Fe
1	11,34	0,43	13,86	1,18	0,69	Ост.
2	3,37	0,56	0,92	0,76	1,14	Ост.
3	15,98	0,82	3,78	1,04	1,03	Ост.
4	3,62	0,53	0,52	0,60	1,30	Ост.
5	20,53	0,48	2,90	0,44	0,63	Ост.
6	3,48	0,38	0,44	0,57	1,03	Ост.

**Рис. 4.** Вид и состав продуктов коррозии на поверхности исследуемых образцов: *a* – 10ХБ (закалка + отпуск 550 °С); *b* – 10Б (закалка + отпуск 600 °С); *c* – 10Ф (закалка + отпуск 680 °С); *d* – химический состав продуктов коррозии  
**Fig. 4.** Appearance and composition of corrosion products on the surface of the studied samples: *a* – 10KhB (quenching + tempering 550 °C); *b* – 10B (quenching + tempering 600 °C); *c* – 10F (quenching + tempering 680 °C); *d* – chemical composition of corrosion products

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Проведенный сравнительный анализ характера коррозионных поражений и состава продуктов коррозии на образцах исследуемых сталей показал, что в процессе выдержки в среде, содержащей CO<sub>2</sub> (P<sub>CO2</sub>=0,9 атм) и H<sub>2</sub>S (P<sub>H2S</sub>=0,1 атм), преобладающим механизмом является равномерная сульфидная коррозия. Независимо от состава исследуемых сталей и прочностных свойств происходит равномерное растворение металла, о чем свидетельствует формирование вытравленного рельефа поверхности. На поверхности образцов образуется тон-

кая пленка сульфида железа, которая служит барьером для дальнейшего взаимодействия металла со средой и замедляет процесс коррозии. Для сравнения: в [15] исследовали скорость общей коррозии после выдержки в CO<sub>2</sub>-содержащей среде без добавления H<sub>2</sub>S. Полученные значения скорости общей коррозии в CO<sub>2</sub>-содержащей среде для низкоуглеродистых микролегированных сталей в некоторых случаях в 2 раза превышают скорости коррозии, полученные в представленной работе. В [16] показано, что скорость коррозии, развивающейся по сульфидному механизму, меньше, чем



**Рис. 5.** Сечение продуктов коррозии исследуемых образцов:  
**a** – 10ХБ (закалка + отпуск 550 °С); **b** – 10ХБ (закалка + отпуск 600 °С)  
**Fig. 5.** Cross-section of corrosion products of the studied samples:  
**a** – 10KhB (quenching + tempering 550 °С); **b** – 10KhB (quenching + tempering 600 °С)

скорость углекислотной коррозии. Соответственно, интересной будет оценка влияния различных концентраций CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>S на скорость коррозии. Важно понять, при каких концентрациях H<sub>2</sub>S в многокомпонентной среде возможен переход к преимущественному образованию карбонатов и преобладанию CO<sub>2</sub>-коррозии, так как в литературе до сих пор нет однозначного мнения о влиянии добавок H<sub>2</sub>S на скорость общей коррозии и на преобладающий механизм.

Малая зависимость скорости общей сульфидной коррозии от химического состава сталей подтверждается полученными значениями скоростей коррозии, которые составляют 0,11–0,14 мм/год. Установлено, что снижение концентрации углерода в стали уменьшает скорость коррозии. Выявленная зависимость связана с выделением малого количества карбидов, которые сохраняют основные легирующие элементы в матрице. Кроме того, в коррозионной среде карбиды образуют с ферритной матрицей гальванопару, ускоряют коррозию матрицы. При этом влияние микролегирования исследуемых сталей, а также режима отпуска, определяющего количество карбонитридных выделений в структуре, на уровень скорости общей коррозии микролегированных сталей не выявлено. Следовательно, для стали одного химического состава, варьируя температурный режим отпуска и изменяя состав карбидной фазы, можно регулировать уровень прочностных свойств, сохраняя низкую скорость коррозии. В работах [17–20], посвященных исследованию коррозии в средах, содержащих CO<sub>2</sub> и H<sub>2</sub>S, предлагается только вариант повышения коррозионной стойкости за счет введения микролегирующих добавок.

Протекающие при отпуске структурные превращения в ферритной матрице не повлияли на скорость общей коррозии. Только на локальном уровне по формированию точечных поражений глубиной 5–7 мкм удалось оценить роль структурного фактора в процессе сульфидной коррозии. Слабая интенсивность развития локальной коррозии не позволяет провести количественную сравнительную оценку коррозионной стойкости образцов с различной карбидной составляющей. Следовательно, при низкой концентрации растворенного H<sub>2</sub>S и присутствии CO<sub>2</sub> в среде скорость коррозии низкоуглеродистых низколегированных сталей слабо зависит от структуры и свойств стали и не превышает 0,14 мм/год,

так как определяется скоростью формирования поверхностной пленки сульфида железа.

Проведенные исследования также показали, что независимо от микролегирующих добавок и достигнутого за счет различных температур отпуска уровня прочности в низкоуглеродистых сталях может быть получена высокая стойкость к водородному растрескиванию и сероводородному растрескиванию под напряжением. Стоит отметить, что для достижения различных уровней прочности, хладостойкости и стойкости к сероводородному растрескиванию сталей, полученных методом контролируемой прокатки, используются различные варианты химических составов. Производители вынуждены поддерживать одновременно несколько технологий изготовления проката, часто использовать сложные дорогостоящие комбинации микролегирования: ниобий и титан или ниобий, ванадий и титан [20]. Кроме того, при производстве проката методами контролируемой прокатки достижение комбинации высокой хладостойкости до –60 °С и стойкости к водородному растрескиванию возможно только при содержании углерода не выше 0,07 %, что требует дополнительного дорогостоящего легирования [20]. Во время нестабильных поставок ниобия на российский рынок выгодно и целесообразно иметь технологии и концепции химических составов, позволяющих переходить на различные системы микролегирования без потери каких-либо свойств конечного продукта, начиная от прочности и заканчивая коррозионной стойкостью в различных средах. Кроме того, возможность получения различных классов прочности при прочих равных вариантах изготовления труб важна для деталей трубопроводов, которые производят в небольшом количестве для строительства отдельных трубопроводов.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

В разработанных сталях путем подбора температурного режима отпуска можно достичь прочностных свойств классов прочности K52–K56, сохраняя при этом высокие показатели ударной вязкости при температуре испытания до –60 °С, несмотря на выявленные различия в структуре сталей с различной системой микролегирования.

Коррозионные испытания по стандартизированным методикам NACE TM0284 и NACE TM0177 показали, что металл всех исследуемых сталей независимо от микролегирования и класса прочности обладает повышенной стойкостью к водородному растрескиванию (коэффициенты CLR 0 % и CTR 0 %) и сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (пороговое напряжение более 80 %).

Скорость общей коррозии исследуемых сталей вне зависимости от микролегирования, класса прочности, типа микроструктуры при испытании в модельном CO<sub>2</sub>- и H<sub>2</sub>S-содержащем растворе составляет 0,11–0,14 мм/год. При этом основным механизмом коррозии исследуемых сталей в CO<sub>2</sub>- и H<sub>2</sub>S-содержащей среде является равномерная сероводородная коррозия, несмотря на то, что парциальное давление CO<sub>2</sub> в газовой смеси значительно превышает парциальное давление H<sub>2</sub>S.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ткачева В.Э., Бриков А.В., Лунин Д.А., Маркин А.Н. Локальная CO<sub>2</sub>-коррозия нефтепромыслового оборудования. Уфа: РН-БашНИПИнефть, 2021. 168 с.
2. Ткачева В.Э., Маркин А.Н., Кшнякин Д.В., Мальцев Д.И., Носов В.В. Коррозия внутрискважинного оборудования в сероводородсодержащих средах // Практика противокоррозионной защиты. 2021. Т. 26. № 2. С. 7–26. DOI: [10.31615/j.corros.prot.2021.100.2-1](https://doi.org/10.31615/j.corros.prot.2021.100.2-1).
3. Брегман Дж. Ингибиторы коррозии. М.: Химия, 1966. 312 с.
4. Гоник А.А. Коррозия нефтепромыслового оборудования и меры ее предупреждения. М.: Недры, 1976. 192 с.
5. Улиг Г.Г. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику. Л.: Химия, 1989. 456 с.
6. Выбойщик М.А., Зырянов А.О., Грузков И.В., Федотова А.В. Углекислотная коррозия нефтепромысловых труб в средах, насыщенных H<sub>2</sub>S и Cl // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 2. С. 6–17. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-2-6-17](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-2-6-17).
7. Choi Yoon-Seok, Netic S., Ling Shiun. Effects of H<sub>2</sub>S on the CO<sub>2</sub> corrosion of carbon steel in acidic solutions // Electrochemical Acta. 2011. Vol. 56. № 4. P. 1752–1760. DOI: [10.1016/j.electacta.2010.08.049](https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.08.049).
8. Выбойщик М.А., Иоффе А.В. Разработка стали, стойкой к углекислотной коррозии в нефтедобываемых средах // Перспективные материалы. Т. 7. Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2017. С. 115–166. EDN: [HFONNS](https://www.edn.ru/HFONNS).
9. Lopez D.A., Perez T., Simison S.N. The influence of microstructure and chemical composition of carbon and low alloy steels in CO<sub>2</sub> corrosion. A state-of-the-art appraisal // Materials & Design. 2003. Vol. 24. № 8. P. 561–575. DOI: [10.1016/S0261-3069\(03\)00158-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00158-4).
10. Zhao Xuehui, Li Guoping, Liu Junlin, Li Mingxing, Du Quanqing, Han Yan. Corrosion Performance Analysis of Tubing Materials with Different Cr Contents in the CO<sub>2</sub> Flooding Injection–Production Environment // Coatings. 2023. Vol. 13. № 10. Article number 1812. DOI: [10.3390/coatings13101812](https://doi.org/10.3390/coatings13101812).
11. Ko M., Ingham B., Laycock N., Williams D.E. In situ synchrotron X-ray diffraction study of the effect of chromium additions to the steel and solution on CO<sub>2</sub> corrosion of pipeline steels // Corrosion Science. 2014. Vol. 80. P. 237–246. DOI: [10.1016/j.corsci.2013.11.035](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.11.035).
12. Sun Jianbo, Sun Chong, Lin Xueqiang, Cheng Xiangkun, Liu Huifeng. Effect of chromium on corrosion behavior of P110 steels in CO<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>S environment with high pressure and high temperature // Materials. 2016. Vol. 9. № 3. Article number 200. DOI: [10.3390/ma9030200](https://doi.org/10.3390/ma9030200).
13. Вагапов Р.К., Запелалов Д.Н. Агрессивные факторы эксплуатационных условий, вызывающие коррозию на объектах добычи газа в присутствии диоксида углерода // Практика противокоррозионной защиты. 2020. Т. 25. № 4. С. 7–17. DOI: [10.31615/j.corros.prot.2020.98.4-1](https://doi.org/10.31615/j.corros.prot.2020.98.4-1).
14. Li Qiang, Jia Wenguang, Yang Kaixiang, Dong Wenfeng, Liu Bingcheng. CO<sub>2</sub> Corrosion Behavior of X70 Steel under Typical Gas-Liquid Intermittent Flow // Metals. 2023. Vol. 13. № 7. Article number 1239. DOI: [10.3390/met13071239](https://doi.org/10.3390/met13071239).
15. Chen Xuezhong, Yang Xiaomin, Zeng Mingyou, Wang Hu. Influence of CO<sub>2</sub> partial pressure and flow rate on the corrosion behavior of N80 steel in 3.5% NaCl // International Journal of Electrochemical Science. 2023. Vol. 18. № 8. Article number 100218. DOI: [10.1016/j.ijoes.2023.100218](https://doi.org/10.1016/j.ijoes.2023.100218).
16. Кудашов Д.В., Иоффе А.В., Науменко В.В., Мунтин А.В., Удод К.А., Ковтунов С.В. Исследование коррозионной стойкости сварных насосно-компрессорных труб группы прочности L80 различного химического состава // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 3. С. 200–208. DOI: [10.17073/0368-0797-2022-3-200-208](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-200-208).
17. Попкова Ю.И., Григорьев А.Я. Влияние состава стали на коррозионную стойкость насосно-компрессорных труб в условиях углекислотной коррозии // Вестник Гомельского государственного технического университета им. П.О. Сухого. 2024. № 1. С. 48–62. DOI: [10.62595/1819-5245-2024-1-48-62](https://doi.org/10.62595/1819-5245-2024-1-48-62).
18. Амежнов А.В., Родионова И.Г., Гладченкова Ю.С., Заркова Е.И., Стукалова Н.А. Сравнительная оценка агрессивности различных сред. Влияние характеристик среды на скорость и механизмы протекания коррозионных процессов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2020. № 3. С. 62–70. EDN: [HBIWWB](https://www.edn.ru/HBIWWB).
19. Benedito A.V., Torres C.A.B., Silva R.M.C., Krahl P.A., Cardoso D.C.T., Silva F.A., Martins C.H. Effects of niobium addition on the mechanical properties and corrosion resistance of microalloyed steels: a review // Buildings. 2024. Vol. 14. № 5. Article number 1462. DOI: [10.3390/buildings14051462](https://doi.org/10.3390/buildings14051462).
20. Холодный А.А. Повышение сопротивления водородному растрескиванию листов для газо- и нефтепроводных труб на основе управления структурообразованием в центральной сегрегационной зоне // Сталь. 2020. № 1. С. 46–53. EDN: [EMNGDD](https://www.edn.ru/EMNGDD).

## REFERENCES

1. Tkacheva V.E., Brikov A.V., Lunin D.A., Markin A.N. *Lokalnaya CO<sub>2</sub>-korroziya neftepromyslovogo oborudovaniya* [Localized CO<sub>2</sub> corrosion of oilfield equipment]. Ufa, RN-BashNIPIneft Publ., 2021. 168 p.

2. Tkacheva V.E., Markin A.N., Kshnyakin D.V., Mal'tsev D.I., Nosov V.V. Corrosion of downhole equipment in hydrogen sulfur-containing environments. *Theory and Practice of Corrosion Protection*, 2021, vol. 26, no. 2, pp. 7–26. DOI: [10.31615/j.corros.prot.2021.100.2-1](https://doi.org/10.31615/j.corros.prot.2021.100.2-1).
3. Bregman Dzh. *Ingibitorny korrozii* [Corrosion inhibitors]. Moscow, Khimiya Publ., 1966. 312 p.
4. Gonik A.A. *Korroziya neftepromyslovogo oborudovaniya i mery ee preduprezhdeniya* [Corrosion of Oilfield Equipment and Measures to Prevent it]. Moscow, Nedry Publ., 1976. 192 p.
5. Ulig G.G. *Korroziya i borba s ney. Vvedenie v korrozionnyu nauku i tekhniku* [Corrosion and corrosion control. An introduction to corrosion science and engineering]. Leningrad, Khimiya Publ., 1989. 456 p.
6. Vyboyshchik M.A., Zyryanov A.O., Gruzkov I.V., Fedotova A.V. Carbon dioxide corrosion of oilfield casing and tubular goods in media saturated with H<sub>2</sub>S and Cl. *Science Vector of Togliatti State University*, 2019, no. 2, pp. 6–17. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-2-6-17](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-2-6-17).
7. Choi Yoon-Seok, Nescic S., Ling Shiun. Effects of H<sub>2</sub>S on the CO<sub>2</sub> corrosion of carbon steel in acidic solutions. *Electrochemical Acta*, 2011, vol. 56, no. 4, pp. 1752–1760. DOI: [10.1016/j.electacta.2010.08.049](https://doi.org/10.1016/j.electacta.2010.08.049).
8. Vyboyshchik M.A., Ioffe A.V. The development of steel resistant to carbon dioxide corrosion in oilfield media. *Perspektivnye materialy*. Tolyatti, Tolyattinskiy gosudarstvennyy universitet Publ., 2017. Vol. 7, pp. 115–166. EDN: [HFONNS](https://www.edn.ru/HFONNS).
9. Lopez D.A., Perez T., Simison S.N. The influence of microstructure and chemical composition of carbon and low alloy steels in CO<sub>2</sub> corrosion. A state-of-the-art appraisal. *Materials & Design*, 2003, vol. 24, no. 8, pp. 561–575. DOI: [10.1016/S0261-3069\(03\)00158-4](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(03)00158-4).
10. Zhao Xuehui, Li Guoping, Liu Junlin, Li Mingxing, Du Quanqing, Han Yan. Corrosion Performance Analysis of Tubing Materials with Different Cr Contents in the CO<sub>2</sub> Flooding Injection–Production Environment. *Coatings*, 2023, vol. 13, no. 10, article number 1812. DOI: [10.3390/coatings13101812](https://doi.org/10.3390/coatings13101812).
11. Ko M., Ingham B., Laycock N., Williams D.E. In situ synchrotron X-ray diffraction study of the effect of chromium additions to the steel and solution on CO<sub>2</sub> corrosion of pipeline steels. *Corrosion Science*, 2014, vol. 80, pp. 237–246. DOI: [10.1016/j.corsci.2013.11.035](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2013.11.035).
12. Sun Jianbo, Sun Chong, Lin Xueqiang, Cheng Xiangkun, Liu Huifeng. Effect of chromium on corrosion behavior of P110 steels in CO<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>S environment with high pressure and high temperature. *Materials*, 2016, vol. 9, no. 3, article number 200. DOI: [10.3390/ma9030200](https://doi.org/10.3390/ma9030200).
13. Vagapov R.K., Zapevalov D.N. Aggressive environmental factors causing corrosion at gas production facilities in the presence of carbon dioxide. *Theory and Practice of Corrosion Protection*, 2020, vol. 25, no. 4, pp. 7–17. DOI: [10.31615/j.corros.prot.2020.98.4-1](https://doi.org/10.31615/j.corros.prot.2020.98.4-1).
14. Li Qiang, Jia Wenguang, Yang Kaixiang, Dong Wenfeng, Liu Bingcheng. CO<sub>2</sub> Corrosion Behavior of X70 Steel under Typical Gas-Liquid Intermittent Flow. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 7, article number 1239. DOI: [10.3390/met13071239](https://doi.org/10.3390/met13071239).
15. Chen Xuezhong, Yang Xiaomin, Zeng Mingyou, Wang Hu. Influence of CO<sub>2</sub> partial pressure and flow rate on the corrosion behavior of N80 steel in 3.5% NaCl. *International Journal of Electrochemical Science*, 2023, vol. 18, no. 8, article number 100218. DOI: [10.1016/j.ijeoes.2023.100218](https://doi.org/10.1016/j.ijeoes.2023.100218).
16. Kudashov D.V., Ioffe A.V., Naumenko V.V., Muntin A.V., Udod K.A., Kovtunov S.V. Corrosion resistance of welded tubing of L80 strength group of different chemical composition. *Izvestiya vuzov. Chernaya metallurgiya*, 2022, vol. 65, no. 3, pp. 200–208. DOI: [10.17073/0368-0797-2022-3-200-208](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-3-200-208).
17. Popkova Yu.I., Grigorev A.Ya. Influence of steel characteristics on the corrosion resistance of tubing under carbon dioxide corrosion conditions. *Bulletin Sukhoi State technical university of Gomel*, 2024, no. 1, pp. 48–62. DOI: [10.62595/1819-5245-2024-1-48-62](https://doi.org/10.62595/1819-5245-2024-1-48-62).
18. Amezhnov A.V., Rodionova I.G., Gladchenkova Yu.S., Zarkova E.I., Stukalova N.A. Comparative assessment of the aggressiveness of various mediums. Influence of medium characteristics on the rate and mechanisms of corrosion processes. *Problems of ferrous metallurgy and materials science*, 2020, no. 3, pp. 62–70. EDN: [HBIWWB](https://www.edn.ru/HBIWWB).
19. Benedito A.V., Torres C.A.B., Silva R.M.C., Krahl P.A., Cardoso D.C.T., Silva F.A., Martins C.H. Effects of niobium addition on the mechanical properties and corrosion resistance of microalloyed steels: a review. *Buildings*, 2024, vol. 14, no. 5, article number 1462. DOI: [10.3390/buildings14051462](https://doi.org/10.3390/buildings14051462).
20. Kholodnyi A.A. Resistance increase to hydrogen-induced sheet cracking for gas and oil pipes based on the structure formation control in the central segregation zone. *Steel in translation*, 2020, vol. 50, no. 1, pp. 53–61. DOI: [10.3103/S0967091220010052](https://doi.org/10.3103/S0967091220010052).

## Influence of heat treatment on the structure and corrosion properties of microalloyed pipe steels with a chromium content of up to 1 %

*Elena A. Chistopoltseva*<sup>\*1,5</sup>, PhD (Engineering),  
Head of Department of Special Materials Science  
*Dmitry V. Kudashov*<sup>2,6</sup>, PhD (Engineering), Director  
*Aleksandr A. Komissarov*<sup>3,7</sup>, PhD (Engineering),  
Head of Hybrid Nanostructured Materials Laboratory  
*Vyacheslav V. Yushchuk*<sup>3,8</sup>, scientific project engineer  
*Aleksandr V. Muntin*<sup>4</sup>, PhD (Engineering),  
Director of Engineering and Technology Center  
*Aleksey V. Chervonniy*<sup>4</sup>, PhD (Engineering),  
Head of Research and Development Department  
*Egor D. Dolgach*<sup>3</sup>, scientific project engineer

<sup>1</sup>LLC IT Service, Samara (Russia)

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

<sup>3</sup>MISIS University of Science and Technology, Moscow (Russia)

<sup>4</sup>JSC Vyksa Metallurgical Plant, Vyksa (Russia)

\*E-mail: chistopolceva@its-samara.com

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0002-5587-287X>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7661-1591>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8758-5085>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3015-1235>

Received 22.04.2025

Revised 20.05.2025

Accepted 17.07.2025

**Abstract:** The service life of oil pipelines has recently decreased significantly due to severe operating conditions and the increased aggressiveness of the environment, caused by the simultaneous presence of dissolved hydrogen sulfide, carbon dioxide, chlorides, and a high water phase content. Conventional corrosion mitigation methods typically address only one of these factors and therefore fail to provide adequate protection under such combined conditions. This limitation necessitates the use of multiple complementary approaches for corrosion control. This paper proposes microalloying systems for low-carbon steels of grades 10KhB, 10F, 10B, and 15KhF (with chromium content up to 1 %) for seamless pipes, along with optimized heat treatment regimes that provide increased strength, cold resistance, and corrosion resistance in CO<sub>2</sub>- and H<sub>2</sub>S-containing environments. Mechanical testing after heat treatment demonstrated that the proposed chemical compositions ensure strength classes K52–K56, while also providing high low-temperature toughness. The morphology of carbides in the microstructure depends on the chemical composition and determines the steel's strength, though it does not affect corrosion resistance. The investigated steels showed high resistance to hydrogen-induced cracking (HIC) and sulfide stress cracking (SSC). After exposure to CO<sub>2</sub>–H<sub>2</sub>S media, a protective iron sulfide film formed on the surface, indicating uniform sulfide corrosion. The corrosion rate and mechanism were found to be governed by the medium composition and the kinetics of iron sulfide film formation. The obtained results allow expanding the scope of application of the proposed steels in multicomponent aggressive environments regardless of the type of microalloying.

**Keywords:** low-carbon microalloyed steel; heat treatment; corrosion-resistant seamless pipe; CO<sub>2</sub>- and H<sub>2</sub>S-containing environment; sulfide corrosion of steel; fine-grained structure; oilfield pipelines.

**Acknowledgments:** The work was carried out within a comprehensive project on the topic “Development and Implementation of Integrated Technologies for the Production of Seamless Pipes from New-Generation Steels with Controlled Corrosion Resistance under Abnormal Operating Conditions for the Fuel and Energy Complex of the Russian Federation” within the agreements No. 075-11-2023-011 dated 10.02.2023 and No. 075-11-2025-017 dated 27.02.2025 in accordance with RF Government Resolution No. 218 dated 09.04.2010.

**For citation:** Chistopoltseva E.A., Kudashov D.V., Komissarov A.A., Yushchuk V.V., Muntin A.V., Chervonniy A.V., Dolgach E.D. Influence of heat treatment on the structure and corrosion properties of microalloyed pipe steels with a chromium content of up to 1 %. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 101–111. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-8.



## Влияние ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68

**Чистюхина Элеонора Ивановна**\*<sup>1,2,4</sup>, инженер-исследователь

лаборатории металловедения цветных и легких металлов

им. академика А.А. Бочвара, магистрант кафедры металловедения и физики прочности

**Мартыненко Наталья Сергеевна**<sup>1,5</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

**Рыбальченко Ольга Владиславовна**<sup>1,6</sup>, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

**Никитин Иван Сергеевич**<sup>3,7</sup>, кандидат технических наук, младший научный сотрудник

лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов

**Лукьянова Елена Александровна**<sup>1,8</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

**Горбенко Артем Дмитриевич**<sup>1,9</sup>, инженер-исследователь лаборатории

прочности и пластичности металлических и композиционных материалов и наноматериалов

**Темралиева Диана Ривовна**<sup>1,10</sup>, инженер-исследователь

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

**Страумал Петр Борисович**<sup>1,11</sup>, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник

лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

**Андреев Владимир Александрович**<sup>1,12</sup>, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник

лаборатории пластической деформации металлических материалов

**Добаткин Сергей Владимирович**<sup>1,13</sup>, доктор технических наук, профессор,

заведующий лабораторией металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва (Россия)

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

<sup>3</sup>Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород (Россия)

\*E-mail: e.chistyuhina@mail.ru

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-2192-3246>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1662-1904>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0403-0800>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5417-9857>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7122-6427>

<sup>9</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3357-4049>

<sup>10</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8392-7826>

<sup>11</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6192-5304>

<sup>12</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>

<sup>13</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4232-927X>

Поступила в редакцию 30.06.2025

Пересмотрена 18.07.2025

Принята к публикации 25.08.2025

**Аннотация:** Медные сплавы на основе системы Cu–Zn, в частности латунь Л68, являются перспективными конструкционными материалами. Однако для повышения их надежности и расширения области применения необходимо повышать их прочностные характеристики. В работе изучалось влияние комбинации ротационнойковки (РК) и последующего отжига на структуру, прочность и пластичность латуни Л68. Для этого проведены исследования микроструктуры сплава в закаленном и деформированном состояниях, механические испытания на одноосное растяжение, исследование твердости по методу Бринелля, а также оценка структурно-фазовых переходов методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Установлено, что в процессе РК происходит формирование не только вытянутых вдоль направления деформации зерен  $\alpha$ -фазы, но и ультрамелкозернистой структуры внутри них, состоящей из субзерен, двойников деформации и полос сдвига. Последующий отжиг при 450 °С приводит к росту размера зерна до 3–5 мкм за счет протекания статической рекристаллизации. После РК наблюдается рост условного предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_B$ ) в ~10 и ~3,5 раза соответственно при снижении значения относительного удлинения более чем в 6 раз. Последующий отжиг при 450 °С, вызвавший формирование рекристаллизованной структуры, привел к снижению прочностных характеристик латуни Л68 относительно деформированного состояния при одновременном росте значения относительного удлинения по сравнению как с деформированным, так и с исходным состоянием сплава. Однако стоит

© Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В.,  
Никитин И.С., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д.,  
Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Андреев В.А., Добаткин С.В., 2025

отметить, что  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  латуни Л68 после РК и последующего отжига при 450 °С превышают значения для закаленного сплава в среднем в ~2,5 и в ~1,7 раза соответственно и превышают значения, регламентированные ГОСТ 494-90, ГОСТ 1066-2015, ГОСТ 931-90 и ГОСТ 5362-78.

**Ключевые слова:** латунь Л68; ротационная ковка; ультрамелкозернистая структура; рекристаллизация; прочность; пластичность.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке государственного задания № 075-00319-25-00.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XII Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025), Толятти, 15–19 сентября 2025 года.

**Для цитирования:** Чистюхина Э.И., Мартыненко Н.С., Рыбальченко О.В., Никитин И.С., Лукьянова Е.А., Горбенко А.Д., Темралиева Д.Р., Страумал П.Б., Андреев В.А., Добаткин С.В. Влияние ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68 // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 3. С. 113–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9.

## ВВЕДЕНИЕ

Медь и ее сплавы нашли широкое применение в электротехнической промышленности благодаря прекрасной электропроводности [1]. Однако медные сплавы, в частности сплавы системы Cu–Zn, используются и в качестве конструкционных материалов в судостроении и самолетостроении, нефтехимической промышленности, при производстве труб и сантехнических изделий, а также холодильного оборудования и изделий военного назначения [2]. Такое применение латуней обусловлено их высокой коррозионной стойкостью, немагнитностью и хорошей формемостью, а также балансом прочности и пластичности [3]. Латунь с содержанием цинка до 37 % является однофазной и представляет собой  $\alpha$ -твердый раствор с кубической гранцентрированной решеткой [4]. Однофазная  $\alpha$ -латунь с низким содержанием цинка относительно двухфазных ( $\alpha+\beta$ )-латуней более устойчива к коррозии и процессам обесцинкования [5; 6]. Однако основным недостатком однофазных латуней являются их низкие прочностные характеристики. Повысить механические свойства и, следовательно, расширить область применения латуней позволяет дисперсионное твердение и измельчение зерна путем деформационной обработки. При этом благодаря измельчению микроструктуры до ультрамелкозернистой (УМЗ) и/или наноразмерной структуры можно добиться существенного увеличения прочности медных сплавов. Сформировать нано- и УМЗ структуру в металлах и сплавах можно методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [7]. Наиболее популярными методами ИПД, применяемыми к медным сплавам, являются кручение под высоким давлением [8], равноканальное угловое прессование (РКУП) [9], всесторонняя ковка [10] и др. Так, в работе [11] авторам удалось достичь сочетания относительно высоких показателей прочности и пластичности в сплаве Cu–30Zn, обработанном РКУП. В этом случае предел прочности сплава составил 565 МПа, предел текучести – 250 МПа, а относительное удлинение – 20 %. В другой работе после РКУП удалось добиться существенного упрочнения сплава Cu–30Zn ( $\sigma_{0,2}$ =542 МПа,  $\sigma_B$ =692 МПа), сопровождающегося сильным падением пластичности (до  $\delta$ =5,6 %) [11]. Однако, несмотря на преимущества методов ИПД для упрочнения металлов и сплавов, их применение в промышленности все еще затруднено. Поэтому разработка режимов обработки, позволяющих получать УМЗ структуру в медных сплавах без применения методов ИПД, является актуальной задачей.

В медных сплавах возможно добиться получения УМЗ структуры путем применения традиционных методов деформации. Например, в работе [12] методом криогенной прокатки с последующим рекристаллизационным отжи-

гом получили УМЗ структуру в латуни Cu–30Zn. В этом случае уменьшение среднего размера зерна до 0,5 мкм с долей большеугловых границ, равной 90 %, позволило вдвое повысить прочность исходного сплава. Другим традиционным методом деформации, успешно применяемым для улучшения физико-механических свойств материалов за счет создания УМЗ структуры, является ротационная ковка (РК). Традиционно этот метод применяется для изготовления полых и сплошных, цилиндрических и ступенчатых валов и осей с круглым и огранным сечением, поэтому его внедрение в производство не является затруднительным, в отличие от методов ИПД [13]. В настоящее время РК успешно применяется для измельчения структуры конструкционных титановых [14; 15] и алюминиевых [16] сплавов, сталей [17] и других материалов. Ранее нами уже была показана перспективность РК для получения УМЗ структуры в медных сплавах: так, были проведены исследования влияния РК на микроструктуру, механические свойства и электропроводность сплавов Cu–0,8%Ni [18], Cu–0,77%Cr–0,86%Ni [19] и Cu–0,5%Cr–0,08%Zr [20; 21]. В данных сплавах благодаря сформированной УМЗ структуре, а также осаждению частиц, богатых Cr, Zr и Ni, значительно возрастают прочность и электропроводность с одновременным снижением пластичности.

Цель работы – исследование влияния ротационнойковки и последующего отжига на структуру и механические свойства однофазной латуни Л68. Ожидается, что комбинация ротационнойковки и последующего отжига позволит получить сплав с улучшенными показателями прочности и пластичности.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования была выбрана латунь марки Л68. Для выплавки исследуемого сплава в качестве шихтовых материалов использовались медь марки М06 и цинк марки Ц0. Выплавка сплава производилась в индукционной печи, отливка осуществлялась в водоохлаждаемую изложницу из чугуна диаметром 52 мм и высотой 200 мм. Химический состав был определен с использованием рентгенофлуоресцентного анализа на последовательном рентгенофлуоресцентном волнодисперсионном спектрометре BRUKER S8 Tiger (серия 2, Германия) в вакууме по стандартной методике с использованием программного обеспечения QUANT-EXPRESS (Bruker, Германия). Согласно проведенному анализу, исследуемый сплав состоял из 68±0,21 мас. % Cu и 32±0,13 мас. % Zn. Далее полученный слиток подвергался горячему прессованию при температуре 630 °С до конечного диаметра 20 мм. Затем

выполнялся отжиг прутка при 800 °С в течение 2 ч с последующей закалкой в воде.

РК выполнялась на ротационно-ковочной машине РКМ 2129.02 двухбойкового типа при комнатной температуре. Перед РК прутки механически обтачивали до 19 мм (исходный диаметр). РК производилась за 10 проходов с промежуточным уменьшением диаметра прутка с 0,6 до 1,5 мм в зависимости от этапа деформации до конечного диаметра 6 мм.

Степень деформации ( $\epsilon$ ) была определена по формуле

$$\epsilon = \ln \frac{A_0}{A_k},$$

где  $A_0$  – исходная площадь поперечного сечения заготовки;

$A_k$  – конечная площадь поперечного сечения заготовки.

Таким образом, степень деформации, соответствующая конечному диаметру прутка 6 мм, была равна 2,31.

Исследование микроструктуры до и после РК при низких увеличениях осуществлялось на оптическом микроскопе ADF I350 (ADF OPTICS Co. LTD, Китай). Анализ микроструктуры после РК проводился в продольном сечении прутка, параллельно направлению деформаций. Микроструктуру после РК исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). ПЭМ-анализ осуществляли с помощью микроскопа JEOL JEM 2100 (Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы для просвечивающей микроскопии были подготовлены с помощью электролитической полировки на установке TenuPol 5 (Дания) с использованием электролита, содержащего  $\text{HNO}_3$  и  $\text{CH}_3\text{OH}$ , при напряжении 19,5 В и температуре –25 °С. Размер структурных составляющих определяли методом случайных секущих в программной среде Digimizer.

Структурно-фазовые переходы изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на приборе NETZSCH DSC 404 F3 Pegasus (NETZSCH, Германия) при линейном нагреве в диапазоне температур 150–700 °С в защитной атмосфере аргона со скоростью 10 К/мин в корундовых тиглях. Для лучшего понимания реакций, происходящих при нагреве исследуемых образцов, были разделены перекрывающиеся

пики. Полученные экспериментальные данные были описаны как суперпозиция гауссовых пиков, или гауссианов, означающая сложение нескольких гауссовых функций. Для проведения анализа разделения пиков использовалось программное обеспечение Origin Pro 2021. Была получена результирующая функция, которая имела несколько максимумов, описывающих превращения, происходящие при нагреве.

Для испытаний на одноосное растяжение были подготовлены плоские образцы с длиной рабочей части 5,75 мм, шириной 2 мм и толщиной 1 мм. Механические испытания проводились при комнатной температуре на испытательной машине Instron 3382 (Великобритания) при постоянной скорости нагружения 1 мм/мин. Для каждого состояния сплава было испытано не менее трех образцов. Твердость измеряли методом Бринелля на испытательной машине ИТ 5010-01 (Россия) с диаметром стального индентора 2,5 мм под нагрузкой 62,5 кг, время выдержки 30 с.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Из рис. 1 видно, что в закаленном состоянии структура латуни Л68 состоит из крупных зерен  $\alpha$ -фазы размером 500–600 мкм и двойников отжига размером от 10 до 70 мкм. В процессе РК микроструктура существенно трансформируется. После РК формируются вытянутые вдоль направления ковки полосы шириной порядка 45 мкм.

После РК внутри вытянутых зерен  $\alpha$ -фазы формируется УМЗ структура (рис. 2 а). Эта УМЗ структура состоит из двойников деформации шириной от нескольких десятков до 200 нм (рис. 2 б), субзерен размером 300–400 нм, границы которых выстроены широкими дислокационными стенками (рис. 2 с), а также полос сдвига шириной 400–500 нм (рис. 2 а). Следует также отметить, что формирование субзерен происходит по большей мере внутри полос сдвига (рис. 2 а).

Рис. 3 комбинирует исходные экспериментальные данные, отдельные полученные пики аппроксимации для исследованных сплавов и новую результирующую линию (кумулятивную кривую) аппроксимации перекрывающихся пиков на основе оценочных значений. Можно видеть, что новый подобранный профиль почти идентичен

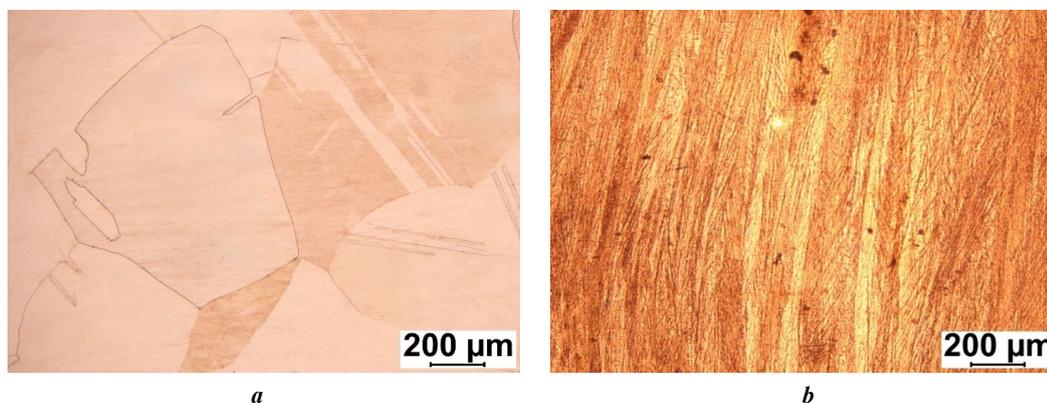
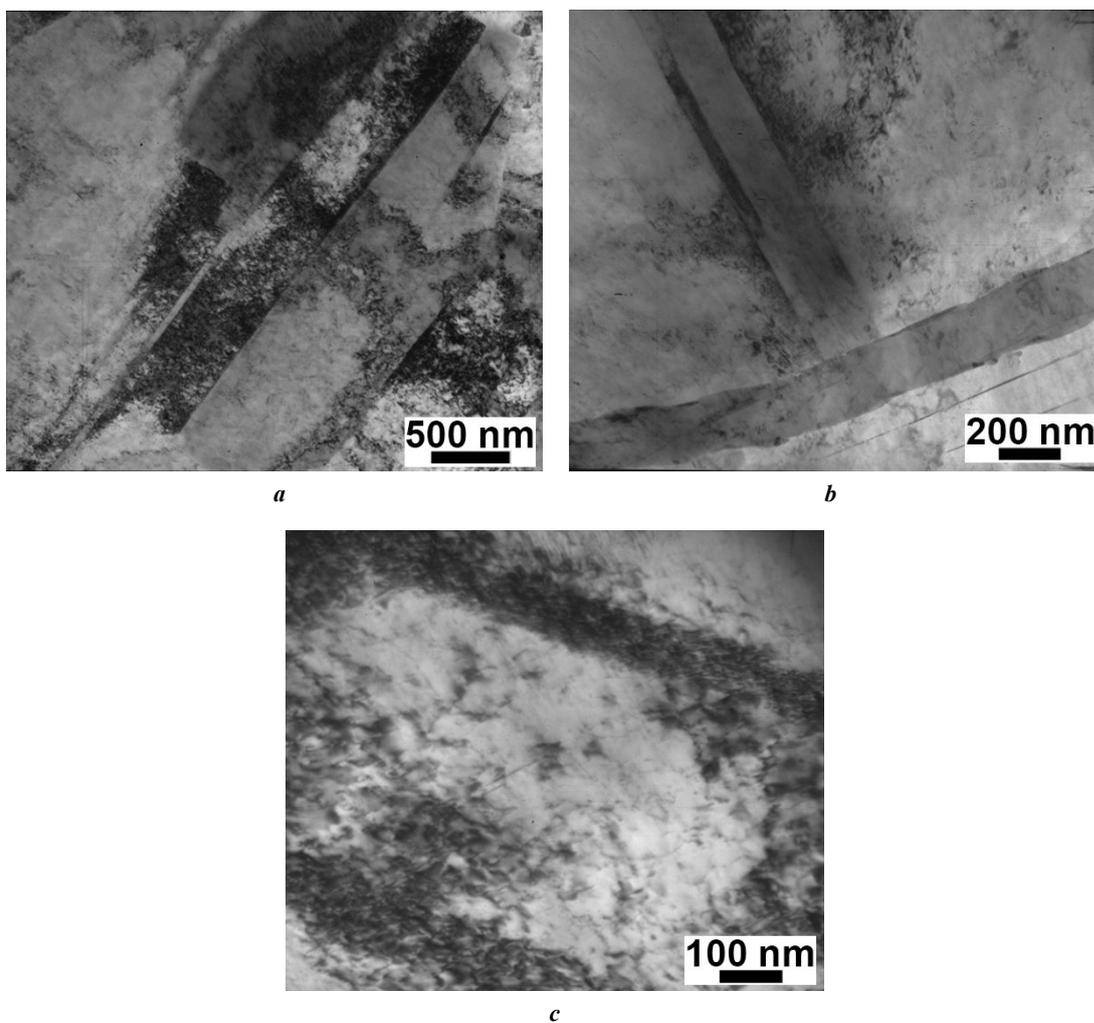
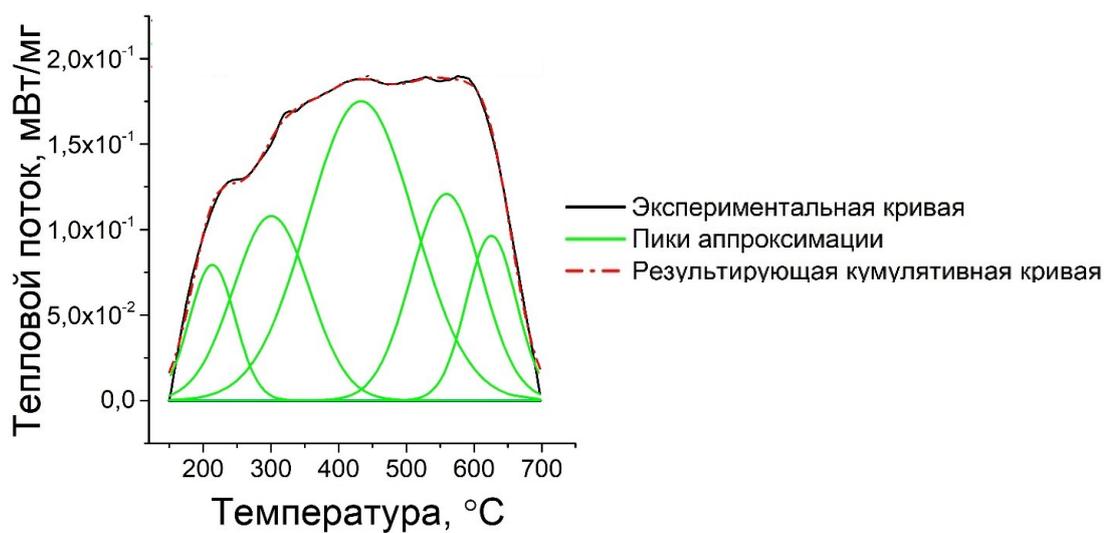


Рис. 1. Микроструктура латуни Л68 в закаленном состоянии (а) и после ротационной ковки при комнатной температуре (б)

Fig. 1. Microstructure of L68 brass in the quenched state (a) and after rotary swaging at room temperature (b)



**Рис. 2.** ПЭМ-изображения латуни Л68 после ротационной ковки: структура сплава при увеличениях  $\times 25\,000$  (a),  $\times 50\,000$  (b) и  $\times 100\,000$  (c)  
**Fig. 2.** TEM images of L68 brass after rotary swaging: alloy structure at magnifications of  $\times 25,000$  (a),  $\times 50,000$  (b) and  $\times 100,000$  (c)



**Рис. 3.** Зависимость теплового потока от температуры нагрева для латуни Л68 после ротационной ковки  
**Fig. 3.** Dependence of heat flow on heating temperature for L68 brass after rotary swaging

экспериментальному (рис. 3), что отражает точность процедуры разделения пиков, используемой в этом анализе.

Анализ ДСК кривой сплава выявил наличие пяти пиков теплопоглощения: два небольших пика, соответствующие температурам ~213 и ~301 °С, максимальный пик при ~433 °С, а также пики при ~560 и ~626 °С (рис. 3). На основе полученных результатов для латуни Л68 после РК были определены температурные режимы 450, 500 и 550 °С для последующего отжига. Выбор температур происходил из расчета, что при них уже должны произойти структурно-фазовые превращения. При этом температуры выше 550 °С не брались в расчет, чтобы избежать быстрого роста зерна.

Из рис. 4 видно, что дополнительный отжиг сплава после РК приводит к снижению твердости тем больше,

чем выше температура нагрева. При этом в интервале 30–240 мин время выдержки не оказывает существенного влияния на значения твердости.

После закалки сплав демонстрирует высокие значения пластичности при относительно низких прочностных свойствах (рис. 5). Проведение РК со степенью деформации 2,31 существенно повышает значения прочностных характеристик, при этом относительное удлинение уменьшается. После дополнительного отжига прочностные характеристики по сравнению со значениями после РК снижаются, но относительно закаленного состояния возрастают предел прочности, условный предел текучести и относительное удлинение.

Из таблицы 1 видно, что РК при  $\epsilon=2,31$  привело к значительному увеличению прочности с повышением

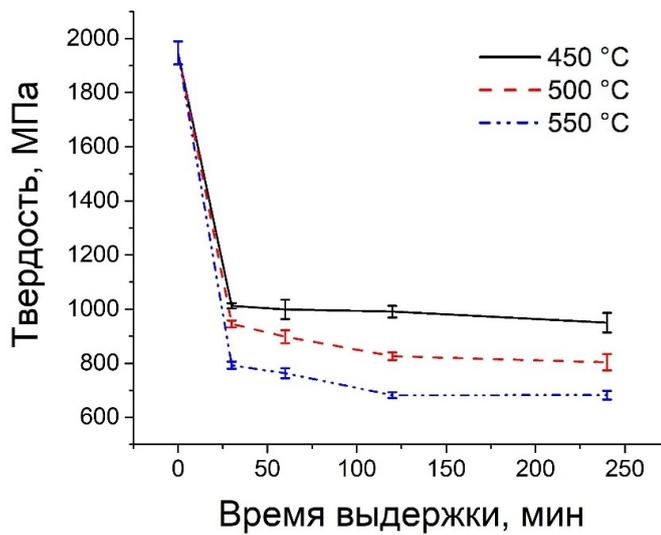


Рис. 4. Зависимость твердости латуни Л68 после ротационной ковки от температуры и времени нагрева  
 Fig. 4. Dependence of the hardness of L68 brass after rotary swaging on the temperature and heating time

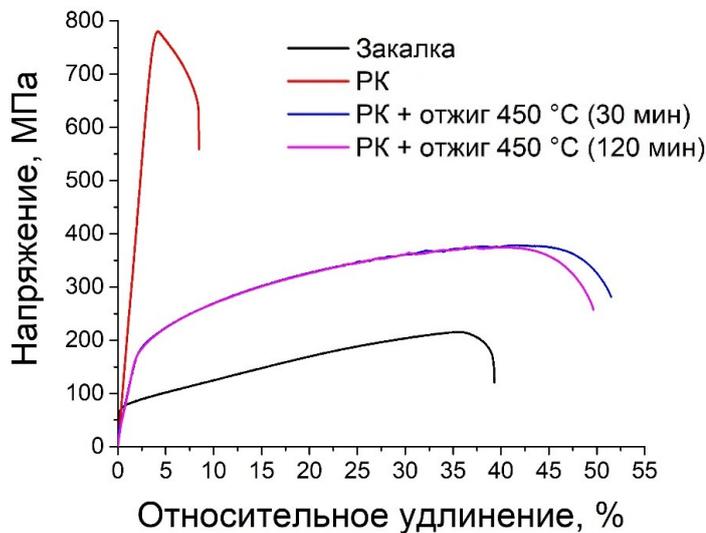


Рис. 5. Кривые растяжения латуни Л68 в различных состояниях  
 Fig. 5. Stress-strain curves of L68 brass in different states

Таблица 1. Механические свойства латуни Л68 в различных состояниях  
Table 1. Mechanical properties of L68 brass in different states

Состояние		$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
Закалка		72±4	222±13	39,9±3,8
Ротационная ковка при $\varepsilon=2,31$	до нагрева	754±5	775±6	6,3±0,4
	450 °С (30 мин)	180±2	382±4	49,1±1,4
	450 °С (2 ч)	172±3	374±4	49,9±2,8

значений  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  более чем в 10 и 3 раза соответственно при одновременном снижении  $\delta$  более чем в 6 раз. Проведение дополнительного отжига при 450 °С в течение 30 и 120 мин после РК способствует снижению прочностных свойств и повышению пластичности. Однако относительно исходного состояния (после закалки) условный предел текучести возрастает в среднем в ~2,5 раза, предел прочности – в ~1,7 раза, а относительное удлинение повышается на 10. Свойства после отжига продолжительностью 30 и 120 мин приблизительно равны.

Структура латуни Л68 после РК и дополнительного отжига представляет собой преимущественно мелкие равноосные зерна (рис. 5). После отжига в течение 30 мин средний размер составляет 3,1±0,4 мкм, при увеличении продолжительности нагрева до 120 мин зерна несколько увеличиваются до 4,5±0,8 мкм. Следует также отметить, что внутри рекристаллизованных зерен происходит формирование отдельных двойников шириной не более 1 мкм (рис. 6).

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Исследование влияния холодной РК, а также последующего отжига на структуру и механические характеристики латуни Л68 показало, что РК приводит к обра-

зованию в сплаве вытянутой вдоль направления деформации микроструктуры (рис. 1), а также к формированию внутри вытянутых зерен УМЗ микроструктуры и существенному росту плотности дефектов кристаллической решетки (рис. 2). Такое изменение микроструктуры ведет к существенному росту прочности сплава (пределы текучести и прочности растут в ~10 и ~3,5 раза соответственно), однако сильно снижает его пластичность ( $\delta$  уменьшается с 39,9±3,8 до 6,3±0,4 %).

Проведенный ДСК-анализ показал, что все выявленные превращения протекают с поглощением энергии (рис. 3). Так, вероятно, первые пики на ковальной латуни (~213 и ~301 °С) соответствуют протекающим процессам полигонизации и возврата. Схожие результаты были получены при проведении ДСК-анализа холоднодеформированной проволоки из свинцовой латуни ЛС59-1, где авторы выявили протекание данных процессов в интервале температур 115–235 °С [22]. Следующий пик на кривой для кованого сплава, соответствующий ~433 °С, вероятно, связан с началом процессов рекристаллизации. Известно, что в деформированной чистой меди процесс рекристаллизации начинает протекать при 250–350 °С [23; 24]. Температура начала рекристаллизации в этом случае зависит от чистоты меди, степени деформации и скорости нагрева образцов при исследовании. Добавка легирующих

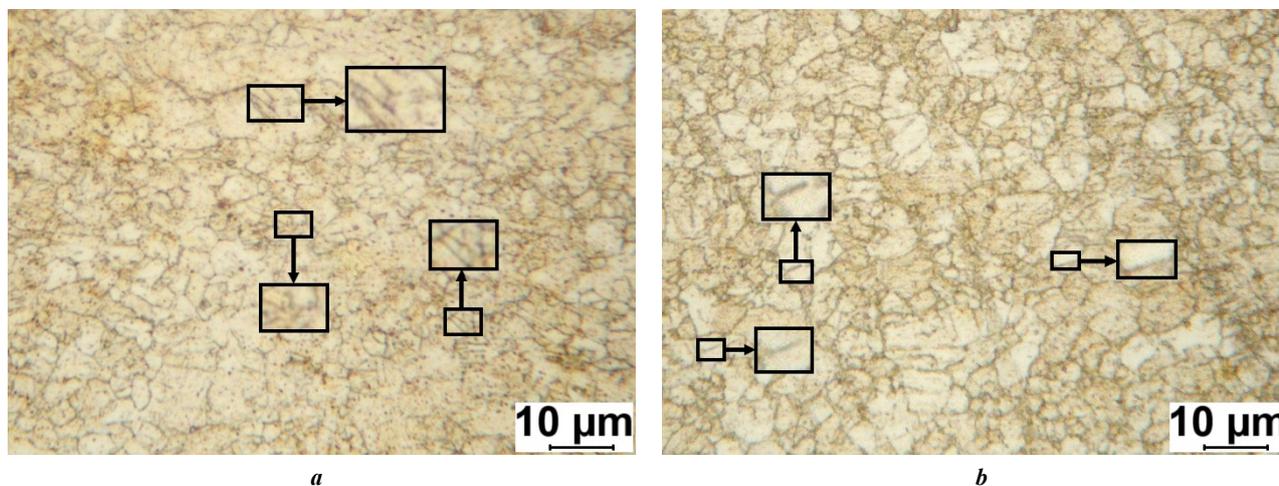


Рис. 6. Микроструктура латуни Л68 после ротационной ковки при комнатной температуре и последующего отжига в течение 30 мин (а) и 2 ч (б). Стрелки указывают на двойники  
Fig. 6. Microstructure of L68 brass after rotary swaging at room temperature and subsequent annealing for 30 min (a) and 2 h (b). Arrows indicate twins

элементов увеличивает температуру рекристаллизации, в данном случае до ~433 °С. Факт протекания рекристаллизации при данной температуре подтверждается и микроструктурными исследованиями (рис. 6). Так, отжиг сплава при 450 °С вызывает формирование мелких равноосных зерен с отдельными двойниками. При этом увеличение времени отжига с 30 мин до 2 ч слабо влияет на размер формирующегося зерна, вызывая лишь небольшой рост с  $3,1 \pm 0,4$  до  $4,5 \pm 0,8$  мкм. При этом пики, соответствующие ~560 и ~626 °С, по-видимому, связаны либо с дальнейшим протеканием первичной рекристаллизации, либо с началом собирательной и вторичной рекристаллизации.

Формирование рекристаллизованной структуры после отжига вызвало существенное снижение прочности латуни Л68 относительно кованого состояния (рис. 5, таблица 1). Так, условный предел прочности в этом случае снизился в ~4,2 раза, а предел прочности – в ~2 раза. Однако стоит отметить, что полученные значения прочностных характеристик существенно превышают значения, полученные для закаленного сплава: в ~2,5 и ~1,7 раза для  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  соответственно. При этом значения относительного удлинения возрастают как по сравнению с кованым состоянием (в ~7,9 раза), так и относительно закаленного состояния (на ~10 %). Что примечательно, механические характеристики латуни Л68, отожженной в течение 30 мин и 2 ч, практически не отличаются. Увеличение прочности сплава после РК по большей части связано с измельчением микроструктуры сплава и увеличением плотности дислокаций.

Как известно, на повышение прочности металлов и сплавов в основном влияют такие факторы, как размер зерна, наличие частиц второй фазы, рост плотности дефектов кристаллической решетки, в частности дислокаций, а также образование твердого раствора [25]. В проведенном исследовании наличия частиц второй фазы не было выявлено ни в одном из состояний сплава, поэтому вкладом данного механизма можно пренебречь. С другой стороны, в сплаве содержится  $32 \pm 0,13$  мас. % Zn, который полностью растворен в медной матрице, образуя твердый раствор. Наличие цинка повышает прочностные характеристики чистой меди. Однако, как было сказано выше, структура сплава во всех трех состояниях (закаленное, кованое и отожженное) состоит из зерен твердого раствора цинка в меди разного размера. Это означает, что величина

вклада твердорастворного механизма в упрочнение имеет близкое значение для различных состояний сплава. В то же время РК приводит к существенному измельчению зерна относительно закаленного состояния. Кроме того, РК, как любая деформационная обработка, вызывает увеличение плотности дислокаций. Например, в работе [26] показали, что в процессе РК медного сплава Cu–3,11Сг наблюдался рост плотности дислокаций с  $3,87 \times 10^{11} \text{ м}^{-2}$  в закаленном состоянии до  $1,22 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$  после РК. Поэтому в данном эксперименте также следует ожидать существенного роста плотности дислокаций. Последующий отжиг при 450 °С приводит не только к росту размера зерна до 3–5 мкм из-за протекающей рекристаллизации, но и к снижению плотности дислокаций. В работе [26] также проводили расчет плотности дислокаций сплава Cu–3,11Сг после РК с последующим старением в интервале температур от 400 до 550 °С. Было показано, что нагрев в этом интервале температур приводит к небольшому снижению плотности дислокаций до  $9,41 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Рост зерна и снижение плотности дислокаций приводят к уменьшению вклада этих механизмов в упрочнение, вследствие чего прочностные характеристики снижаются. При этом формирование мелких, рекристаллизованных зерен и снижение плотности дислокаций приводят к существенному улучшению пластичности сплава. Подобную картину наблюдали в работе [27] в процессе отжига при различных температурах сплава Cu–4,5 мас. % Al, подвергнутого РК. Авторы показали, что увеличение температуры и продолжительности отжига приводит к росту зерна за счет протекания рекристаллизации, что положительно сказывается на пластичности.

Резюмируя полученные данные, можно сделать вывод, что РК существенно повышает прочностные характеристики латуни Л68 при снижении ее пластичности, в то время как последующий отжиг позволяет получить состояние с улучшенными относительно закаленного состояния значениями прочности и пластичности. При этом как кованый, так и отожженный сплав может успешно применяться в народном хозяйстве для решения различных задач, так как полученные в работе механические характеристики не уступают регламентированным ГОСТ 494-90, ГОСТ 1066-2015, ГОСТ 931-90 и ГОСТ 5362-78 значениям или даже превышают их (таблица 2). Так, например, латунь после РК может применяться при

**Таблица 2.** Сравнение требований, предъявляемых к обработанной латуни Л68, с полученными в работе данными  
**Table 2.** Comparison of the requirements for processed L68 brass with the data obtained in the work

Назначение / метод обработки	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	Источник
Проволока мягкая (диаметр 0,18–0,75 мм)	340	25	ГОСТ 1066-2015
Проволока твердая (диаметр 0,18–0,75 мм)	690–930	–	ГОСТ 1066-2015
Полоса холоднокатаная твердая	430–540	10	ГОСТ 931-90
Полоса холоднокатаная	290–370	42	ГОСТ 931-90
Полоса холоднокатаная	290–340	50	ГОСТ 5362-78
Труба мягкая	290	40	ГОСТ 494-90

Назначение / метод обработки	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	Источник
Труба полутвердая	340	35	ГОСТ 494-90
Ротационная ковка ( $\epsilon=2,31$ )	775 $\pm$ 6	6,3 $\pm$ 0,4	Текущее исследование
Ротационная ковка ( $\epsilon=2,31$ ) + нагрев 450 °С (30 мин)	382 $\pm$ 4	49,1 $\pm$ 1,4	Текущее исследование

производстве изделий, для которых требуются высокие показатели прочности, например работающих в условиях истирания. Отожженная после РК латунь Л68 может применяться при производстве изделий, для которых важно сочетание прочности и пластичности, например сантехнических изделий. Кроме того, обработка методом РК может быть легко скомбинирована с другими методами деформации, например с волочением. Предполагается, что такая комбинация может привести к дополнительному улучшению механических характеристик.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Ротационная ковка латуни Л68 приводит к образованию вытянутых вдоль направления деформации зерен  $\alpha$ -фазы, внутри которых формируется УМЗ структура, состоящая из субзерен размером 300–400 нм, двойников деформации шириной от нескольких десятков до 200 нм, а также полос сдвига шириной 400–500 нм.

2. После отжига при 450 °С формируется рекристаллизованная микроструктура с размером зерна 3,1 $\pm$ 0,4 и 4,5 $\pm$ 0,8 мкм для 30 мин и 2 ч выдержки соответственно.

3. Формирование УМЗ структуры после ротационной ковки приводит к росту  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$  в  $\sim 10$  и  $\sim 3,5$  раза соответственно при снижении пластичности с 39,9 $\pm$ 3,8 до 6,3 $\pm$ 0,4 %. Последующий отжиг при 450 °С привел к снижению прочностных характеристик латуни Л68 из-за протекания рекристаллизации при одновременном росте значения относительного удлинения до  $\sim 49$  %.

4. Продолжительность отжига при 450 °С не повлияла на величину механических характеристик сплава.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Yang Kuo, Wang Yihan, Guo Mingxing, Wang Hu, Mo Yongda, Dong Xueguang, Lou Huaafen. Recent development of advanced precipitation-strengthened Cu alloys with high strength and conductivity: a review // *Progress in Materials Science*. 2023. Vol. 138. Article number 101141. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2023.101141](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101141).
- Mousavi S.E., Sonboli A., Naghshehkesh N., Meratian M., Salehi A., Sanayei M. Different behavior of alpha and beta phases in a Low Stacking Fault Energy copper alloy under severe plastic deformation // *Materials Science and Engineering: A*. 2020. Vol. 788. Article number 139550. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139550](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139550).
- Imai H., Li S., Atsumi H., Kosaka Y., Kojima A., Umeda J., Kondoh K. Mechanical Properties and Machinability of Extruded Cu-40% Zn Brass Alloy with Bismuth via Powder Metallurgy Process // *Transactions of JWRI*. 2009. Vol. 38. № 1. P. 25–30. DOI: [10.18910/5502](https://doi.org/10.18910/5502).
- Basori I., Gadhu R., Sofyan B.T. Effects of deformation and annealing temperature on the microstructures and mechanical properties of Cu-32% Zn Brass // *ARN Journal of Engineering and Applied Sciences*. 2016. Vol. 11. № 4. P. 2741–2745. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218).
- Galai M., Ouassir J., Ebn Touhami M., Nassali H., Benqlilou H., Belhaj T., Berrami K., Mansouri I., Oauki B.  $\alpha$ -Brass and ( $\alpha+\beta$ ) Brass Degradation Processes in Azrou Soil Medium Used in Plumbing Devices // *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*. 2017. Vol. 3. № 3. Article number 30. DOI: [10.1007/s40735-017-0087-y](https://doi.org/10.1007/s40735-017-0087-y).
- Pelto-Huikko A., Salonen N., Latva M. Dezincification of faucets with different brass alloys // *Engineering Failure Analysis*. 2025. Vol. 169. Article number 109202. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109202](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109202).
- Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progress in materials science*. 2000. Vol. 45. № 2. P. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
- Vidilli A.L., Machado I.F., Edalati K., Botta W.J., Bolfarini C., Koga G.Y. Wear-resistant ultrafine severely deformed brass (Cu-30Zn) // *Materials Letters*. 2024. Vol. 377. Article number 137465. DOI: [10.1016/j.matlet.2024.137465](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137465).
- 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. P. 433–440. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.026](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.026).
- Shahriyari F., Shaeri M.H., Dashti A., Zarei Z., Noghani M.T., Cho Jae Hyung, Djavanroodi F. Evolution of mechanical properties, microstructure and texture and of various brass alloys processed by multi-directional forging // *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Vol. 831. Article number 142149. DOI: [10.1016/j.msea.2021.142149](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142149).
- Radhi H.N., Mohammed M.T. Aljassani A.M.H. Influence of ECAP processing on mechanical and wear properties of brass alloy // *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 44. P. 2399–2402. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.12.461](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.461).
- Konkova T., Mironov S., Korznikov A., Korznikova G., Myshlyayev M., Semiatin L. A two-step approach for producing an ultrafine-grain structure in Cu-30Zn brass.

- Materials Letters // Materials Letters. 2015. Vol. 161. P. 1–4. DOI: [10.1016/j.matlet.2015.08.025](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.08.025).
13. Mao Qingzhong, Liu Yanfang, Zhao Yonghao. A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 896. Article number 163122. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.163122](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163122).
  14. Naydenkin E.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V., Lykova O.N., Manisheva A.I. Structural-phase state and mechanical properties of  $\beta$  titanium alloy produced by rotary swaging with subsequent aging // Journal of Alloys and Compounds. 2023. Vol. 935. Article number 167973. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167973](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167973).
  15. Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Nokhrin A.V. et al. Enhancement of the Strength and the Corrosion Resistance of a PT-7M Titanium Alloy Using Rotary Forging // Russian Metallurgy (Metally). 2021. Vol. 2021. № 5. P. 600–610. DOI: [10.1134/S0036029521050050](https://doi.org/10.1134/S0036029521050050).
  16. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Optimizing strength and electrical conductivity of 6201 aluminum alloy wire through rotary swaging and aging processes // Journal of Materials Processing Technology. 2024. Vol. 331. Article number 118497. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2024.118497](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2024.118497).
  17. Дедюлина О.К., Салищев Г.А. Формирование ультрамелкозернистой структуры в среднеуглеродистой стали 40ХГНМ ротационной ковкой и ее влияние на механические свойства // Фундаментальные исследования. 2013. № 1-3. С. 701–706. EDN: [PUUIVF](https://www.elibrary.ru/uuuivf).
  18. Martynenko N.S., Bocharov N.R., Rybalchenko O.V., Prosvirnin D.V., Rybalchenko G.V., Kolmakov A.G., Morozov M.M., Yusupov V.S., Dobatkin S.V. Increase in the strength and electrical conductivity of a Cu–0.8 Hf alloy after rotary swaging and subsequent aging // Russian Metallurgy (Metally). 2023. Vol. 2023. № 4. P. 466–474. DOI: [10.1134/S0036029523040158](https://doi.org/10.1134/S0036029523040158).
  19. Martynenko N., Rybalchenko O., Straumal P. et al. Increasing strength and electrical conductivity of Cu–0.77% Cr–0.86% Hf alloy by rotary swaging and subsequent aging // Journal of Materials Science. 2024. Vol. 59. P. 5944–5955. DOI: [10.1007/s10853-024-09332-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09332-x).
  20. Martynenko N., Rybalchenko O., Bodyakova A., Prosvirnin D., Rybalchenko G., Morozov M., Yusupov V., Dobatkin S. Effect of Rotary Swaging on the Structure, Mechanical Characteristics and Aging Behavior of Cu–0.5%Cr–0.08%Zr Alloy // Materials. 2023. Vol. 16. № 1. Article number 105. DOI: [10.3390/ma16010105](https://doi.org/10.3390/ma16010105).
  21. Мартыненко Н.С., Бочвар Н.Р., Рыбальченко О.В., Бодякова А.И., Морозов М.М., Леонова Н.П., Юсупов В.С., Добаткин С.В. Влияние ротационной ковки и последующего старения на структуру и механические свойства сплава Cu–0,5%Cr–0,08%Zr // Металлы. 2022. № 3. С. 56–64. EDN: [MQEZDH](https://www.elibrary.ru/mqezdh).
  22. Illarionov A.G., Loginov Y.N., Stepanov S.I., Illarionova S.M., Radaev P.S. Variation of the Structure-and-Phase Condition and Physical and Mechanical Properties of Cold-Deformed Leaded Brass Under Heating // Metal Science and Heat Treatment. 2019. Vol. 61. P. 243–248. DOI: [10.1007/s11041-019-00408-z](https://doi.org/10.1007/s11041-019-00408-z).
  23. Chen Jian, Ma Xiao-guang, Li Jun, Yao Yu-hong, Yan Wen, Fan Xin-hui. New method for analyzing recrystallization kinetics of deformed metal by differential scanning calorimeter // Journal of Central South University. 2015. Vol. 22. P. 849–854. DOI: [10.1007/s11771-015-2592-9](https://doi.org/10.1007/s11771-015-2592-9).
  24. Benchabane G., Boumerzoug Z., Thibon I., Gloriant T. Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness // Materials Characterization. 2008. Vol. 59. № 10. P. 1425–1428. DOI: [10.1016/j.matchar.2008.01.002](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.01.002).
  25. Ситдииков В.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В. Микроструктура и свойства сплава Zn–1%Li–2%Mg, подвергнутого интенсивной пластической деформации // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 2. С. 117–130. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-7](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-7).
  26. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Enhancing strength and electrical conductivity of Cu–Cr composite wire by two-stage rotary swaging and aging treatments // Composites Part B: Engineering. 2022. Vol. 231. Article number 109567. DOI: [10.1016/j.compositesb.2021.109567](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109567).
  27. Li Xingfu, Li Cong, Sun Lele, Gong Yulan, Pan Hongjiang, Tan Zhilong, Xu Lei, Zhu Xinkun. Enhancing strength-ductility synergy of Cu alloys with heterogeneous microstructure via rotary swaging and annealing // Materials Science and Engineering: A. 2025. Vol. 920. Article number 147501. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147501](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147501).

## REFERENCES

1. Yang Kuo, Wang Yihan, Guo Mingxing, Wang Hu, Mo Yongda, Dong Xueguang, Lou Huafen. Recent development of advanced precipitation-strengthened Cu alloys with high strength and conductivity: a review. *Progress in Materials Science*, 2023, vol. 138, article number 101141. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2023.101141](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101141).
2. Mousavi S.E., Sonboli A., Naghshehkish N., Meratian M., Salehi A., Sanayei M. Different behavior of alpha and beta phases in a Low Stacking Fault Energy copper alloy under severe plastic deformation. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, vol. 788, article number 139550. DOI: [10.1016/j.msea.2020.139550](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139550).
3. Imai H., Li S., Atsumi H., Kosaka Y., Kojima A., Umeda J., Kondoh K. Mechanical Properties and Machinability of Extruded Cu–40% Zn Brass Alloy with Bismuth via Powder Metallurgy Process. *Transactions of JWRI*, 2009, vol. 38, no. 1, pp. 25–30. DOI: [10.18910/5502](https://doi.org/10.18910/5502).
4. Basori I., Gadhu R., Sofyan B.T. Effects of deformation and annealing temperature on the microstructures and mechanical properties of Cu–32% Zn Brass. *ARPJ Journal of Engineering and Applied Sciences*, 2016, vol. 11, no. 4, pp. 2741–2745. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.748.218).
5. Galai M., Ouassir J., Ebn Touhami M., Nassali H., Benqilou H., Belhaj T., Berrami K., Mansouri I., Ouki B.  $\alpha$ -Brass and ( $\alpha$ + $\beta$ ) Brass Degradation Processes in Azrou Soil Medium Used in Plumbing Devices. *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*, 2017, vol. 3, no. 3, article number 30. DOI: [10.1007/s40735-017-0087-y](https://doi.org/10.1007/s40735-017-0087-y).
6. Peltto-Huikko A., Salonen N., Latva M. Dezincification of faucets with different brass alloys. *Engineering Failure Analysis*, 2025, vol. 169, article number 109202. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109202](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109202).
7. Valiev R.Z., Islamgaliev R.K., Alexandrov I.V. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation.

- Progress in materials science*, 2000, vol. 45, no. 2, pp. 103–189. DOI: [10.1016/S0079-6425\(99\)00007-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(99)00007-9).
8. Vidilli A.L., Machado I.F., Edalati K., Botta W.J., Bolfarini C., Koga G.Y. Wear-resistant ultrafine severely deformed brass (Cu-30Zn). *Materials Letters*, 2024, vol. 377, article number 137465. DOI: [10.1016/j.matlet.2024.137465](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.137465).
  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, pp. 433–440. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.026](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.026).
  10. Shahriyari F., Shaeri M.H., Dashti A., Zarei Z., Noghani M.T., Cho Jae Hyung, Djavanroodi F. Evolution of mechanical properties, microstructure and texture and of various brass alloys processed by multi-directional forging. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, vol. 831, article number 142149. DOI: [10.1016/j.msea.2021.142149](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142149).
  11. Radhi H.N., Mohammed M.T. Aljassani A.M.H. Influence of ECAP processing on mechanical and wear properties of brass alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 44, pp. 2399–2402. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.12.461](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.461).
  12. Konkova T., Mironov S., Korznikov A., Korznikova G., Myshlyaev M., Semiatin L. A two-step approach for producing an ultrafine-grain structure in Cu–30Zn brass. *Materials Letters*. *Materials Letters*, 2015, vol. 161, pp. 1–4. DOI: [10.1016/j.matlet.2015.08.025](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2015.08.025).
  13. Mao Qingzhong, Liu Yanfang, Zhao Yonghao. A review on mechanical properties and microstructure of ultrafine grained metals and alloys processed by rotary swaging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 896, article number 163122. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.163122](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.163122).
  14. Naydenkin E.V., Mishin I.P., Zabudchenko O.V., Lykova O.N., Manisheva A.I. Structural-phase state and mechanical properties of  $\beta$  titanium alloy produced by rotary swaging with subsequent aging. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 935, article number 167973. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167973](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167973).
  15. Chuvil'deev V.N., Kopylov V.I., Nokhrin A.V. et al. Enhancement of the Strength and the Corrosion Resistance of a PT-7M Titanium Alloy Using Rotary Forging. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021, vol. 2021, no. 5, pp. 600–610. DOI: [10.1134/S0036029521050050](https://doi.org/10.1134/S0036029521050050).
  16. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Optimizing strength and electrical conductivity of 6201 aluminum alloy wire through rotary swaging and aging processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 2024, vol. 331, article number 118497. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2024.118497](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2024.118497).
  17. Dedyulina O.K., Salishchev G.A. Formation of ultrafine-grained structure in medium-carbon steel 40HGNM by swaging and its influence on mechanical properties. *Fundamental research*, 2013, no. 1-3, pp. 701–706. EDN: [PUUIVF](https://doi.org/10.1016/j.fundres.2013.08.025).
  18. Martynenko N.S., Bochvar N.R., Rybalchenko O.V., Prosvirnin D.V., Rybalchenko G.V., Kolmakov A.G., Morozov M.M., Yusupov V.S., Dobatkin S.V. Increase in the strength and electrical conductivity of a Cu–0.8 Hf alloy after rotary swaging and subsequent aging. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2023, vol. 2023, no. 4, pp. 466–474. DOI: [10.1134/S0036029523040158](https://doi.org/10.1134/S0036029523040158).
  19. Martynenko N., Rybalchenko O., Straumal P. et al. Increasing strength and electrical conductivity of Cu-0.77% Cr-0.86% Hf alloy by rotary swaging and subsequent aging. *Journal of Materials Science*, 2024, vol. 59, pp. 5944–5955. DOI: [10.1007/s10853-024-09332-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09332-x).
  20. Martynenko N., Rybalchenko O., Bodyakova A., Prosvirnin D., Rybalchenko G., Morozov M., Yusupov V., Dobatkin S. Effect of Rotary Swaging on the Structure, Mechanical Characteristics and Aging Behavior of Cu-0.5%Cr-0.08%Zr Alloy. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 1, article number 105. DOI: [10.3390/ma16010105](https://doi.org/10.3390/ma16010105).
  21. Martynenko N.S., Bochvar N.R., Rybalchenko O.V., Bodyakova A.I., Morozov M.M., Leonova N.P., Yusupov V.S., Dobatkin S.V. Effect of rotary swaging and subsequent aging on the structure and mechanical properties of a Cu-0.5% Cr-0.08% Zr alloy. *Russian metallurgy (Metally)*, 2022, vol. 2022, no. 5, pp. 512–519. DOI: [10.1134/S0036029522050081](https://doi.org/10.1134/S0036029522050081).
  22. Illarionov A.G., Loginov Y.N., Stepanov S.I., Illarionova S.M., Radaev P.S. Variation of the Structure-and-Phase Condition and Physical and Mechanical Properties of Cold-Deformed Leaded Brass Under Heating. *Metal Science and Heat Treatment*, 2019, vol. 61, pp. 243–248. DOI: [10.1007/s11041-019-00408-z](https://doi.org/10.1007/s11041-019-00408-z).
  23. Chen Jian, Ma Xiao-guang, Li Jun, Yao Yu-hong, Yan Wen, Fan Xin-hui. New method for analyzing recrystallization kinetics of deformed metal by differential scanning calorimeter. *Journal of Central South University*, 2015, vol. 22, pp. 849–854. DOI: [10.1007/s11771-015-2592-9](https://doi.org/10.1007/s11771-015-2592-9).
  24. Benchabane G., Boumerzoug Z., Thibon I., Gloriant T. Recrystallization of pure copper investigated by calorimetry and microhardness. *Materials Characterization*, 2008, vol. 59, no. 10, pp. 1425–1428. DOI: [10.1016/j.matchar.2008.01.002](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.01.002).
  25. Sitdikov V.D., Khafizova E.D., Polenok M.V. Microstructure and properties of the Zn-1%Li-2%Mg alloy subjected to severe plastic deformation. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 2, pp. 117–130. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-7](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-7).
  26. Mao Qingzhong, Wang Long, Nie Jinfeng, Zhao Yonghao. Enhancing strength and electrical conductivity of Cu–Cr composite wire by two-stage rotary swaging and aging treatments. *Composites Part B: Engineering*, 2022, vol. 231, article number 109567. DOI: [10.1016/j.compositesb.2021.109567](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109567).
  27. Li Xingfu, Li Cong, Sun Lele, Gong Yulan, Pan Hongjiang, Tan Zhilong, Xu Lei, Zhu Xinkun. Enhancing strength-ductility synergy of Cu alloys with heterogeneous microstructure via rotary swaging and annealing. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, vol. 920, article number 147501. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147501](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147501).

UDC 669.2:669.35:621.73.043:539.424  
doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9

## The influence of rotary swaging and subsequent annealing on the structure and mechanical properties of L68 single-phase brass

**Eleonora I. Chistyukhina**<sup>\*1,2,4</sup>, research engineer

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar, graduate student of Chair of Metal Science and Physics of Strength

**Natalia S. Martynenko**<sup>1,5</sup>, PhD (Engineering), senior researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

**Olga V. Rybalchenko**<sup>1,6</sup>, PhD (Engineering), leading researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

**Ivan S. Nikitin**<sup>3,7</sup>, PhD (Engineering), junior researcher

of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys

**Elena A. Lukyanova**<sup>1,8</sup>, PhD (Engineering), senior researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

**Artem D. Gorbenko**<sup>1,9</sup>, research engineer

at the Laboratory of Strength and Plasticity of Metallic and Composite Materials and Nanomaterials

**Diana R. Temralieva**<sup>1,10</sup>, research engineer

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

**Petr B. Straumal**<sup>1,11</sup>, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

**Vladimir A. Andreev**<sup>1,12</sup>, PhD (Engineering), leading researcher

at the Laboratory of Plastic Deformation of Metallic Materials

**Sergey V. Dobatkin**<sup>1,13</sup>, Doctor of Science (Engineering), Professor, Head

of the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar

<sup>1</sup>*A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow (Russia)*

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

<sup>3</sup>*Belgorod State University, Belgorod (Russia)*

\*E-mail: e.chistyuhina@mail.ru

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-2192-3246>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1662-1904>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0403-0800>

<sup>7</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5417-9857>

<sup>8</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7122-6427>

<sup>9</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3357-4049>

<sup>10</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8392-7826>

<sup>11</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6192-5304>

<sup>12</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3937-1952>

<sup>13</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4232-927X>

Received 30.06.2025

Revised 18.07.2025

Accepted 25.08.2025

**Abstract:** Copper alloys based on the Cu–Zn system, in particular L68 brass, are promising structural materials. However, to improve their reliability and expand the scope of application, it is necessary to enhance their strength characteristics. In this work, the influence of a combination of rotary swaging (RS) and subsequent annealing on the structure, strength and ductility of L68 brass was studied. For this purpose, the alloy microstructure was studied in the quenched and deformed states, mechanical tests for uniaxial tension, a Brinell hardness study, and an assessment of structural and phase transitions using differential scanning calorimetry were carried out. It was found that during rotary swaging, both  $\alpha$ -phase grains elongated along the deformation direction and an ultrafine-grained structure inside them consisting of subgrains, deformation twins and shear bands are formed. Subsequent annealing at 450 °C leads to an increase in the grain size to 3–5  $\mu\text{m}$  due to static recrystallization. After rotary swaging, an increase in the offset yield strength ( $\sigma_{0.2}$ ) and ultimate tensile stress limit ( $\sigma_B$ ) by  $\sim 10$  and  $\sim 3.5$  times, respectively, is observed with a decrease in the relative elongation value by more than 6 times. Subsequent annealing at 450 °C, which caused the formation of a recrystallised structure, led to a decrease in the strength characteristics of L68 brass relative to the deformed state with a simultaneous increase in the relative elongation value compared to both the deformed and the initial state of the alloy. However, it is worth noting that  $\sigma_{0.2}$  and  $\sigma_B$  of L68 brass after rotary swaging and subsequent annealing at 450 °C exceed the values for the quenched alloy by an average of  $\sim 2.5$  and  $\sim 1.7$  times, respectively, and exceed the values regulated by GOST 494-90, GOST 1066-2015, GOST 931-90, and GOST 5362-78.

**Keywords:** L68 brass; rotary swaging; ultrafine-grained structure; recrystallization; strength; ductility.

**Acknowledgments:** The work was carried out with the financial support of state assignment No. 075-00319-25-00.

The paper was written on the reports of the participants of the XII International School of Physical Materials Science (SPM-2025), Togliatti, September 15–19, 2025.

**For citation:** Chistyukhina E.I., Martynenko N.S., Rybalchenko O.V., Nikitin I.S., Lukyanova E.A., Gorbenko A.D., Temralieva D.R., Straumal P.B., Andreev V.A., Dobatkin S.V. The influence of rotary swaging and subsequent annealing on the structure and mechanical properties of L68 single-phase brass. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 113–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-9.

## Прочность соединений пластин меди, полученных точечной ультразвуковой сваркой инструментом с разной высотой зубцов

*Шаяхметова Эльвина Рафитовна*, младший научный сотрудник  
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа (Россия)

E-mail: elvinar@imsp.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1659-9922>

Поступила в редакцию 30.06.2025

Пересмотрена 21.07.2025

Принята к публикации 12.08.2025

**Аннотация:** Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов позволяет получать твердофазные соединения между тонкими заготовками и относится к энергоэффективным экологически чистым технологиям. Широкое использование этой технологии сдерживает невысокая прочность получаемых соединений и нестабильность их свойств. Одним из способов повышения прочностных характеристик является разработка сварочного инструмента, обеспечивающего стабильную передачу энергии ультразвуковых колебаний в зону соединения. Для этого на поверхность сварочного наконечника и наковальни наносят рельеф с зубцами или пирамидками разной формы и высоты. В работе представлены данные об усилиях и работе разрушения нахлесточных соединений, полученных точечной ультразвуковой сваркой пластин меди инструментом с высотой зубцов 0,1 и 0,4 мм. УЗС проводили с частотой 20 кГц и амплитудой колебаний 18–20 мкм, длительность сварки составляла 2 и 3 с, величина сжимающей нагрузки 2,5 кН. В работе рассмотрены особенности разрушения полученных соединений и распределения нормальных деформаций в сварной точке, рассчитаны коэффициенты интенсивности напряжений в ее окрестностях. Показано, что после УЗС в течение 3 с показатели прочности соединений, полученных разным инструментом, достигают наибольших значений, они близки по величине, однако разброс экспериментальных данных вдвое меньше после сварки инструментом с мелкими зубцами. Соединения, полученные таким инструментом, разрушаются по поверхности соединения, а после сварки инструментом с крупными зубцами – с отрывом сварной точки, что объясняется увеличением коэффициента интенсивности напряжений в вершине концентратора, окружающего сварную точку.

**Ключевые слова:** медь; ультразвуковая сварка металлов; твердофазное соединение; прочность соединений; рельеф сварочного инструмента; коэффициент интенсивности напряжений.

**Благодарности:** Исследование выполнено в рамках государственного задания ИПСМ РАН (регистрационный номер 124022900006-2). Часть экспериментальных данных получена при выполнении гранта РФФИ № 22-19-00617 (<https://rscf.ru/project/22-19-00617/>). Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».

Автор выражает глубокую благодарность к.т.н. М.А. Мурзиновой и д.ф.-м.н. А.А. Назарову за помощь при проведении исследований и обсуждение полученных результатов.

Статья подготовлена по материалам докладов участников XII Международной школы «Физическое материаловедение» (ШФМ-2025), Тольятти, 15–19 сентября 2025 года.

**Для цитирования:** Шаяхметова Э.Р. Прочность соединений пластин меди, полученных точечной ультразвуковой сваркой инструментом с разной высотой зубцов // *Frontier Materials & Technologies*. 2025. № 3. С. 125–136. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-10.

### ВВЕДЕНИЕ

Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов относится к энергоэффективным экологически чистым технологиям, которые применяются преимущественно для получения электрических контактов в автомобильной и электротехнической промышленности [1]. В настоящее время методом УЗС получают соединения металлических заготовок из листов, лент, фольг, проволоки сечением до 3 мм.

Несмотря на ряд преимуществ, широкое использование УЗС металлов ограничено из-за невысокой прочности полученных соединений и широкого разброса (нестабильности) результатов механических испытаний [2; 3]. Это во многом связано с малой величиной и неравномерным распределением по площади сварной точки деформаций, которые необходи-

мы для образования и увеличения площади очагов схватывания [4; 5].

Распределение и величина деформации зависят от температуры в зоне соединения, толщины свариваемых заготовок, их теплофизических и механических свойств и режимов УЗС, прежде всего подводимой энергии, пропорциональной времени воздействия ультразвука, и сжимающего давления [6–8]. При выбранном давлении на начальных этапах УЗС верхняя пластина должна скользить по нижней, обеспечивая удаление оксидных пленок и загрязнений с контактирующих поверхностей, а также их разогрев за счет трения. На конечных этапах процесса это же давление должно быть достаточным для залечивания несплошностей в зоне соединения металлов, разогретых до 0,4–0,8 Тпл [1; 3].

Для передачи энергии ультразвуковых колебаний от волновода в зону соединения на поверхность сварочного наконечника и наковальни наносят насечки разной формы и глубины [1; 9–11]. На поверхности инструмента создается рельеф, образованный пирамидками или зубцами, высота и периодичность расположения которых составляет доли миллиметра. Внедрение зубцов/пирамидок в соединяемые заготовки обеспечивает их контакт с инструментом, но сопровождается экструзией (выдавливанием) металла во впадины на поверхности инструмента. В результате распределение деформаций в области сварной точки становится периодическим [1; 5; 11].

В работе [5] была установлена однозначная корреляция между распределением нормальных деформаций в центральном сечении сварной точки и линейной плотностью соединений. В описанных экспериментах удовлетворительную плотность, составляющую не менее 70 %, наблюдали в тех областях, где образец подвергался сжатию на 15 % и более. При этом в соседних областях, где металл выдавливался во впадины инструмента, были зафиксированы растягивающие деформации, и линейная плотность соединений уменьшалась до 5 %. Достаточные для залечивания дефектов сжимающие деформации могут достигаться после того, как зубцы инструмента полностью внедряются в поверхность соединяемых пластин и впадины полностью заполняются металлом [4], что может приводить к росту прочности соединений. Можно ожидать, что с уменьшением высоты зубцов их внедрение в поверхность пластин будет происходить быстрее, и при прочих равных условиях УЗС образец в сварной точке будет испытывать сжимающие деформации, достаточные для образования сварных соединений высокой прочности.

Цель работы – проанализировать причины изменений усилий и типа разрушения нахлесточных соединений меди, полученных точечной ультразвуковой сваркой инструментом с разной высотой зубцов.

### МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для выполнения экспериментов использовали пластины меди размером 50×20 мм<sup>2</sup>, вырезанные из листов толщиной 0,8 мм, производства ООО «Дегтярский металлургический завод», г. Екатеринбург (Россия). Химический состав листов, указанный в сертификате производителя, представлен в таблице 1.

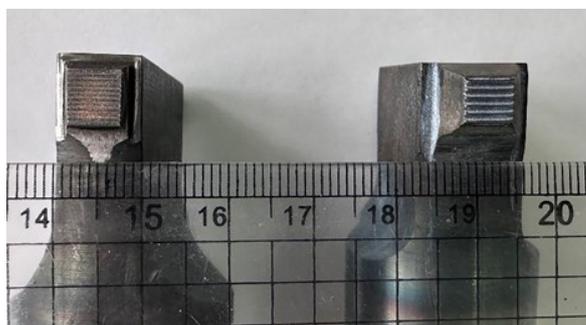
Перед сваркой пластины шлифовали на абразивной бумаге зернистостью Р240 под углом 45° к длинной стороне пластины и обезжировали спиртом и ацетоном. Такая подготовка позволяет надежно отличать следы скольжения, возникающие во время УЗС, и царапины, появляющиеся во время механических испытаний на поверхностях разрушения, от следов предварительной обработки поверхностей пластин.

УЗС проводили на лабораторной установке, изготовленной в ИПСМ РАН (Россия) и успешно использованной при сварке пластин титана [12], никеля [13] и меди [14]. Использовали сварочные наконечники с одинаковыми размерами площадок, 6×6 мм<sup>2</sup>, и рельефом в виде зубцов разной высоты:  $H=0,4$  мм и  $H=0,1$  мм (рис. 1). Рельеф наковальни соответствовал рельефу наконечника. Далее в тексте инструмент с высотой зубцов  $H=0,1$  мм назван инструментом «с мелкими зубцами» или «тонким», а инструмент с высотой зубцов  $H=0,4$  мм – инструментом «с крупными зубцами» или «грубым».

УЗС выполняли с частотой 20 кГц и амплитудой колебаний волновода 18–20 мкм. Колебания волновода были

**Таблица 1.** Химический состав исследованного материала по ГОСТ 859-2014, мас. %  
**Table 1.** Chemical composition of the investigated material according to GOST 859-2014, wt. %

Cu	O	Zn	Fe	Pb	S	Ni	Другие
99,96	0,02	0,004	0,003	0,003	0,002	0,001	<0,03



**Рис. 1.** Фотография сварочных наконечников, использованных при УЗС:  
слева – наконечник с зубцами  $H=0,1$  мм, справа – с зубцами  $H=0,4$  мм

**Fig. 1.** Photograph of welding tips used in ultrasonic welding:  
on the left – a tip with teeth of  $H=0.1$  mm, on the right – with teeth of  $H=0.4$  mm

параллельны короткой стороне пластин. Усилие сжатия составляло 2,5 кН, время воздействия ультразвука – 2 и 3 с.

Прочностные свойства соединений оценивали по результатам испытаний на сдвиг растяжением в соответствии с рекомендациями ГОСТ 6996-66. Испытания проводили на универсальной испытательной машине Instron 5982 (Англия) при комнатной температуре со скоростью движения траверсы испытательной машины 1 мм/мин. В ходе испытаний фиксировали величину перемещения траверсы ( $l$ , мм) и соответствующее усилие нагружения ( $F$ , Н). Максимальное (пиковое) значение  $F=F_{max}$  считали усилием разрушения образца. Площадь под кривой  $F(l)$ , ограниченную значением  $F_{max}$ , принимали за работу разрушения сварных соединений ( $A$ , Дж). Средние значения усилий ( $\bar{F}_{max}$ ) и работы разрушения ( $\bar{A}$ ) сварных соединений, полученных УЗС разным инструментом по каждому режиму, получали по результатам испытаний не менее 4 образцов. За величину статистической погрешности принимали стандартное отклонение.

Поверхности разрушения испытанных образцов исследовали на растровом электронном микроскопе TESCAN MIRA 3 LMN FEG (Чехия) в режиме вторичных электронов при увеличениях от  $\times 20$  до  $\times 2000$ .

Глубину внедрения зубцов наконечника измеряли на инструментальном микроскопе в центральном сечении сварной точки, параллельном направлению вибрации наконечника. При выполнении измерений фиксировали координаты центра отпечатка каждого зубца и впадины наконечника ( $x_i; y_i$ ), а также толщину сваренного образца в этой точке ( $h_i$ ). Величину нормальной деформации образца ( $e_{ni}$ , %) в каждой точке рассчитывали как  $e_{ni}=100 \times (h_i - h_0) / h_0$ , где  $h_0$  – толщина двух исходных пластин. По результатам расчета строили распределения нормальных деформаций и глубины внедрения зубцов инструмента в центральном сечении сварного образца. Методика этих измерений и построения распределений нормальных деформаций образца подробно описана и проиллюстрирована в работе [5]. Дополнительно глубину внедрения зубцов измеряли в периферийных сече-

ниях сварных точек, а также по отпечаткам наконечников на сваренных образцах, фиксируя изменение фокусного расстояния при наведении резкости на поверхность пластины и дно отпечатка каждого зубца. Выполненные измерения показали, что глубина внедрения зубцов уменьшается одинаково в параллельном и перпендикулярном колебанию наконечника направлениях.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Механические испытания

Изменение высоты зубцов инструмента не оказывает значимого влияния на усилия и работу разрушения соединений, полученных при одинаковых условиях УЗС (таблица 2). Однако разброс экспериментальных значений  $\bar{F}_{max}$  и  $\bar{A}$  вдвое больше после сварки грубым инструментом. Все образцы, полученные УЗС в течение 2 с, разрушались по поверхности соединения (рис. 2 а). Увеличение времени сварки с 2 до 3 с не приводило к изменению типа (моды) разрушения образцов, полученных инструментом с мелкими зубцами, но вызывало прирост значений  $\bar{F}_{max}$  и  $\bar{A}$  (таблица 2).

Увеличение времени сварки инструментом с крупными зубцами, напротив, не повлияло на  $\bar{F}_{max}$  и  $\bar{A}$  соединений, однако привело к изменению моды их разрушения, которое происходило с частичным отрывом сварной точки (рис. 2 б, с). Трещина зарождалась на стороне сварной точки, перпендикулярной направлению действия растягивающей силы, и распространялась вдоль этой стороны. Дальнейшее разрушение образцов происходило разными путями. В одних случаях трещина выходила за пределы сварной точки и росла в пластине, раскрываясь под действием растягивающей нагрузки (рис. 2 б). При этом свободные края пластин изгибались вокруг сварной точки. В других случаях трещина продолжала распространение по сторонам точки, параллельным растягивающей силе. Однако смыкания трещин, растущих навстречу друг другу, не наблюдалось. Ему предшествовал изгиб

Таблица 2. Свойства соединений пластин меди, полученных УЗС инструментом с разной высотой зубцов  
Table 2. Properties of joints of copper plates produced by ultrasonic welding with a tool with different tooth heights

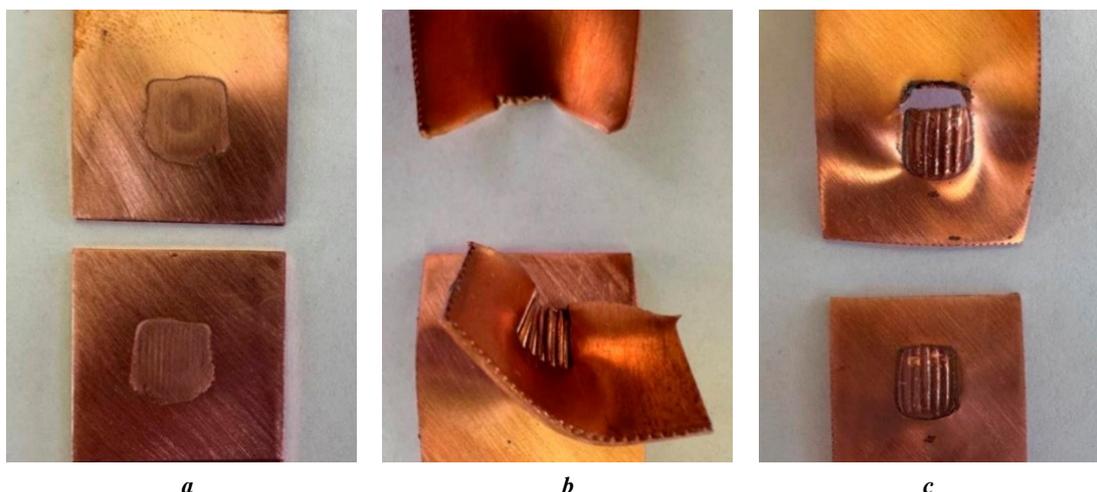
Свойства соединений	Высота зубцов (H); время УЗС (t)			
	H=0,1 мм; t=2 с	H=0,1 мм; t=3 с	H=0,4 мм; t=2 с	H=0,4 мм; t=3 с
$\bar{F}_{max}$ , Н	1593±101	2075±100	1814±294	1918±241
$k_F$ , %	6	5	16	12
$\bar{A}$ , Дж	0,46±0,18	1,76±0,61	0,99±0,64	1,91±1,06
$k_A$ , %	39	34	64	66
Мода разрушения	По поверхности соединения			С отрывом точки

Примечание.  $\bar{F}_{max}$  – средние значения усилий разрушения;  $k_F$  – коэффициент вариации экспериментальных значений  $\bar{F}_{max}$ ;

$\bar{A}$  – средние значения работы разрушения;  $k_A$  – коэффициент вариации экспериментальных значений  $\bar{A}$ .

Note.  $\bar{F}_{max}$  is average values of fracture load;  $k_F$  is a coefficient of variation of experimental  $\bar{F}_{max}$  values;

$\bar{A}$  is average values of fracture energy;  $k_A$  is a coefficient of variation of experimental  $\bar{A}$  values.



**Рис. 2.** Фотографии образцов после испытаний:  
*a* – разрушение по поверхности соединения; *b*, *c* – разрушение с частичным отрывом сварной точки  
**Fig. 2.** Photographs of samples after testing:  
*a* – interfacial fracture; *b*, *c* – partial nugget pull-out fracture

свободных краев пластин и разрушение по поверхности соединения (рис. 2 с).

#### Фрактографический анализ

Во всех случаях поверхность разрушения имела шиферный (волнистый) макрорельеф, созданный зубцами сварочного инструмента (рис. 3 а, с и 4 а, с). Особенности микрорельефа под отпечатками зубцов и между ними зависели от времени УЗС и от высоты зубцов.

На поверхностях разрушения образцов, сваренных инструментом с мелкими зубцами ( $H=0,1$  мм) в течение 2 с, наблюдается однородный микрорельеф, высота неровностей которого соизмерима с глубиной рисок от предварительной шлифовки (рис. 3 б). Как под отпечатками зубцов, так и между ними наблюдаются мелкие ямки, слабо вытянутые по направлению вибрации наконечника. На поверхностях разрушения этих образцов не наблюдается ни очагов схватывания с развитым ямочным микрорельефом, ни участков со сглаженными вершинами рисок от предварительной шлифовки, что свидетельствует о плотном контакте пластин во время УЗС. После сварки этим же инструментом в течение 3 с под отпечатками всех зубцов присутствуют очаги схватывания, состоящие из множества ямок, вытянутых в направлении сдвига (рис. 3 д).

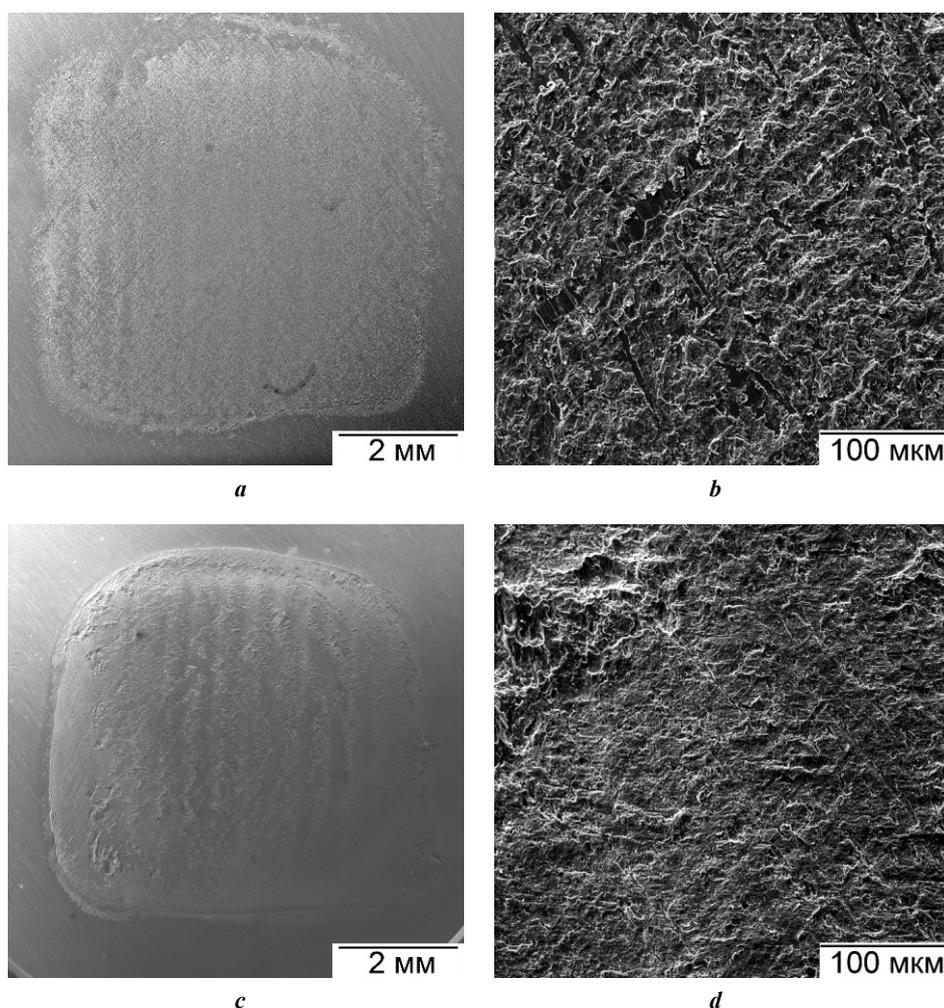
Микрорельеф на поверхностях разрушения образцов, полученных инструментом с высотой зубцов  $H=0,4$  мм, весьма неоднороден. После сварки в течение 2 с под отпечатками зубцов наблюдаются многочисленные очаги схватывания, тогда как между ними – следы предварительной шлифовки (рис. 4 б).

В этих участках вершины рисок от предварительной шлифовки смяты (сглажены), и участки с мелкими ямками почти нет. Увеличение времени УЗС до 3 с приводит к существенному расширению областей, занятых очагами схватывания, и к появлению микрорельефа с мелкими ямками между отпечатками зубцов в областях, где сохраняются следы предварительной шлифовки (рис. 4 д).

#### Результаты измерения нормальных деформаций

Отмеченные особенности расположения очагов схватывания на поверхностях разрушения связаны с разным распределением деформаций в сварных точках, которые, в свою очередь, во многом зависят от внедрения зубцов инструмента в соединяемые пластины. Зубцы наконечника высотой  $H=0,1$  мм внедрялись в привариваемую пластину сравнительно равномерно по всей площади сварной точки на глубину 0,07–0,08 мм после УЗС в течение 2 с (рис. 5 а). После УЗС в течение 3 с высота рельефа на поверхности пластины достигала 0,1 мм, а размер сварной точки – размера площадки сварочного наконечника (рис. 5 а, с). Вдоль всего сечения сварной точки наблюдались деформации сжатия, величина которых достигала 12 % под отпечатками зубцов и уменьшалась до 3 % под впадинами наконечника (рис. 5 б, синяя линия). Видно, что нормальные деформации образца изменялись по периодическому закону. Величина периода однозначно определяется расстоянием между вершинами зубцов инструмента и составляет 0,6 мм для инструмента с  $H=0,1$  мм.

Глубина внедрения зубцов грубого наконечника ( $H=0,4$  мм) была заметно больше в центре сварной точки и уменьшалась к ее периферии (рис. 5 а, d, e). После УЗС в течение 2 и 3 с наибольшая глубина внедрения в центре сварной точки составляла 0,25 и 0,37 мм соответственно, а наименьшая на периферии точки – 0,17 и 0,28 мм. Поскольку зубцы наконечника не внедрялись полностью в поверхность пластины, размер сварной точки оставался меньше размера площадки сварочного наконечника. Период изменения нормальных деформаций образцов, сваренных инструментом с высотой зубцов  $H=0,4$  мм, составлял 0,9 мм, что соответствует расстоянию между вершинами зубцов инструмента. При этом периодически изменяющиеся деформации сжатия величиной 7–14 % по всему сечению сварной точки (рис. 5 б, красная сплошная линия) наблюдались, если зубцы наконечника располагались над впадинами наконечника, как показано на рис. 5 d. При любом другом взаимном расположении зубцов и впадин инструмента (рис. 5 e) сжимающие деформации сменялись растяги-



**Рис. 3.** Типичные изображения поверхностей разрушения образцов, полученных УЗС инструментом с высотой зубцов  $H=0,1$  мм:  
*a, b* – время воздействия ультразвука 2 с; *c, d* – время воздействия ультразвука 3 с;  
*a, c* – макро рельеф; *b, d* – микро рельеф  
**Fig. 3.** Typical images of fracture surfaces of samples produced by ultrasonic welding with a tool with a tooth height of  $H=0.1$  mm:  
*a, b* – welding time of 2 s; *c, d* – welding time of 3 s; *a, c* – macrorelief; *b, d* – microrelief

вающими (красная пунктирная линия на рис. 5 б). В отсутствие контроля за взаимным расположением зубцов инструмента высотой 0,4 мм распределение деформаций в образцах, полученных при одних и тех же условиях сварки, существенно различалось, что вызвало значительный разброс усилий разрушения.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

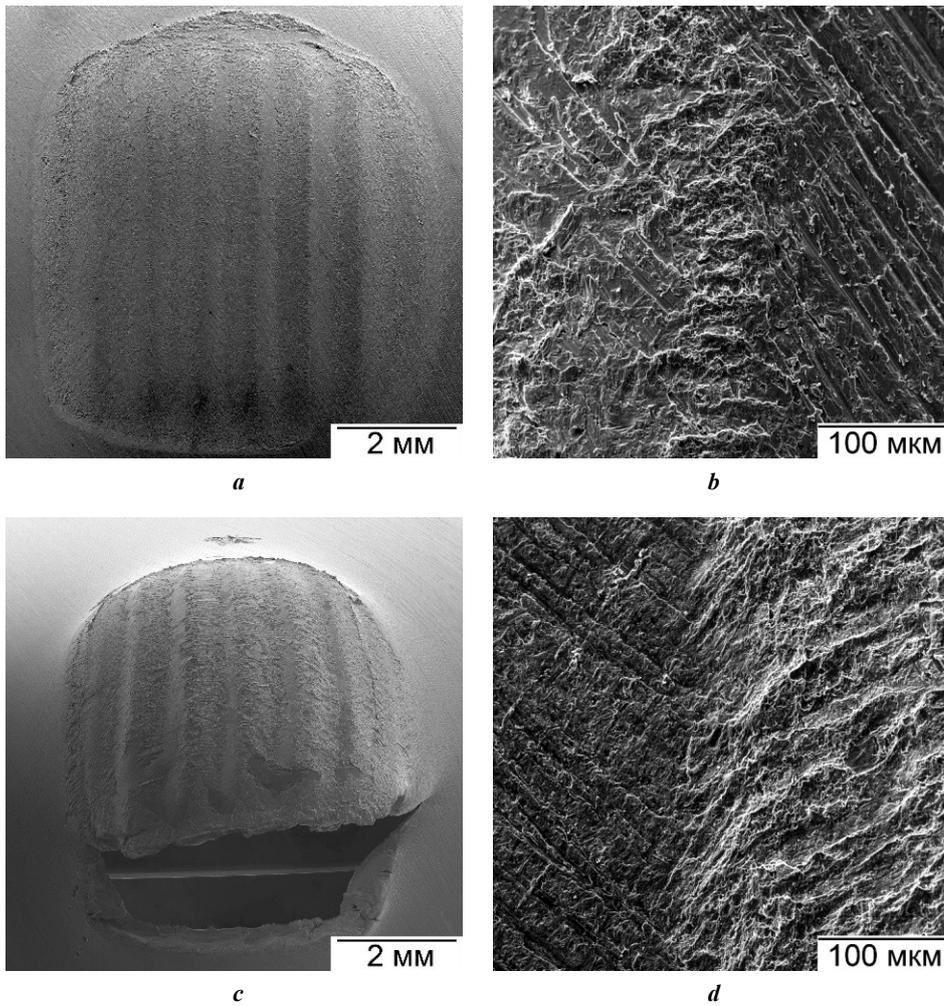
Испытания на сдвиг растяжением являются наиболее простым и потому наиболее распространенным методом оценки качества точечных сварных соединений. Величина  $\bar{F}_{\max}$  характеризует несущую способность сварных образцов, а величина  $\bar{A}$  – их способность сопротивляться упругим и пластическим деформациям [1]. В то же время вопрос о достаточности этих данных для оценки работоспособности соединений и о возможности сравнения прочностных характеристик остается дискуссионным.

Из полученных данных следует, что при выбранных режимах УЗС использование сварочного инструмента

с высотой зубцов 0,1 и 0,4 мм позволяет получать соединения пластин меди толщиной 0,8 мм, которые демонстрируют одинаковые (в пределах статистической погрешности) усилия и работу разрушения. При этом величина разброса экспериментальных данных вдвое меньше после сварки инструментом с зубцами высотой 0,1 мм.

Во время УЗС зубцы высотой  $H=0,1$  мм полностью внедряются в соединяемые пластины, что обеспечивает 1) возникновение в сварной точке нормальных сжимающих деформаций; 2) равенство размеров сварной точки размерам площадки сварочного наконечника; 3) уменьшение толщины пластин на периферии сварной точки не более чем на 0,1 мм.

При неконтролируемом взаимном расположении зубцов наконечника и наковальни высотой  $H=0,4$  мм их неполное/частичное внедрение в пластину вызывали 1) возникновение в сварной точке как сжимающих, так и растягивающих нормальных деформаций, что согласуется с результатами работы [5]; 2) образование сварной точки, размер которой меньше размера наконечника;



**Рис. 4.** Типичные изображения поверхностей разрушения образцов, полученных УЗС инструментом с высотой зубцов  $H=0,4$  мм:

*a, b* – время воздействия ультразвука 2 с; *c, d* – время воздействия ультразвука 3 с;  
*a, c* – макро рельеф; *b, d* – микро рельеф

**Fig. 4.** Typical images of fracture surfaces of samples produced by ultrasonic welding with a tool with a tooth height of  $H=0.4$  mm:

*a, b* – welding time of 2 s; *c, d* – welding time of 3 s; *a, c* – macrorelief; *b, d* – microrelief

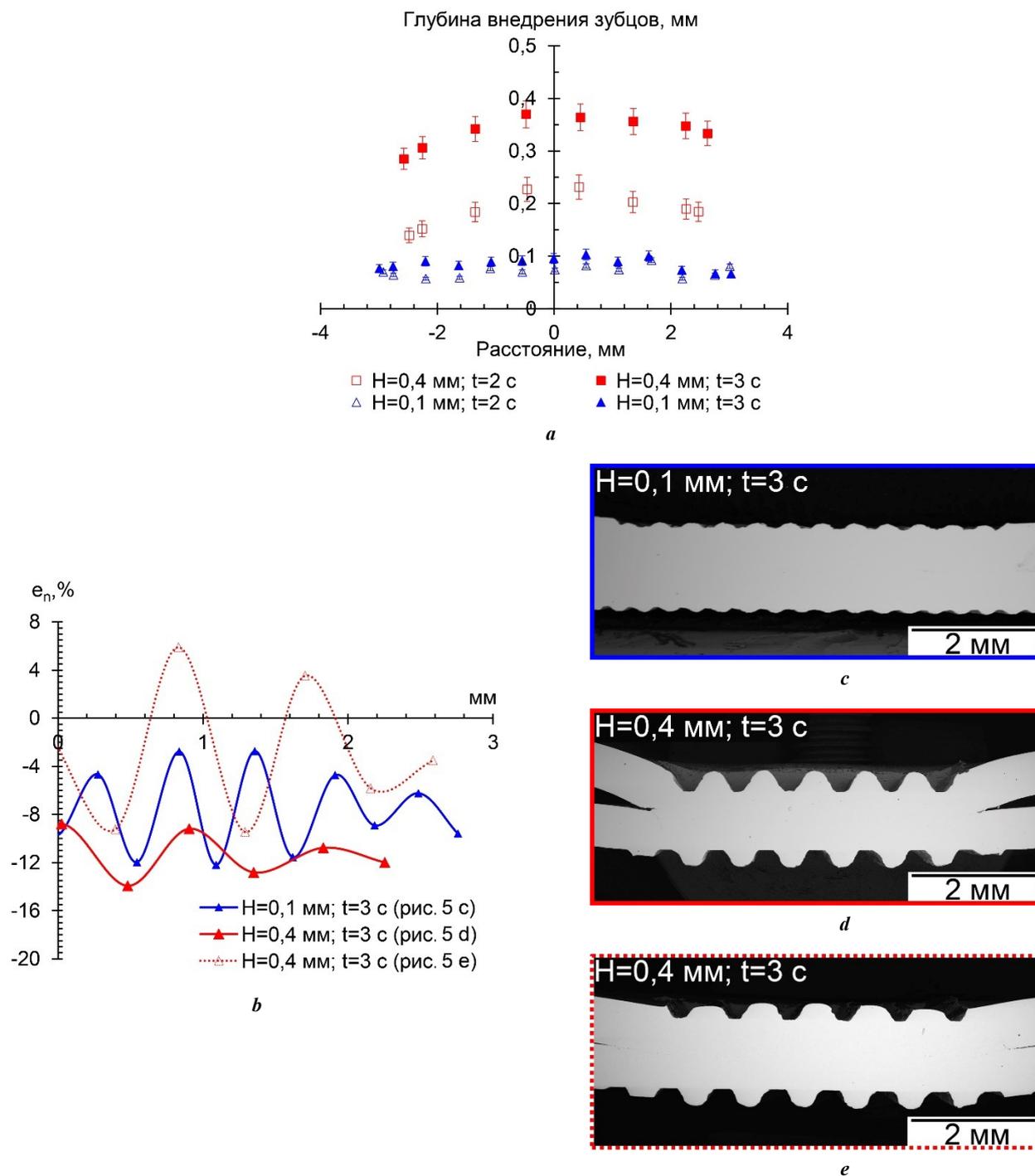
3) уменьшение толщины пластин на периферии сварной точки на 0,17–0,28 мм.

Из-за разницы размеров сварных точек (рис. 5) сравнение величин  $\bar{F}_{\max}$  (таблица 2) становится не вполне корректным. Результаты оценки прочности сварного соединения  $\sigma$  как отношения  $\bar{F}_{\max}$  к площади сварной точки  $S$ , измеренной по отпечаткам зубцов (рис. 5 а), показали, что  $\sigma$  несколько выше после УЗС грубым инструментом (таблица 3). Однако эти результаты трудно трактовать однозначно, поскольку при испытаниях на сдвиг растяжением сварная точка находится в сложном напряженно-деформированном состоянии [15–17]. Под действием растягивающей силы  $F$  в плоскости соединения возникают напряжения сдвига, которые уравновешиваются двумя изгибающими моментами. При этом на противоположных краях (краях) сварной точки, перпендикулярных направлению растяжения, возникают максимальные растягивающие и сжимающие напряжения, как показано на рис. 6. Кроме того, между сваренными внахлест пластинами всегда остается узкая щель – острый концентратор

(рис. 5 d, e), расположенный вдоль периметра сварной точки. Влияние концентратора на свойства сварных соединений пытаются учесть, например, оценивая величину критического эквивалентного коэффициента интенсивности напряжений. Результаты такой оценки важны при прогнозировании работоспособности точечных сварных соединений и конструкций под действием циклических знакопеременных нагрузок и позволяют частично заменить трудоемкие испытания [15; 16]. Однако общепринятой методики таких оценок не предложено, используются разные подходы [18].

В работе [15] были предложены простые уравнения для расчета критического эквивалентного коэффициента интенсивности напряжений  $K_{eq}$  в вершине острого концентратора точечных сварных соединений, полученных контактной точечной сваркой:

$$K_{eq} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2} = \frac{\sqrt{19} F_{\max}}{2\pi d \sqrt{h}},$$



**Рис. 5.** Влияние высоты зубцов сварочного инструмента на деформацию в сварной точке:  
**а** – глубина внедрения наконечника в соединяемые пластины;  
**б** – распределение нормальных деформаций образцов вдоль линий соединений.  
 Поперечные сечения образцов, полученных УЗС инструментом с высотой зубцов: **с** – H=0,1 мм; **д, е** – H=0,4 мм

**Fig. 5.** Influence of the height of the welding tool teeth on the deformation at the weld spot:

**а** – depth of teeth penetration into the plates being joined;  
**б** – distribution of normal deformations of the samples along the joint lines.  
 Cross-sections of samples produced by the ultrasonic welding using the tool with the height of the teeth: **с** – H=0.1 mm; **д, е** – H=0.4 mm

где  $K_I$  и  $K_{II}$  – коэффициенты интенсивности напряжений вблизи вершин трещины отрыва и поперечного сдвига соответственно;  
 $K_{eq}$  – критический эквивалентный коэффициент интенсивности напряжений при испытаниях на сдвиг растяжением;

$F_{max}$  – максимальные усилия нагружения при таких испытаниях;  
 $d$  – диаметр сварной точки;  
 $h$  – толщина пластин.



Рис. 6. Сварной образец в клиновых захватах машины во время испытаний на сдвиг растяжением.

Схема распределения максимальных напряжений вблизи сварной точки по данным [15]

Fig. 6. Welded sample in wedge grips of the testing machine during tensile lap shear tests.

Scheme of maximum stress distributions near of the welded spot according to [15]

Таблица 3. Исходные данные и результаты оценки критического эквивалентного коэффициента интенсивности напряжений и прочности соединений

Table 3. Initial data and results of the assessment of the critical equivalent stress intensity factor and strength of joints

Характеристики соединений	Высота зубцов ( $H$ ); время УЗС ( $t$ )			
	$H=0,1$ мм; $t=2$ с	$H=0,1$ мм; $t=3$ с	$H=0,4$ мм; $t=2$ с	$H=0,4$ мм; $t=3$ с
$S$ , мм <sup>2</sup>	35,21	35,99	24,53	27,03
$h$ , мм	0,71	0,69	0,62	0,49
$\bar{F}_{\max}$ , Н	1593	2075	1814	1918
$K_{eq}$ , МПа $\sqrt{м}$	6,2	8,1	9,1	10,3
$\sigma$ , МПа	45	58	74	71

Примечание.  $S$ , мм<sup>2</sup> – площадь сварной точки;  $h$ , мм – толщина пластин по периметру сварной точки;  $\bar{F}_{\max}$  – средние значения усилий разрушения;  $K_{eq}$  – эквивалентный коэффициент интенсивности напряжений;  $\sigma$  – прочность сварного соединения.

Note.  $S$ , mm<sup>2</sup> is a weld spot area;  $h$ , mm is the thickness of plates around the weld spot perimeter;  $\bar{F}_{\max}$  is average values of fracture load;  $K_{eq}$  is an equivalent stress intensity factor;  $\sigma$  is the strength of welded joint.

Этот подход был успешно использован для расчета коэффициентов интенсивности напряжений, возникающих при испытаниях соединений, полученных точечной сваркой трением с перемешиванием [19; 20] и УЗС [18; 21–24]. В последнем случае  $d^*$  – эквивалентный диаметр круга, площадь которого равна площади сварной точки, оставленной прямоугольным сварочным наконечником. Очевидно, что  $d^* = \sqrt{4S/\pi}$ , где  $S$  – площадь сварной точки. При выполнении оценок авторы работ [21–24] не учитывали влияние условий УЗС на размеры сварной точки и изменение толщины

пластин, принимая площадь точки  $S$  равной площади сварочного наконечника, а толщину пластин сваренного образца  $h$  – равной толщине исходного листа.

В отличие от [21–24], в данной работе  $K_{eq}$  рассчитывали с учетом изменений  $S$  и  $h$ , которые обусловлены использованием инструмента с разной высотой зубцов и разной продолжительностью УЗС (таблица 3). Такой подход позволил показать, что увеличение времени сварки инструментом с мелкими и крупными зубцами приводит к росту значений  $K_{eq}$  приблизительно на 30 и 13 % соответственно. В первом случае прирост  $K_{eq}$  связан с приростом  $\bar{F}_{\max}$ , а во втором – с уменьшением раз-

мера сварной точки  $S$  и толщины пластин  $h$  по ее краям. Уменьшение этих геометрических размеров образцов сопровождается быстрым снижением усталостной долговечности [18], несмотря на рост критических напряжений в окрестностях вершины трещины, вызывающих ее быстрое распространение. Уменьшение  $h$  также приводит к изменению моды разрушения образцов, которое развивается не по поверхности соединения (рис. 2 а), а с отрывом сварной точки (рис. 2 б, в), и трещина зарождается и растет в области действия максимальных растягивающих напряжений (рис. 6).

Часто полагают [4; 17], что разрушение с отрывом сварной точки типично для соединений высокого качества, поскольку сопротивление приложенной нагрузке сварного соединения выше, чем сечения пластины по его краю. Однако и в этом случае очаги схватывания с развитым ячеистым рельефом не покрывают всю поверхность разрушения и расположены преимущественно под отпечатками зубцов (рис. 4 с). Следовательно, качество соединений может быть улучшено путем оптимизации режимов УЗС и совершенствования рельефа инструмента. Например, некоторый прирост  $\bar{F}_{\max}$ ,  $\bar{A}$  и  $K_{eq}$  может наблюдаться после увеличения сжимающего усилия и/или продолжительности УЗС при сварке инструментом с мелкими зубцами. Однако это неизбежно приведет к его ускоренному износу. Подобные меры при сварке инструментом с крупными зубцами нецелесообразны, поскольку вызовут утонение пластин по периметру точки. Поэтому совершенствование рельефа сварочного инструмента с учетом высоты насечек и толщины соединяемых пластин представляется перспективным направлением для дальнейших исследований.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Результаты сравнительного исследования соединений пластин меди толщиной 0,8 мм, полученных ультразвуковой сваркой с частотой 20 кГц и амплитудой колебаний 18–20 мкм в течение 2 и 3 с под действием сжимающего усилия 2,5 кН инструментом с высотой зубцов 0,1 и 0,4 мм, показали, что увеличение времени УЗС до 3 с приводит к росту усилий и работы разрушения полученных соединений. Высота зубцов инструмента не оказала значимого влияния на средние значения этих величин, при этом коэффициент вариации экспериментальных значений был вдвое меньше, если УЗС выполняли инструментом с мелкими зубцами. Следовательно, для повышения стабильности свойств сварных соединений целесообразно использовать сварочный инструмент с высотой зубцов 0,1 мм. После УЗС этим инструментом площадь сварной точки больше, а утонение пластин меньше, чем после использования инструмента с зубцами высотой 0,4 мм. Это может увеличить усталостную долговечность, несмотря на меньшие значения прочности и критического коэффициента интенсивности напряжений. Однако при выбранных условиях УЗС ее возможности реализованы не полностью. Для повышения свойств соединений и их стабильности необходимы работы по дальнейшей оптимизации рельефа инструмента и режимов УЗС.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- De Leon M., Shin H.S. Review of the advancements in aluminum and copper ultrasonic welding in electric vehicles and superconductor applications // *Journal of Materials Processing Technology*. 2022. Vol. 307. Article number 117691. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2022.117691](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117691).
- Müller F.W., Mirz C., Schiebahn A., Reisgen U. Influence of quality features, disturbances, sensor data, and measurement time on quality prediction for ultrasonic metal welding // *Welding in the World*. 2025. Vol. 69. P. 1961–1989. DOI: [10.1007/s40194-025-01959-x](https://doi.org/10.1007/s40194-025-01959-x).
- Yang Jingwei, Xie Chuhao, Zhang Jie, Qiao Jian. Design strategies for enhancing strength and toughness in ultrasonic welding of dissimilar metals: A review // *Materials Today Communications*. 2025. Vol. 42. Article number 111502. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2025.111502](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111502).
- Yang Jingwei, Cao Diao, Lu Qinghua. The effect of welding energy on the microstructural and mechanical properties of ultrasonic-welded copper joints // *Materials*. 2017. Vol. 10. № 2. Article number 193. DOI: [10.3390/ma10020193](https://doi.org/10.3390/ma10020193).
- Murzinova M.A., Shayakhmetova E.R., Mukhametgalina A.A., Sarkeeva A.A., Nazarov A.A. Local plastic deformation and quality of Cu–Cu joints obtained by ultrasonic welding // *Metals*. 2023. Vol. 13. № 10. Article number 1661. DOI: [10.3390/met13101661](https://doi.org/10.3390/met13101661).
- Chen Kunkun, Zhang Yansong, Wang Hongze. Study of plastic deformation and interface friction process for ultrasonic welding // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2016. Vol. 22. № 3. P. 208–216. DOI: [10.1080/13621718.2016.1218601](https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1218601).
- Huang Hui, Chen Jian, Lim Yong Chae, Hu Xiaohua, Cheng Jiahao, Feng Zhili, Sun Xin. Heat generation and deformation in ultrasonic welding of magnesium alloy AZ31 // *Journal of Materials Processing Technology*. 2019. Vol. 272. P. 125–136. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2019.05.016](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.05.016).
- Jedrasiak P., Shercliff H.R. Finite element analysis of heat generation in dissimilar alloy ultrasonic welding // *Materials & Design*. 2018. Vol. 158. P. 184–197. DOI: [10.1016/j.matdes.2018.07.041](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.07.041).
- Kim Jisun, Kim Jeawoong, Kim Inju. Analysis of welding properties using various horn-tip patterns in the ultrasonic metal welding process // *Mechanics & Industry*. 2020. Vol. 21. № 1. Article number 102. DOI: [10.1051/meca/2019078](https://doi.org/10.1051/meca/2019078).
- Du Pengfei, Chen Weishan, Deng Jie, Li Kai, Liu Yingxiang. Effects of knurl tooth angle on mechanical and thermal behaviors of aluminum ultrasonic welding // *Ultrasonics*. 2020. Vol. 108. Article number 106207. DOI: [10.1016/j.ultras.2020.106207](https://doi.org/10.1016/j.ultras.2020.106207).
- Ni Z.L., Li B.H., Liu Y., Huang L., Nazarov A., Wang X.X., Yuan Z.P., Ye F.X. Numerical analysis of ultrasonic spot welding of metal sheets: A review // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2023. Vol. 28. № 9. P. 841–864. DOI: [10.1080/13621718.2023.2260625](https://doi.org/10.1080/13621718.2023.2260625).
- Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Microstructure of a titanium sample produced by ultrasonic consolidation // *Letters on materials*. 2022. Vol. 12. № 2. P. 153–157. DOI: [10.22226/2410-3535-2022-2-153-157](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2022-2-153-157).

13. Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Mukhametgalina A.A., Nazarov A.A. Structure evolution in ultrafine-grained nickel induced by ultrasonic welding // *Letters on materials*. 2024. Vol. 14. № 1. P. 91–96. DOI: [10.48612/letters/2024-1-91-96](https://doi.org/10.48612/letters/2024-1-91-96).
14. Mukhametgalina A.A., Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Nazarov A.A., Sarkeeva A.A. Effect of surface state on the quality of copper joints produced by ultrasonic welding // *Letters on materials*. 2024. Vol. 14. № 3. P. 190–197. DOI: [10.48612/letters/2024-3-190-197](https://doi.org/10.48612/letters/2024-3-190-197).
15. Zhang Shicheng. Stress intensities at spot welds // *International Journal of Fracture*. 1997. Vol. 88. P. 167–185. DOI: [10.1023/A:1007461430066](https://doi.org/10.1023/A:1007461430066).
16. Zhang Shicheng. Stress intensities derived from stresses around a spot weld // *International Journal of Fracture*. 1999. Vol. 99. P. 239–257. DOI: [10.1023/A:1018608615567](https://doi.org/10.1023/A:1018608615567).
17. Radakovic D.J., Tumuluru M. Predicting resistance spot weld failure modes in shear tension tests of advanced high-strength automotive steels // *Welding Journal*. 2008. Vol. 87. P. 96s–105s.
18. Patel V.K., Bhole S.D., Chen D.L. Fatigue life estimation of ultrasonic spot welded Mg alloy joints // *Materials & Design*. 2014. Vol. 62. P. 124–132. DOI: [10.1016/j.matdes.2014.05.008](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.008).
19. Rosendo T., Tier M., Mazzaferro J., Mazzaferro C., Strohaecker T.R., Dos Santos J.F. Mechanical performance of AA6181 refill friction spot welds under lap shear tensile loading // *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 2015. Vol. 38. № 12. P. 1443–1455. DOI: [10.1111/ffe.12312](https://doi.org/10.1111/ffe.12312).
20. Zou Yangfan, Li Wenya, Yang Xiawei et al. Characterizations of dissimilar refill friction stir spot welding 2219 aluminum alloy joints of unequal thickness // *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 79. P. 91–101. DOI: [10.1016/j.jmapro.2022.04.062](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.04.062).
21. Peng He, Chen Daolun, Jiang Xianguan. Microstructure and mechanical properties of an ultrasonic spot welded aluminum alloy: the effect of welding energy // *Materials*. 2017. Vol. 10. № 5. Article number 449. DOI: [10.3390/ma10050449](https://doi.org/10.3390/ma10050449).
22. Mohammed S.M.A.K., Dash S.S., Jiang Xianquan, Li Dongyang, Chen Daolun. Ultrasonic spot welding of 5182 aluminum alloy: evolution of microstructure and mechanical properties // *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 56. P. 417–429. DOI: [10.1016/j.msea.2019.04.059](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.059).
23. Ma Qiuchen, Ma Jingyuan, Zhou Jianli, Ji Hongjun. Intrinsic dependence of welding quality and recrystallization on the surface-contacted micro-asperity scale during ultrasonic welding of Cu–Cu joints // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 17. P. 353–364. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.011](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.011).
24. Bajaj D., Mehavarnam R., Fang Xingfan, Ma Ninshu Xu, Li Dongyang, Chen Daolun. Achieving superior aluminum-steel dissimilar joining via ultrasonic spot welding: microstructure and fracture behavior // *Materials Science and Engineering: A*. 2025. Vol. 919. Article number 147489. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147489](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147489).

## REFERENCES

- De Leon M., Shin H.S. Review of the advancements in aluminum and copper ultrasonic welding in electric vehicles and superconductor applications. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, vol. 307, article number 117691. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2022.117691](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2022.117691).
- Müller F.W., Mirz C., Schiebahn A., Reisinger U. Influence of quality features, disturbances, sensor data, and measurement time on quality prediction for ultrasonic metal welding. *Welding in the World*, 2025, vol. 69, pp. 1961–1989. DOI: [10.1007/s40194-025-01959-x](https://doi.org/10.1007/s40194-025-01959-x).
- Yang Jingwei, Xie Chuhaio, Zhang Jie, Qiao Jian. Design strategies for enhancing strength and toughness in ultrasonic welding of dissimilar metals: A review. *Materials Today Communications*, 2025, vol. 42, article number 111502. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2025.111502](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2025.111502).
- Yang Jingwei, Cao Diao, Lu Qinghua. The effect of welding energy on the microstructural and mechanical properties of ultrasonic-welded copper joints. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 2, article number 193. DOI: [10.3390/ma10020193](https://doi.org/10.3390/ma10020193).
- Murzinova M.A., Shayakhmetova E.R., Mukhametgalina A.A., Sarkeeva A.A., Nazarov A.A. Local plastic deformation and quality of Cu–Cu joints obtained by ultrasonic welding. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 10, article number 1661. DOI: [10.3390/met13101661](https://doi.org/10.3390/met13101661).
- Chen Kunkun, Zhang Yansong, Wang Hongze. Study of plastic deformation and interface friction process for ultrasonic welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2016, vol. 22, no. 3, pp. 208–216. DOI: [10.1080/13621718.2016.1218601](https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1218601).
- Huang Hui, Chen Jian, Lim Yong Chae, Hu Xiaohua, Cheng Jiahao, Feng Zhili, Sun Xin. Heat generation and deformation in ultrasonic welding of magnesium alloy AZ31. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, vol. 272, pp. 125–136. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2019.05.016](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.05.016).
- Jedrasiak P., Shercliff H.R. Finite element analysis of heat generation in dissimilar alloy ultrasonic welding. *Materials & Design*, 2018, vol. 158, pp. 184–197. DOI: [10.1016/j.matdes.2018.07.041](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.07.041).
- Kim Jisun, Kim Jeawoong, Kim Inju. Analysis of welding properties using various horn-tip patterns in the ultrasonic metal welding process. *Mechanics & Industry*, 2020, vol. 21, no. 1, article number 102. DOI: [10.1051/meca/2019078](https://doi.org/10.1051/meca/2019078).
- Du Pengfei, Chen Weishan, Deng Jie, Li Kai, Liu Yingxiang. Effects of knurl tooth angle on mechanical and thermal behaviors of aluminum ultrasonic welding. *Ultrasonics*, 2020, vol. 108, article number 106207. DOI: [10.1016/j.ultras.2020.106207](https://doi.org/10.1016/j.ultras.2020.106207).
- Ni Z.L., Li B.H., Liu Y., Huang L., Nazarov A., Wang X.X., Yuan Z.P., Ye F.X. Numerical analysis of ultrasonic spot welding of metal sheets: A review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2023, vol. 28, no. 9, pp. 841–864. DOI: [10.1080/13621718.2023.2260625](https://doi.org/10.1080/13621718.2023.2260625).
- Mukhametgalina A.A., Murzinova M.A., Nazarov A.A. Microstructure of a titanium sample produced by ultrasonic consolidation. *Letters on materials*, 2022, vol. 12, no. 2, pp. 153–157. DOI: [10.22226/2410-3535-2022-2-153-157](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2022-2-153-157).

13. Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Mukhametgalina A.A., Nazarov A.A. Structure evolution in ultrafine-grained nickel induced by ultrasonic welding. *Letters on materials*, 2024, vol. 14, no. 1, pp. 91–96. DOI: [10.48612/letters/2024-1-91-96](https://doi.org/10.48612/letters/2024-1-91-96).
14. Mukhametgalina A.A., Shayakhmetova E.R., Murzinova M.A., Nazarov A.A., Sarkeeva A.A. Effect of surface state on the quality of copper joints produced by ultrasonic welding. *Letters on materials*, 2024, vol. 14, no. 3, pp. 190–197. DOI: [10.48612/letters/2024-3-190-197](https://doi.org/10.48612/letters/2024-3-190-197).
15. Zhang Shicheng. Stress intensities at spot welds. *International Journal of Fracture*, 1997, vol. 88, pp. 167–185. DOI: [10.1023/A:1007461430066](https://doi.org/10.1023/A:1007461430066).
16. Zhang Shicheng. Stress intensities derived from stresses around a spot weld. *International Journal of Fracture*, 1999, vol. 99, pp. 239–257. DOI: [10.1023/A:1018608615567](https://doi.org/10.1023/A:1018608615567).
17. Radakovic D.J., Tumuluru M. Predicting resistance spot weld failure modes in shear tension tests of advanced high-strength automotive steels. *Welding Journal*, 2008, vol. 87, pp. 96s–105s.
18. Patel V.K., Bhole S.D., Chen D.L. Fatigue life estimation of ultrasonic spot welded Mg alloy joints. *Materials & Design*, 2014, vol. 62, pp. 124–132. DOI: [10.1016/j.matdes.2014.05.008](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.008).
19. Rosendo T., Tier M., Mazzaferro J., Mazzaferro C., Strohaecker T.R., Dos Santos J.F. Mechanical performance of AA6181 refill friction spot welds under lap shear tensile loading. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 2015, vol. 38, no. 12, pp. 1443–1455. DOI: [10.1111/ffe.12312](https://doi.org/10.1111/ffe.12312).
20. Zou Yangfan, Li Wenya, Yang Xiawei et al. Characterizations of dissimilar refill friction stir spot welding 2219 aluminum alloy joints of unequal thickness. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, vol. 79, pp. 91–101. DOI: [10.1016/j.jmapro.2022.04.062](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.04.062).
21. Peng He, Chen Daolun, Jiang Xianguan. Microstructure and mechanical properties of an ultrasonic spot welded aluminum alloy: the effect of welding energy. *Materials*, 2017, vol. 10, no. 5, article number 449. DOI: [10.3390/ma10050449](https://doi.org/10.3390/ma10050449).
22. Mohammed S.M.A.K., Dash S.S., Jiang Xianquan, Li Dongyang, Chen Daolun. Ultrasonic spot welding of 5182 aluminum alloy: evolution of microstructure and mechanical properties. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, vol. 56, pp. 417–429. DOI: [10.1016/j.msea.2019.04.059](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.059).
23. Ma Qiuchen, Ma Jingyuan, Zhou Jianli, Ji Hongjun. Intrinsic dependence of welding quality and recrystallization on the surface-contacted micro-asperity scale during ultrasonic welding of Cu–Cu joints. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 353–364. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.011](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.011).
24. Bajaj D., Mehavarnam R., Fang Xingfan, Ma Ninshu Xu, Li Dongyang, Chen Daolun. Achieving superior aluminum-steel dissimilar joining via ultrasonic spot welding: microstructure and fracture behavior. *Materials Science and Engineering: A*, 2025, vol. 919, article number 147489. DOI: [10.1016/j.msea.2024.147489](https://doi.org/10.1016/j.msea.2024.147489).

UDC 534-8; 621.791.16

doi: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-10

## Strength of joints produced by ultrasonic spot welding of copper plates using tools with different tooth heights

*Elvina R. Shayakhmetova*, junior researcher

*Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa (Russia)*

E-mail: [elvinar@imsp.ru](mailto:elvinar@imsp.ru)ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1659-9922>

Received 30.06.2025

Revised 21.07.2025

Accepted 12.08.2025

**Abstract:** Ultrasonic welding of metals is an energy-efficient, environmentally friendly technology that allows producing solid-state joints between thin blanks. The widespread use of this technology is hampered by the low strength of the resulting joints and the instability of their properties. One of the ways to improve strength characteristics is to develop a welding tool that ensures stable transmission of ultrasonic vibration energy to the joint zone. For this purpose, a relief with teeth or pyramids of different shapes and heights is applied to the surface of the welding tip and anvil. This paper presents data on the fracture load and fracture energy of lap joints produced by ultrasonic spot welding of copper plates using tools with a tooth height of 0.1 and 0.4 mm. Ultrasonic welding was carried out with a frequency of 20 kHz and a vibration amplitude of 18–20  $\mu\text{m}$ , the welding duration was 2 and 3 s, the clamping force was 2.5 kN. The paper considers the features of the fracture of the produced joints and the distribution of normal strains in the weld spot, and results of calculation of stress intensity factors in its vicinity. It is shown that after ultrasonic welding for 3 s, the strength characteristics of the joints produced with different tools reach the highest values, they are close in magnitude, but the experimental data scatter is half as much after welding with a tool with small teeth. The joints produced with such a tool fractured along the interface of the joint, and after welding with a tool with large teeth, the fracture developed with nugget pull-out, which is explained by an increase in the stress intensity factor at the tip of the concentrator surrounding the weld spot.

**Keywords:** copper; ultrasonic welding of metals; solid-state joint; joint strength; welding tool relief; stress intensity factor.

**Acknowledgments:** This work was carried out within the state assignment of IMSP RAS (No. 124022900006-2). Part of experimental data was obtained during the accomplishment of a project supported by the Russian Science Foundation (grant No. 22-19-00617, <https://rscf.ru/project/22-19-00617/>). Electron microscopic studies and mechanical tests were carried out on the facilities of shared services center of IMSP RAS “Structural and Physical-Mechanical Studies of Materials”.

The author expresses deep gratitude to M.A. Murzinova, PhD (Engineering), and A.A. Nazarov, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), for their assistance in conducting the research and a discussion of the results obtained.

The paper was written on the reports of the participants of the XII International School of Physical Materials Science (SPM-2025), Togliatti, September 15–19, 2025.

**For citation:** Shayakhmetova E.R. Strength of joints produced by ultrasonic spot welding of copper plates using tools with different tooth heights. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 3, pp. 125–136. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-3-73-10.

---

## НАШИ АВТОРЫ

**Андреев Владимир Александрович**, кандидат технических наук,  
ведущий научный сотрудник  
лаборатории пластической деформации металлических материалов.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: vandreev@imet.ac.ru

**Белоногов Савелий Олегович**, инженер  
лаборатории разрушающих методов контроля.  
Адрес: ООО «Средневожский сертификационно-диагностический центр «Дельта»,  
445009, Россия, г. Тольятти, ул. Победы, 22/1.  
E-mail: savelij.belonogov.2001@mail.ru

**Бодякова Анна Игоревна**, кандидат физико-математических наук,  
научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных  
и жаропрочных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: morozova\_ai@bsuedu.ru

**Бочкарев Александр Геннадьевич**, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением  
и родственные процессы».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет,  
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: a.bochkarev5@tltsu.ru

**Бушуева Наталья Игоревна**, аспирант,  
инженер-исследователь научной лаборатории «Обработка металлов давлением».  
Адрес: Уральский федеральный университет  
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.  
E-mail: n.i.bushueva@urfu.ru

**Веденеев Иван Вячеславович**, инженер лаборатории неразрушающего контроля.  
Адрес: ООО «Средневожский сертификационно-диагностический центр «Дельта»,  
445009, Россия, г. Тольятти, ул. Победы, 22/1.  
E-mail: cool.vedeneev@inbox.ru

**Воронов Роман Дмитриевич**, преподаватель  
кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет,  
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: smr.rom@yandex.ru

**Горбенко Артем Дмитриевич**, инженер-исследователь  
лаборатории прочности и пластичности металлических  
и композиционных материалов и наноматериалов.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,  
119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: artemgorbenk@yandex.ru

**Димухаметов Илназ Зеферович**, аспирант.  
Адрес: Ульяновский государственный технический университет,  
432027, Россия, г. Ульяновск, ул. Северный Венец, 32.  
E-mail: iln-d@yandex.ru

**Добаткин Сергей Владимирович**, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: [dobatkin.sergey@gmail.com](mailto:dobatkin.sergey@gmail.com)

**Долгач Егор Дмитриевич**, инженер научного проекта.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.  
E-mail: [edolgach@gmail.com](mailto:edolgach@gmail.com)

**Калиненко Александр Андреевич**, кандидат физико-математических наук, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: [kalinenko@bsuedu.ru](mailto:kalinenko@bsuedu.ru)

**Ковтунов Александр Иванович**, доктор технических наук, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: [akovtunov@rambler.ru](mailto:akovtunov@rambler.ru)

**Комиссаров Александр Александрович**, кандидат технических наук, заведующий лабораторией «Гибридные наноструктурные материалы».  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.  
E-mail: [komissarov@misis.ru](mailto:komissarov@misis.ru)

**Кудашов Дмитрий Викторович**, кандидат технических наук, директор.  
Адрес: Выксунский филиал НИТУ «МИСИС», 607036, Россия, г. Выкса, р. п. Шиморское, ул. Калинина, 206.  
E-mail: [kudja@mail.ru](mailto:kudja@mail.ru)

**Лебедев Юрий Анатольевич**, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник.  
Адрес: Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра РАН, 450054, Россия, г. Уфа, пр-т Октября, 71.  
E-mail: [lebedev@anrb.ru](mailto:lebedev@anrb.ru)

**Левашкин Денис Геннадьевич**, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: [denis.levden@yandex.ru](mailto:denis.levden@yandex.ru)

**Логинов Юрий Николаевич**, доктор технических наук, профессор кафедры обработки металлов давлением.  
Адрес: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.  
E-mail: [j.n.loginov@urfu.ru](mailto:j.n.loginov@urfu.ru)

**Лукьянова Елена Александровна**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: [helenelukyanova@gmail.com](mailto:helenelukyanova@gmail.com)

**Малинин Андрей Владимирович**, кандидат технических наук, заместитель генерального директора по исследованиям.  
Адрес: ООО «РН-БашНИПИнефть», 450006, Россия, г. Уфа, ул. Ленина, 86/1.  
E-mail: MalininAV@bnipi.rosneft.ru

**Малофеев Сергей Сергеевич**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: malofeev@bsuedu.ru

**Мартыненко Наталья Сергеевна**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: nata\_roug@mail.ru

**Мионов Сергей Юрьевич**, доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: mironov@bsuedu.ru

**Мунтин Александр Вадимович**, кандидат технических наук, директор инженерно-технологического центра.  
Адрес: АО «Выксунский металлургический завод», 607061, Россия, г. Выкса, ул. Братьев Баташёвых, 45.  
E-mail: muntin\_av@omk.ru

**Никитин Иван Сергеевич**, кандидат технических наук, младший научный сотрудник лаборатории механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: nikitin\_i@bsuedu.ru

**Плахотный Денис Иванович**, старший преподаватель кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: d01125@mail.ru

**Расторгуев Дмитрий Александрович**, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Оборудование и технологии машиностроительного производства».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: rast\_73@mail.ru

**Рыбальченко Ольга Владиславовна**, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: rybalch@mail.ru

**Салищев Геннадий Алексеевич**, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией объемных наноструктурных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: salishchev\_g@bsuedu.ru

**Ситдиков Виль Даянович**, доктор физико-математических наук, старший эксперт.  
Адрес: ООО «РН-БашНИПИнефть», 450006, Россия, г. Уфа, ул. Ленина, 86/1.  
E-mail: SitdikovVD@bnipi.rosneft.ru

**Соколовский Виталий Сергеевич**, кандидат технических наук, научный сотрудник лаборатории объемных наноструктурных материалов.  
Адрес: Белгородский государственный национальный исследовательский университет, 308015, Россия, г. Белгород, ул. Победы, 85.  
E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

**Страумал Петр Борисович**, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: straumal.peter@yandex.ru

**Темралиева Диана Ривовна**, инженер-исследователь лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара.  
Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
E-mail: diana4-64@mail.ru

**Унянин Александр Николаевич**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Инновационные технологии в машиностроении».  
Адрес: Ульяновский государственный технический университет, 432027, Россия, г. Ульяновск, ул. Северный Венец, 32.  
E-mail: a\_un@mail.ru

**Хохлов Юрий Юрьевич**, заведующий лабораторией кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: y.y.khokhlov@rambler.ru

**Червонный Алексей Владимирович**, кандидат технических наук, начальник отдела по исследованиям и разработкам.  
Адрес: АО «Выксунский металлургический завод», 607061, Россия, г. Выкса, ул. Братьев Баташёвых, 45.  
E-mail: chervonnyj\_av@vsw.ru

**Чистопольцева Елена Александровна**, кандидат технических наук, руководитель департамента специального материаловедения.  
Адрес: ООО «ИТ-Сервис», 443001, Россия, г. Самара, ул. Ярмарочная, д. 52/55.  
E-mail: chistopolceva@its-samara.com

**Чистюхина Элеонора Ивановна**, инженер-исследователь, лаборатории металловедения цветных и легких металлов им. академика А.А. Бочвара, магистрант кафедры металловедения и физики прочности.  
Адрес 1: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.  
Адрес 2: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.  
E-mail: e.chistyuhina@mail.ru

**Чуднов Александр Владимирович**, аспирант.

Адрес: Ульяновский государственный технический университет,  
432027, Россия, г. Ульяновск, ул. Северный Венец, 32.

E-mail: chudnov73ru@gmail.com

**Шаяхметова Эльвина Рафитовна**, младший научный сотрудник.

Адрес: Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39.

E-mail: elvinar@imsp.ru

**Ющук Вячеслав Васильевич**, инженер научного проекта.

Адрес: Университет науки и технологий МИСИС,  
119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4.

E-mail: slava\_yushchuk@mail.ru

## OUR AUTHORS

**Andreev Vladimir Aleksandrovich**, PhD (Engineering),  
leading researcher at the Laboratory of Plastic Deformation of Metallic Materials.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: vandreev@imet.ac.ru

**Belonogov Savely Olegovich**, engineer  
of the Laboratory of Destructive Inspection Methods.  
Address: LLC Middle Volga Certification and Diagnostic Center “Delta”,  
445009, Russia, Togliatti, Pobedy Street, 22/1.  
E-mail: savelij.belonogov.2001@mail.ru

**Bochkarev Aleksandr Gennadievich**, PhD (Engineering),  
assistant professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: a.bochkarev5@tlttsu.ru

**Bodyakova Anna Igorevna**, PhD (Physics and Mathematics),  
researcher of the Laboratory of Mechanical Properties  
of Nanostructured Materials and Superalloys.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: morozova\_ai@bsuedu.ru

**Bushueva Natalia Igorevna**, postgraduate student,  
research engineer of scientific laboratory “Metal Forming”.  
Address: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,  
620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19.  
E-mail: n.i.bushueva@urfu.ru

**Chervonnyy Aleksey Vladimirovich**, PhD (Engineering),  
Head of Research and Development Department.  
Address: JSC Vyksa Metallurgical Plant,  
607061, Russia, Vyksa, Brat'yev Batashyovykh Street, 45.  
E-mail: chervonnyj\_av@vsw.ru

**Chistopoltseva Elena Aleksandrovna**, PhD (Engineering),  
Head of Department of Special Materials Science.  
Address: LLC IT Service,  
443001, Russia, Samara, Yarmarochnaya Street, 52/55.  
E-mail: chistopolceva@its-samara.com

**Chistyukhina Eleonora Ivanovna**, research engineer  
at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous  
and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar,  
graduate student of Chair of Metal Science and Physics of Strength.  
Address 1: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
Address 2: University of Science and Technology “MISIS”,  
119049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4.  
E-mail: e.chistyuhina@mail.ru

**Chudnov Aleksandr Vladimirovich**, postgraduate student.  
Address: Ulyanovsk State Technical University,  
432027, Russia, Ulyanovsk, Severny Venets Street, 32.  
E-mail: chudnov73ru@gmail.com

**Dimukhametov Ilnaz Zeferovich**, postgraduate student.  
Address: Ulyanovsk State Technical University,  
432027, Russia, Ulyanovsk, Severny Venets Street, 32.  
E-mail: iln-d@yandex.ru

**Dobatkin Sergey Vladimirovich**, Doctor of Science (Engineering), Professor,  
Head of the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous  
and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: dobatkin.sergey@gmail.com

**Dolgach Egor Dmitrievich**, scientific project engineer.  
Address: MISIS University of Science and Technology,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.  
E-mail: edolgach@gmail.com

**Gorbenko Artem Dmitrievich**, research engineer  
at the Laboratory of Strength and Plasticity of Metallic  
and Composite Materials and Nanomaterials.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: artemgorbenk@yandex.ru

**Kalinenko Aleksandr Andreevich**, PhD (Physics and Mathematics),  
junior researcher of the Laboratory of Mechanical Properties  
of Nanostructured Materials and Superalloys.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: kalinenko@bsuedu.ru

**Khokhlov Yuri Yurievich**, Head of the Laboratory  
of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: y.y.khokhlov@rambler.ru

**Komissarov Aleksandr Aleksandrovich**, PhD (Engineering),  
Head of Hybrid Nanostructured Materials Laboratory.  
Address: MISIS University of Science and Technology,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.  
E-mail: komissarov@misis.ru

**Kovtunov Aleksandr Ivanovich**, Doctor of Sciences (Engineering),  
professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: akovtunov@rambler.ru

**Kudashov Dmitry Viktorovich**, PhD (Engineering), Director.  
Address: Vyksa branch of MISIS University of Science and Technology,  
607036, Russia, Vyksa, Shimorskoe workers settlement, Kalinin Street, 206.  
E-mail: kudja@mail.ru

**Lebedev Yuri Anatolyevich**, PhD (Physics and Mathematics),  
senior researcher.  
Address: Institute of Physics of Molecules and Crystals  
of Ufa Federal Research Center of RAS,  
450054, Russia, Ufa, Prospekt Oktyabrya, 71.  
E-mail: lebedev@anrb.ru

**Levashkin Denis Gennadyevich**, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Equipment and Technologies of Machinery Production”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: denis.levden@yandex.ru

**Loginov Yury Nikolaevich**, Doctor of Science (Engineering), professor of Chair of Metal Forming.  
Address: Ural Federal University  
named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,  
620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19.  
E-mail: j.n.loginov@urfu.ru

**Lukyanova Elena Aleksandrovna**, PhD (Engineering), senior researcher at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: helenelukyanova@gmail.com

**Malinin Andrey Vladimirovich**, PhD (Engineering), Deputy General Director for Research.  
Address: LLC RN-BashNIPIneft,  
450006, Russia, Ufa, Lenin Street, 86/1.  
E-mail: MalininAV@bnipi.rosneft.ru

**Malophev Sergey Sergeevich**, PhD (Engineering), senior researcher of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: malofeev@bsuedu.ru

**Martynenko Natalia Sergeevna**, PhD (Engineering), senior researcher at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: nata\_roug@mail.ru

**Mironov Sergey Yurievich**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), leading researcher of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: mironov@bsuedu.ru

**Muntin Aleksandr Vadimovich**, PhD (Engineering), Director of Engineering and Technology Center.  
Address: JSC Vyksa Metallurgical Plant,  
607061, Russia, Vyksa, Bratyev Batashyovykh Street, 45.  
E-mail: muntin\_av@omk.ru

**Nikitin Ivan Sergeevich**, PhD (Engineering), junior researcher of the Laboratory of Mechanical Properties of Nanostructured Materials and Superalloys.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: nikitin\_i@bsuedu.ru

**Plakhotny Denis Ivanovich**, senior lecturer  
of Chair “Welding, Pressure Material Treatment and Related Processes”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: d01125@mail.ru

**Rastorguev Dmitry Aleksandrovich**, PhD (Engineering), Associate Professor,  
assistant professor of Chair “Equipment and Technologies of Machinery Production”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: rast\_73@mail.ru

**Rybalchenko Olga Vladislavovna**, PhD (Engineering),  
leading researcher at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous  
and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: rybalch@mail.ru

**Salishchev Gennady Alekseevich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
Head of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: salishchev\_g@bsuedu.ru

**Shayakhmetova Elvina Rafitovna**, junior researcher.  
Address: Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS,  
450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39.  
E-mail: elvinar@imsp.ru

**Sitdikov Vil Dayanovich**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),  
senior expert.  
Address: LLC RN-BashNIPIneft,  
450006, Russia, Ufa, Lenin Street, 86/1.  
E-mail: SitdikovVD@bnipi.rosneft.ru

**Sokolovskiy Vitaly Sergeevich**, PhD (Engineering),  
researcher of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials.  
Address: Belgorod State University,  
308015, Russia, Belgorod, Pobedy Street, 85.  
E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

**Straumal Petr Borisovich**, PhD (Physics and Mathematics),  
senior researcher at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous  
and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: straumal.peter@yandex.ru

**Temralieva Diana Rivovna**, research engineer  
at the Laboratory of Physical Metallurgy of Non-Ferrous  
and Light Metals named by Academician A.A. Bochvar.  
Address: A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS,  
119334, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 49.  
E-mail: diana4-64@mail.ru

**Unyanin Aleksandr Nikolaevich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
professor of Chair “Innovative Technologies in Machine Building”.  
Address: Ulyanovsk State Technical University,  
432027, Russia, Ulyanovsk, Severny Venets Street, 32.  
E-mail: a\_un@mail.ru

**Vedeneev Ivan Vyacheslavovich**, engineer  
of the Laboratory of Non-Destructive Inspection.  
Address: LLC Middle Volga Certification and Diagnostic Center “Delta”,  
445009, Russia, Togliatti, Pobedy Street, 22/1.  
E-mail: cool.vedeneev@inbox.ru

**Voronov Roman Dmitrievich**, teacher  
of Chair “Equipment and Technologies of Machinery Production”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: smr.rom@yandex.ru

**Yushchuk Vyacheslav Vasilievich**, scientific project engineer.  
Address: MISIS University of Science and Technology,  
119049, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 4.  
E-mail: slava\_yushchuk@mail.ru

**На обложке:** Изображение поверхности разрушения образца после испытаний на сдвиг растяжением (образец получен ультразвуковой сваркой инструментом с высотой зубцов  $H=0,4$  мм, время воздействия ультразвука – 2 с). Автор фото: Э.Р. Шаяхметова, младший научный сотрудник (лаборатория «Современные методы сварки», Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия).

**On the cover:** Image of the fracture surface of a sample after tensile lap shear testing (the sample was obtained by ultrasonic welding with a tool with a tooth height of  $H=0.4$  mm, the welding time is 2 s). Author of the photo: E.R. Shayakhmetova, junior researcher (Laboratory of Modern Welding Methods, Institute for Metals Superplasticity Problems, Russian Academy of Sciences, Ufa, Russia).