

Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 2

2025

16+

Ежеквартальный
научный журнал

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

Главный редактор

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

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

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

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

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

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

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

Редакционная коллегия:

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

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

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

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

Герштейн Грегори, д. т. н.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Рубаник Василий Васильевич, д. т. н.

Сонар Тушар Мадхукар, к. т. н.

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

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

Шишков Владимир Александрович, д. т. н.

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

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

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

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

Подписной индекс в каталоге «Пресса России»: 13088.

Компьютерная верстка:
Н.А. Никитенко

Ответственный/технический редактор:
Н.А. Никитенко

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

Сайт:
<https://vektornaukitech.ru>

Подписано в печать 26.06.2025.
Выход в свет 30.06.2025.
Формат 60×84 1/8.
Печать цифровая.
Усл. п. л. 12,7.
Тираж 30 экз. Заказ 3-208-25.
Цена свободная.

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

СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

Главный редактор

Криштал 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 Максимович, 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>

Гавришин 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>

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

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

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

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

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

AuthorID РИНЦ: [596086](#)

SPIN-код: [9504-4454](#)

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

Scopus AuthorID: [7005031984](#)

EDITORIAL BOARD INFORMATION

Editor-in-Chief

Mikhail M. Krishtal, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Rector (Togliatti State University, Togliatti, Russia).

Scopus AuthorID: [14634063100](#)

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

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

Deputy Editor-in-Chief for Metallurgy and Materials Science

Dmitry L. Merson, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director of the Research and Development Institute of Advanced Technologies (Togliatti State University, Togliatti, Russia).

Scopus AuthorID: [6603449333](#)

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

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

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

Aleksandr P. Shaikin, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Energy-Converting Machines and Control Systems” (Togliatti State University, Togliatti, Russia).

Scopus AuthorID: [6602779899](#)

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

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

Aleksandr I. Kovtunov, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, Professor of Chair “Welding, Pressure Treatment of Materials and Allied Processes” (Togliatti State University, Togliatti, Russia).

Scopus AuthorID: [36761987000](#)

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

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

Editorial board:

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

Scopus AuthorID: [57189893110](#)

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

Scopus AuthorID: [55683317200](#)

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

Scopus AuthorID: [36131150100](#)

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

Scopus AuthorID: [7005031984](#)

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

Scopus AuthorID: [6507067486](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [55001912200](#)

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

Scopus AuthorID: [6506174877](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7004130343](#)

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

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

Scopus AuthorID: [7004225554](#)

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

Scopus AuthorID: [56037035400](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6603628218](#)

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

Scopus AuthorID: [57217278342](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [57195590138](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7003520439](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701720806](#)

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

Scopus AuthorID: [6602506825](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7202768874](#)

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

Scopus AuthorID: [57215218253](#)

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

RSCI AuthorID: [596086](#)

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

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

(South Ural State University, Chelyabinsk, Russia).

Scopus AuthorID: [57200800257](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Влияние импульсного тока на каплеперенос при двухэлектродной наплавке в газах Елсуков С.К., Зорин И.В., Несин Д.С.	9
Влияние экструзии на модуль Юнга и внутреннее трение в магниевых сплавах с различным содержанием длиннопериодной слоистой структуры Каминский В.В., Калганов Д.А., Дорогов М.В., Филиппов С.А., Романов А.Е.	19
Соотношение пластичности, способности к перегибам и навивам проволок из ультрамелкозернистых сплавов Al–0,5Fe и Al–0,5Fe–0,3Cu, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор Медведев А.Е., Жукова О.О., Федотова Д.Д., Хафизова Э.Д., Мотков М.М., Мурашкин М.Ю.	29
Механическая и коррозионная анизотропия монокристалла магния Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягих П.Н., Данюк А.В., Данилов В.А., Максименко Е.И., Бецофен С.Я., Брилевский А.И.	39
Влияние ультразвуковой обработки на структурные превращения и механическое поведение аморфных сплавов (ОБЗОР) Пермякова И.Е., Дюжева-Мальцева Е.В.	53
Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением Приймак Е.Ю., Атамашкин А.С., Яковлева И.Л., Фот А.П.	73
Влияние наноалмазов кавитационного синтеза на трибологические свойства смазывающе-охлаждающей жидкости на водомасляной основе Фоминов Е.В., Ковтун М.В., Курлович С.А., Гладких Д.И., Лавренова Т.В.	87
Влияние режимов упрочняющей термической обработки на сопротивление развитию трещины штамповой стали 5Х2СМФ Шахназаров К.Ю., Рафиков А.Р.	95
НАШИ АВТОРЫ	102

CONTENT

The influence of pulse current on drop transfer during double-electrode gas surfacing Elsukov S.K., Zorin I.V., Nesin D.S.	9
Effects of extrusion on Young's modulus and internal friction of magnesium alloys with various long period ordered structure content Kaminskii V.V., Kalganov D.A., Dorogov M.V., Philippov S.A., Romanov A.E.	19
Ductility, bending and wrapping ability relationship in wires made of electromagnetically cast ultrafine grained Al–0.5Fe and Al–0.5Fe–0.3Cu alloys Medvedev A.E., Zhukova O.O., Fedotova D.D., Khafizova E.D., Motkov M.M., Murashkin M.Yu.	29
Mechanical and corrosion anisotropy of magnesium single crystal Merson D.L., Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Danyuk A.V., Danilov V.A., Maksimenko E.I., Betsofen S.Ya., Brilevskiy A.I.	39
Effect of ultrasonic treatment on structural transformations and mechanical behaviour of amorphous alloys (REVIEW) Permyakova I.E., Dyuzheva-Maltseva E.V.	53
Interrelation between the microstructure and impact toughness of the interface of welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding Priymak E.Yu., Atamashkin A.S., Yakovleva I.L., Fot A.P.	73
The influence of cavitation synthesis nanodiamonds on the tribological properties of a water-oil-based cooling lubricant Fominov E.V., Kovtun M.V., Kurlovich S.A., Gladkikh D.I., Lavrenova T.V.	87
The influence of hardening heat treatment modes on the crack propagation resistance of 5H2SMF die steel Shakhnazarov K.Yu., Rafikov A.R.	95
OUR AUTHORS	102

Влияние импульсного тока на каплеперенос при двухэлектродной наплавке в газах

Елсуков Сергей Константинович^{*1}, кандидат технических наук,
доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства»

Зорин Илья Васильевич², доктор технических наук, доцент,
профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства»

Несин Дмитрий Сергеевич, аспирант

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград (Россия)

*E-mail: serzh.elsukov@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4965-8028>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9912-2598>

Поступила в редакцию 14.04.2025

Пересмотрена 30.05.2025

Принята к публикации 09.06.2025

Аннотация: Применение для наплавки двумя электродными проволоками схемы с общим источником импульсного тока повышает энергоэффективность дугового процесса и технологические свойства сварочной дуги, но требует более детального изучения влияния параметров режима на ее стабильность. В связи с этим в данной работе основное внимание уделено изучению динамики формирования и переноса металлических капель при различных режимах импульсного питания сварочной дуги. С использованием скоростной видеосъемки сварочной дуги и синхронизированной записи сигналов тока и напряжения установлен режим (среднее значение тока 250 А, максимальное в импульсе 600 А, напряжение на дуге ~30 В), который обеспечивает стабильный процесс переноса электродного металла общей для двух проволок капель без образования коротких замыканий. Обнаружено, что общая капля под действием электродинамических сил приобретает центростремительное ускорение, что способствует ее направленному переносу в сварочную ванну и позволяет максимально снизить количество брызг на поверхности основного металла. С использованием математического моделирования был подтвержден характер взаимодействия сварочных дуг на двух проволоках и установлено, что даже на стадии «горячей» фазы импульса тока (600 А, $t=0,8$ с) давление дуги на поверхность пластины меньше, чем при сварке одной проволокой на постоянном токе. Выявленный эффект связан с изменением направления плазменного потока на перпендикулярное к оси проволоки вследствие увеличения электродинамической силы притяжения магнитных полей вокруг двух проволочных проводников. В совокупности со снижением температуры дуги и давления на поверхность пластины в фазе «контроля тепловложения» импульса тока (180 А, $t=1,4$ с) это должно способствовать уменьшению тепловложения и глубины проплавления основного металла, а следовательно, уменьшить степень разбавления наплавляемого сплава металлом подложки. Последнее особенно востребовано при решении задач по созданию технологии наплавки относительно тонких слоев из коррозионностойких сплавов, в частности, на поверхности изделий нефтехимического оборудования.

Ключевые слова: двухэлектродная наплавка; импульсно-дуговой процесс; сварочная дуга; каплеперенос; численное моделирование.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-23-20068 (<https://rscf.ru/project/24-23-20068/>) и гранта Администрации Волгоградской области по соглашению № 7 от 31.05.2024.

Для цитирования: Елсуков С.К., Зорин И.В., Несин Д.С. Влияние импульсного тока на каплеперенос при двухэлектродной наплавке в газах // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 9–18. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-1.

ВВЕДЕНИЕ

Качество и эксплуатационная надежность изделий металлургической и машиностроительной отрасли во многом определяются уровнем развития технологических процессов сварки и наплавки. Как следствие, приоритетной задачей является постоянное совершенствование сварочных технологий, направленное на разработку способов, позволяющих повысить производительность этих процессов и улучшить свойства сварных соединений и наплавленного металла. Одним из таких способов является двухэлектродная сварка и наплавка, в которой проволочные электроды подключены к общему источнику питания [1; 2]. Она широко применяется как для сварки толстостенных конструкций, так и для

формирования слоя высокооловянной бронзы на стали [3] и коррозионностойких наплавленных покрытий [4], что расширяет технологические возможности сварочного производства.

С использованием методов математического моделирования было выявлено, что температура плазмы двухэлектродной дуги в целом ниже по сравнению с одноэлектродным процессом, ниже и ее максимальная температура и давление дуги на поверхность сварочной ванны [5]. При этом средняя температура электродного металла ниже [6]. При двухэлектродной наплавке уменьшается тепловой поток в изделие [7], что способствует снижению деформации наплавляемого изделия. Подобного результата позволяет достичь и наложение

на дугу импульсов тока с применением специальных алгоритмов управления ими [8–10], что в настоящее время массово реализовано в серийно выпускаемых полуавтоматах и фактически стало базовым решением для одноэлектродной механизированной сварки и наплавки в защитных газах. Существующее оборудование для использования импульсного тока с двумя электродными проволоками промышленно освоено для процесса двухдуговой сварки «тандемом», когда каждая проволока подключается к обособленному источнику питания [11–13].

Применение для двух электродных проволок схемы с общим электропитанием [14] повышает не только энергоэффективность дугового процесса, но и его технологичность, поскольку для его реализации не требуется комплектовать каждую электродную проволоку механизмом подачи и дополнительной оснасткой. Имеющийся положительный опыт применения двухэлектродной наплавки для формирования плакирующих коррозионностойких покрытий основан на использовании относительно небольших значений напряжения на дуге, что обеспечивает перенос электродного металла в режиме формирования так называемой «общей» для двух плавящихся электродных проволок капли и минимизирует долю участия основного металла в наплавленном до 30 % [15].

Представляет интерес использование для наплавки двумя электродными проволоками общего источника импульсного тока, что даст возможность развить преимущества двухэлектродной схемы по повышению технологических свойств дуги (качества переноса электродного металла в дуге, тепловложения в основной металл и др.). По этой причине необходимо исследовать влияние на дугу не только основных параметров режима, но и импульсного тока.

Актуальность данной темы обусловлена также необходимостью повышения качества процессов сварки и наплавки при освоении новой продукции на предприятиях нефтехимического машиностроения и решения стоящих перед ними задач по технологическому опережению. Это позволит улучшить качество наплавленных покрытий, снизить затраты и увеличить эффективность производственных процессов.

Цель работы – определить оптимальный режим импульсного питания сварочной дуги при двухэлектродной наплавке, обеспечивающий формирование общей капли и ее направленный перенос в сварочную ванну без замыканий дугового промежутка.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Модернизация сварочного оборудования

Для проведения экспериментальных исследований сварочный импульсный полуавтомат Lorch S8 Pulse XT (Германия) был дооснащен парой роликов (изготовлены FDM-печатью) с двумя одинаковыми канавками *V*-образной формы для использования в подающем механизме одновременно двух проволок диаметром 1,6 мм, которые через фторопластовую гибкую трубку подавали во внешний токоподводящий узел, снабженный водоохлаждаемым соплом. В настройках полуавтомата выбирали программу «Импульс».

Экспериментальная установка и измерения

Схема исследования дугового процесса наплавки (рис. 1) включала систему высокоскоростной фотосъемки iSpeedy 50MT13M-SE (Китай) и многоканальный аналого-цифровой преобразователь LA-20USB (Россия) для контроля изменений напряжения и тока во времени с частотой дискретизации 5 кГц. Обработку полученных осциллограмм производили в специализированном программном обеспечении PowerGraph 3.3 Pro.

Система высокоскоростной фотосъемки включала в себя камеру, соединенную с ноутбуком через интерфейс Ethernet 10 Гбит/с, и специальное программное обеспечение iSpeedyPro, в котором осуществляли настройку параметров режима работы камеры и первичную обработку полученного видеосигнала. Камера имеет расширенную скоростную память объемом 64 Гб. Для защиты камеры и передней линзы объектива от попадания сварочных брызг использовали специальный корпус. Видеосъемку зоны сварочной дуги производили на скорости 5000 кадров/с. Направление съемки было перпендикулярно соединительной линии между двумя сварочными проволоками. Высокоскоростные кадры дуги были синхронизированы с записью электрических сигналов, что позволило сопоставить динамику образования и переноса капли в дуге с изменением в ней тока и напряжения.

Параметры наплавки

Наплавку производили на пластины марки СтЗсп размером 200×100×10 мм, перемещаемые со скоростью наплавки 13 м/ч специальным механизмом относительно неподвижной сварочной головки. Наплавку в импульсном режиме производили при силе тока $I=280$ А и напряжении $U_d=24$ В с межосевым расстоянием $b=6$ мм. Использовали сварочную проволоку диаметром 1,6 мм марки AG ER-347Si (Св-08X19H10Г2Б) и смесь аргона и двуокиси углерода (97,5 % + 2,5 %). Расход газовой смеси составлял 25–30 л/мин.

Математическое моделирование дуги

Для более наглядной и комплексной оценки электро- и теплофизических процессов, происходящих в сварочной дуге под влиянием импульсного тока, выполняли математическое моделирование в программном комплексе Comsol Multiphysics. Примененный в работе подход к созданию модели сварочной дуги основан на системе взаимосвязанных уравнений, описывающих сложное взаимодействие гидродинамических, электромагнитных и тепловых процессов в плазменном разряде, а также на фундаментальных законах сохранения массы, импульса и энергии, дополненных уравнениями электродинамики для проводящей среды¹. Гидродинамическая часть модели рассматривает плазму как вязкую электропроводящую жидкость, движение которой определяется балансом сил давления, вязкости и электромагнитного воздействия. Электромагнитные процессы описываются с учетом генерации магнитного поля

¹ Елсуков С.К. Повышение эффективности двухэлектродной наплавки в защитных газах хромоникелевых аустенитных сталей на детали нефтехимического оборудования: дис. ... канд. техн. наук. Волгоград, 2023. 143 с. EDN: [MEZKRU](#).

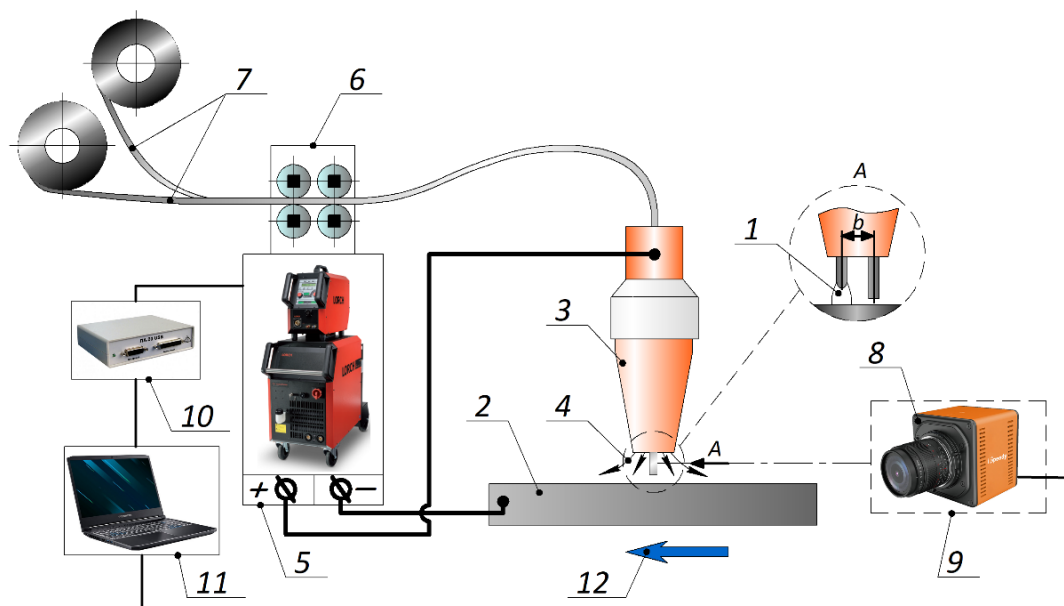


Рис. 1. Схема исследования реакционной зоны сварочной дуги в процессе двухэлектродной импульсной наплавки:

- 1 – сварочная дуга; 2 – наплавляемая пластина; 3 – сопло подачи защитного газа;
4 – поток защитного газа; 5 – сварочный полуавтомат; 6 – подающий механизм; 7 – сварочные проволоки;
8 – высокоскоростная камера; 9 – защитный корпус камеры; 10 – аналого-цифровой преобразователь;
11 – компьютер; 12 – направление перемещения пластины

Fig. 1. Scheme of the study of the welding arc reaction zone in the process of double-electrode pulsed surfacing:

- 1 – welding arc; 2 – deposited plate; 3 – shielding gas supply nozzle;
4 – shielding gas flow; 5 – semiautomatic welding machine; 6 – feed mechanism; 7 – welding wires;
8 – high-speed camera; 9 – protective camera housing; 10 – analog-to-digital converter;
11 – computer; 12 – plate movement direction

током дуги и его обратного влияния на распределение заряженных частиц. Тепловые эффекты включают Джоулев нагрев, конвективный и кондуктивный перенос тепла, а также радиационные потери энергии. Длину дуги задавали в модели согласно кадрам скоростной видеосъемки ($l_d = 6$ мм).

Модель построена на ряде обоснованных допущений, включая предположение о локальном термодинамическом равновесии плазмы, ламинарном характере течения и пренебрежении процессами фазовых переходов в электродных материалах. Взаимосвязь уравнений обеспечивали через определяющие соотношения для теплофизических и электродинамических свойств плазмы, что позволило получить замкнутую систему для численного решения. Такой подход позволил исследовать влияние различных параметров сварочной дуги на распределение температур, давление и скорости потоков в ее плазменном столбе.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Анализ осциллограммы модулированного тока, полученной при скорости подачи сварочной проволоки 2 м/мин, показывает, что среднее значение сварочного тока составило 280 А при частоте модуляции ~333 Гц (рис. 2).

На торцах сварочных проволок одновременно формируются крупные капли (рис. 3, кадр *a*), которые удерживаются силами поверхностного натяжения и притягиваются под действием электродинамической силы (рис. 3, кадры *b*, *c*). В момент кадра *d* капли на торцах проволок объединяются, одна из капель перете-

кает к другой. Образовавшаяся общая капля электродного металла замыкается на поверхность сварочной ванны и переходит в нее (рис. 3, кадр *e*).

Дальнейшее увеличение силы тока до 280 А нарушает стабильность процесса каплепереноса и формирования общей капли, которая оттесняется в сторону токоподводящего наконечника (рис. 4).

При использовании импульсного режима сварки при скорости подачи проволоки 2 м/мин и напряжении на дуге 24 В среднее значение силы тока достигало 280 А. В данном режиме источник тока Lorch S8 Pulse XT генерирует импульсный сигнал сложной формы (рис. 5). В начале каждого импульса сила тока резко возрастает до 620 А и удерживается на этом уровне в течение 3 мс. Затем, плавно снижаясь в течение 5 мс, она достигает 200 А, после чего с такой же скоростью уменьшается до базового значения 60 А. Частота повторения импульсов составляет 105 Гц, обеспечивая стабильность процесса сварки.

В ходе анализа полученных кадров зоны дуги при ее импульсном питании было выявлено, что в момент прохождения импульса тока отрыва сварочных капель от электрода не происходит (рис. 6, кадр *b*), в отличие от одноэлектродного процесса. Вместо этого энергия импульса расходуется на формирование крупных капель, которые по мере роста объединяются в общую каплю. Переход общей капли происходит через короткое замыкание (рис. 6, кадр *d*), что схоже с характером каплепереноса при использовании постоянного тока.

Полученные результаты не позволяют полностью раскрыть возможности импульсного питания сварочной

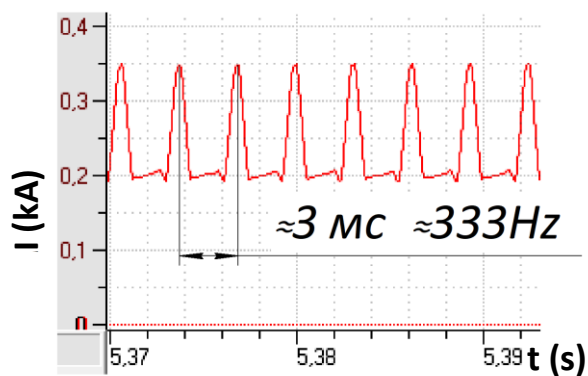


Рис. 2. Внешний вид осциллограммы модулированного тока источника питания Lorch S8 Pulse XT
Fig. 2. External appearance of the oscillogram of the modulated current of the Lorch S8 Pulse XT power supply

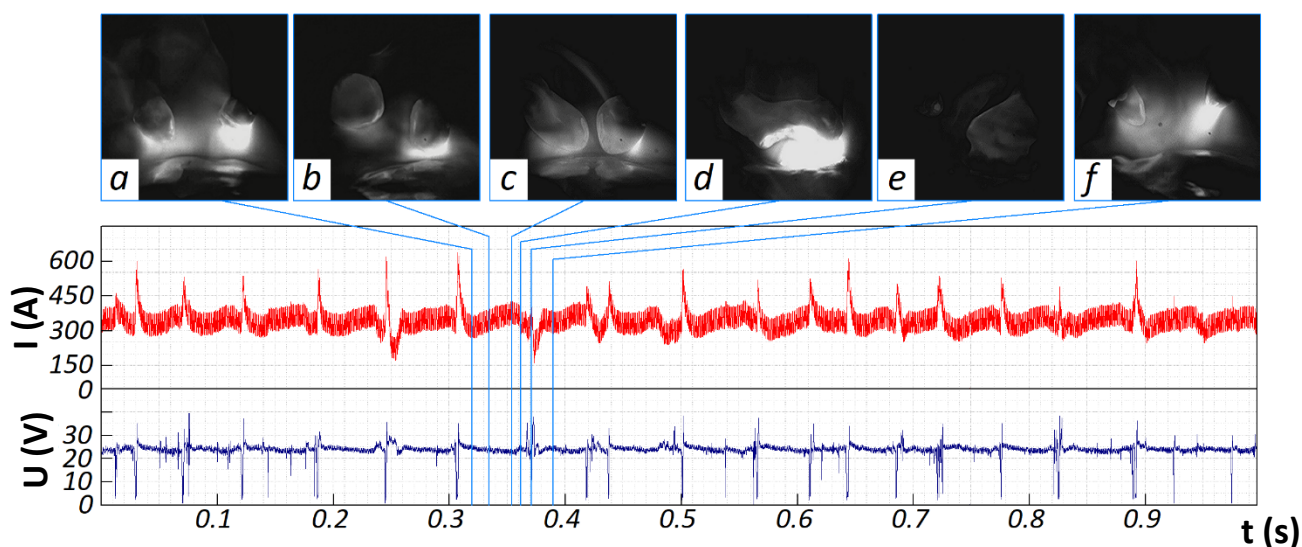


Рис. 3. Внешний вид осциллограммы постоянного тока и напряжения, а также кадры высокоскоростной видеосъемки ($I=280\text{ A}$; $U_0=23\text{ B}$)
Fig. 3. External appearance of the oscillogram of the direct current and voltage and high-speed video footage ($I=280\text{ A}$; $U_{arc}=23\text{ V}$)

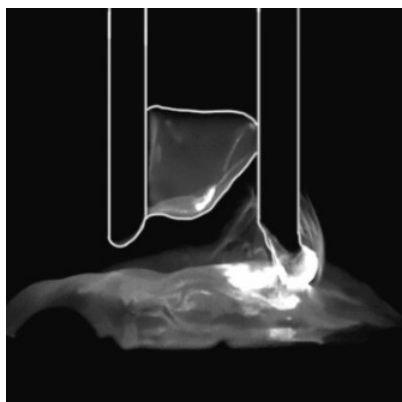


Рис. 4. Оттеснение общей капли в верхнюю часть реакционной зоны дуги
Fig. 4. Displacement of the common drop to the upper part of the arc reaction zone

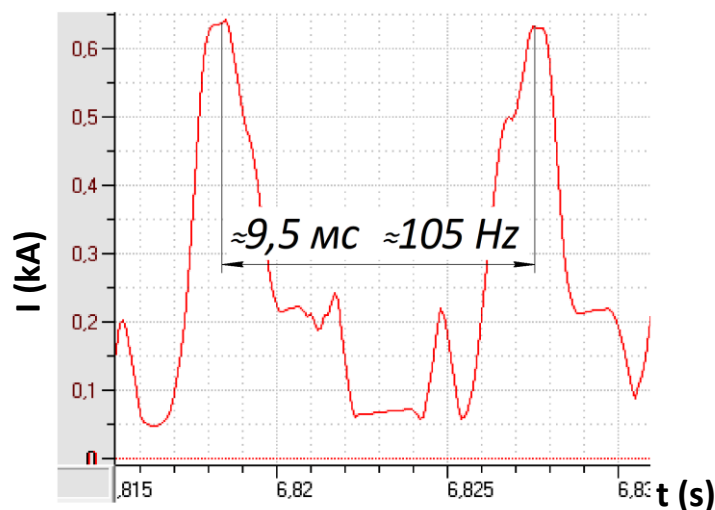


Рис. 5. Внешний вид осциллограммы импульсного тока источника питания Lorch S8 Pulse XT
Fig. 5. External appearance of the oscillogram of the pulse current of the Lorch S8 Pulse XT power supply

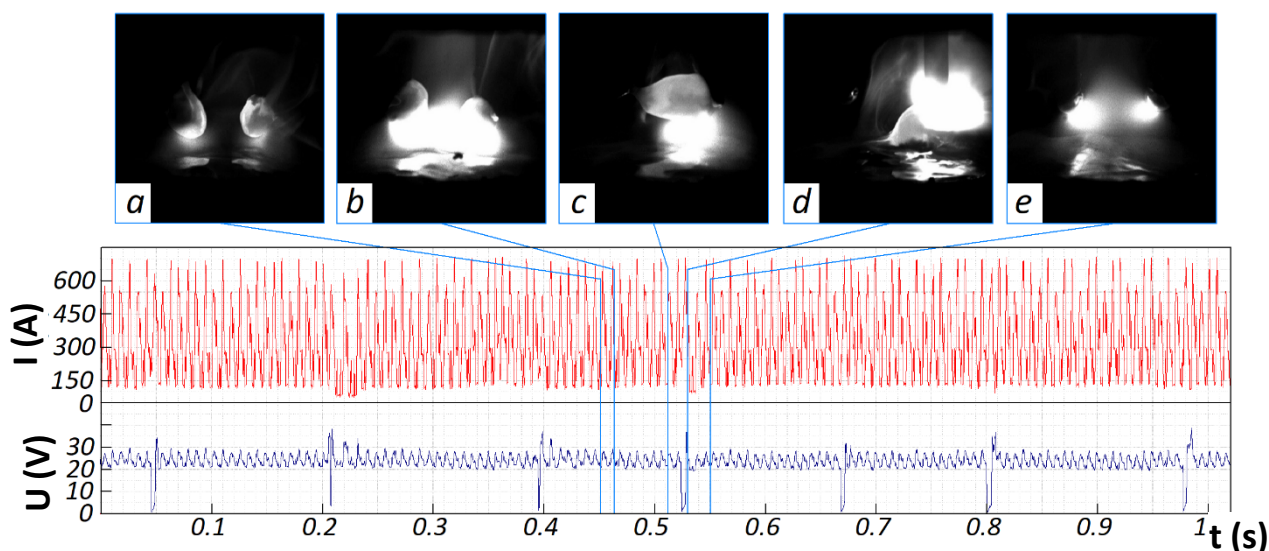


Рис. 6. Внешний вид осциллограммы импульсного тока и напряжения, а также кадры высокоскоростной видеосъемки ($I=280\text{ A}$; $U_{\text{д}}=24\text{ B}$)

Fig. 6. External appearance of the oscillogram of the pulse current and voltage and high-speed video footage ($I=280\text{ A}$; $U_{\text{arc}}=24\text{ V}$)

дуго из-за сохранения режима переноса каплей через их замыкания на поверхность сварочной ванны. Для предотвращения этого можно увеличить длину дуги, установив повышенное значение напряжения (например, до 30 В) на сварочном полуавтомате. В этом случае процесс каплепереноса начинается с попеременного существования дуги на торцах сварочных проволок (рис. 7, кадры *a*, *b*). Частота перемещения дуги составляет в среднем 150 Гц, что соответствует импульсам тока, генерируемым источником питания. С ростом капель (рис. 7, кадры *c*, *d*), примерно через 100 мс, дуга переходит в режим одновременного расплавления проволок, и по мере увеличения объема капель они через 50 мс объединяются в общую каплю. После этого крупная

общая капля перетекает на торец одной из проволок и переходит в сварочную ванну. Длительность общего цикла формирования и переноса капли составляет примерно 300 мс. Переход капли в сварочную ванну отличается от перехода при сварке на постоянном токе: в момент отрыва мощный импульс тока сообщает капле дополнительное центростремительное ускорение (рис. 7, кадр *e*). Для данного режима характерно отсутствие коротких замыканий общей капли, что позволяет максимально снизить количество брызг на поверхности основного металла. Поэтому этот режим наплавки является наиболее перспективным. Дальнейшее повышение силы тока до 350 А в источнике сварочного тока, согласно полученной осциллограмме, происходит

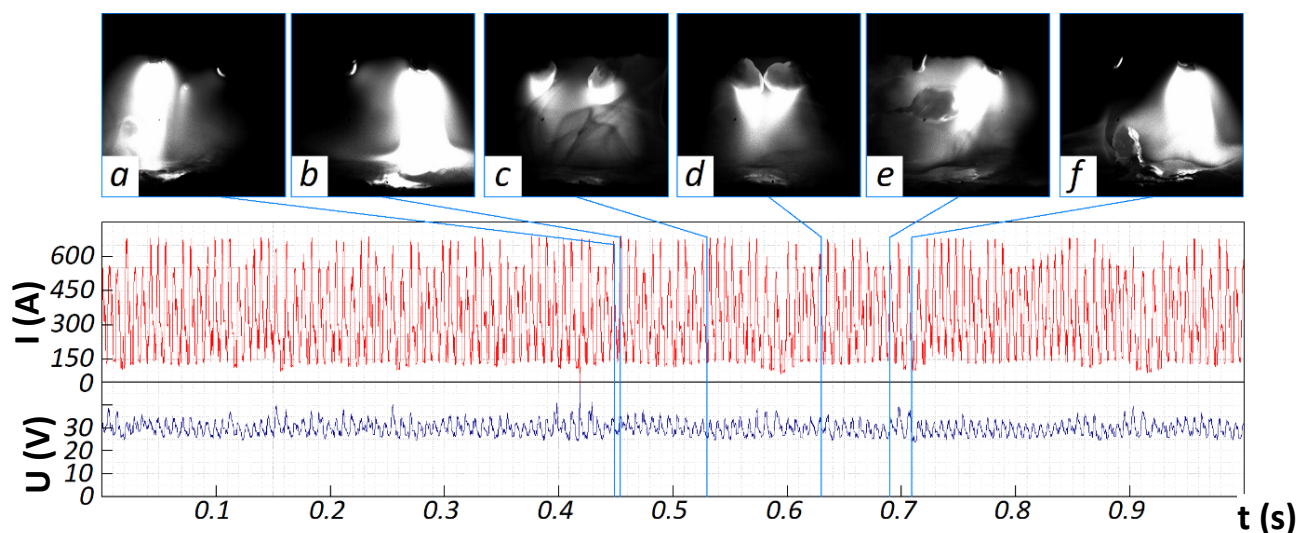


Рис. 7. Внешний вид осциллограммы импульсного тока и напряжения, а также кадры высокоскоростной видеосъемки ($I=280$ А; $U_0=30$ В)

Fig. 7. External appearance of the oscillogram of the pulse current and voltage and high-speed video footage ($I=280$ А; $U_{arc}=30$ V)

за счет увеличения частоты импульсов до 166 Гц и повышения силы базового тока до 120 А.

Увеличение силы тока приводит к повышению электродинамической силы, которая стремится притянуть капли друг к другу. Возникающее усилие в момент импульса раскачивает их, из-за чего капли колеблются на торце электрода и отрываются несинхронно. Это приводит к тому, что в момент, когда капля смещается к оси симметрии электрода, под действием пинч-эффекта импульс тока отрывает ее, придавая вращательное движение. При столкновении в общую каплю из-за высокой скорости они разбиваются, что нарушает процесс каплепереноса (рис. 8).

Из результатов моделирования следует, что характерный импульс тока начинается с плавного линейного нарастания с 85 до 600 А за 1,5 мс. В этот момент область максимальной температуры перемещается вверх по оси электрода, как и точка пересечения встречных потоков, при этом увеличивается их интенсивность (рис. 9, кадр а). Распределение давления в дуге импульсного тока отличается от дуги постоянного тока. По мере нарастания импульса формируются две зоны максимума давления: в области анодного пятна – 620 Па и в зоне пересечения потоков под углом $\approx 130^\circ$ – 517 Па (рис. 9, кадр е).

После стабилизации тока на уровне 600 А в течение 0,8 мс («горячая» фаза импульса) поток плазмы приобретает перпендикулярное направление относительно оси проволоки из-за увеличения электродинамической силы притяжения. Температура вблизи анодного пятна достигает максимума – 24 987 К (рис. 9, кадр б). В этой же области и наблюдается повышенная плотность линий вектора тока. Давление на поверхности модельной пластины составляет 826 Па (рис. 9, кадр ф), что ниже²,

чем значение давления дуги при сварке одной проволокой на постоянном токе (около 1000 Па).

Затем величина силы тока линейно снижается до 180 А за 0,7 мс (фаза «контроля тепловложения») и удерживается на этом уровне 1,4 мс. На этой стадии температура дуги снижается, а зона максимального нагрева смещается ближе к поверхности пластины (15 209 К) (рис. 9, кадр с). Поток плазмы перестает отклоняться в верхнюю часть дуги. Давление на поверхности пластины уменьшается до 329 Па (рис. 9, кадр г).

Финальная фаза – пауза продолжительностью 3,3 мс при значении тока 85 А («холодная» фаза). В этот момент фиксируется минимальное давление – 76 Па, а температурное поле сохраняет структуру (рис. 9, кадры d, h), аналогичную предыдущей фазе. Далее цикл повторяется.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Анализируя полученные результаты, можно сделать вывод, что характер каплепереноса в режиме модулированного тока в целом подобен переносу при наплавке на постоянном токе обратной полярности. Среднее время переноса электродной капли составило 320 мс, что сопоставимо с ранее полученными данными [15], поэтому преимущество питания дуги модулированным током перед постоянным отсутствует.

Оценивая результаты, полученные при питании дуги импульсным током, следует отметить интересную особенность перехода общей капли в сварочную ванну с центростремительным ускорением под влиянием пинч-эффекта, возникающего в момент достижения наибольшей мощности импульса тока (при 600 А). В результате капля, вращаясь, попадает в сварочную ванну точно по оси сварочной проволоки. Это позволяет избежать частого дефекта – закристаллизовавшихся брызг и капель электродного металла на поверхности изделия как при двухэлектродной сварке в защитном газе, так и при одноэлектродной [16]. Дальнейшее

² Елсуков С.К. Повышение эффективности двухэлектродной наплавки в защитных газах хромоникелевых аустенитных сталей на детали нефтехимического оборудования: дис. ... канд. техн. наук. Волгоград, 2023. 143 с. EDN: [MEZKRU](https://doi.org/10.26907/2542-0410.2023.143).

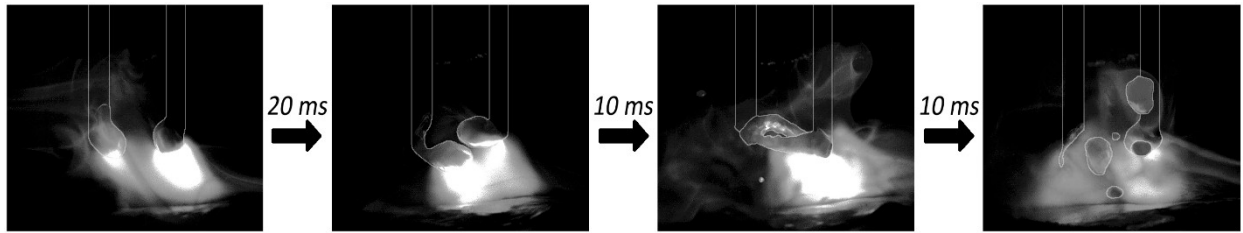


Рис. 8. Перекрестное перемещение электродных капель с нарушением каплепереноса ($I=350$ A; $U_0=30$ B)
Fig. 8. Cross-movement of electrode drops with drop transfer disruption ($I=350$ A; $U_{arc}=30$ V)

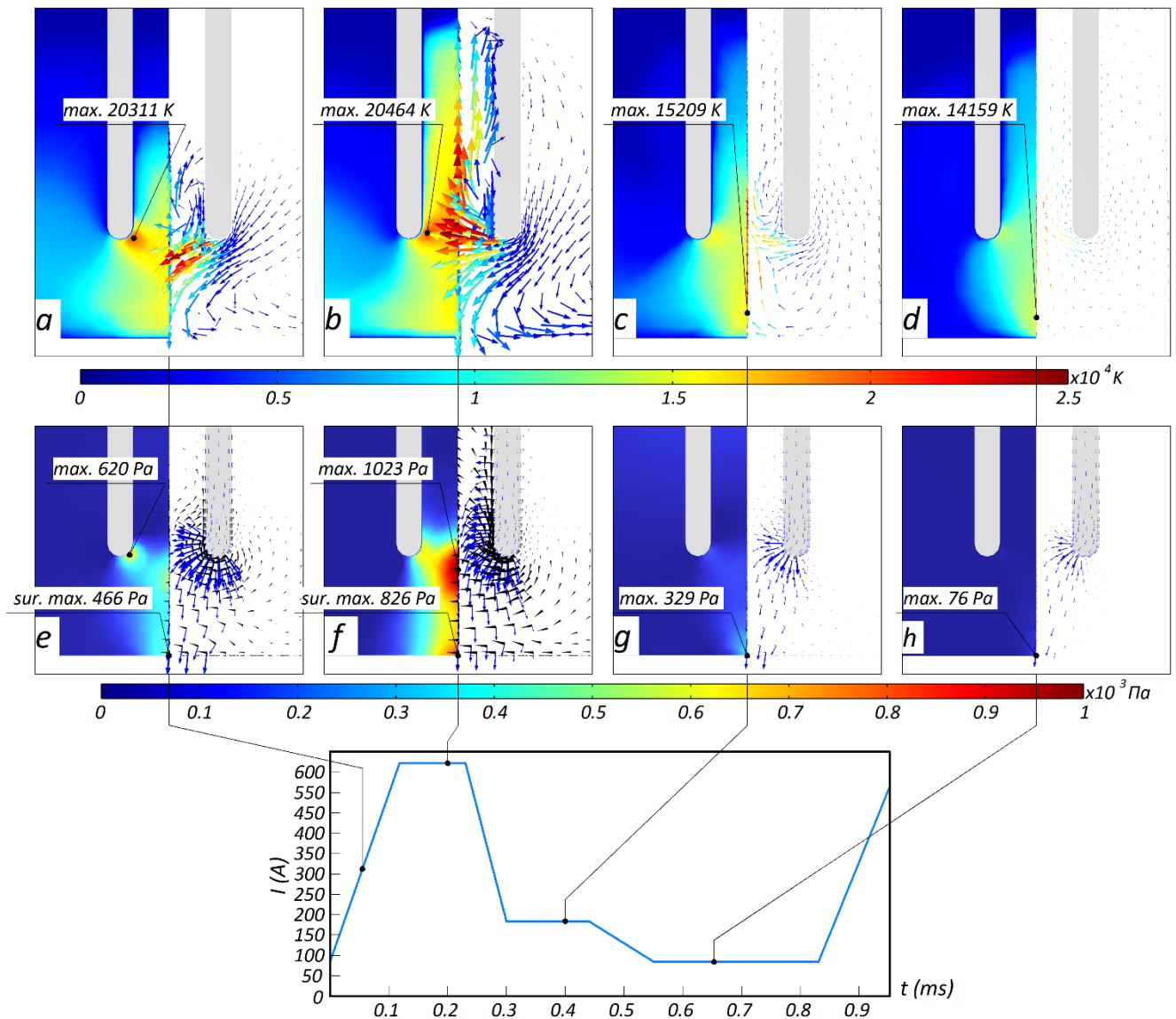


Рис. 9. Распределение температуры в модельной дуге, направления и скорости плазменного потока (a–d);
 распределение давления дуги, вектора плотности тока (синие стрелки)
 и вектора силы Лоренца (черные треугольники) (e–h) в зависимости от фазы цикла импульса тока
Fig. 9. Distribution of temperature in the model arc, direction and plasma flow rate (a–d);
 distribution of arc pressure, current density vector (blue arrows)
 and Lorentz force vector (black triangles) (e–h) depending on the phase of the current pulse cycle

увеличение силы тока (до 350 А) нарушает стабильность формирования общей капли, что наблюдалось и при использовании в качестве защитного газа углекислоты [17]. Поэтому применение этого режима для наплавки нецелесообразно.

Математическое моделирование подтвердило характер взаимодействия сварочных дуг на двух проволоках и установило, что даже на стадии «горячей» фазы импульса тока (600 А, $t=0,8$ с) давление дуги на поверхности пластины меньше, чем при сварке одной проволокой при постоянном токе. Выявленный эффект связан с изменением направления потока на перпендикулярное к оси проволоки вследствие увеличения электродинамической силы притяжения магнитных полей вокруг двух проволочных проводников. В совокупности со снижением температуры дуги и давления на поверхность пластины в «холодной» фазе импульса тока (180 А, $t=1,4$ с) это должно способствовать уменьшению тепловложения и глубины проплавления основного металла, а следовательно, уменьшить степень разбавления наплавляемого сплава металлом подложки. Последнее особенно востребовано при решении задач по созданию технологии наплавки относительно тонких слоев из коррозионностойких сплавов, в частности, на поверхности изделий нефтехимического оборудования.

Одной из перспектив развития рассматриваемого способа является более точное управление тепловложением в изделие с помощью изменения частоты импульсов или применения программы «двойной импульс» [18]. Как в случае применения постоянного тока, так и при использовании импульсного режима межэлектродное расстояние оказывает существенное влияние на процесс двухэлектродной наплавки, что также требует дальнейшего исследования.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Установлено, что применение импульсного тока при двухэлектродной наплавке дает возможность расширить область существования переноса электродного металла общими каплями с 24 до 30 В при отсутствии замыканий дугового промежутка. В момент отрыва капли мощный импульс тока (~600 А) сообщает капле дополнительное центростремительное ускорение, направленное к поверхности сварочной ванны, что практически исключает разбрызгивание металла.

Проведенное математическое моделирование импульсной дуговой наплавки плавящимся электродом позволило выявить динамику изменения температуры и давления в различных фазах импульса, что важно для дальнейшей оптимизации процесса.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Malinowska E., Pavelka V. Characteristics of welded joints produced by two wire submerged-arc welding // *Welding International*. 1990. Vol. 4. № 2. P. 157–163. DOI: [10.1080/09507119009447698](https://doi.org/10.1080/09507119009447698).
2. Зорин И.В., Елсуков С.К., Соколов Г.Н., Дубцов Ю.Н., Лысак В.И., Харламов В.О. Исследование процесса наплавки расщепленным электродом сплава Inconel 625 // *Сварочное производство*. 2018. № 11. С. 9–15. EDN: [YULCSL](https://www.edn.ru/YULCSL).
3. Майданчук Т.Б., Илюшенко В.М., Бондаренко А.Н. Улучшение качества биметаллического соединения при наплавке под флюсом высокооловянной бронзы на сталь // *Автоматическая сварка*. 2015. № 5-6. С. 42–45. EDN: [TVOTMJ](https://www.edn.ru/TVOTMJ).
4. Мастенко В.Ю. Способ автоматической двухэлектродной наплавки проволоками под флюсом // *Ремонт. Восстановление. Модернизация*. 2006. № 8. С. 8–10. EDN: [HVBRIP](https://www.edn.ru/HVBRIP).
5. Wang Xiaoli, Zhang Qi, Liu Yangsen, Luo Chengfu, Hu Qingxian. Impact of welding current on arc physical characteristics in single-power, double-wire, single-arc gas metal arc welding // *Welding in the World*. 2025. № 2. P. 1–12. DOI: [10.1007/s40194-025-01982-y](https://doi.org/10.1007/s40194-025-01982-y).
6. Xu Jie, Ma Yiming, Wang Lin, Lu Xu. Numerical simulation of arc and metal transfer behaviors in double-wire gas metal arc welding // *Welding in the World*. 2022. Vol. 66. № 12. P. 2521–2531. DOI: [10.1007/s40194-022-01381-7](https://doi.org/10.1007/s40194-022-01381-7).
7. Ding Xueping, Li Huan, Wei Huiliang, Liu Jiquan. Numerical analysis of arc plasma behavior in double-wire GMAW // *Vacuum*. 2016. Vol. 124. P. 46–54. DOI: [10.1016/j.vacuum.2015.11.006](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2015.11.006).
8. Крампит А.Г., Зернин Е.А., Крампит М.А. Современные способы импульсно-дуговой MIG/MAG сварки // *Технологии и материалы*. 2015. № 1. С. 4–11. EDN: [TUHYSL](https://www.edn.ru/TUHYSL).
9. Rezende R.F., Arias A.R., Lima II E.J., Coelho F.G.F. Pulsed GMAW-based WAAM – Influence of droplet detachment mode on the geometry and mechanical properties of 308 L stainless steel // *Journal of Advanced Joining Processes*. 2025. Vol. 11. Article number 100286. DOI: [10.1016/j.jaip.2025.100286](https://doi.org/10.1016/j.jaip.2025.100286).
10. Zhao Yangyang, Lee Phill-Seung, Chung Hyun. Effect of pulsing parameters on drop transfer dynamics and heat transfer behavior in pulsed gas metal arc welding // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. 2019. Vol. 129. P. 1110–1122. DOI: [10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.10.037](https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.10.037).
11. Liu Guonqiang, Han Siyuan, Tang Xinhua, Cui Haichao. Effects of torch configuration on arc interaction behaviors and weld defect formation mechanism in tandem pulsed GMAW // *Journal of Manufacturing Processes*. 2021. Vol. 62. P. 729–742. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.01.007](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.01.007).
12. Ueyama T., Ohnawa T., Nakata K., Tanaka M. Occurrence of arc interaction in tandem pulsed gas metal arc welding // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007. Vol. 12. № 6. P. 523–529. DOI: [10.1179/174329307X173715](https://doi.org/10.1179/174329307X173715).
13. Wu Kaiyuan, Wang Jiajia, Yin Tong, He Zuwei, Liang Zhuoyong. Double arc interference and dynamic behavior characteristics of double wire double-pulsed GMAW // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 95. P. 991–1002. DOI: [10.1007/s00170-017-1269-y](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1269-y).
14. Motta M.F., Dutra J.C. Effects of the variables of the double wire MIG/MAG process with insulated potentials on the weld bead geometry // *Welding International*. 2006. Vol. 20. № 10. P. 785–793. DOI: [10.1533/weli.2006.20.10.785](https://doi.org/10.1533/weli.2006.20.10.785).
15. Елсуков С.К., Зорин И.В., Фастов С.А., Лысак В.И. Применение расщепленного электрода для наплавки

- в аргонноуглекислотных смесях коррозионностойкой стали // Сварка и диагностика. 2023. № 2. С. 37–40. EDN: [CYLBIS](#).
16. Потапьевский А.Г., Сараев Ю.Н., Чинахов Д.А. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего. Томск: Издательство Томского политехнического университета, 2012. 208 с.
 17. Спицын В.В. Перенос металла и горение дуги при сварке расщепленным электродом в CO₂ // Сварочное производство. 1969. № 4. С. 5–7.
 18. Yao Ping, Zhou Kang, Huang Shuwei. Process and parameter optimization of the double-pulsed GMAW process // Metals. 2019. Vol. 9. № 9. Article number 1009. DOI: [10.3390/met9091009](#).
- ## REFERENCES
1. Malinovska E., Pavelka V. Characteristics of welded joints produced by two wire submerged-arc welding. *Welding International*, 1990, vol. 4, no. 2, pp. 157–163. DOI: [10.1080/09507119009447698](#).
 2. Zorin I.V., Elsukov S.K., Sokolov G.N., Dubtsov Yu.N., Lysak V.I., Kharlamov V.O. Investigation of the alloy Inconel 625 deposition process by a split electrode. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2018, no. 11, pp. 9–15. EDN: [YULCSL](#).
 3. Maydanchuk T.B., Ilyushenko V.M., Bondarenko A.N. Improving the quality of bimetallic compounds during submerged deposition of high-lead bronze on steel. *Avtomaticheskaya svarka*, 2015, no. 5-6, pp. 42–45. EDN: [TVOTMJ](#).
 4. Mastenko V.Yu. Method of automatic two-electrode surfacing with submerged wires. *Remont. Vostanovlenie. Modernizatsiya*, 2006, no. 8, pp. 8–10. EDN: [HVBRIP](#).
 5. Wang Xiaoli, Zhang Qi, Liu Yangsen, Luo Chengfu, Hu Qingxian. Impact of welding current on arc physical characteristics in single-power, double-wire, single-arc gas metal arc welding. *Welding in the World*, 2025, no. 2, pp. 1–12. DOI: [10.1007/s40194-025-01982-y](#).
 6. Jie Xu, Yiming Ma, Lin Wang, Xu Lu. Numerical simulation of arc and metal transfer behaviors in double-wire gas metal arc welding. *Welding in the World*, 2022, vol. 66, no. 12, pp. 2521–2531. DOI: [10.1007/s40194-022-01381-7](#).
 7. Ding Xueping, Li Huan, Wei Huiliang, Liu Jiquan. Numerical analysis of arc plasma behavior in double-wire GMAW. *Vacuum*, 2016, vol. 124, pp. 46–54. DOI: [10.1016/j.vacuum.2015.11.006](#).
 8. Krampit A.G., Zernin E.A., Krampit M.A. Modern methods of pulsed-arc MIG/MAG welding. *Tekhnologii i materialy*, 2015, no. 1, pp. 4–11. EDN: [TUHYSL](#).
 9. Rezende R.F., Arias A.R., Lima II E.J., Coelho F.G.F. Pulsed GMAW-based WAAM – Influence of droplet detachment mode on the geometry and mechanical properties of 308 L stainless steel. *Journal of Advanced Joining Processes*, 2025, vol. 11, article number 100286. DOI: [10.1016/j.jajp.2025.100286](#).
 10. Zhao Yangyang, Lee Phill-Seung, Chung Hyun. Effect of pulsing parameters on drop transfer dynamics and heat transfer behavior in pulsed gas metal arc welding. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2019, vol. 129, pp. 1110–1122. DOI: [10.1016/j.ijheatmasstransfer.2018.10.037](#).
 11. Liu Guonqiang, Han Siyuan, Tang Xinhua, Cui Haichao. Effects of torch configuration on arc interaction behaviors and weld defect formation mechanism in tandem pulsed GMAW. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 62, pp. 729–742. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.01.007](#).
 12. Ueyama T., Ohnawa T., Nakata K., Tanaka M. Occurrence of arc interaction in tandem pulsed gas metal arc welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, vol. 12, no. 6, pp. 523–529. DOI: [10.1179/174329307X173715](#).
 13. Wu Kaiyuan, Wang Jiajia, Yin Tong, He Zuwei, Liang Zhuoyong. Double arc interference and dynamic behavior characteristics of double wire double-pulsed GMAW. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, pp. 991–1002. DOI: [10.1007/s00170-017-1269-y](#).
 14. Motta M.F., Dutra J.C. Effects of the variables of the double wire MIG/MAG process with insulated potentials on the weld bead geometry. *Welding international*, 2006, vol. 20, no. 10, pp. 785–793. DOI: [10.1533/weli.2006.20.10.785](#).
 15. Elsukov S.K., Zorin I.V., Fastov S.A., Lysak V.I. Applications of split electrode for surfacing in argon-carbonacid mixtures of corrosion-resistant steel. *Svarka i diagnostika*, 2023, no. 2, pp. 37–40. EDN: [CYLBIS](#).
 16. Potapevskiy A.G., Saraev Yu.N., Chinakhov D.A. *Svarka staley v zashchitnykh gazakh plavyashchimsya elektrodom. Tekhnika i tekhnologiya budushchego* [Welding of steels in protective gases with a melting electrode. Engineering and technology of the future]. Tomsk, Izdatelstvo Tomskogo politekhnicheskogo universiteta Publ., 2012. 208 p.
 17. Spitsyn V.V. Metal transfer and arc gorenje during welding with a split electrode in CO₂. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1969, no. 4, pp. 5–7.
 18. Yao Ping, Zhou Kang, Huang Shuwei. Process and parameter optimization of the double-pulsed GMAW process. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 9, article number 1009. DOI: [10.3390/met9091009](#).

The influence of pulse current on drop transfer during double-electrode gas surfacing

Sergey K. Elsukov^{*1}, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair “Welding Production Equipment and Technology”

Ilya V. Zorin², Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor,

professor of Chair “Welding Production Equipment and Technology”

Dmitry S. Nesin, postgraduate student

Volgograd State Technical University, Volgograd (Russia)

*E-mail: serzh.elsukov@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4965-8028>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9912-2598>

Received 14.04.2025

Revised 30.05.2025

Accepted 09.06.2025

Abstract: The application of a circuit with a common pulse current source for surfacing with two electrode wires increases the energy efficiency of the arc process and the welding arc technological properties, but requires a more detailed study of the influence of the mode parameters on its stability. In this regard, this paper focuses on studying the dynamics of formation and transfer of metal drops under various modes of pulsed power supply of the welding arc. Using high-speed video filming of the welding arc and synchronized recording of current and voltage signals, a mode was set (average current value was 250 A, maximum current value in pulse was 600 A, arc voltage was ~30 V), which ensured a stable process of transfer of electrode metal by a drop common to two wires without short circuits. It was found that the common drop under the action of electrodynamic forces acquires centripetal acceleration, which contributes to its directed transfer to the weld pool and allows minimizing the amount of spatter on the surface of the base metal. Using mathematical modeling, the nature of the interaction of welding arcs on two wires was confirmed and it was found that even at the stage of the current pulse “hot” phase (600 A, $t=0.8$ s), the arc pressure on the plate surface is less than when welding with one wire at direct current. The identified effect is associated with a change in the direction of the plasma flow to perpendicular to the wire axis due to an increase in the electrodynamic attractive force of the magnetic fields around the two wire conductors. Together with a decrease in the arc temperature and pressure on the plate surface during the “heat input control” phase of the current pulse (180 A, $t=1.4$ s), this should help to reduce the heat input and the depth of penetration of the base metal, and, consequently, reduce the degree of dilution of the deposited alloy by the substrate metal. The latter is especially relevant when solving problems of creating a technology for surfacing of relatively thin layers of corrosion-resistant alloys, in particular, on the surface of petrochemical equipment products.

Keywords: double-electrode surfacing; pulse-arc process; welding arc; drop transfer; numerical simulation.

Acknowledgements: The study was supported by the Russian Science Foundation grant No. 24-23-20068 (<https://rscf.ru/project/24-23-20068/>) and the Volgograd Region Administration grant under agreement No. 7 dated May 31, 2024.

For citation: Elsukov S.K., Zorin I.V., Nesin D.S. The influence of pulse current on drop transfer during double-electrode gas surfacing. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 9–18. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-1.

Влияние экструзии на модуль Юнга и внутреннее трение в магниевых сплавах с различным содержанием длиннопериодной слоистой структуры

Каминский Владимир Владимирович^{*1,2,5}, кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией института перспективных систем передачи данных

Калганов Дмитрий Александрович^{2,6}, младший научный сотрудник лаборатории дифракционных методов исследования реальной структуры кристаллов

Дорогов Максим Владимирович^{1,7}, кандидат физико-математических наук, доцент института перспективных систем передачи данных

Филиппов Сергей Анатольевич^{2,3,8}, научный сотрудник лаборатории дифракционных методов исследования реальной структуры кристаллов, доцент высшей школы механики и процессов управления

Романов Алексей Евгеньевич^{1,4,9}, доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник института перспективных систем передачи данных

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург (Россия)

² Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург (Россия)

³ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург (Россия)

⁴ Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: vvkaminskii@itmo.ru

⁵ ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4388-2459>

⁶ ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1986-3693>

⁷ ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5987-3357>

⁸ ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7784-555X>

⁹ ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3738-408X>

Поступила в редакцию 31.03.2025

Пересмотрена 14.04.2025

Принята к публикации 13.05.2025

Аннотация: Проведение исследования обусловлено растущим прикладным интересом к получению и исследованию механических свойств новых магниевых сплавов, содержащих длиннопериодную слоистую структуру (ДПС). Исследование влияния обработки тепловой экструзией на модуль Юнга и внутреннее трение позволит в большей мере понять поведение данных материалов под действием различных механических напряжений, что важно для улучшения их функциональных характеристик. Представлены результаты влияния тепловой экструзии на структуру, эффективный модуль Юнга и внутреннее трение в сплавах с различным содержанием фазы ДПС. Сплавы в системе Mg–Zn–Y с содержанием ДПС 0, 50 и 100 % об. были изучены с использованием пьезоэлектрического составного вибратора на частотах, близких к 100 кГц. Полученные результаты показали увеличение модуля Юнга с ростом содержания ДПС, обусловленное большей жесткостью и сильной межатомной связью в этой структуре. Экструзия вызвала уменьшение модуля Юнга на 3 % вдоль направления обработки. Этот эффект объясняется формированием удлиненной микротекстуры, преимущественной ориентацией в фазах альфа-магния и ДПС, а также возрастанием плотности подвижных дислокаций. Нелинейная часть внутреннего трения возрастала в результате экструзии благодаря увеличению плотности вовлеченных дислокаций. В то же время критическая амплитуда деформации уменьшалась с увеличением доли ДПС. Кроме того, выявлено снижение дефекта модуля Юнга после экструзии, что объясняется преимущественно дислокационным упрочнением. Полученные данные позволяют с большим пониманием взглянуть на деформационное поведение сплавов Mg–Zn–Y с ДПС, а также на влияние на него обработки тепловой экструзией.

Ключевые слова: сплавы магния; длиннопериодная слоистая структура; ДПС; внутреннее трение; модуль Юнга; микропластичность.

Благодарности: Авторы выражают благодарность Виноградову Алексею Юрьевичу (профессору Исследовательского центра магния, Университет Кумамото) за полезное обсуждение и помощь в интерпретации результатов работы. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-72-00073, <https://rscf.ru/project/24-72-00073/>.

Для цитирования: Каминский В.В., Калганов Д.А., Дорогов М.В., Филиппов С.А., Романов А.Е. Влияние экструзии на модуль Юнга и внутреннее трение в магниевых сплавах с различным содержанием длиннопериодной слоистой структуры // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 19–27. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-2.

ВВЕДЕНИЕ

Магниевые сплавы с длиннопериодной слоистой (ДПС) структурой представляют собой уникальный класс материалов, которые привлекли внимание исследователей и инженеров благодаря своим выдающимся механиче-

ским свойствам. Ё. Кавамура первым предложил компонентный состав и методы производства тройных магниевых ДПС сплавов [1]. Группа авторов из Исследовательского центра магния на сегодняшний день наиболее активно разрабатывает наноструктурированные материалы

и публикует результаты своих исследований по данной тематике. Эти сплавы сочетают в себе легкость магния с повышенной прочностью, сопротивлением ползучести и улучшенными характеристиками демпфирования [1–3]. Наиболее изученными материалами в этой категории являются сплавы на основе Mg–Zn–Y, ДПС структура в них характеризуется периодическим чередованием слоев с различной последовательностью упаковки атомов. Тройные соединения Mg–Zn–Y кристаллизуются в разных фазах в зависимости от соотношения Zn–Y и методов затвердевания [4]. Распространенными типами фаз ДПС в этих сплавах являются 18R (ромбоэдрическая структура с периодом 18 слоев) и 14H (гексагональная структура с периодом 14 слоев). Эти фазы в системе Mg–Zn–Y образуются путем добавления нескольких атомных процентов цинка и иттрия (соотношение Zn/Y ~1) к магниевому сплаву путем быстрой кристаллизации [1]. Фазы ДПС значительно повышают прочность сплавов Mg–Zn–Y за счет упорядоченной структуры, которая препятствует движению дислокаций, создает барьеры на границах раздела, способствует дисперсионному твердению и уменьшению размера зерна, а также подавляет деформационное двойникование. Особый интерес представляет механизм разрушения этих сплавов, который существенно отличается от механизма классических сплавов из-за образования так называемых полос деформации – “kink band” [5].

Магнелиевые сплавы с ДПС структурой упрочняются после экструзии [6]. Так, в [7] литой сплав с содержанием ДПС 88 % (Mg₈₈Zn₄Y₇) имел низкую прочность на растяжение (предел текучести) около 140 МПа при комнатной температуре. После экструзии прочность значительно возросла. При соотношении экструзии 10:1 прочность достигла 460 МПа при комнатной температуре, что более чем в 3 раза выше, чем у литого сплава. Упрочнение происходит потому, что экструзия выравнивает фазу ДПС вдоль направления экструзии, предотвращая базисное скольжение и увеличивая прочность. Кроме того, полосы сброса, образованные во время экструзии, создают дополнительные границы, которые эффективно предотвращают движение дислокаций, что еще больше способствует повышению прочности. Хотя известно, что фаза ДПС увеличивает прочность сплава, а экструзия еще больше усиливает это упрочнение, точные механизмы (например, взаимодействие дислокаций с фазой ДПС) требуют дальнейшего изучения.

Обычно механические свойства магниевых сплавов с ДПС структурами изучаются с использованием стандартных (испытания на растяжение, усталость и твердость) [8], а также более специализированных методов (акустическая эмиссия, наблюдения in situ) [9]. Эти методы предоставляют исчерпывающую информацию о прочности, пластичности, усталостных характеристиках и микроструктуре сплавов. Относительно новым направлением исследований сплавов, содержащих ДПС, стало исследование высокочастотного затухания и эффективного модуля упругости [10].

Цель работы – исследование влияния экструзии на механические свойства магниевых сплавов с ДПС структурами с использованием метода пьезоэлектрического составного вибратора при частоте 100 кГц.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Метод пьезоэлектрического составного вибратора

Основным методом исследования в данной работе является метод пьезоэлектрического составного вибратора (ПСВ) [11]. Метод ПСВ основан на измерении частот резонанса образца материала, возбуждаемого пьезоэлектрическим преобразователем. Составной вибратор состоит из двух частей: пьезоэлемента (кварца) и исследуемого образца, которые механически соединены с помощью цианоакрилатного клея. При подаче переменного напряжения на пьезоэлектрический элемент генерируются механические колебания, которые передаются образцу. Анализ резонансных частот и декремента затухания колебаний ПСВ позволяет определить модуль упругости при малоамплитудной колебательной деформации (модуль Юнга) и внутреннее трение образца на основе следующих уравнений:

$$m_{osc}\delta_{osc} = m_q\delta_q + m_s\delta_s; \quad (1)$$

$$m_{osc}f_{osc} = m_qf_q + m_sf_s,$$

где m_{osc} – масса всего вибратора;

m_q – масса кварца;

m_s – масса образца;

δ_{osc} – затухание колебаний всего вибратора;

δ_q – затухание колебаний кварца;

δ_s – затухание колебаний образца;

f_{osc} – частота колебаний всего вибратора;

f_q – частота колебаний кварца;

f_s – частота колебаний образца.

Уравнение для определения модуля Юнга:

$$m_{osc}f_{osc} = m_qf_q + m_sf_s, \quad (2)$$

где ρ – плотность исследуемого материала;

l – длина образца.

Измеряя отклонение резонансной частоты ПСВ с образцом, можно определить модуль Юнга и внутреннее трение материала при различных температурах и нагрузках (амплитудах деформации). Амплитуда деформации в экспериментах варьировалась от 2×10^{-7} до 2×10^{-4} , а температура – от 80 до 320 К со скоростью нагрева/охлаждения 2 К/мин. Следует отметить, что внутреннее трение характеризует способность материала рассеивать энергию механической вибрации. Она проявляется в затухании амплитуды колебаний и выражается через декремент затухания, или логарифмический декремент. Мерой внутреннего трения служил логарифмический декремент δ (определяемый как $\delta = \Delta W / 2W$, где ΔW – энергия, рассеиваемая за цикл; W – максимальная накопленная энергия колебаний). Модуль Юнга характеризует отношение напряжения к деформации в приближении одноосного растяжения или сжатия. Изучение обеих этих характеристик одновременно при различных амплитудах деформации в широком диапазоне температур дает полную информацию о механических процессах, происходящих в образцах.

Дефект модуля Юнга измерялся на основе амплитудно-независимой величины E_i модуля и его изменений

на высокоамплитудной стадии $E(\epsilon)$ в соответствии с уравнением:

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{E_i - E(\epsilon)}{E_i}, \quad (3)$$

Анализ и интерпретация зависимостей внутреннего трения и дислокационного дефекта модуля в металлах методом ПСВ подробно рассмотрены в работах [12–14].

Материалы исследования и вспомогательные методы

Объектами изучения в данной работе являлись наборы поликристаллических образцов сплавов на основе Mg–Zn–Y до и после экструзии с различным содержанием ДПС: 0, 50 и 100 % (объемная доля). Эти сплавы были получены в Университете Кумамото, Япония. Они имели следующие номинальные химические составы (в ат. %), подтвержденные индуктивно связанной плазменной спектроскопией: Mg99,2Zn0,2Y0,6 (ДПС-0 %), Mg93Zn2,5Y4,5 (ДПС-50 %) и Mg85Zn6Y9 (ДПС-100 %). С помощью алмазной пилы образцам придали форму параллелепипедов с размерами $2 \times 3 \times 24,5$ мм³. Для всех экструдированных образцов самое длинное направление совпадало с направлением экструзии. Такая форма была выбрана на основе формулы (2) для обеспечения резонанса в системе «кварц – образец».

В качестве дополнительных методов для исследования микроструктуры использовались растровая электронная микроскопия (РЭМ) в режиме контраста отраженных электронов (MIRA III Tescan), оптическая микроскопия (MET-5т Альтами) и рентгеновская дифракция (МД-10 Радикон). Изображения РЭМ и данные рентгеновской дифракции были получены с ортогонального (наименьшего) поперечного сечения образца-параллелепипеда. Поверхности образцов полировались в изопропиловом спирте с использованием наждачной бумаги с зернистостью до 1 мкм. Данные рентгенодифракционного анализа (РДА) были получены путем вращения образцов вокруг ω со скоростью 10 мин^{-1} с использованием излучения $\text{CrK}\alpha_1$ монохроматизированного LiF(200).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Полученные рентгеновские дифрактограммы (рис. 1 а, 1 б) удовлетворительно описываются в рамках трех структур с различными параметрами: искаженная гексагональная решетка альфа-магния ($P6_3/\text{mmc}$ $a=3,19$ $c=5,18$), кубическая W-фаза и гексагональная фаза. Все образцы характеризуются сложной дифракционной картиной указанных структур в области 30–40 град. В сравнении с модельным профилем дифракции поликристаллического образца, полученные данные для литого сплава ДПС-0 % показывают повышенную интенсивность максимума 0 0 0 2 ($2\theta=34,59^\circ$), а для литого сплава ДПС-50 % – повышенную интенсивность 1 1 –2 0 ($2\theta=58,36^\circ$). Главной особенностью экструдированных образцов по сравнению с литыми является выраженная текстура в базальных плоскостях гексагональной решетки магния, что соответствует высокой интенсивности максимума 1 0 –1 0 на рис. 1 б. Можно также наблюдать, что образцы ДПС-0 % и ДПС-50 % переориентированы с затуханием пиков 0 0 0 2 и 1 1 –2 0 соответственно (рис. 1 б).

Микроизображения РЭМ литых и экструдированных образцов показывают наличие блоков разного контраста в режиме обратно рассеянных электронов для ДПС-50 % и ДПС-100 % (рис. 2). Образец ДПС-50 % включает в себя не менее трех различных по контрасту типов зерен.

В результате исследования были определены температурные зависимости модуля Юнга сплавов Mg–Zn–Y с различным содержанием ДПС структуры до и после экструзии (рис. 3). Можно заметить, что модуль Юнга образцов после экструзии уменьшается в среднем на 3 % для 0, 50 и 100 % содержания ДПС. Несмотря на то, что погрешность измерения модуля Юнга составляет 0,001 % (это справедливо для уже зафиксированного образца), она может уменьшаться до 1 % при повторном приклеивании образца. В данном исследовании случайное отклонение измеряемых величин уменьшалось путем повтора эксперимента на серии образцов и анализа средних значений. Значения модуля Юнга при комнатной температуре были следующими: для 0 % ДПС до экструзии – 44,2 ГПа,

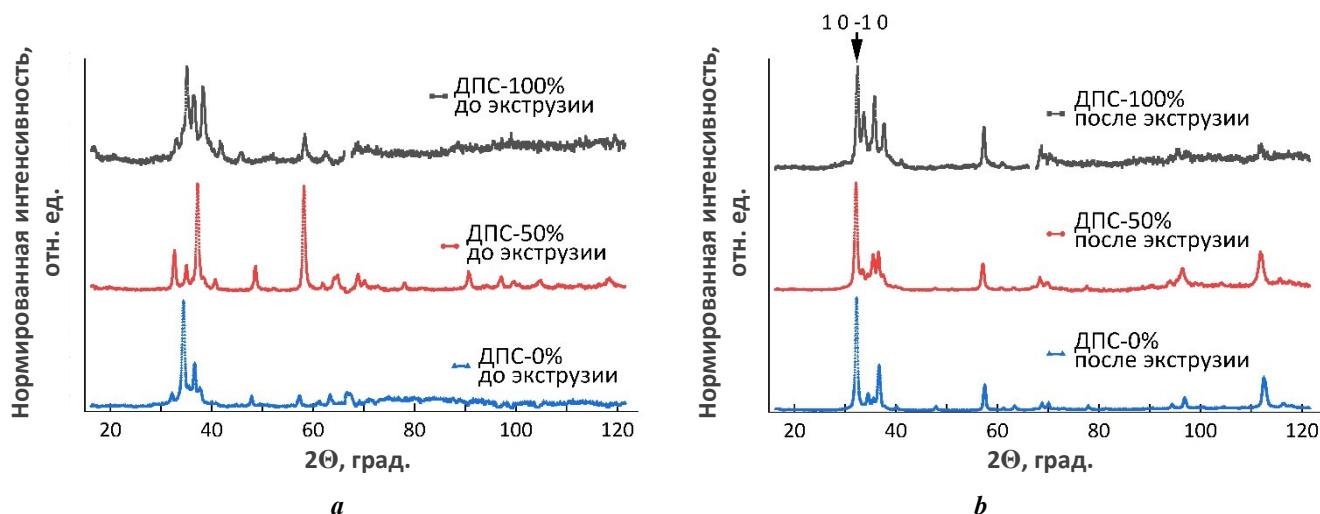


Рис. 1. Рентгеновские дифракционные картины на литых (а) и экструдированных (б) ДПС образцах
Fig. 1. X-ray diffraction patterns on as-cast (a) and extruded (b) LPSO samples

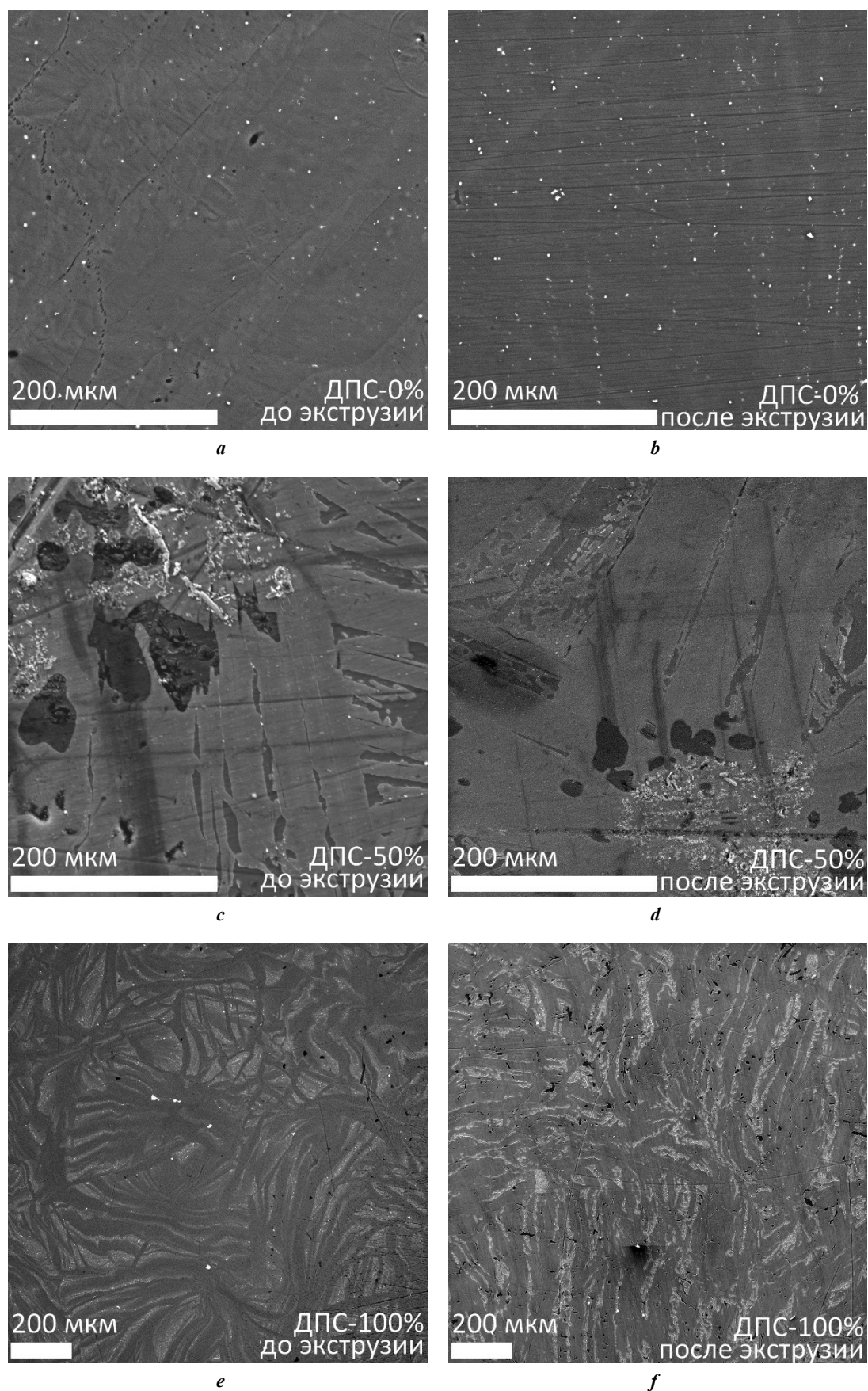


Рис. 2. РЭМ-микроизображения для литых (*a*, *c*, *e*) и экструдированных (*b*, *d*, *f*) ДПС образцов, полученные в режиме сопоставления отраженных электронов

Fig. 2. SEM microimages for as-cast (*a*, *c*, *e*) and extruded (*b*, *d*, *f*) LPSO samples obtained in backscattered electron contrast mode

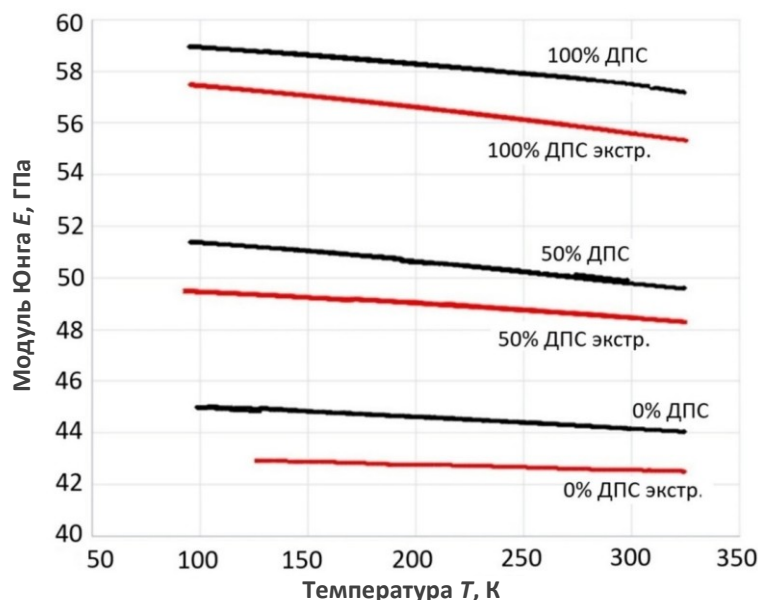


Рис. 3. Температурная зависимость модуля Юнга магниевых сплавов с различным содержанием ДПС структур до и после экструзии
Fig. 3. Temperature dependence of Young's modulus of magnesium alloys with different content of LPSO structures before and after extrusion

после – 42,6 ГПа; для 50 % ДПС до экструзии – 49,8 ГПа, после – 48,5 ГПа; для 100 % ДПС до экструзии – 57,2 ГПа, после – 55,6 ГПа. С понижением температуры модуль Юнга увеличивается.

На рис. 4 показаны амплитудные зависимости внутреннего трения для образцов до и после экструзии. Видно увеличение внутреннего трения в образцах после экструзии, также оно наблюдается с ростом содержания фаз ДПС в сплаве. В этих зависимостях отчетливо видны амплитудно-зависимая (АЗВТ) и амплитудно-независимая (АНВТ) части внутреннего трения (для понимания на рис. 4 представлена вставка). АНВТ увеличивается с ростом содержания ДПС, но большее увеличение происходит после экструзии. АЗВТ ведет себя по-разному без выраженной закономерности. В образцах с содержанием ДПС 50 и 100 % можно наблюдать значительное уменьшение критической амплитуды деформации ε_c .

На рис. 5 показаны амплитудные зависимости дефекта модуля Юнга до и после экструзии. После экструзии дефект модуля значительно уменьшился. До экструзии можно наблюдать увеличение дефекта модуля Юнга с ростом содержания фаз ДПС.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Максимумы рентгеновской дифракции для образцов (рис. 1) в исследованном диапазоне соответствуют известным кристаллическим структурам [4]. Текстура образцов, соответствующая фазово-контрастным изображениям (рис. 2 а, с, е), сохраняется после обработки в плоскости, нормальной к направлению экструзии (рис. 2b, d, f). Однако для всех фаз наблюдается ориентация кристаллической структуры при сдвиговой деформации (рис. 1 b, пик 1 0 – 1 0).

Результаты показывают, что модуль Юнга магниевых сплавов с ДПС структурами увеличивается с уве-

личением содержания ДПС (рис. 3). Значения модуля Юнга при фиксированной амплитуде деформации растут с увеличением объемной доли фазы ДПС. Это происходит из-за того, что фазы ДПС имеют сильные межатомные связи и увеличивают жесткость сплава. Причины снижения модуля Юнга после экструзии различны. Например, при экструзии в материале формируется текстура, в которой большинство кристаллитов ориентированы определенным образом (например, базисные плоскости (0001) выстраиваются параллельно направлению экструзии), что подтверждается результатами рентгеновского анализа (рис. 1). В направлении, параллельном оси экструзии, модуль Юнга может уменьшаться из-за преимущественной ориентации базисных плоскостей, которые имеют меньший модуль E вдоль оси c [15]. В перпендикулярном направлении модуль Юнга может, наоборот, увеличиваться. В нашем случае текстура способна играть ключевую роль, поскольку измерения проводятся параллельно оси экструзии.

В сплавах с ДПС структурами экструзия также может приводить к частичному разрушению или изменению формы фаз ДПС [16]. Эти фазы играют решающую роль в упрочнении материала, а их деградация может снижать общий модуль Юнга. В наших экспериментах результаты РЭМ (рис. 2) показывают изменение формы блоков, содержащих ДПС структуры. Экструзия также вызывает значительную пластическую деформацию, что приводит к накоплению дислокаций и образованию полосы деформации [17]. Эти дефекты снижают упругие свойства материала, поскольку создают области с пониженной жесткостью. Увеличение АНВТ на рис. 4 лишь косвенно указывает на увеличение плотности дислокаций. Экструзия обычно приводит к измельчению зерна посредством динамической рекристаллизации [18]. Хотя уменьшение размера зерна увеличивает прочность и пластичность, оно может снизить модуль Юнга

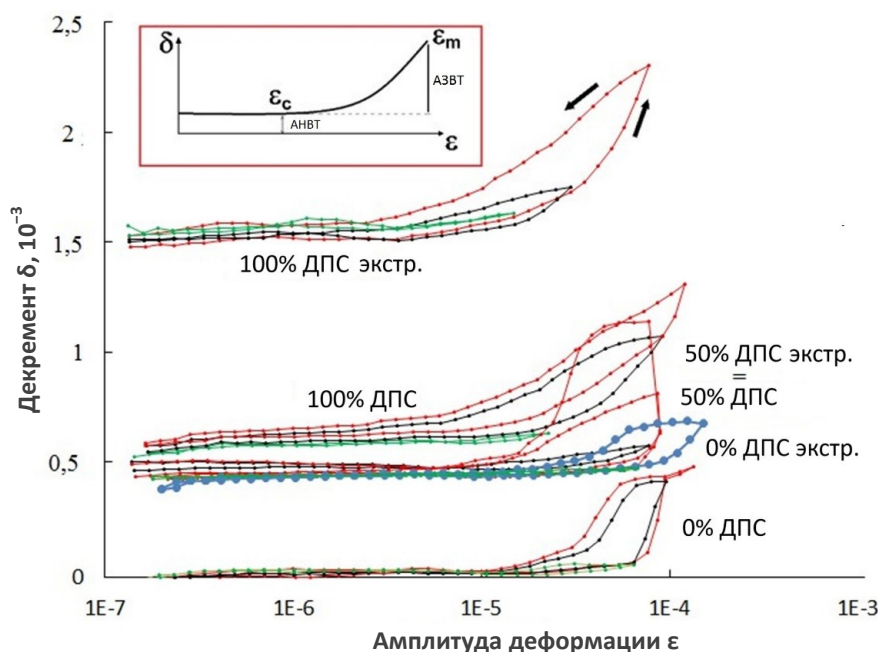


Рис. 4. Амплитудная зависимость внутреннего трения в сплаве Mg–Y–Zn с различным содержанием ДПС структур (ДПС – 0 %, ДПС – 50 %, ДПС – 100 %) до и после экструзии. Последовательные циклы нагружения с ростом ϵ_m обозначены красным, зеленым и черным цветом соответственно. Кривая для содержания ДПС 0 % после экструзии выделена синим цветом. Вставка – схематическое изображение амплитудно-независимого внутреннего трения (АНВТ) и амплитудно-зависимого трения (АЗВТ). ϵ_c – критическая амплитуда деформации, разграничивающая эти два режима. Стрелки указывают направление прямого и обратного хода в глобальном цикле нагружения

Fig. 4. Amplitude dependence of internal friction in the Mg–Y–Zn alloy with different content of LPSO structures (LPSO – 0 %, LPSO – 50 %, LPSO – 100 %) before and after extrusion. Consequent loading cycles with increasing ϵ_m are marked in red, green and black, respectively. The curve for 0 % LPSO after extrusion is highlighted in blue. Inset – schematic illustration of the amplitude – independent internal friction (АНВТ) and amplitude – dependent friction (АЗВТ). ϵ_c is the critical strain amplitude delineating these two regimes. The arrows indicate the direction of the forward and backward run in the global loading cycle

из-за увеличения объема границ зерен, которые имеют меньшую эластичность, чем объемные кристаллиты [19].

Амплитудные зависимости внутреннего трения были получены при комнатной температуре (рис. 4). Согласно классическим работам [20], амплитудная зависимость внутреннего трения связана с движением дислокаций в материале, где АНВТ отражает плотность дислокаций, АЗВТ – движение сегментов дислокаций, а ϵ_c связан с отрывом дислокаций (их сегментов) от точек закрепления. Следует отметить, что АНВТ увеличивается с ростом содержания ДПС, но в большей степени увеличение происходит после экструзии, что связано с ростом плотности дислокаций. АЗВТ ведет себя по-другому, и точная интерпретация наблюдаемого явления требует более детального изучения. В настоящей работе мы только подчеркнем наблюдаемое явление уменьшения критической амплитуды деформации в образцах с высоким содержанием фаз ДПС, это явление следует обсудить более подробно.

На рис. 5 видно, что дефект модуля Юнга в широком диапазоне амплитуд меньше для образцов после экструзии. Это можно объяснить несколькими причинами, но основная из них – упрочнение за счет дислокаций. В процессе экструзии материал претерпевает значительную пластическую деформацию, что приво-

дит к росту плотности дислокаций, о чем свидетельствует рост АНВТ в образцах после экструзии. Высокая плотность дислокаций может затруднять перемещение дислокаций при последующем нагружении, что снижает вклад дислокационных механизмов в дефект модуля Юнга. Влияние изменений фазы ДПС на уменьшение дефекта модуля Юнга после экструзии незначительно, что подтверждается изменениями дефекта модуля Юнга в образцах с содержанием фазы ДПС 0 %. Подводя итог, можно сказать, что основной причиной уменьшения дефекта модуля Юнга после экструзии является увеличение плотности дислокаций.

ВЫВОДЫ

Исследование показывает, что модуль Юнга сплавов Mg–Zn–Y увеличивается с более высоким содержанием ДПС из-за сильных межатомных связей фаз ДПС. Однако экструзия снижает модуль Юнга примерно на 3 %, что объясняется образованием текстуры, частичной деградацией фаз ДПС и повышенной плотностью дислокаций. Измерения внутреннего трения показывают рост АНВТ после экструзии, что указывает на более высокую плотность дислокаций, в то время как критическая амплитуда деформации уменьшается в сплавах

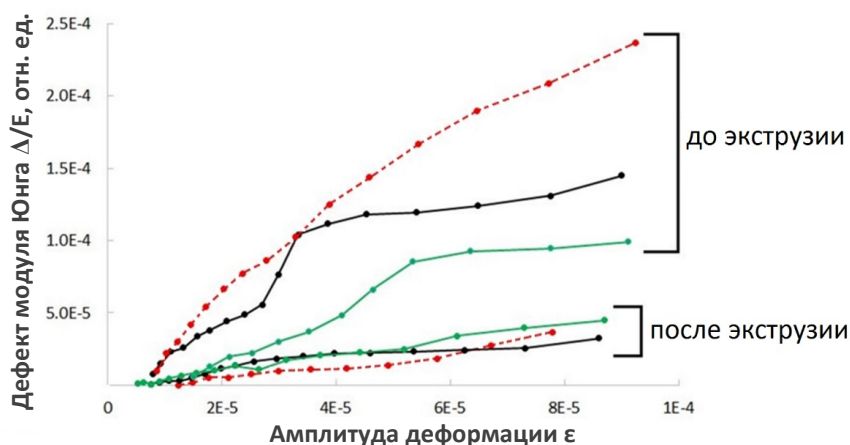


Рис. 5. Амплитудная зависимость дефекта модуля Юнга для сплавов с различным содержанием ДПС до и после экструзии.

Зеленая линия – образцы с 0 % ДПС, черная линия – с 50 % ДПС, красная пунктирная линия – со 100 % ДПС
Fig. 5. Amplitude dependence of the softening of Young's modulus for alloys with different LPSO content before and after extrusion.

Green line samples with 0 % LPSO, black line with 50 % LPSO, red-dashed line with 100 % LPSO

с более высоким содержанием ДПС. Экструзия также уменьшает дефект модуля Юнга, в первую очередь из-за упрочнения, вызванного дислокациями. Микроструктурные изменения, такие как измельчение зерна и образование полос деформации, дополнительно влияют на механические свойства. Эти результаты подчеркивают важность содержания ДПС и процессов экструзии для оптимизации механического поведения магниевых сплавов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Kawamura Y., Hayashi K., Inoue A., Masumoto T. Rapidly solidified powder metallurgy $Mg_{97}Zn_1Y_2$ alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa // *Materials Transactions*. 2001. Vol. 42. № 7. P. 1172–1176. DOI: [10.2320/matertrans.42.1172](https://doi.org/10.2320/matertrans.42.1172).
- Cao Furong, Liang Jinrui, Xu Panning, Xu Guangming. Microstructural Evolution, Mechanical Property, and Strengthening in a Lightweight Mg-Y-Zn-Mn Alloy Fabricated by Multidirectional Forging and Hot Rolling // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2024. DOI: [10.1007/s11665-024-10221-2](https://doi.org/10.1007/s11665-024-10221-2).
- Jiang We, Zou Chunming, Chen Yang, Wei Zunjie. The effect of pressure-induced $Mg_{64}Zn_{15}Y_{21}$ phase on the mechanical properties of Mg-Zn-Y alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 840. Article number 155682. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.155682](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155682).
- Deng D.W., Kuo K.H., Luo Z.P., Miller D.J., Kramer M.J., Dennis K.W. Crystal structure of the hexagonal Zn_3MgY phase // *Journal of Alloys and Compounds*. 2004. Vol. 373. № 1-2. P. 156–160. DOI: [10.1016/j.jallcom.2003.10.039](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2003.10.039).
- Kaminskii V.V., Abe E., Kawamura Y., Dorogin L.M., Romanov A.E. Kinking in LPSO Mg-Zn-Y alloys and other layered materials // *Reviews on Advanced Materials and Technologies*. 2022. Vol. 4. № 2. P. 15–31. DOI: [10.17586/2687-0568-2022-4-2-15-31](https://doi.org/10.17586/2687-0568-2022-4-2-15-31).
- Liu Wei, Zhao Yuhang, Zhang Yuntao, Shuai Chuan, Chen Liwen, Huang Zhiquan, Hou Hua. Deformation-induced dynamic precipitation of 14H-LPSO structure and its effect on dynamic recrystallization in hot-extruded Mg-Y-Zn alloys // *International Journal of Plasticity*. 2023. Vol. 164. Article number 103573. DOI: [10.1016/j.ijplas.2023.103573](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2023.103573).
- Hagihara K., Kinoshita A., Sugino Y., Yamasaki M., Kawamura Y., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg-Zn-Y extruded alloy // *Acta Materialia*. 2010. Vol. 58. № 19. P. 6282–6293. DOI: [10.1016/j.actamat.2010.07.050](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.07.050).
- Xu D.K., Liu L., Xu Y.B., Han E.H. The fatigue crack propagation behavior of the forged Mg-Zn-Y-Zr alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2007. Vol. 431. № 1-2. P. 107–111. DOI: [10.1016/j.jallcom.2006.05.043](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.05.043).
- Janeček M., Král R., Dobroň P., Chmelík F., Supík V., Hollander F. Mechanisms of plastic deformation in AZ31 magnesium alloy investigated by acoustic emission and transmission electron microscopy // *Materials Science and Engineering: A*. 2007. Vol. 462. № 1-2. P. 311–315. DOI: [10.1016/j.msea.2006.01.172](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.172).
- Kalganov D.A., Philippov S.A., Kaminskii V.V., Ivanov A.Yu., Zasytkin S.V., Merson D.L., Dorogov M.V. Low Amplitude Nonlinear Damping and Effective Modulus in Magnesium Alloys Containing Long-Period Stacking Ordered Structures // *Reviews on Advanced Materials and Technologies*. 2025. Vol. 7. № 1. P. 63–70. DOI: [10.17586/2687-0568-2025-7-1-63-70](https://doi.org/10.17586/2687-0568-2025-7-1-63-70).
- Robinson W.H., Edgar A. The Piezoelectric Method of Determining Mechanical Damping at Frequencies of 30 to 200 KHz // *IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics*. 1974. Vol. 21. № 2. P. 98–105. DOI: [10.1109/T-SU.1974.29798](https://doi.org/10.1109/T-SU.1974.29798).
- Лебедев А.Б., Кустов С.Б., Кардашев Б.К. Акусто-пластический эффект при активном деформировании и ползучести алюминия // *Физика твердого тела*. 1987. Т. 29. № 12. С. 3563–3569.
- Kaufmann H.J., Pal-Val P.P. Interaction of dislocations with localized pinning points in high-purity molybdenum single crystals // *Physica Status Solidi (A)*. 1980. Vol. 62. № 2. P. 569–575. DOI: [10.1002/pssa.2210620226](https://doi.org/10.1002/pssa.2210620226).

14. Pal-Val P., Vatazhuk O., Ostapovets A., Král L., Pinc J. Thermoactivated Dislocation Motion in Rolled and Extruded Magnesium: Data of the Low-Temperature Acoustic Experiment // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 10. Article number 1647. DOI: [10.3390/met11101647](https://doi.org/10.3390/met11101647).
15. Wang Zixuan, Zheng Jie, Jia Leichen, Liu Waner, Huang Youwang, Yan Zhaoming, Zhang Zhimin, Xue Yong. Abnormal texture formation and mechanical anisotropy of pre-aging extruded Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy with large-scale // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 20. P. 2771–2783. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.08.069](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.08.069).
16. Chen Tao, Chen Zhiyang, Shao Jianbo, Wang Renke, Mao Longhui, Liu Chuming. Evolution of LPSO phases in a Mg-Zn-Y-Gd-Zr alloy during semi-continuous casting, homogenization and hot extrusion // *Materials & Design*. 2018. Vol. 152. P. 1–9. DOI: [10.1016/j.matdes.2018.04.070](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.04.070).
17. Wang Jie, Zhu Gaoming, Wang Leyun, Zhang Xianbing, Knezevic M., Zeng Xiaoqin. Strengthening mechanisms, hardening/softening behavior, and microstructure evolution in an LPSO magnesium alloy at elevated temperatures // *Materials Characterization*. 2023. Vol. 203. Article number 113066. DOI: [10.1016/j.matchar.2023.113066](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113066).
18. Yoshimoto S., Yamasaki M., Kawamura Y. Microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Zn-Y alloys with 14H long period ordered structure // *Materials Transactions*. 2006. Vol. 47. № 4. P. 959–965. DOI: [10.2320/matertrans.47.959](https://doi.org/10.2320/matertrans.47.959).
19. Liu Wei, Su Yu, Zhang Yuntao, Chen Liwen, Hou Hua, Zhao Yuhong. Dissolution and reprecipitation of 14H-LPSO structure accompanied by dynamic recrystallization in hot-extruded Mg₈₉Y₄Zn₇Li₅ alloy // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2023. Vol. 11. № 4. P. 1408–1421. DOI: [10.1016/j.jma.2022.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.03.018).
20. Yin Wujun, Briffod F., Shiraiwa T., Enoki M. Mechanical properties and failure mechanisms of Mg-Zn-Y alloys with different extrusion ratio and LPSO volume fraction // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2022. Vol. 10. № 8. P. 2158–2172. DOI: [10.1016/j.jma.2022.02.004](https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.02.004).
5. Kaminskii V.V., Abe E., Kawamura Y., Dorogin L.M., Romanov A.E. Kinking in LPSO Mg-Zn-Y alloys and other layered materials. *Reviews on Advanced Materials and Technologies*, 2022, vol. 4, no. 2, pp. 15–31. DOI: [10.17586/2687-0568-2022-4-2-15-31](https://doi.org/10.17586/2687-0568-2022-4-2-15-31).
6. Liu Wei, Zhao Yuhang, Zhang Yuntao, Shuai Chuan, Chen Liwen, Huang Zhiquan, Hou Hua. Deformation-induced dynamic precipitation of 14H-LPSO structure and its effect on dynamic recrystallization in hot-extruded Mg-Y-Zn alloys. *International Journal of Plasticity*, 2023, vol. 164, article number 103573. DOI: [10.1016/j.ijplas.2023.103573](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2023.103573).
7. Hagihara K., Kinoshita A., Sugino Y., Yamasaki M., Kawamura Y., Yasuda H.Y., Umakoshi Y. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg-Zn-Y extruded alloy. *Acta Materialia*, 2010, vol. 58, no. 19, pp. 6282–6293. DOI: [10.1016/j.actamat.2010.07.050](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.07.050).
8. Xu D.K., Liu L., Xu Y.B., Han E.H. The fatigue crack propagation behavior of the forged Mg-Zn-Y-Zr alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, vol. 431, no. 1–2, pp. 107–111. DOI: [10.1016/j.jallcom.2006.05.043](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.05.043).
9. Janeček M., Král R., Dobroň P., Chmelik F., Supik V., Hollander F. Mechanisms of plastic deformation in AZ31 magnesium alloy investigated by acoustic emission and transmission electron microscopy. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, vol. 462, no. 1–2, pp. 311–315. DOI: [10.1016/j.msea.2006.01.172](https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.172).
10. Kalganov D.A., Philippov S.A., Kaminskii V.V., Ivanov A.Yu., Zasytkin S.V., Merson D.L., Dorogov M.V. Low Amplitude Nonlinear Damping and Effective Modulus in Magnesium Alloys Containing Long-Period Stacking Ordered Structures. *Reviews on Advanced Materials and Technologies*, 2025, vol. 7, no. 1, pp. 63–70. DOI: [10.17586/2687-0568-2025-7-1-63-70](https://doi.org/10.17586/2687-0568-2025-7-1-63-70).
11. Robinson W.H., Edgar A. The Piezoelectric Method of Determining Mechanical Damping at Frequencies of 30 to 200 KHz. *IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics*, 1974, vol. 21, no. 2, pp. 98–105. DOI: [10.1109/T-SU.1974.29798](https://doi.org/10.1109/T-SU.1974.29798).
12. Lebedev A.B., Kustov S.B., Kardashev B.K. Acousto-plastic effect in the active deformation and creep of aluminum. *Fizika tverdogo tela*, 1987, vol. 29, no. 12, pp. 3563–3569.
13. Kaufmann H.J., Pal-Val P.P. Interaction of dislocations with localized pinning points in high-purity molybdenum single crystals. *Physica Status Solidi (A)*, 1980, vol. 62, no. 2, pp. 569–575. DOI: [10.1002/pssa.2210620226](https://doi.org/10.1002/pssa.2210620226).
14. Pal-Val P., Vatazhuk O., Ostapovets A., Král L., Pinc J. Thermoactivated Dislocation Motion in Rolled and Extruded Magnesium: Data of the Low-Temperature Acoustic Experiment. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 10, article number 1647. DOI: [10.3390/met11101647](https://doi.org/10.3390/met11101647).
15. Wang Zixuan, Zheng Jie, Jia Leichen, Liu Waner, Huang Youwang, Yan Zhaoming, Zhang Zhimin, Xue Yong. Abnormal texture formation and mechanical anisotropy of pre-aging extruded Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy with large-scale. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 20, pp. 2771–2783. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.08.069](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.08.069).
16. Chen Tao, Chen Zhiyang, Shao Jianbo, Wang Renke, Mao Longhui, Liu Chuming. Evolution of LPSO phases in a Mg-Zn-Y-Gd-Zr alloy during semi-

REFERENCES

1. Kawamura Y., Hayashi K., Inoue A., Masumoto T. Rapidly solidified powder metallurgy Mg₉₇Zn₁Y₂ alloys with excellent tensile yield strength above 600 MPa. *Materials Transactions*, 2001, vol. 42, no. 7, pp. 1172–1176. DOI: [10.2320/matertrans.42.1172](https://doi.org/10.2320/matertrans.42.1172).
2. Cao Furong, Liang Jinrui, Xu Panning, Xu Guangming. Microstructural Evolution, Mechanical Property, and Strengthening in a Lightweight Mg-Y-Zn-Mn Alloy Fabricated by Multidirectional Forging and Hot Rolling. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2024. DOI: [10.1007/s11665-024-10221-2](https://doi.org/10.1007/s11665-024-10221-2).
3. Jiang We, Zou Chunming, Chen Yang, Wei Zunjie. The effect of pressure-induced Mg₆₄Zn₁₅Y₂₁ phase on the mechanical properties of Mg-Zn-Y alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 840, article number 155682. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.155682](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155682).
4. Deng D.W., Kuo K.H., Luo Z.P., Miller D.J., Kramer M.J., Dennis K.W. Crystal structure of the hexagonal Zn₃MgY phase. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, vol. 373, no. 1–2, pp. 156–160. DOI: [10.1016/j.jallcom.2003.10.039](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2003.10.039).

- continuous casting, homogenization and hot extrusion. *Materials & Design*, 2018, vol. 152, pp. 1–9. DOI: [10.1016/j.matdes.2018.04.070](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.04.070).
17. Wang Jie, Zhu Gaoming, Wang Leyun, Zhang Xianbing, Knezevic M., Zeng Xiaoqin. Strengthening mechanisms, hardening/softening behavior, and microstructure evolution in an LPSO magnesium alloy at elevated temperatures. *Materials Characterization*, 2023, vol. 203, article number 113066. DOI: [10.1016/j.matchar.2023.113066](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113066).
 18. Yoshimoto S., Yamasaki M., Kawamura Y. Microstructure and mechanical properties of extruded Mg-Zn-Y alloys with 14H long period ordered structure. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, no. 4, pp. 959–965. DOI: [10.2320/matertrans.47.959](https://doi.org/10.2320/matertrans.47.959).
 19. Liu Wei, Su Yu, Zhang Yuntao, Chen Liwen, Hou Hua, Zhao Yuhong. Dissolution and reprecipitation of 14H-LPSO structure accompanied by dynamic recrystallization in hot-extruded $Mg_{89}Y_4Zn_2Li_5$ alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, vol. 11, no. 4, pp. 1408–1421. DOI: [10.1016/j.jma.2022.03.018](https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.03.018).
 20. Yin Wujun, Briffod F., Shiraiwa T., Enoki M. Mechanical properties and failure mechanisms of Mg-Zn-Y alloys with different extrusion ratio and LPSO volume fraction. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, vol. 10, no. 8, pp. 2158–2172. DOI: [10.1016/j.jma.2022.02.004](https://doi.org/10.1016/j.jma.2022.02.004).

Effects of extrusion on Young's modulus and internal friction of magnesium alloys with various long period ordered structure content

Vladimir V. Kaminskii^{*1,2,5}, PhD (Physics and Mathematics),

Head of laboratory of Institute of Advanced Data Transfer Systems

Dmitrii A. Kalganov^{2,6}, junior researcher of Laboratory

of Diffraction Methods for Investigation of Real Crystal-Structures

Maksim V. Dorogov^{1,7}, PhD (Physics and Mathematics),

assistant professor of Institute of Advanced Data Transfer Systems

Sergei A. Philippov^{2,3,8}, researcher of Laboratory of Diffraction Methods for Investigation

of Real Crystal-Structures, assistant professor of Higher School of Mechanics and Control Processes

Alexey E. Romanov^{1,4,9}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

chief researcher of Institute of Advanced Data Transfer Systems

¹*ITMO University, St. Petersburg (Russia)*

²*Ioffe Institute of the RAS, St. Petersburg (Russia)*

³*Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg (Russia)*

⁴*Togliatti State University, Togliatti (Russia)*

*E-mail: vvkaminskii@itmo.ru

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4388-2459>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1986-3693>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5987-3357>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7784-555X>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3738-408X>

Received 31.03.2025

Revised 14.04.2025

Accepted 13.05.2025

Abstract: The relevance of this work stems from the growing interest in magnesium alloys with long period ordered structure (LPSO) due to their unique mechanical properties. Investigating the effect of extrusion on Young's modulus and internal friction of such alloys provides a deeper understanding of their mechanical behaviour, which is important for the development of new materials with improved performance properties. This research explores the effect of warm extrusion on the structure, dynamic Young's modulus and internal friction of magnesium alloys containing varying amounts of LPSO phases. Alloys in the Mg–Zn–Y system with estimated LPSO phase contents of 0, 50 and 100 % vol. were analysed using the composite piezoelectric oscillator technique at 100 kHz. The results demonstrate that the Young's modulus increases with higher LPSO content, driven by the enhanced stiffness and strong interatomic bonding of the LPSO phases. Extrusion leads to a 3 % decrease in Young's modulus along the direction parallel to its axis for all samples. This effect is explained by the formation of an elongated texture and an increase in the dislocation density. Internal friction measurements revealed a rise in amplitude-independent internal friction post-extrusion, suggesting higher dislocation density, while the critical strain amplitude decreased in alloys with higher LPSO content. Additionally, Young's modulus softening was reduced after extrusion, primarily due to dislocation-induced hardening. These findings shed light on the mechanical properties of Mg–Zn–Y alloys with LPSO structures, emphasising the effects of extrusion and phase content on their dynamic behaviour.

Keywords: magnesium alloys; long-period stacking-ordered structure; LPSO; internal friction; Young's modulus; microplasticity.

Acknowledgements: The authors are grateful to Professor Alexey Vinogradov (Magnesium Research Center, Kumamoto University) for meaningful discussions and assistance in interpreting the results of the study. The research was supported by the Russian Science Foundation grant No. 24-72-00073, <https://rscf.ru/en/project/24-72-00073/>.

For citation: Kaminskii V.V., Kalganov D.A., Dorogov M.V., Philippov S.A., Romanov A.E. Effects of extrusion on Young's modulus and internal friction of magnesium alloys with various long period ordered structure content. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 19–27. DOI: [10.18323/2782-4039-2025-2-72-2](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-2-72-2).

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).

Соотношение пластичности, способности к перегибам и навивам проволок из ультрамелкозернистых сплавов Al–0,5Fe и Al–0,5Fe–0,3Cu, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор

Медведев Андрей Евгеньевич^{*1,3}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник

Жукова Ольга Олеговна^{1,4}, инженер-исследователь

Федотова Дарья Дмитриевна^{1,5}, магистр, оператор 4-го разряда

НИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях»

Хафизова Эльвира Динифовна^{1,6}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник

Мотков Михаил Михайлович^{2,7}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

Мурашкин Максим Юрьевич^{1,8}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник

¹Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

²Сибирский федеральный университет, Красноярск (Россия)

*E-mail: medvedevandreyrf@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8616-0042>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1879-9389>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-7526-8309>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4618-412X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-1272-3993>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9950-0336>

Поступила в редакцию 20.03.2025

Пересмотрена 10.04.2025

Принята к публикации 28.04.2025

Аннотация: В исследованиях таких функциональных свойств сплавов Al–Fe и Al–Fe–Cu, как способность к перегибам и навивам, а также пластичность проводов из этих сплавов, имеет место значительная степень неопределенности. Способность к перегибам и навивам определяется промышленными стандартами, однако попыток изучить связь между ними и пластичностью проводов из алюминиевых сплавов не предпринималось. Еще меньше внимания уделено проводам с ультрамелкозернистой структурой на основе алюминия, полученным электромагнитным литьем и равноканальным угловым прессованием. В данном исследовании использовались сплавы с двумя различными химическими составами (Al–0,5 вес. % Fe и Al–0,5 вес. % Fe–0,3 вес. % Cu) и двумя различными способами литья (литье в электромагнитный кристаллизатор и непрерывное литье и прокатка). Часть проводов для исследования была изготовлена методом холодного волочения (ХВ), другая – комбинацией равноканального углового прессования по схеме «Конформ» и холодного волочения (РКУП-К+ХВ) для получения крупнозернистой и ультрамелкозернистой структур соответственно. Для оценки термической стабильности проволок проводили отжиг при температуре 230 °С в течение 1 ч. Показано, что соотношение между пластичностью (удлинением до разрушения), числом навивов и числом перегибов (как до первой трещины, так и до полного разрушения образца) может различаться в зависимости от схемы деформации, типа и количества легирующих элементов в сплаве, а также способности образовывать твердые растворы.

Ключевые слова: алюминиевый сплав; Al–Fe; Al–Fe–Cu; электромагнитное литье; непрерывное литье и прокатка; равноканальное угловое прессование; холодное волочение; удлинение до разрушения; пластичность; технологические перегибы; технологические навивы; фратографический анализ.

Благодарности: Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10133, <https://rscf.ru/project/20-79-10133/>.

Исследовательская часть работы выполнена на оборудовании ЦКП «Нанотех» Уфимского университета науки и технологий.

Авторы выражают благодарность профессору В.Н. Тимофееву (Сибирский федеральный университет) за предоставленный материал исследования.

Для цитирования: Медведев А.Е., Жукова О.О., Федотова Д.Д., Хафизова Э.Д., Мотков М.М., Мурашкин М.Ю. Соотношение пластичности, способности к перегибам и навивам проволок из ультрамелкозернистых сплавов Al–0,5Fe и Al–0,5Fe–0,3Cu, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 29–38. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-3.

ВВЕДЕНИЕ

Алюминий и алюминиевые сплавы являются одними из самых распространенных материалов в различных областях промышленности. Широкое использование алюминия и его сплавов обусловлено их растущей конкурентоспособностью по сравнению

с медными сплавами. Низкая стоимость, высокая доступность, достаточная механическая прочность и электропроводность в сочетании с высокой пластичностью и коррозионной стойкостью обеспечивают растущую долю этих сплавов в различных областях промышленного комплекса [1].

© Медведев А.Е., Жукова О.О., Федотова Д.Д., Хафизова Э.Д., Мотков М.М., Мурашкин М.Ю., 2025

Алюминий и его сплавы обладают рядом свойств, приемлемые уровни которых зависят от области применения сплавов. Для электрических проводов и кабелей наиболее важны электропроводность, механическая прочность и пластичность [2]. Для электрического провода наиболее важным свойством является электропроводность, поскольку она определяет способность передавать электрический ток. Механическая прочность важна в областях применения, которые предполагают повышенные механические нагрузки проводов или кабелей, например в воздушных линиях электропередач. Пластичность определяет уровень деформации, который провод или кабель может выдержать до растрескивания или разрушения, определяя простоту монтажа таких изделий и срок их службы.

Чаще всего в научных работах приводится только пластичность, что недостаточно для комплексной оценки функциональных свойств материала. Провода и кабели, используемые в электротехнической промышленности, в большинстве случаев подвергаются статическим нагрузкам, поэтому испытания на растяжение являются самым быстрым способом получения экспериментальных данных, достаточных для большинства областей применения. Однако иногда в практике использования проводов и кабелей особое значение имеют такие параметры, как усталость [3], количество перегибов [4], способность к навивам [5] и сопротивление фреттингу [6]. С точки зрения практического применения следует оценивать каждый значимый параметр, поскольку прямой корреляции между различными свойствами нет.

Для воздушных линий электропередач и других применений, подвергающихся циклическим нагрузкам, требуется проведение испытаний на усталость. Испытания на усталость являются дорогостоящими и трудоемкими, поэтому они не проводятся в случаях, когда провод или кабель испытывает только статические нагрузки или деформируется только один раз (например, во время монтажа). В таких случаях большее значение имеет способность выдерживать изгиб и намотку [7].

Исследования способности к технологическим перегибам и навивам изделий из токопроводящих алюминиевых сплавов весьма скудны. Значения этих параметров чаще всего определяются стандартами, такими как ISO 7801:1984 «Проволока. Метод испытания на перегиб» или ISO 7802:2013 «Металлические материалы. Проволока. Испытание на навивы». Эти стандарты определяют минимальное количество перегибов и навивов, которые должен выдержать материал, без учета пластичности материала. Однако, как упоминалось выше, взаимосвязь между этими параметрами не установлена.

Особый интерес представляют металлы и сплавы с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой, сформированной в токопроводящих материалах методами интенсивной пластической деформации. Такие материалы обычно демонстрируют наиболее оптимальное сочетание прочности и электропроводности, но их пластичность не всегда превосходит аналоги, полученные традиционными методами [8]. В связи с этим изучение поведения проволок с УМЗ-структурой, обладающих высокой прочностью и хорошей электропроводностью, а также приемлемыми уровнями количества навивов и перегибов, имеет большое значение для оценки возможности их дальнейшего использования, а также пригодности таких проводов для монтажа. Согласно результатам недавних исследований, алюминиевые сплавы системы Al-Fe с УМЗ-структурой демонстрируют сочетание прочности, электропроводности и термостабильности, недоступное алюминиевым сплавам других систем легирования, например Al-Mg-Si и Al-Zr, широко применяемым в кабельной промышленности [9].

Цель исследования – установление связи (или ее отсутствия) между пластичностью (относительным удлинением до разрушения) и способностью к технологическим навивам и перегибам токопроводящих проволок из алюминиевых сплавов Al-Fe и Al-Fe-Cu как в крупнозернистом, так и в ультрамелкозернистом состоянии.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования были выбраны два сплава – Al-0,5 вес. % Fe и Al-0,5 вес. % Fe-0,3 вес. % Cu. Эти сплавы имеют химический состав, аналогичный составу коммерческих сплавов 8176 [10] и 8030 [11] соответственно. Сплавы были получены методом литья в электромагнитный кристаллизатор (электромагнитная кристаллизация, ЭМК) с целью точного контроля химического состава и условий литья. Реферативный сплав состава Al-0,5 вес. % Fe был получен методом непрерывного литья и прокатки (НЛП), традиционно используемым для алюминиевых сплавов. Химический состав сплавов представлен в таблице 1. Сплав НЛП был выбран в качестве сплава для сравнения, так как он производится традиционным способом, в отличие от сплавов Al-0,5Fe (ЭМК) и Al-0,5Fe-0,3Cu (ЭМКМ), производимых относительно новым методом литья в электромагнитный кристаллизатор. Как установили авторы в ходе своих предыдущих исследований, добавка 0,3 % Cu хотя и придает сплаву повышенную механическую прочность и термическую стабильность, но требует тщательного подхода с точки зрения получения и обработки, поэтому к нему был применен только метод ЭМК [12].

Таблица 1. Химический состав сплавов системы Al-Fe, вес. %
Table 1. Chemical composition of alloys of the Al-Fe system, wt. %

Сплав	Обозначение	Si	Fe	Cu	$\Sigma(\text{Mg, Zn, V})$	Al
Al-0,5Fe	ЭМК	0,04	0,50	0,01	<0,01	Ост.
Al-0,5Fe	НЛП	0,06	0,48	0,01	<0,20	Ост.
Al-0,5Fe-0,3Cu	ЭМКМ	0,02	0,50	0,30	<0,01	Ост.

Образцы исследуемых сплавов подвергались двум различным деформационным обработкам: холодному волочению (ХВ) и комбинации равноканального углового прессования (по схеме «Конформ» [13]) и холодного волочения. РКУП по схеме Конформ (РКУП-К) заключается в помещении катанки диаметром 11 мм в канал, состоящий из вращающейся круговой матрицы с давлением, направленным вдоль рабочих поверхностей. Соппротивление трения заставляет катанку, выходящую из вращающейся круговой матрицы, попадать в канал матрицы, собранной по схеме РКУП, сопряженный под определенным углом ψ с вращающейся круговой матрицей. Сдвиговая деформация происходит в месте пересечения каналов (зона деформации). Угол пересечения каналов ψ составил 120° при четырех циклах обработки. Обрабатываемая заготовка поворачивалась вокруг продольной оси на $+90^\circ$ после каждого цикла РКУП-К (маршрут В_с) при комнатной температуре. В результате обработки РКУП-К были получены образцы с сечением 10×10 мм и длиной не менее 100 мм.

В процессе ХВ образцы подвергались холодной деформации на лабораторной волочильной машине с коэффициентом вытяжки 13,5 (относительное обжатие $\sim 75\%$). В результате ХВ были получены образцы проволоки диаметром 3 мм. Образцы исходного прутка также подвергались ХВ в аналогичных условиях.

Отжиг при 230°C в течение 1 ч проводили в атмосферной печи Nabertherm B180 (Германия) в соответствии с IEC 62641:2023.

Для проведения сканирующей электронной микроскопии использовали растровый электронный микроскоп JEOL JSM 6940LV (Япония). Для получения информации о поведении сплава ЭМКМ при разрушении был проведен дополнительный фрактальный анализ.

Для получения статистически достоверных результатов испытания на растяжение проводились на трех образцах для каждого состояния на универсальной разрывной машине Instron 5982 (США) при комнатной температуре. Скорость деформации составила 100 мм/мин (для образцов проволоки после ХВ по ASTM A931-96). По результатам испытаний определялись значения удлинения до разрушения (δ). Испытания на растяжение проводились на образцах после холодного волочения (ХВ), после РКУП-К и холодного волочения (РКУП-К+ХВ), а также после отжига.

Испытания на перегибы проводились согласно ISO 7801:1984. Для каждого состояния испытывалось не

менее 3 образцов. Каждый образец испытывался на специальном испытательном стенде, фиксировалось количество изгибов до первой трещины (Т) и до полного разрушения (Р).

Испытания на навивы проводились по ISO 7802:2013, также учитывались требования ГОСТ 10447-93. Для каждого состояния испытывали не менее одного образца. Образцы проволоки диаметром 3 мм плотно обматывали вокруг стального стержня диаметром 3 мм со скоростью не более 1 с^{-1} . Для прохождения испытания каждый образец должен был выдерживать не менее 5 оборотов, где 1 оборот эквивалентен накручиванию проволоки на 360° . Разные стандарты имеют разные нормы допустимого количества оборотов: от 5 (согласно ГОСТ 10447-93) до 16 (согласно ISO 7802:2013). Был сделан вывод, что в случае 5 успешных оборотов дальнейшая намотка проходит беспрепятственно, пока не будет представлен какой-либо крупный микродефект или у экспериментатора не закончится испытательный материал. В данном исследовании авторы руководствовались требованиями ГОСТ 10447-93.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Тесты на навивы, перегибы и растяжение

На рис. 1 представлен вид образцов после испытаний на перегиб и навивы. Можно отметить, что разрушение образца при изгибе происходит не в непосредственной области перегиба, а на ее периферии. Поверхность образцов после обоих видов испытаний не содержит видимых дефектов.

В таблице 2 приведены результаты испытаний на растяжение, перегибы и навивы всех исследованных материалов: ЭМК, НЛиП и ЭМКМ. Холодное волочение обеспечивает пластичность (удлинение до разрушения) около 5 % в среднем у образцов всех исследуемых сплавов, за исключением сплава ЭМКМ, где ее уровень составляет в среднем 2 %. Согласно IEC 62641:2023 минимальное удлинение до разрушения алюминиевых проводов составляет 1,7 % для холоднодеформированного состояния и 3,5 % для отожженного состояния. Таким образом, все исследуемые состояния характеризуются удлинением до разрушения более 2 %, а некоторые из сплавов даже превосходят требования к отожженным проводам.

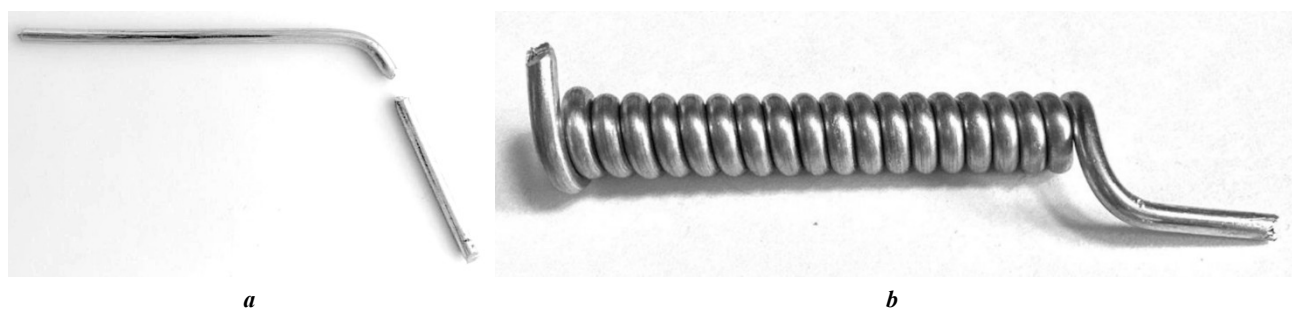


Рис. 1. Внешний вид образца после испытаний на перегибы (а) и навивы (б).

Оба образца изготовлены из проволоки диаметром 3 мм

Fig. 1. Samples after bending (a) and wrapping (b) tests.

Both samples are made of wire of 3 mm diameter

Таблица 2. Результаты испытаний на навивы, перегибы и растяжение
Table 2. Results of the wrapping, bending and tensile tests

Сплав	Состояние	Навивы			Количество перегибов		Пластичность
		Количество	Соответствует требованиям ГОСТ 10447-93	Соответствует требованиям ISO 7802:2013	До первой трещины, Т	До полного разрушения, Р	Удлинение до разрушения, %
ЭМК	ХВ	>16	да	да	8–9	11–13	4,9±0,4
	ХВ+230 °С	>16	да	да	7–8	12–13	3,8±0,7
	РКУП-К+ХВ	>16	да	да	9	12	2,8±0,2
	РКУП-К+ХВ+230 °С	>16	да	да	7	10–11	2,5±0,3
НЛиП	ХВ	>16	да	да	8–11	9–15	5,6±0,4
	ХВ+230 °С	>16	да	да	6–11	14–16	3,2±0,5
	РКУП-К+ХВ	>16	да	да	9–10	12–14	2,7±0,2
	РКУП-К+ХВ+230 °С	>16	да	да	8	11–14	2,2±0,7
ЭМКМ	ХВ	>16	да	да	6–9	7–10	2,3±0,4
	ХВ+230 °С	>16	да	да	9	11–13	3,1±0,3
	РКУП-К+ХВ	0	нет	нет	1	1	2,7±0,5
	РКУП-К+ХВ+230 °С	>16	да	да	10–12	14–30	7,2±3,7

Комбинированная обработка РКУП-К+ХВ в сплавах с низким содержанием железа, таких как ЭМК и НЛиП, приводит к снижению уровня пластичности по сравнению с состоянием после ХВ. Поскольку эти сплавы можно рассматривать как технически чистый алюминий, они могут быть рассмотрены как аналогичные, и увеличение значения деформации в них приводит к аналогичным результатам.

Наиболее заметное различие между ХВ и РКУП-К+ХВ наблюдается в образце ЭМКМ. Введение стадии РКУП-К значительно увеличивает величину удлинения до разрушения, однако это увеличение находится в пределах значения погрешности. Общее удлинение до разрушения образцов ЭМКМ превышает 2 %, что считается достаточным для практического применения согласно ИЕС 62641:2023. В сплавах ЭМК и НЛиП, в отличие от ЭМКМ, отжиг при 230 °С после ХВ и РКУП-К+ХВ приводит к небольшому, но заметному снижению пластичности.

В таблице 2, помимо данных пластичности, приведены результаты испытаний исследуемых сплавов на навивы. Единственное исключение по успешному прохождению испытаний на навивы (минимальное количество витков – 5 по ГОСТ 10447-93) продемонстрировал сплав ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ. Ни одного витка сделать не удалось, так как проволока разрушалась уже на первом навиве. Однако в состоянии ХВ проволока из сплава ЭМКМ показала способность сформировать достаточное количество навивов. Хотя удлинение до разрушения образца сплава ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ относительно высокое, оно не

имеет прямой корреляции со способностью к навивам. Сплав ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ после отжига успешно прошел тест на навивы, однако первые навивы частично треснули (без разрушения проволоки), и только после нескольких витков испытание продолжилось без дефектов/разрушения.

В таблице 2 показано количество перегибов до первой трещины (Т) и до полного разрушения (Р). Оценивать способность проволоки к перегибам разумнее по числу перегибов Т, а не Р – если разброс значений Т незначителен, то разброс параметра Р может достигать нескольких десятков единиц, особенно в отожженном состоянии. Большинство образцов проволок в исследованных состояниях удовлетворяют этому критерию, за исключением сплава ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ – проволока в этом состоянии настолько хрупкая, что разрушается уже при первом перегибе каждого из исследованных образцов.

С ростом параметров Т и Р в большинстве случаев увеличивается и параметр δ (пластичность), особенно в отожженных состояниях. Однако эта корреляция не является одинаковой для всех состояний. Наиболее яркой иллюстрацией является состояние РКУП-К+ХВ сплава ЭМКМ – несмотря на приемлемый уровень пластичности в 2,7±0,5 %, проволока в этом состоянии не выдерживает даже одного перегиба. При этом провод ЭМКМ в состоянии ХВ, характеризующийся близкими значениями пластичности (2,3±0,4 %), не только превосходит состояние РКУП-К+ХВ по параметрам Т и Р, но и удовлетворяет требованиям ISO 7801:1984 и ИЕС 62641:2023.

Фрактографический анализ сплавов ЭМК и ЭМКМ

Поверхность разрушения сплава ЭМК в состоянии ХВ (рис. 2) имеет выраженно вязкий характер. Поверхность имеет линию разрыва по диаметру поверхности разрушения (рис. 2 а, b). С одной стороны от линии разрыва имеются круглые ямки, характерные для вязкого разрушения (рис. 2 с), с другой – ламеллярные узоры (рис. 2 d). Эти узоры образовались в результате сжатия частей образца в ходе последних циклов испытания на перегиб, когда трещина уже образовалась и развилась и части образца свободно перемещались относительно друг друга, сминая неровности рельефа. Поверхности разрушения сплава ЭМКМ в состоянии ХВ, а также сплава ЭМК в состоянии РКУП-К+ХВ имеют аналогичный вид (что ожидаемо, учитывая, что эти состояния имеют схожее значение R (таблица 2),

поэтому они не представлены в исследовании. Однако изгибаемый образец сплава ЭМКМ после РКУП-К и ХВ имеет иное поведение разрушения (рис. 3). Образец едва выдержал один перегиб (таблица 2), растрескавшись во время него и полностью разрушившись при втором перегибе. Три области поверхности разрушения (рис. 3 а) соответствуют первой трещине (1), области разрушения (2) и области отрыва (3). Судя по малому количеству перегибов, можно было бы ожидать хрупкого характера разрушения, но анализ разрушения показывает обратное – поверхность разрушения состоит из ямок (рис. 3 с, d), хотя они намного мельче, чем у других образцов (рис. 2). Процесс, аналогичный таковому в холоднотянутом образце сплава ЭМК (рис. 2 d), происходит в зоне разрушения – две части образца сжимаются друг относительно друга, сминаясь и сглаживая ямочную поверхность (рис. 3 d).

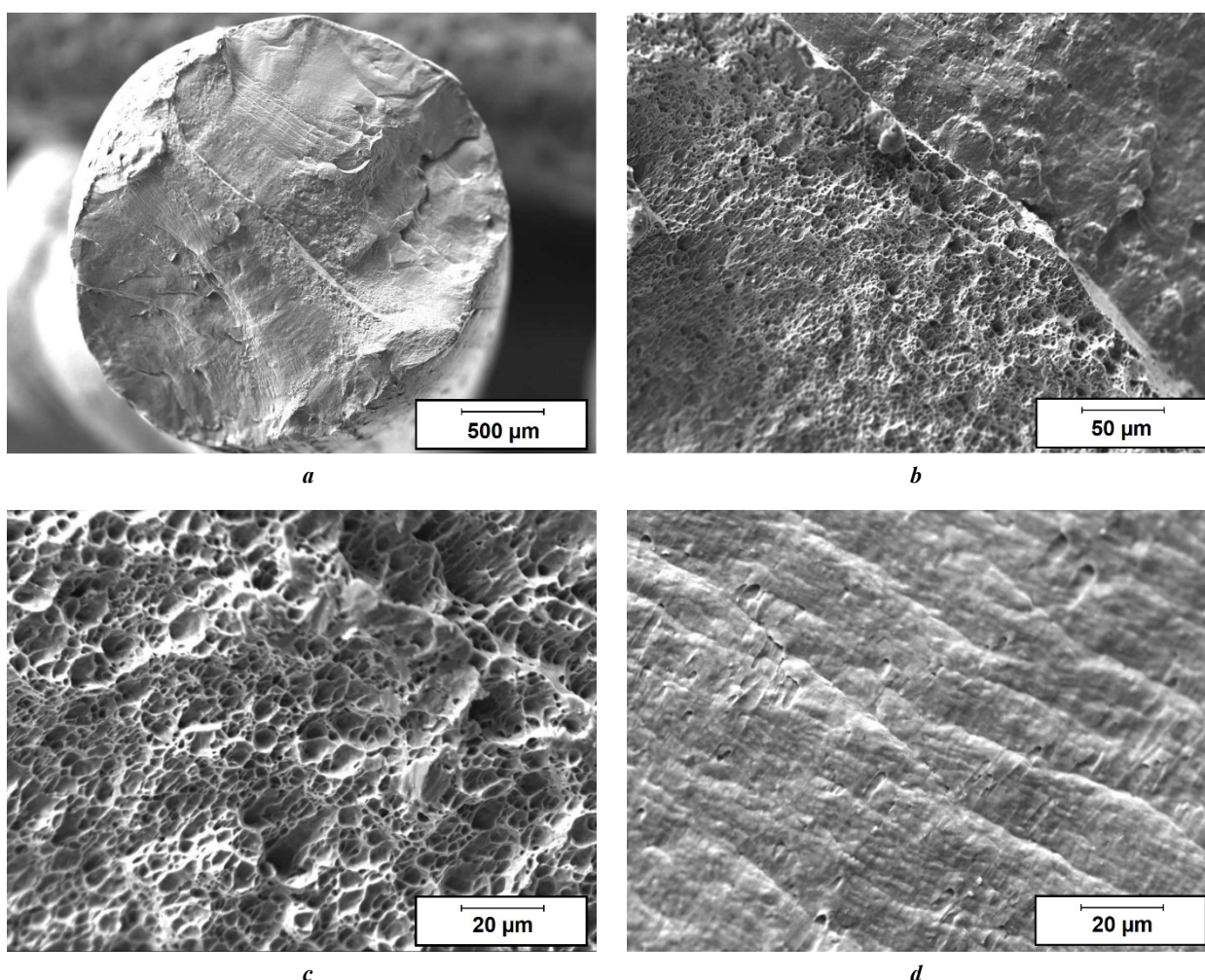


Рис. 2. Поверхность излома образца из сплава ЭМК в состоянии ХВ после испытаний на перегибы, СЭМ:

a – обзор поверхности излома;

b – граница между последней и предпоследней зонами излома;

c – увеличенное изображение фактической поверхности излома, видны ямки;

d – увеличенное изображение предпоследней поверхности излома, ямки сглажены за счет сминания частей образца

Fig. 2. Fracture surface of the bending tests sample of the EMC alloy in the CD state, SEM:

a – overview of the fracture surface;

b – the border between the last and second-to-last fracture areas;

c – magnified image of the actual fracture surface, dimples are visible;

d – magnified image of the second-to-last fracture surface, dimples are smoothed by the smashing of the parts of the bending sample

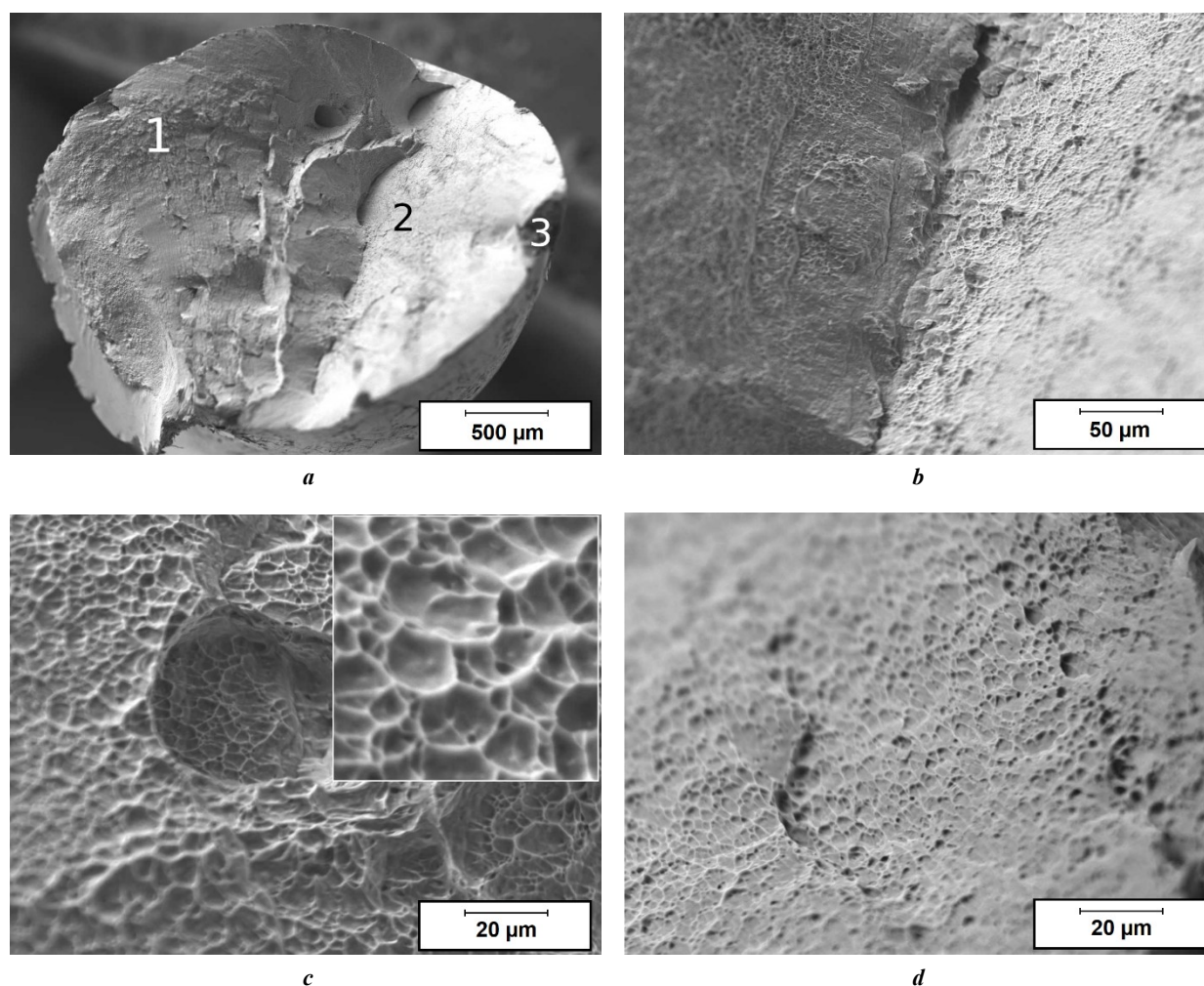


Рис. 3. Поверхность излома образца сплава ЭМКМ в состоянии РКВП-К+ХВ после испытаний на перегибы, СЭМ:

a – общий вид поверхности разрушения, где 1 – зона первой трещины, 2 – зона разрушения, 3 – зона отрыва;

b – граница между зонами 1 и 2;

c – увеличенный участок зоны 1, а также еще более увеличенное изображение поверхности, иллюстрирующее вязкий характер разрушения;

d – увеличенный участок зоны 2, на нем видны меньшие относительно зоны 1 размеры ямок

Fig. 3. Fracture surface of the bending tests sample of the EMCM alloy in the ECAP-C+CD state, SEM:

a – fracture surface overview, where 1 – first crack zone, 2 – fracture area zone, 3 – break area zone;

b – border between zones 1 and 2;

c – the enlarged section of zone 1, as well as even further magnified image of the surface, illustrating the ductile nature of the fracture;

d – the enlarged section of the zone 2, it demonstrates smaller, relatively to zone 1, size of the fracture dimples

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Научная литература по этой теме очень скудна, что делает данное исследование в некоторой степени уникальным. Общие требования к проводам приведены в стандартах ISO 7801:1984, IEC 62641:2023, ISO 7802:2013, ГОСТ 10447-93, но они действуют независимо, не имея связи друг с другом. Вследствие этого было бы полезно выяснить, существует ли корреляция между пластичностью и способностью к навивам и перегибам, поскольку это позволило бы нам с большей точностью предсказать поведение алюминиевых материалов. Таким образом, дальнейшее обсуждение будет основано на вышеупомянутых стандартах. Результаты испытаний (таблица 2) были визуализированы на точечных диаграммах, представленных на рис. 4.

На рис. 4 показана заметная корреляция между испытаниями на перегибы (и навивы) и растяжение. Значение T (рис. 4 а) демонстрирует определенную тенденцию к увеличению с увеличением пластичности образца. Повышенная пластичность образца дает возможность материалу накапливать большее количество деформации, тем самым увеличивая деформацию, которую образец может выдержать до первой трещины. Однако в области относительно низкой пластичности (ниже 3 %) значения T исследуемых сплавов практически не различаются. Следует отметить, что значение P в большинстве случаев имеет более высокое значение погрешности, показывая, что накопление деформации во время испытаний на изгиб происходит неравномерно (рис. 4 б). Это также означает, что поверхностные дефекты играют большую роль в значении P по сравнению

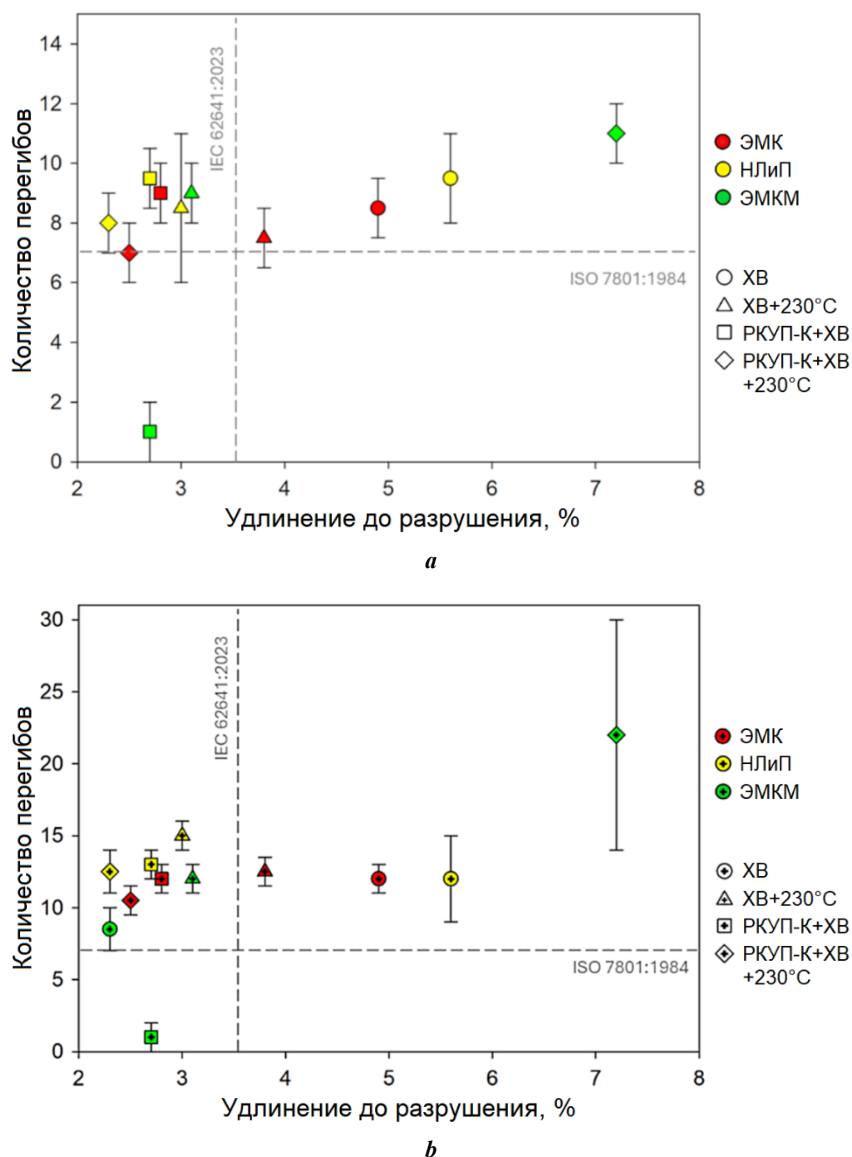


Рис. 4. Соотношение количества перегибов и величины удлинения до разрушения:

a – до первой трещины, **T**; **b** – до полного разрушения, **P**.

Красные маркеры – состояние ЭМК, желтые маркеры – состояние НЛиП, зеленые маркеры – состояние ЭМКМ.

Круглые маркеры – сплавы в состоянии XB, треугольные маркеры – сплавы в состоянии XB после отжига при 230 °C

в течение 1 ч, квадратные маркеры – сплавы в состоянии РКУП-К+XB,

ромбовидные маркеры – сплавы в состоянии РКУП-К+XB после отжига при 230 °C в течение 1 ч

[Плнки погрешностей показывают значения в нескольких образцах в пределах одного состояния. Серые пунктирные линии показывают пороговые значения согласно IEC 62641:2023 и ISO 7801:1984]

Fig. 4. Number-of-bends and to elongation-to-failure plot:

a – until the first crack, **C**; **b** – until complete failure, **F**.

Red markers – EMC state, yellow markers – CCR state, green markers – EMC state.

Circle markers – alloys in CD state, triangle markers – alloys in CD and annealing at 230 °C for 1 h state,

square markers – alloys in ECAP-C+CD state, diamond markers – alloys in ECAP-C+CD and annealing at 230 °C for 1 h state

[The error bars show the error values in multiple samples within one state. Gray dotted lines show the thresholds according to IEC 62641:2023 and ISO 7801:1984]

со значением T . Зависимость значения P от пластичности (в отличие от T) заметна в области более низкой пластичности (ниже 3 %), где увеличение удлинения до разрушения коррелирует с увеличением значения P . Однако в области более высокой пластичности такой корреляции не наблюдается.

Испытания, применяемые к исследуемым материалам, представляют три типа статических напряжений,

которым могут подвергаться материалы: растяжение, сжатие и сдвиг. Испытания на растяжение включают только растягивающее напряжение, в то время как испытания на изгиб включают как растягивающее, так и сжимающее напряжение, одновременно возникающее в противоположных областях образца [14]. Во время испытаний на изгиб и обмотку разрушение обычно происходит из-за превышения предела прочности на

растяжение внешних областей образца. Это приводит к сколу или первой трещине, в которой происходит разрыв, а не к скольжению по определенным кристаллографическим плоскостям [15].

Таким образом, существует разница в схемах нагружения (простая против комплексной) и даже типе нагружения (динамический против статического) при испытаниях на изгиб (и навивы) и испытаниях на растяжение. Это радикальное различие не позволяет аналитически оценить взаимосвязь между ними, а это означает, что для комплексной оценки поведения проводов необходимо провести все три испытания, что делает установленную корреляцию строго экспериментальной.

Несмотря на отмеченную корреляцию, была обнаружена определенная аномалия, а именно поведение сплава ЭМКМ. Можно отметить, что большинство образцов соответствуют требованию минимального количества изгибов, равного 7 (согласно ISO 7801:1984) (рис. 4), за одним исключением, представляющим собой сплав ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ. Интересно, что ни один из образцов ЭМК или НЛиП не продемонстрировал столь низких значений Т и Р даже в состоянии РКУП-К+ХВ (таблица 2). Следует отметить, что образец ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ также не соответствовал требованиям на количество навивов (таблица 2).

Похоже, что сплав ЭМКМ в состоянии УМЗ (обеспечиваемом комбинированной обработкой РКУП-К и ХВ) накапливает деформацию гораздо быстрее, чем другие исследованные материалы и состояния. Поскольку излом образца ЭМКМ не является хрупким, причина, по которой образцы сплава ЭМКМ накапливают значительно большее количество структурных дефектов, кроется в их химическом составе: сплав ЭМКМ содержит медь, способную образовывать твердый раствор, кластеры, интерметаллидные частицы и сегрегации по границам зерен. Ионы Cu в сплаве ЭМКМ попадают в твердый раствор и/или сегрегацию по границам зерен (подобно той, которая наблюдается в алюминиевом сплаве, содержащем Cu, при аналогичной обработке) во время деформации. В [16] было показано, что подобная деформационная обработка может заставить атомы Cu попасть в границы зерен, что приводит к образованию наноразмерных выделений Al_xCu_y и значительному снижению пластических свойств материала. Подобный эффект также наблюдался в сплавах Al с нерастворимыми легирующими элементами, такими как Fe [17]. Хотя природа этого явления точно не установлена, оно наблюдается регулярно. В [9] было показано, что комбинированная обработка РКУП-К+ХВ формирует в сплаве ЭМКМ структурные особенности, которые не присутствуют в том же сплаве в состоянии ХВ. Таким образом, выявленное несоответствие между количеством перегибов и уровнем пластичности образцов проволоки из сплава ЭМКМ системы Al–Fe, дополнительно легированного медью, при испытаниях на растяжение, вероятнее всего, обусловлено миграцией ионов Cu в зернограницные области. Этим эффектом можно объяснить и характерную неспособность проволоки из сплава ЭМКМ в состоянии РКУП-К+ХВ выдерживать навивы.

ВЫВОДЫ

В данной работе проведен анализ пластичности, способности к перегибам и способности к навивам про-

волока из сплавов систем Al–Fe и Al–Fe–Cu в состояниях ХВ и РКУП-К+ХВ.

1. Впервые исследованы проволоки из алюминиевых сплавов Al–0,5 вес. % Fe и Al–0,5 вес. % Fe–0,3 вес. % Cu, полученные методами интенсивной пластической деформации и подвергнутые испытаниям на перегибы и навивы. Установлено соответствие пластичности и способности к перегибам/навивам.

2. Показано, что пластичность низколегированных алюминиевых сплавов, таких как Al–0,5Fe, будет коррелировать со значением деформации. В сплавах с более высокой концентрацией легирующих элементов химический состав будет играть основную роль в определении пластических свойств. Сплавы с растворимыми элементами, такими как Cu, будут демонстрировать снижение пластичности и максимального количества перегибов и навивов при увеличении значения деформации.

3. Изученные образцы продемонстрировали корреляцию между увеличением удлинения до разрушения и максимальным количеством перегибов (до первой трещины в области высокой пластичности и до полного разрушения в области низкой пластичности), поэтому важно изучать каждую характеристику материала отдельно, учитывая потенциальную область применения получаемых проводов.

4. Наличие Cu в сплавах Al–Fe ускоряет накопление деформации, вызывая ускоренное разрушение образцов при испытаниях на перегибы и навивы, особенно после деформационной обработки, включающей РКУП-К. Однако термическая обработка позволяет уменьшить этот эффект.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Verma R.P., Kumar L.M. A short review on aluminium alloys and welding in structural applications // *Materials Today Proceeding*. 2021. Vol. 46. Part 20. P. 10687–10691. DOI: [10.1016/j.matpr.2021.01.447](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.447).
2. Shuai Guoliang, Li Zhen, Zhang Diantao, Elhefnawey M., Li Li. On rough set theory on achieving high quality cable material production by green low carbon technology // *Ecological Chemistry and Engineering S*. 2021. Vol. 28. № 1. P. 49–59. DOI: [10.2478/eces-2021-0005](https://doi.org/10.2478/eces-2021-0005).
3. Wang Shuo, Hou Jiapeng, Li Chenghui et al. Dynamic fatigue damage behaviors and mechanisms of overhead transmission Al wires at elevated temperatures // *International Journal of Fatigue*. 2024. Vol. 188. Article number 108515. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2024.108515](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108515).
4. Kikuchi S., Matsuoka S., Yoshimura T., Ijiri M. Effect of natural aging by multifunction cavitation on plane bending fatigue behaviour of heat-treatable Al–Si7Mg aluminum alloys and its fatigue strength estimation // *International Journal of Fatigue*. 2024. Vol. 185. Article number 108352. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2024.108352](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108352).
5. Hergul A.S., Yuce M., Ayaz M., Mese E. Investigation on aluminum alloys as winding materials for alternators in wind turbines // *Emerging Materials Research*. 2020. Vol. 9. № 3. P. 789–795. DOI: [10.1680/JEMMR.20.00096](https://doi.org/10.1680/JEMMR.20.00096).
6. Said J., Garcin S., Fouvry S., Cailletaud G., Yang C., Hafid F. A multi-scale strategy to predict fretting-fatigue endurance of overhead conductors // *Tribology International*. 2020. Vol. 143. Article number 106053. DOI: [10.1016/j.triboint.2019.106053](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.106053).

7. Kalombo R.B., Reinke G., Miranda T.B., Ferreira J.L.A., Da Silva C.R.M., Araújo J.A. Experimental Study of the Fatigue Performance of Overhead Pure Aluminium Cables // *Procedia Structural Integrity*. 2019. Vol. 19. P. 688–697. DOI: [10.1016/j.prostr.2019.12.075](https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.12.075).
 8. Yi Huang, Langdon T.G. Advances in ultrafine-grained materials // *Materials Today*. 2013. Vol. 16. № 3. P. 85–93. DOI: [10.1016/J.MATTOD.2013.03.004](https://doi.org/10.1016/J.MATTOD.2013.03.004).
 9. Medvedev A.E., Zhukova O.O., Kazykhanov V.U., Shaikhulova A.F., Motkov M.M., Timofeev V.N., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu. Unique properties of the Al-0.5Fe-0.3Cu alloy, obtained by casting into an electromagnetic crystallizer, after equal-channel angular pressing and cold drawing // *Materials Physics and Mechanics*. 2024. Vol. 52. № 3. P. 58–72. DOI: [10.18149/MPM.5232024_6](https://doi.org/10.18149/MPM.5232024_6).
 10. Jiang Hongxiang, Li Shixin, Zhang Lili, He Jie, Zheng Qiuji, Song Yan, Li Yanqiang, Zhao Jiuzhou. The influence of rare earth element lanthanum on the microstructures and properties of as-cast 8176 (Al-0.5Fe) aluminum alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 859. Article number 157804. DOI: [10.1016/J.JALLCOM.2020.157804](https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2020.157804).
 11. Chen Peng, Fan Xiangze, Yang Qingbo, Zhang Zhiqing, Jia Zhihong, Liu Qing. Creep behavior and microstructural evolution of 8030 aluminum alloys compressed at intermediate temperature // *Journal of Materials Research and Technology*. 2021. Vol. 12. P. 1755–1761. DOI: [10.1016/J.JMRT.2021.03.052](https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2021.03.052).
 12. Жукова О.О., Медведев А.Е., Кирьянова К.Э., Медведев Е.Б., Мотков М.М. Свойства биметаллической проволоки с медной оболочкой и сердечником из сплава Al-0,5Fe-0,3Cu, полученного литьем в электромагнитный кристаллизатор // *Materials. Technologies. Design*. 2024. Т. 6. № 3. С. 27–33. DOI: [10.54708/26587572_2024_631827](https://doi.org/10.54708/26587572_2024_631827).
 13. Murashkin M., Medvedev A., Kazykhanov V., Krokhnin A., Raab G., Enikeev N., Valiev R.Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al 6101 alloy processed via ECAP-conform // *Metals (Basel)*. 2015. Vol. 5. № 4. P. 2148–2164. DOI: [10.3390/met5042148](https://doi.org/10.3390/met5042148).
 14. Hou Jia-Peng, Wang Qiang, Yang Hua-Jie, Wu Xi-Mao, Li Chun-He, Zhang Zhe-Feng, Li Xiao-Wu. Fatigue and Fracture behavior of a Cold-Drawn Commercially pure aluminum wire // *Materials*. 2016. Vol. 9. № 9. Article number 764. DOI: [10.3390/ma9090764](https://doi.org/10.3390/ma9090764).
 15. Kuokkala V.T., Hokka M., Isakov M. Dynamic plasticity of metals // *Dynamic Behavior of Materials: Fundamentals, Material Models, and Microstructure Effects*. 2024. P. 15–49. DOI: [10.1016/B978-0-323-99153-7.00005-0](https://doi.org/10.1016/B978-0-323-99153-7.00005-0).
 16. Shuai Linfei, Huang Tianlin, Yu Tianbo, Wu Guilin, Hansen N., Huang Xiaoxu. Segregation and precipitation stabilizing an ultrafine lamellar-structured Al-0.3%Cu alloy // *Acta Materialia*. 2021. Vol. 206. Article number 116595. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.116595](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116595).
 17. Медведев А.Е., Жукова О.О., Федотова Д.Д., Мурашкин М.Ю. Механические свойства, электропроводность и термостабильность проволоки из сплавов системы Al-Fe, полученных литьем в электромагнитный кристаллизатор // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3-1. С. 96–105. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105).
- ## REFERENCES
1. Verma R.P., Kumar L.M. A short review on aluminium alloys and welding in structural applications. *Materials Today Proceeding*, 2021, vol. 46, part 20, pp. 10687–10691. DOI: [10.1016/j.matpr.2021.01.447](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.01.447).
 2. Shuai Guoliang, Li Zhen, Zhang Diantao, Elhefnawey M., Li Li. On rough set theory on achieving high quality cable material production by green low carbon technology. *Ecological Chemistry and Engineering S*, 2021, vol. 28, no. 1, pp. 49–59. DOI: [10.2478/eces-2021-0005](https://doi.org/10.2478/eces-2021-0005).
 3. Wang Shuo, Hou Jiapeng, Li Chenghui et al. Dynamic fatigue damage behaviors and mechanisms of overhead transmission Al wires at elevated temperatures. *International Journal of Fatigue*, 2024, vol. 188, article number 108515. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2024.108515](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2024.108515).
 4. Kikuchi S., Matsuoka S., Yoshimura T., Ijiri M. Effect of natural aging by multifunction cavitation on plane bending fatigue behaviour of heat-treatable Al-Si7Mg aluminum alloys and its fatigue strength estimation. *International Journal of Fatigue*, 2024, vol. 185, article number 108352. DOI: [10.1016/J.IJFATIGUE.2024.108352](https://doi.org/10.1016/J.IJFATIGUE.2024.108352).
 5. Hergul A.S., Yuce M., Ayaz M., Mese E. Investigation on aluminum alloys as winding materials for alternators in wind turbines. *Emerging Materials Research*, 2020, vol. 9, no. 3, pp. 789–795. DOI: [10.1680/JEMMR.20.00096](https://doi.org/10.1680/JEMMR.20.00096).
 6. Said J., Garcin S., Fouvry S., Cailletaud G., Yang C., Hafid F. A multi-scale strategy to predict fretting-fatigue endurance of overhead conductors. *Tribology International*, 2020, vol. 143, article number 106053. DOI: [10.1016/j.triboint.2019.106053](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.106053).
 7. Kalombo R.B., Reinke G., Miranda T.B., Ferreira J.L.A., Da Silva C.R.M., Araújo J.A. Experimental Study of the Fatigue Performance of Overhead Pure Aluminium Cables. *Procedia Structural Integrity*, 2019, vol. 19, pp. 688–697. DOI: [10.1016/j.prostr.2019.12.075](https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.12.075).
 8. Yi Huang, Langdon T.G. Advances in ultrafine-grained materials. *Materials Today*, 2013, vol. 16, no. 3, pp. 85–93. DOI: [10.1016/J.MATTOD.2013.03.004](https://doi.org/10.1016/J.MATTOD.2013.03.004).
 9. Medvedev A.E., Zhukova O.O., Kazykhanov V.U., Shaikhulova A.F., Motkov M.M., Timofeev V.N., Enikeev N.A., Murashkin M.Yu. Unique properties of the Al-0.5Fe-0.3Cu alloy, obtained by casting into an electromagnetic crystallizer, after equal-channel angular pressing and cold drawing. *Materials Physics and Mechanics*, 2024, vol. 52, no. 3, pp. 58–72. DOI: [10.18149/MPM.5232024_6](https://doi.org/10.18149/MPM.5232024_6).
 10. Jiang Hongxiang, Li Shixin, Zhang Lili, He Jie, Zheng Qiuji, Song Yan, Li Yanqiang, Zhao Jiuzhou. The influence of rare earth element lanthanum on the microstructures and properties of as-cast 8176 (Al-0.5Fe) aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 859, article number 157804. DOI: [10.1016/J.JALLCOM.2020.157804](https://doi.org/10.1016/J.JALLCOM.2020.157804).
 11. Chen Peng, Fan Xiangze, Yang Qingbo, Zhang Zhiqing, Jia Zhihong, Liu Qing. Creep behavior and microstructural evolution of 8030 aluminum alloys compressed at intermediate temperature. *Journal of Materials Research and Technology*, 2021, vol. 12, pp. 1755–1761. DOI: [10.1016/J.JMRT.2021.03.052](https://doi.org/10.1016/J.JMRT.2021.03.052).
 12. Zhukova O.O., Medvedev A.E., Kiryanova K.E., Medvedev E.B., Motkov M.M. Properties of bimetallic wire with copper sheath and Al-0.5Fe-0.3Cu alloy core

- obtained by casting in an electromagnetic crystallizer. *Materials. Technologies. Design*, 2024, vol. 6, no. 3, pp. 27–33. DOI: [10.54708/26587572_2024_631827](https://doi.org/10.54708/26587572_2024_631827).
13. Murashkin M., Medvedev A., Kazykhanov V., Krokhin A., Raab G., Enikeev N., Valiev R.Z. Enhanced mechanical properties and electrical conductivity in ultrafine-grained Al 6101 alloy processed via ECAP-conform. *Metals (Basel)*, 2015, vol. 5, no. 4, pp. 2148–2164. DOI: [10.3390/met5042148](https://doi.org/10.3390/met5042148).
 14. Hou Jia-Peng, Wang Qiang, Yang Hua-Jie, Wu Xi-Mao, Li Chun-He, Zhang Zhe-Feng, Li Xiao-Wu. Fatigue and Fracture behavior of a Cold-Drawn Commercially pure aluminum wire. *Materials*, 2016, vol. 9, no. 9, article number 764. DOI: [10.3390/ma9090764](https://doi.org/10.3390/ma9090764).
 15. Kuokkala V.T., Hokka M., Isakov M. Dynamic plasticity of metals. *Dynamic Behavior of Materials: Fundamentals, Material Models, and Microstructure Effects*, 2024, pp. 15–49. DOI: [10.1016/B978-0-323-99153-7.00005-0](https://doi.org/10.1016/B978-0-323-99153-7.00005-0).
 16. Shuai Linfei, Huang Tianlin, Yu Tianbo, Wu Guilin, Hansen N., Huang Xiaoxu. Segregation and precipitation stabilizing an ultrafine lamellar-structured Al–0.3%Cu alloy. *Acta Materialia*, 2021, vol. 206, article number 116595. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.116595](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.116595).
 17. Medvedev A.E., Zhukova O.O., Fedotova D.D., Murashkin M.Yu. The mechanical properties, electrical conductivity, and thermal stability of a wire made of Al–Fe alloys produced by casting into an electromagnetic crystallizer. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3-1, pp. 96–105. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-96-105).

Ductility, bending and wrapping ability relationship in wires made of electromagnetically cast ultrafine grained Al–0.5Fe and Al–0.5Fe–0.3Cu alloys

Andrey E. Medvedev^{*1,3}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

Olga O. Zhukova^{1,4}, engineer-researcher

Darya D. Fedotova^{1,5}, master, 4th category operator

of the Research Laboratory “Metals and Alloys under Extreme Conditions”

Elvira D. Khafizova^{1,6}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher

Mikhail M. Motkov^{2,7}, PhD (Engineering), senior researcher

Maxim Yu. Murashkin^{1,8}, PhD (Engineering), senior researcher

¹Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

²Siberian Federal University, Krasnoyarsk (Russia)

*E-mail: medvedevandreyrf@gmail.com

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8616-0042>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1879-9389>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-7526-8309>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4618-412X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0009-0007-1272-3993>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9950-0336>

Received 20.03.2025

Revised 10.04.2025

Accepted 28.04.2025

Abstract: The research status on such functional properties, as bending capability, wrapping capability and ductility of conductive Al–Fe and Al–Fe–Cu alloys wires is uncertain. Bending and wrapping capability is determined by the industrial standards while no attempts were made to study the relation between them and ductility of the Al alloys wires, paying even less attention to the ultrafine-grained Al-based wires, produced by electromagnetic casting and equal-channel angular pressing. In this study alloys with two different chemical compositions (Al–0.5 wt. % Fe and Al–0.5 wt. % Fe–0.3 wt. % Cu) and two different casting methods (casting into electromagnetic mold and continuous casting and rolling) were used. Part of the wires for the study was prepared by cold drawing (CD), the other part – by the combination of the equal-channel angular pressing by the Conform scheme and cold drawing (ECAP–C+CD) to obtain coarse grained (CG) and ultrafine grained (UFG) structures, respectively. Annealing at 230 °C for 1 h was carried out to evaluate the thermal stability of the wires. It was shown that the correlation between ductility (elongation to failure), number of wraps and number of bends (both before the first crack and before complete failure of the specimen) may differ depending on the deformation value, deformation scheme, and amount of alloying elements of the alloy wire, as well as ability to form solid solutions.

Keywords: Al alloy; Al–Fe; Al–Fe–Cu; electromagnetic casting; continuous casting and rolling; equal-channel angular pressing; cold drawing; elongation to failure; ductility; wire bending; wire wrapping; fracture analysis.

Acknowledgments: The work was supported by the Russian Science Foundation, grant number 20-79-10133, <https://rscf.ru/project/20-79-10133/>.

The research part of the work was carried out on the equipment of the Core Facility Centre “Nanotech” of Ufa University of Science and Technology.

The authors express their gratitude to Professor V.N. Timofeev (Siberian Federal University) for providing the research material.

For citation: Medvedev A.E., Zhukova O.O., Fedotova D.D., Khafizova E.D., Motkov M.M., Murashkin M.Yu. Ductility, bending and wrapping ability relationship in wires made of electromagnetically cast ultrafine grained Al–0.5Fe and Al–0.5Fe–0.3Cu alloys. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 29–38. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-3.

Механическая и коррозионная анизотропия монокристалла магния

Мерсон Дмитрий Львович^{*1,3}, доктор физико-математических наук, профессор,
директор НИИ прогрессивных технологий

Бецофен Сергей Яковлевич^{2,4}, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры
«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов»

Мерсон Евгений Дмитриевич^{1,5}, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

Полуянов Виталий Александрович^{1,6}, кандидат технических наук,
младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

Мягких Павел Николаевич^{1,7}, кандидат технических наук,
младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

Данюк Алексей Валериевич^{1,8}, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

Данилов Владимир Алексеевич^{1,9}, кандидат технических наук,
младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

Максименко Екатерина Игоревна², аспирант

Брилевский Александр Игоревич^{1,10}, кандидат технических наук,
младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

¹Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

²Московский авиационный институт, Москва (Россия)

*E-mail: d.merson@tlttsu.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0931-2839>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7352-9947>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5099-6940>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5780-6094>

Поступила в редакцию 13.12.2024

Пересмотрена 19.03.2025

Принята к публикации 14.04.2025

Аннотация: Магний и его сплавы относятся к перспективным материалам для применения в медицине в связи с их способностью безопасно растворяться в организме человека. Однако скорость растворения биорезорбируемых имплантатов должна находиться в достаточно узком диапазоне. Сложность обеспечения этого условия состоит в том, что на коррозионный процесс в магниевых сплавах оказывают влияние очень многие факторы, в том числе естественная (монокристаллическая) и технологическая (схема получения) анизотропия. Путем проведения технологических операций по термомеханической обработке можно контролировать процесс формирования текстуры полуфабриката и искусственно создавать преимущественную ориентацию кристаллитов в структуре магниевых сплавов и таким образом управлять их коррозионной стойкостью. Для этого нужны точные знания о связи коррозионных процессов с определенными кристаллографическими направлениями, которые наиболее надежно можно получить в экспериментах на монокристаллах. В настоящей работе впервые на одном и том же монокристалле магния проведены механические (на сжатие и растяжение) и коррозионные испытания на образцах, имеющих различную кристаллографическую ориентацию. В качестве количественного критерия естественной текстуры использовали коэффициенты Кернса, рассчитанные по рентгенограммам граней образцов монокристалла по методу обратных полюсных фигур. Испытания образцов на сжатие проводили в направлениях $\langle 0001 \rangle$, $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ и $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, а на растяжение – $\langle 0001 \rangle$. Коррозионному испытанию подвергали поверхности образцов, близкие по ориентации к кристаллографическим плоскостям (0001), (10 $\bar{1}0$), (2 $\bar{1}\bar{1}0$) и (10 $\bar{1}1$). Установлено, что модуль Юнга и коэффициент Кернса для базисной и пирамидальной граней составляют 48,6 ГПа и 0,81; 45,3 ГПа и 0,04 соответственно. Вид кривых напряжения существенно зависит от ориентации образцов и определяется степенью вовлеченности различных механизмов в общий процесс пластической деформации. Скорость коррозии в физиологическом водном растворе состава 0,9 % NaCl на базе 72 ч для поверхностей (0001), (10 $\bar{1}0$), (2 $\bar{1}\bar{1}0$) и (10 $\bar{1}0$) составила 0,51; 0,76; 0,71 и 0,98 мм/год соответственно, при этом плоскости (2 $\bar{1}\bar{1}0$) присуща только равномерная коррозия, плоскости (0001) – равномерная с незначительной локальной; наиболее интенсивно локальная коррозия идет в направлении (10 $\bar{1}0$), а максимальная интенсивность сочетания локальной и равномерной – в направлении $\langle 10\bar{1}1 \rangle$.

Ключевые слова: монокристалл магния; кристаллографические направления; анизотропия; коэффициент Кернса; механические диаграммы; скорость коррозии.

© Мерсон Д.Л., Бецофен С.Я., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н.,
Данюк А.В., Данилов В.А., Максименко Е.И., Брилевский А.И. 2025

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 23-19-00636 (<https://rscf.ru/project/23-19-00636/>).

Для цитирования: Мерсон Д.Л., Бецофен С.Я., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Данюк А.В., Данилов В.А., Максименко Е.И., Брилевский А.И. Механическая и коррозионная анизотропия монокристалла магния // *Frontier Materials & Technologies*. 2025. № 2. С. 39–52. 10.18323/2782-4039-2025-2-72-4.

ВВЕДЕНИЕ

Изучение и дизайн магниевых сплавов – одно из актуальных направлений современного материаловедения, так как эти материалы обладают набором уникальных свойств, например лучшим соотношением предела прочности к массе и отличной биосовместимостью: чистый магний усваивается живым организмом с минимальным риском негативного воздействия [1; 2]. Одной из главных проблем применения магниевых сплавов является их низкая коррозионная стойкость, имеющая гальваническую природу [3] и часто проявляющаяся в виде локализованной коррозии [4], на которую могут существенно влиять состав и структурное состояние материала. Хорошо известно, что Mg и сплавы на его основе характеризуются значительной анизотропией механических свойств, обусловленных особенностями механизма деформации и формированием интенсивной базисной текстуры в листовых полуфабрикатах и интенсивной призматической текстуры в экструдированных прутках [5; 6].

Понимание природы коррозионной анизотропии магния и его сплавов позволит определить структурные и текстурные факторы, оказывающие влияние на скорость и равномерность коррозионного процесса. Соответственно, знание целевой структуры и текстуры материала позволит выбрать способ деформационной обработки изделия (полуфабриката) или его поверхности на финишной стадии производства для получения материала с качественными и гарантированными параметрами коррозионного процесса. Под качественными параметрами понимаются скорость и равномерность коррозии. Применение сплавов магния в качестве материала для изготовления временных имплантатов, способных саморассасываться после выполнения служебного назначения, в настоящее время является актуальным современным направлением на стыке материаловедения и медицины, поэтому понимание коррозионного процесса магниевых материалов и управление им крайне важно для создания биорезорбируемых медицинских материалов с точно прогнозируемым ресурсом работы. Это же касается и конструктивных магниевых сплавов, применяемых для изготовления силовых элементов в авиационной промышленности и автомобилестроении. Такие элементы изготавливаются в большинстве случаев из полуфабрикатов, получаемых различными методами обработки металлов давлением (экструзия, прокатка, методы интенсивной пластической деформации и др.), следствием которых является неизбежное формирование в обрабатываемом металле соответствующей текстуры, параметры которой могут существенно влиять на коррозионные процессы. Другими словами, коррозионная стойкость изделий, изготовленных из материала с идентичным химическим и даже фазовым составом, в зависимости от технологии получения может кардинально различаться. Таким образом, понимание причинно-следственных связей между структурно-текстурными параметрами магниевых сплавов и процессами коррозии имеет большое как научное, так и прикладное значение.

Однако исследованиям влияния текстуры на коррозионные свойства магниевых сплавов должного внимания в литературе долгое время не уделялось. И только после 2010 г. наметилась явная тенденция к проведению подобных исследований [7–10]. В работе [7] исследовали микроструктуру, текстуру, механические свойства и коррозионное поведение экструдированного Mg–4Zn сплава. Образцы с близкой к базису ориентацией показали более низкие скорости коррозии по сравнению с ориентацией образцов с доминированием призматических плоскостей. В [8–10] аналогичные результаты получили для сплава AZ31. Коррозионная анизотропия экспериментально установлена как в чистом магнии [11], так и в деформируемых магниевых сплавах. Например, в работе [12] представлены результаты оценки скорости коррозии по различным технологическим направлениям после прокатки сплава AZ80 и показано, что скорость коррозии, определенная массовым способом, может отличаться в 1,7 раза в нормальном направлении (ND) и в направлении экструзии (ED). Такая разница в скорости коррозии достаточно существенная, и ее необходимо учитывать, особенно при создании биорезорбируемых конструкций медицинского назначения.

Принято считать, что коррозионная анизотропия, связанная с кристаллографической ориентацией, определяется энергией связи поверхностных атомов и плотностью упаковки атомов [13]. Очевидно, что наиболее корректно такую связь можно выявить при коррозионных испытаниях монокристаллов. Таких исследований на монокристаллах металлов с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решеткой выполнено на удивление мало, особенно на магнии. В наиболее ранней работе [14] для монокристаллов магния было выявлено, что в хлорсодержащей среде базисная плоскость (0001) проявляет наименьшее сопротивление коррозии, а сама коррозия имеет «нитевидную форму», т. е. распространяется направленно, а не хаотично, и направление это обусловлено по большей части именно кристаллографической ориентацией. В [15], где исследовали коррозионный процесс на монокристаллических плоскостях магния с максимально широким набором направлений, ориентация (0001), напротив, показала самое высокое сопротивление коррозии. Необходимо отметить, что в большинстве известных случаев именно базисная плоскость (0001) проявляет максимальную стойкость к коррозионному воздействию, например, такой вывод сделан в работе [11] на примере исследования поликристалла чистого магния с крупным зерном.

Наряду с коррозионной анизотропией, магний и его сплавы еще в большей мере свойственна механическая анизотропия, которая выражается в резко различном механическом поведении в зависимости от кристаллографического направления нагружения. Стоит отметить, что экспериментальных работ по исследованию механической анизотропии, выполненных на монокристаллах магния, ненамного больше, чем работ, посвященных коррозионной анизотропии. К наиболее ранним относятся

работы [16; 17], в которых монокристаллы магния испытывали на сжатие в различных направлениях и при этом исследовали только начальную область, включающую переход от упругой стадии к пластической. Пожалуй, наиболее интересное исследование механического поведения также при сжатии различно ориентированных монокристаллов магния, но вплоть до разрушения проведено в [18]. В этой работе убедительно продемонстрировано коренное отличие диаграмм сжатия монокристаллов, испытанных в различных кристаллографических направлениях, что объясняется различным сочетанием механизмов деформации двойникования и скольжения по стартовым напряжениям.

Отметим, что нам не известно ни одной работы, в которой бы на образцах одного и того же монокристалла магния одновременно исследовались бы механическая и коррозионная анизотропия.

Цель исследования – оценка и сопоставление коррозионной и механической анизотропии, выполненные на одном и том же монокристалле магния.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Монокристалл магния чистотой 99,98 % с размерами 30×19×62 мм был изготовлен в Инновационном центре магниевых технологий Школы материаловедения и технологий материалов Сеульского национального университета по методу Бриджмена.

Из монокристалла магния методом эрозионной резки с помощью электронского проволоочно-вырезного станка Sodick AG400L LN2W были изготовлены образцы: (1) для испытания на сжатие в виде параллелепипедов размерами 6,5×6,0×5,5 мм и (2) для испытания на растяжение в виде образцов с лопатками с размерами поперечного сечения 4,0×3,0 мм и длиной рабочей части 9,0 мм. В силу малости размеров исходного монокристалла, образцы на растяжение были изготовлены только для одной ориентации $\langle 10\bar{1}1 \rangle$. Чертеж и ориентация образцов на растяжение приведены на рис. 1.

Ориентацию образцов определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа SIGMA (Zeiss), оснащенного детектором дифракции обратно отраженных электронов (EBSD).

Механические испытания образцов магния проводили при комнатной температуре с помощью миниатюрной испытательной машины Kammrath & Weiss со скоростью деформирования $0,83 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ как на сжатие, так и на растяжение.

Исследование текстуры проводилось при помощи рентгеноструктурного метода с использованием вертикального рентгеновского 2Θ - Θ дифрактометра SHIMADZU XRD-6000 (Япония) в монохроматизированном медном излучении. Текстуру оценивали методом обратных полюсных фигур (ОПФ), которые получали из рентгенограмм для граней образцов, параллельных базисным плоскостям, с использованием нормировки, учитывающей неравномерность распределения рефлексов на сфере проекций с помощью коэффициентов A_i . Величины полюсных плотностей P_i для рефлексов $i=hkl$ определяли соотношением

$$P_i = \frac{I_i / R_i}{\sum_{i=1}^n A_i \left(\frac{I_i}{R_i} \right)}, \quad (1)$$

где A_i – доля площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали ($i=hkl$), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые дистанции между соседними нормальями; n – число экспериментальных рефлексов ($n=17$); I_i и R_i – интенсивности рефлексов $i=hkl$ текстурированного и бестекстурного образцов.

В качестве количественного критерия текстуры использовали коэффициенты Кернса (f -параметры), которые обычно используют в качестве текстурных параметров применительно к Zr и Ti [19] сплавам.

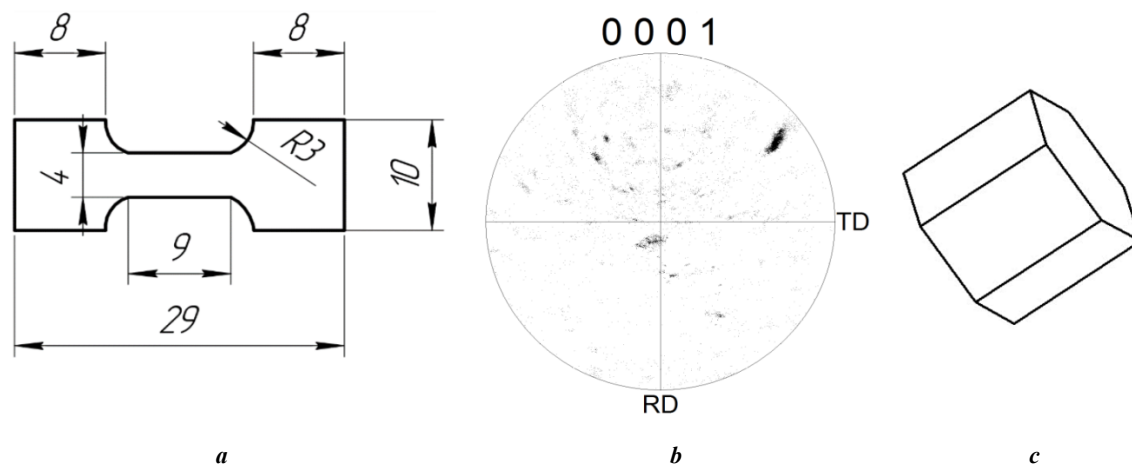


Рис. 1. Чертеж образцов монокристалла магния на растяжение (а), стереографическая проекция кристаллографического направления $\langle 0001 \rangle$ (b) и ориентация решетки по отношению к продольной оси (с)

Fig. 1. Drawing of single crystal magnesium tensile specimens (a), stereographic projection of the $\langle 0001 \rangle$ crystallographic direction (b) and lattice orientation against the longitudinal axis (c)

Коэффициенты Кернса оценивают из ОПФ для направления X образца:

$$f_x = \sum_{i=1}^n A_i P_i^x f_i, \quad (2)$$

где $i=hkl$;

γ_i – угол между нормалью к (hkl) и осью c ГПУ решетки магния.

Коэффициент Кернса (f_i) варьируется от нуля для любых направлений в плоскости базиса до единицы для нормали к базису (ось c).

Кроме того, данные о текстуре, полученные в виде ОПФ, были использованы для вычисления модуля Юнга в направлении, для которого получена эта полюсная фигура, с учетом справочных значений монокристалльных модулей материала. Модули Юнга для ГПУ кристаллов зависят только от угла γ с осью c :

$$E\gamma = [S_{11} - \cos^2 \gamma (2S_{11} - 2S_{13} - S_{44}) + \cos^4 \gamma (S_{11} + S_{33} - 2S_{13} - S_{44})]^{-1}. \quad (3)$$

Тогда величину модуля Юнга в произвольном направлении x можно определить из соотношения

$$E_x = \sum_{i=1}^n P_i^x A_i E_i. \quad (4)$$

Значения монокристалльных модулей податливости для Mg приведены в таблице 1 [20].

Для исследования связи коррозионных процессов с кристаллографическими направлениями кристаллической решетки магния с помощью электроискровой резки из монокристалла были вырезаны образцы в виде параллелепипедов, ориентация определенных граней которых

была близка к ориентациям кристаллографических плоскостей (0001) , $(10\bar{1}0)$, $(2\bar{1}\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}1)$, соответственно, для образцов под номерами 1, 2, 3 и 4. Перед испытанием рабочие грани образцов были отполированы последовательно при помощи безводных алмазных суспензий с размером частиц 3, 1 и 0,25 мкм, а затем подвергнуты ионной полировке в потоке ионизированного аргона при помощи установки Hitachi IM4000 Plus (Япония). После этого EBSD-методом проводили точное определение кристаллографической ориентации рабочей поверхности образцов (показана на обратной полюсной фигуре на рис. 2).

Коррозионные испытания образцов 1–4 монокристалла магния проводили с помощью оригинальной коррозионной установки [21] в течение 72 ч. Во время испытания с коррозионным раствором контактировала только область рабочей поверхности образца, ограниченная уплотнительным кольцом с внутренним диаметром 4 мм. В качестве коррозионной среды использовался физиологический водный раствор состава 0,9 % NaCl. Поддержание температуры в ячейке на уровне $37 \pm 0,2$ °C, а также перемешивание жидкости обеспечивались за счет циркуляции коррозионного раствора посредством перистальтического насоса и стеклянного теплообменника, погруженного в бак термостата с дистиллированной водой.

После завершения испытаний с поверхности образца удаляли продукты коррозии путем погружения образца на 2 мин в стандартный водный раствор состава 20 % CrO_3 + 1 % AgNO_3 . Далее образцы промывали спиртом, сушили сжатым воздухом и проводили исследование поврежденной коррозией поверхности образцов монокристалла при помощи конфокального лазерного сканирующего микроскопа (КЛСМ) LEXT OLS4000 (Olympus, Япония). Съемку проводили при увеличении $400\times$ с шагом сканирования по оси Z 0,8 мкм. Для всего образца строилась панорама 6×6 кадров. Размер одного кадра составлял 640×640 мкм. С целью удаления оптических

Таблица 1. Значения модулей податливости Mg [21]
Table 1. Values of the ductility moduli of Mg [21]

Единица измерения / направление	S_{11}	S_{12}	S_{13}	S_{33}	S_{44}
10^{-2} ГПа $^{-1}$	2,21	−0,78	−0,49	1,99	6,03

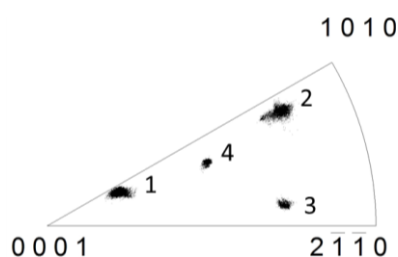


Рис. 2. Обратная полюсная фигура с указанием кристаллографической ориентации рабочей поверхности образцов монокристалла магния 1–4
Fig. 2. Inverse pole figure indicating the crystallographic orientation of the working surface of magnesium single crystal samples 1–4

шумов после съемки ко всем полученным изображениям применялся цифровой фильтр pre-measurement, встроенный в программное обеспечение микроскопа. После фильтрации, принимая за базовую точку отсчета поверхность образца, не контактировавшую с коррозионной средой, измеряли объем потерянного металла в области образца, поврежденной коррозией. Скорость коррозии определяли по формуле с использованием данных КЛСМ [22]:

$$P = \frac{87600 \cdot V}{S \cdot t} \text{ (мм/год)}, \quad (5)$$

где V – объем потерянного металла;
 S – площадь образца;
 t – время испытания.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование текстуры

На рис. 3 а, 3 б приведены рентгенограммы монокристалла магния, свидетельствующие о том, что это действительно монокристалл. Дополнительным подтверждением этого являются результаты съемки кривых качения (рис. 3 с), согласно которым величина разориентировки блоков $\Delta\alpha$ составляет 0,8 и 1,8°, что

свидетельствует об очень малой фрагментации субзеренной структуры.

В таблицах 2, 3 приведены результаты оценки интенсивности текстуры монокристалла, которые соответствуют рентгенограммам, полученным для базисной и призматической граней (рис. 3 а и 3 б) соответственно.

Величина коэффициента Кернса для нормалей к базисной грани составляет 0,81, что невозможно получить на поликристаллах. Величина модуля Юнга составляет 48,6 ГПа (таблица 2), которая в соответствии с уравнением (3) достигается при углах с осью c 15°. Для боковой призматической плоскости ($1\bar{1}00$) (рис. 3 б) величина модуля Юнга составляет 45,3 ГПа, коэффициент Кернса – 0,04, что соответствует этой ориентировке. Коэффициент Кернса равен нулю для плоскости призмы.

Механические испытания

Испытание на сжатие

Испытание на сжатие образцов монокристалла магния в форме параллелепипеда проводили в трех взаимно перпендикулярных направлениях ориентации: $\langle 0001 \rangle$, $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ и $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Выбор и порядок следования сделан в порядке от подавления к постепенной активации деформационных систем (скольжение и двойникование) с наименьшими сдвиговыми напряжениями. Для направления

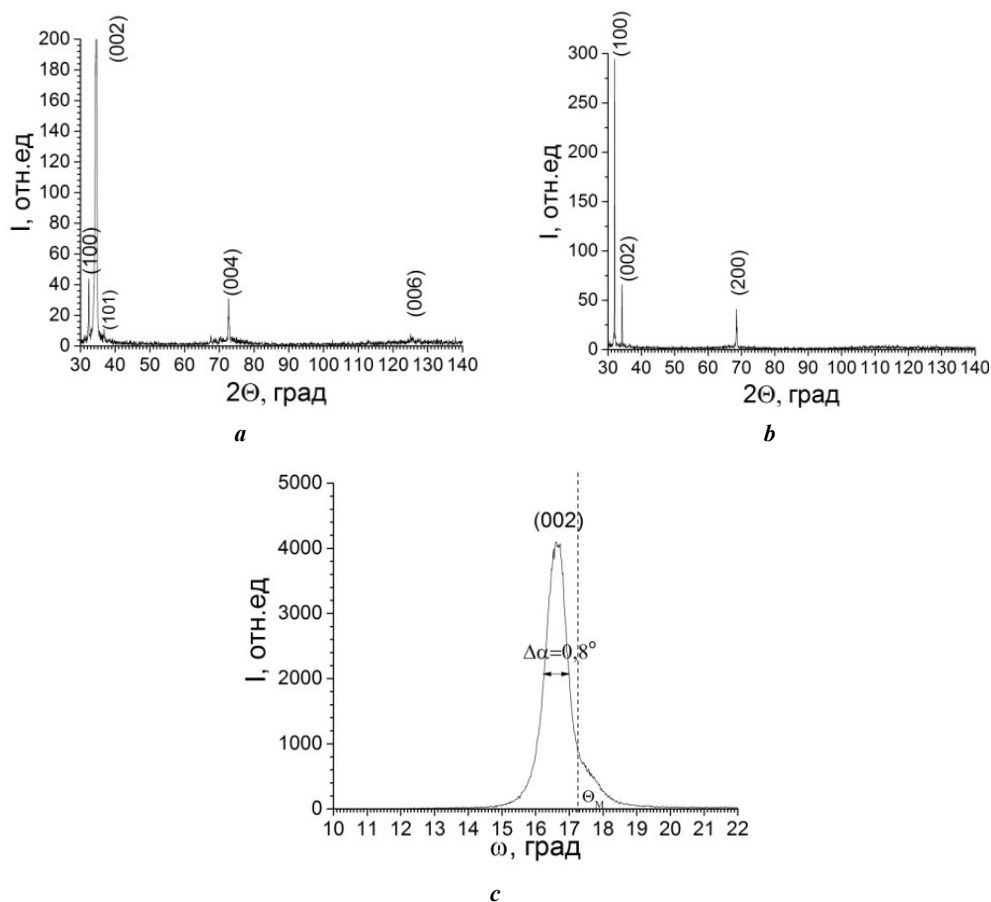


Рис. 3. Рентгенограммы граней, параллельных: а – базисной (0001) и б – призматической ($1\bar{1}00$) плоскостям; в – ω -сканирование грани, параллельной базисной плоскости (0001)

Fig. 3. X-ray diffraction patterns of faces parallel to: а – basal (0001) and б – prismatic ($1\bar{1}00$) planes; в – ω -scans of a face parallel to the (0001) basal plane

Таблица 2. Схема расчета модуля Юнга и коэффициента Кернса (f -фактор) для базисной грани
Table 2. Scheme for calculating the Young's modulus and the Kearns coefficient (f -factor) for the basal face

hkl	γ , град	E_{hkl} , ГПа	f	P_{hkl}	A_{hkl}	$P_{hkl} \times A \times E_{hkl}$	$P_{hkl} \times f_{hkl}$
100	90,0	45,2	0,00	1,29	0,044	2,6	0,00
002	0,0	50,3	1,00	48,33	0,016	38,9	0,77
101	61,9	43,3	0,22	0,11	0,044	0,2	0,00
102	43,2	43,4	0,53	0,00	0,059	0,0	0,00
110	90,0	45,2	0,00	0,00	0,027	0,0	0,00
103	32,0	45,0	0,72	0,00	0,048	0,0	0,00
112	58,4	43,1	0,27	0,42	0,039	0,7	0,00
201	75,1	44,5	0,07	0,51	0,058	1,3	0,00
104	25,1	46,4	0,82	0,00	0,042	0,0	0,00
203	51,3	43,0	0,39	0,00	0,050	0,0	0,00
120	90,0	45,2	0,00	0,00	0,051	0,0	0,00
121	78,6	44,8	0,04	0,00	0,120	0,0	0,00
114	39,1	43,8	0,60	0,00	0,096	0,0	0,00
122	68,1	43,8	0,14	0,00	0,103	0,0	0,00
105	20,6	47,4	0,88	0,00	0,062	0,0	0,00
123	58,8	43,1	0,27	1,11	0,104	5,0	0,030
302	70,4	44,1	0,11	0,00	0,039	0,0	0,00
						$E_{HH}=48,6$ ГПа	$f_{HH}=0,81$

Примечание. hkl – индекс Миллера, описывающий плоскости кристаллической решетки;

γ – угол между нормалью к (hkl) и осью с ГПУ решетки магния;

f – коэффициент Кернса;

E_{hkl} – модуль Юнга в направлении hkl ;

P_{hkl} – полюсная плотность рефлексов;

A_{hkl} – доля площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали ($i=hkl$), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые дистанции между соседними нормальными;

E_{HH} – модуль Юнга в направлении нормали к плоскости прокатки;

f_{HH} – коэффициент Кернса в направлении нормали к плоскости прокатки.

Таблица 3. Схема расчета модуля Юнга и коэффициента Кернса (f -фактор) для призматической грани
Table 3. Calculation scheme for Young's modulus and Kearns coefficient (f -factor) for a prismatic face

hkl	γ , град	E_{hkl} , ГПа	f	P_{hkl}	A_{hkl}	$P_{hkl} \times A \times E_{hkl}$	$P_{hkl} \times f_{hkl}$
100	90,0	45,2	0,00	21,71	0,044	43,2	0,00
002	0,0	50,3	1,00	2,48	0,016	2,0	0,04
101	61,9	43,3	0,22	0,04	0,044	0,1	0,00
102	43,2	43,4	0,53	0,00	0,059	0,0	0,00
110	90,0	45,2	0,00	0,00	0,027	0,0	0,00
103	32,0	45,0	0,72	0,00	0,048	0,0	0,00

hkl	γ , град	E_{hkl} , ГПа	f	P_{hkl}	A_{hkl}	$P_{hkl} \times A_{hkl} \times E_{hkl}$	$P_{hkl} \times f_{hkl}$
112	58,4	43,1	0,27	0,00	0,039	0,0	0,00
201	75,1	44,5	0,07	0,00	0,058	0,0	0,00
104	25,1	46,4	0,82	0,00	0,042	0,0	0,00
203	51,3	43,0	0,39	0,00	0,050	0,0	0,00
120	90,0	45,2	0,00	0,00	0,051	0,0	0,00
121	78,6	44,8	0,04	0,00	0,120	0,0	0,00
114	39,1	43,8	0,60	0,00	0,096	0,0	0,00
122	68,1	43,8	0,14	0,00	0,103	0,0	0,00
105	20,6	47,4	0,88	0,00	0,062	0,0	0,00
123	58,8	43,1	0,27	0,00	0,104	0,0	0,00
302	70,4	44,1	0,11	0,00	0,039	0,0	0,00
						$E_{HH} = 45,3$ ГПа	$f_{HH} = 0,04$

Примечание. hkl – индекс Миллера, описывающий плоскости кристаллической решетки;

γ – угол между нормалью к (hkl) и осью с ГПУ решетки магния;

f – коэффициент Кернса;

E_{hkl} – модуль Юнга в направлении hkl ;

P_{hkl} – полюсная плотность рефлексов;

A_{hkl} – доля площади поверхности стереографического треугольника вокруг нормали ($i=hkl$), ограниченной большими кругами, делящими пополам угловые дистанции между соседними нормальями;

E_{HH} – модуль Юнга в направлении нормали к плоскости прокатки;

f_{HH} – коэффициент Кернса в направлении нормали к плоскости прокатки.

$\langle 0001 \rangle$ системы легкого скольжения в базисной плоскости полностью заблокированы, а скольжение по ограниченному количеству пирамидальных систем вне базисной плоскости сильно затруднено. Конфигурации $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ и $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ близки между собой по реализации скольжения призматических и пирамидальных плоскостей в направлениях, лежащих в базисной плоскости и двойникования по типу «растяжения», однако отличаются более благоприятным их расположением к активации для направления $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. На рис. 4 приведены три диаграммы испытаний на сжатие (по одной для каждой ориентации) в координатах «Напряжение (инженерное) – Деформация (инженерная)», при этом сжимающие напряжения условно приведены в положительном направлении.

Анализ представленных на рис. 4 диаграмм показывает, что, как и следовало ожидать, именно ориентация монокристалла по отношению к направлению приложенной одноосной нагрузки имеет решающее влияние на вид диаграмм, а точнее на реализуемые механизмы пластической деформации в определенных кристаллографических направлениях. Это влияние хорошо изучено в работах [16–18], поэтому здесь отметим только следующее. При испытании образцов во всех трех направлениях фактор Шмида для базисного скольжения равен нулю, поэтому деформация может осуществляться двойникованием или $\langle c+a \rangle$ скольжением.

При испытании образцов в направлении $\langle 0001 \rangle$ не может действовать легкое растягивающее двойникова-

ние $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$, при этом происходит максимально возможное деформационное упрочнение и быстрое исчерпание возможности к пластической деформации. Аналогичный эффект для этой ориентации наблюдали в [18] и интерпретировали его как $\langle c+a \rangle$ скольжение.

При испытании образцов в направлении $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ сначала идет стадия деформации с низким деформационным упрочнением, после исчерпания которой кривая нагружения устремляется резко вверх, а ее вид становится полностью идентичным предыдущему случаю. Это легко объяснить действием легкого растягивающего двойникования $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$, которое для этой ориентации производит перевод ориентации монокристалла в ориентировку, отстоящую от оси c на 3° . В соответствии с величиной сдвига для этого типа двойникования для полного передвойникования всех зерен требуется деформация в $\sim 6\%$, что и наблюдается для стадии с низким деформационным упрочнением (рис. 4). После этого сжатие происходит в направлении $\langle 0001 \rangle$, аналогично предыдущему случаю.

При испытании образцов в направлении $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ также активно легкое растягивающее двойникование $\{10\bar{1}2\} \langle 10\bar{1}1 \rangle$, но в отличие от предыдущего случая ориентация сдвойникового монокристалла характеризуется отклонением от оси c на угол $\sim 30^\circ$, и такая ориентация благоприятна для базисного скольжения, которое для магния имеет минимальную величину критического напряжения сдвига. Однако при этом реализуется высокий

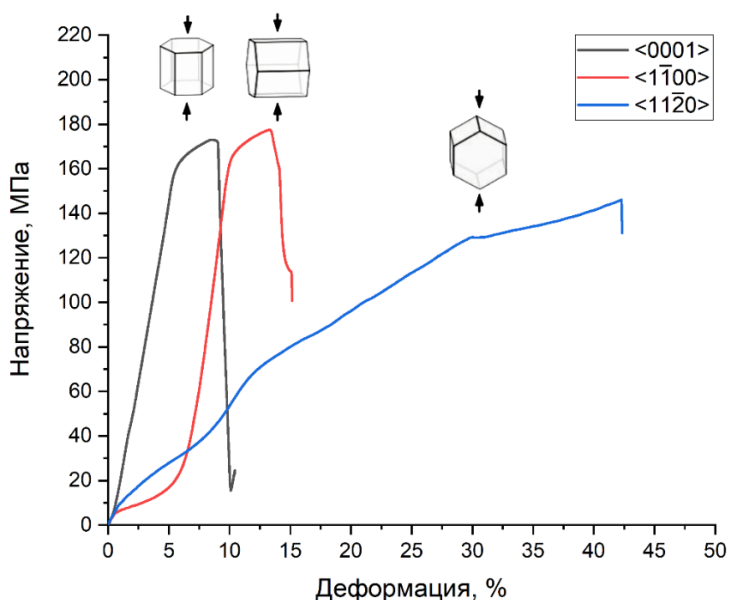


Рис. 4. Диаграммы испытаний образцов монокристалла чистого магния на сжатие для трех ориентаций
Fig. 4. Diagrams of compression test of samples of pure magnesium single crystal for three orientations

уровень пластичности, стимулирующий формирование текстуры, которая для сжатия совпадает с плоскостью скольжения, т. е. формируется базисная текстура. Поэтому с увеличением деформации происходит приближение оси сжатия к оси c , что уменьшает фактор Шмида для базисного скольжения и, соответственно, увеличивает напряжения течения.

Найденные механические характеристики монокристалла чистого магния при испытании на сжатие в различном направлении представлены в таблице 4.

Испытание на растяжение

Диаграмма испытания монокристалла магния на растяжение в направлении $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ приведена на рис. 5. Данное направление нагружения монокристалла по активации деформационных систем ГПУ кристаллической решетки характеризуется высокой активностью базисного скольжения и двойникования «растяжения» и в меньшей степени скольжением в призматических и пирамидальных плоскостях. Начальное упрочнение происходит за счет

системы самого легкого для ГПУ кристалла базисного скольжения, которое прерывается активацией системы двойникования «растяжения» при напряжении 32,5 МПа и 2 % деформации, формируя на диаграмме «зуб». Последующее резкое падение напряжения, вероятно, связано с переориентацией решетки при двойниковании на легкое скольжение, т. е. фактор Шмида для базисного скольжения повышается, из-за чего последующая деформация происходит при меньшем напряжении. В интервале деформации от 4 до 11 % происходит незначительное деформационное упрочнение, поддерживаемое легким скольжением, однако после 12 % деформации наблюдается ступенчатое снижение прочности, что вызвано заполнением объема образца пересекающимися вторичными двойниками с образованием макродефектов (трещины) на границах пересечения. И в отличие от испытаний на сжатие такое направление демонстрирует существенно большую пластичность.

Определенные стандартные механические характеристики приведены в таблице 4.

Таблица 4. Механические характеристики монокристалла магния
Table 4. Mechanical properties of magnesium single crystal

№	Направление приложения нагрузки	Условный предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение (укорочение), %
1	Сжатие $\langle 0001 \rangle$	$2,55 \pm 0,05$	170 ± 4	$7,5 \pm 0,5$
2	Сжатие $\langle 1\bar{1}00 \rangle$	$2,6 \pm 0,05$	175 ± 5	$12,5 \pm 0,8$
3	Сжатие $\langle 11\bar{2}0 \rangle$	$2,65 \pm 0,05$	145 ± 4	42 ± 5
4	Растяжение $\langle 10\bar{1}1 \rangle$	$8,8 \pm 0,2$	33 ± 4	34 ± 3

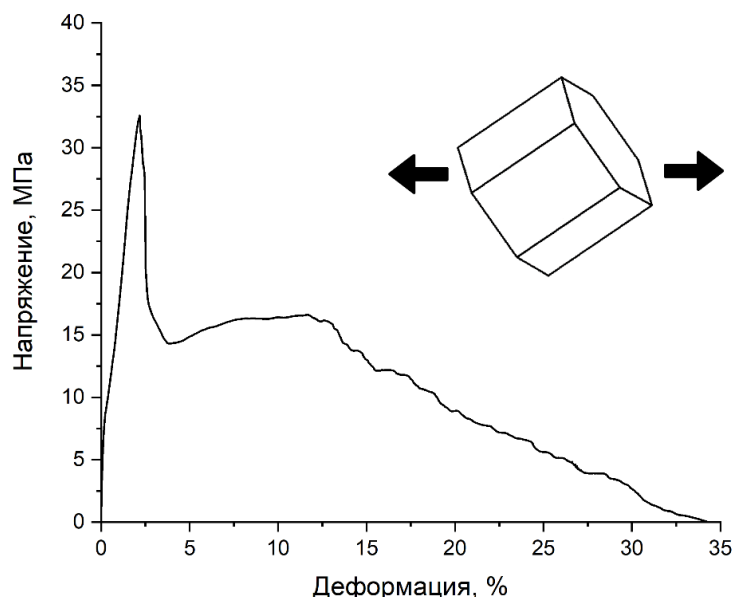


Рис. 5. Диаграмма испытания образца монокристалла чистого магния на одноосное растяжение в направлении $\langle 10\bar{1}1 \rangle$
 Fig. 5. Diagram of the test of a pure magnesium single crystal sample for uniaxial tension in the $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ direction

Коррозионные испытания

Исследование поврежденной коррозией поверхности образцов монокристалла проводили при помощи КЛСМ с построением по наиболее поврежденным коррозией участкам профилей поверхности (рис. 6).

Анализ полученных изображений и профилограмм указывает, во-первых, на то, что характер коррозионных повреждений действительно сильно зависит от кристаллографической ориентации рабочей поверхности монокристалла, а во-вторых, на то, что для плоскостей (0001) (рис. 6 а, 6 б) и $(2\bar{1}\bar{1}0)$ (рис. 6 е, 6 ф) характерна равномерная коррозия, о чем свидетельствуют значительные флуктуации глубины по всей длине профилограмм, а для плоскостей $(10\bar{1}0)$ (рис. 6 с, 6 д) и $(10\bar{1}1)$ (рис. 6 г, 6 h), наоборот, характерна локализованная коррозия с глубиной язв до 30 мкм с минимальным повреждением поверхности между язвами.

По данным конфокальной микроскопии скорость коррозии на базе испытаний 72 ч составила $0,51 \pm 0,04$, $0,76 \pm 0,08$, $0,71 \pm 0,07$ и $0,98 \pm 0,10$ мм/год для рабочих поверхностей (0001), $(10\bar{1}0)$, $(2\bar{1}\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}1)$ соответственно.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Согласно полученным результатам (таблица 2), величина модуля Юнга для базисной плоскости составляет 48,6 ГПа, которая достигается при углах с осью c 15° , что незначительно больше модуля Юнга для боковой призматической плоскости $(1\bar{1}00)$ – 45,3 ГПа.

При испытании образцов в направлении $\langle 0001 \rangle$ происходит максимально возможное деформационное упрочнение, что связано с действием $\langle c+a \rangle$ скольжения. Сжатие в направлении $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ характеризуется низким деформационным упрочнением на начальной стадии в результате действия легкого растягивающего

двойникового $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$, которое для этой ориентации производит перевод ориентации монокристалла всех зерен в ориентировку, отстоящую от оси c на 3° , причем для этого нужна деформация в $\sim 6\%$, что и наблюдается экспериментально. После этого сжатие происходит в направлении $\langle 0001 \rangle$. При сжатии в $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ также активно легкое растягивающее двойникование $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}1 \rangle$, но при этом ориентация сдвоенного монокристалла характеризуется отклонением от оси c на угол $\sim 30^\circ$, и такая ориентация благоприятна для базисного скольжения, что дает высокую пластичность. С увеличением деформации происходит приближение оси сжатия к оси c , что уменьшает фактор Шмида для базисного скольжения и, соответственно, увеличивает напряжения течения.

Коррозионный процесс на поверхности монокристаллов магния условно можно разделить на две составляющие: равномерную и локализованную. Первая заключается в полном растворении поверхностного слоя на некоторую глубину, а вторая – в образовании локальных язв. Сказанное иллюстрируют профилограммы прокорродировавшей поверхности различно ориентированных поверхностей монокристалла магния, приведенные на рис. 6. Поскольку часть рабочей поверхности образца не контактировала с коррозионной средой, то ее принимали за нулевой уровень коррозии (на рис. 6 б, 6 д, 6 ф, 6 h обозначена мелким пунктиром). Средним пунктиром на рис. 6 б, 6 д, 6 ф, 6 h условно обозначена максимальная глубина равномерной коррозии. Из рис. 6 следует, что минимальная глубина h_{un} (скорость) равномерной коррозии соответствует плоскости (0001) ($\sim 6,5$ мкм, рис. 6 б), у всех остальных она имеет близкие значения: ~ 10 ; 12,5 и 11,5 мкм для плоскостей $(10\bar{1}0)$, $(2\bar{1}\bar{1}0)$ и $(10\bar{1}1)$, соответственно (рис. 6 д, 6 ф, 6 h). При этом максимальная глубина язв h_{loc} принимала значения 25, 35, 10 и 22 мкм для плоскостей

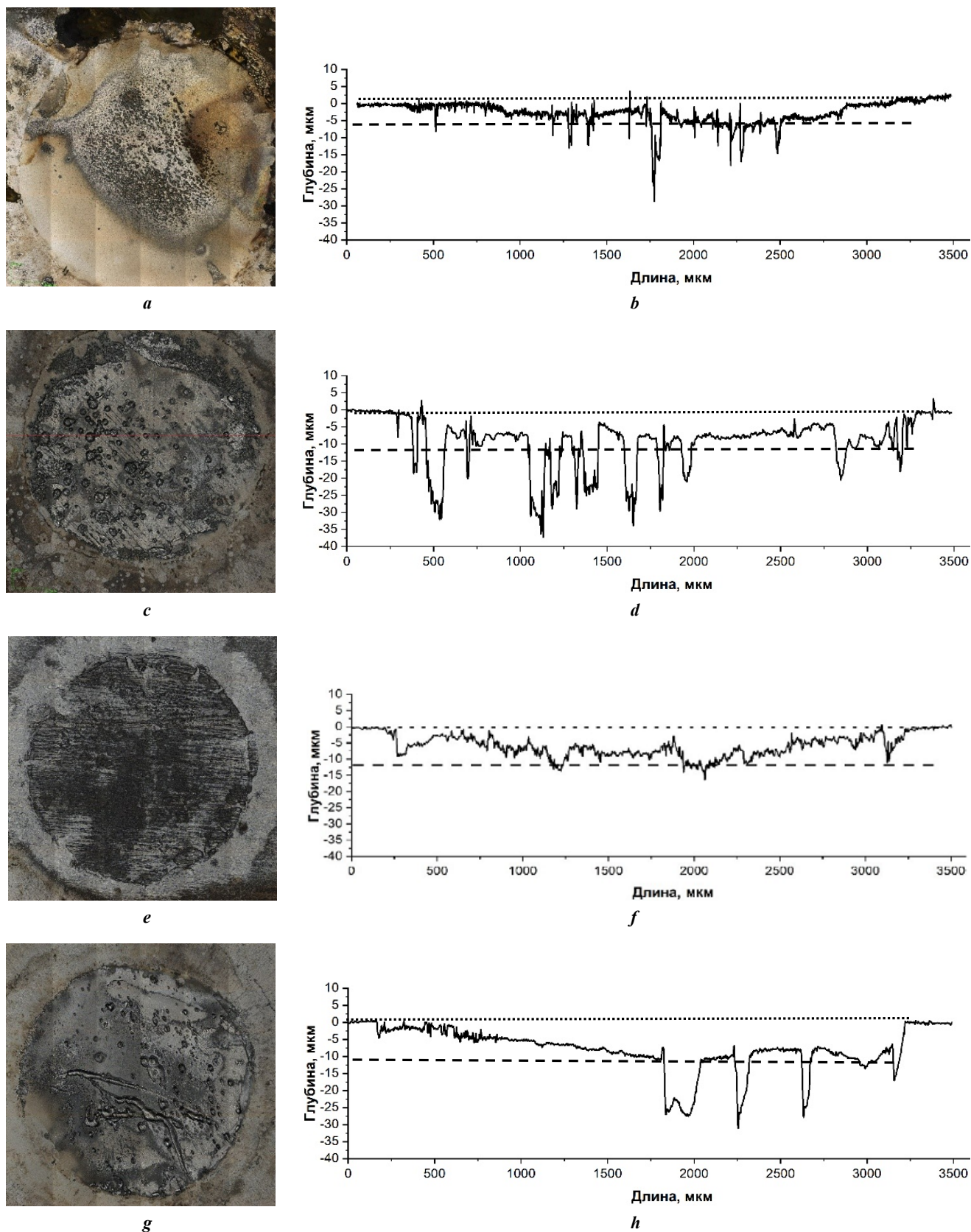


Рис. 6. Изображение прокорродированной поверхности (a, c, e, g) и соответствующие им профилограммы (b, d, f, h) для рабочих поверхностей (0001) (a, b), (10 $\bar{1}$ 0) (c, d), (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) (e, f) и (10 $\bar{1}$ 1) (g, h) по данным КЛСМ. Мелкий пунктир – нулевой уровень; средний пунктир – максимальный уровень равномерной коррозии

Fig. 6. Image of corroded surface (a, c, e, g) and corresponding profile diagrams (b, d, f, h) for working (0001) (a, b), (10 $\bar{1}$ 0) (c, d), (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) (e, f), and (10 $\bar{1}$ 1) (g, h) surfaces according to CLSM data. Dotted line – zero level; dashed line – maximum level of uniform corrosion

(0001), (10 $\bar{1}$ 0), (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) и (10 $\bar{1}$ 1) соответственно. Согласно этим результатам, очевидно, что в монокристалле магния наибольшей склонностью к язвенной (локальной) коррозии обладает плоскость (10 $\bar{1}$ 0) (рис. 6 d), а наименьшей – плоскость (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) (рис. 6 f). Теоретическое объяснение этому явлению еще предстоит найти.

Исходя из вышеизложенного, ранее приведенные значения скоростей коррозии 0,51±0,04, 0,76±0,08, 0,71±0,07 и 0,98±0,10 мм/год для рабочих поверхностей (0001), (10 $\bar{1}$ 0), (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) и (10 $\bar{1}$ 1) соответственно являются результатом суперпозиции равномерной и локальной скоростей коррозии.

Следует заметить, что, согласно полученным данным, наименьшей средней скоростью коррозии обладает плоскость (0001), что хорошо согласуется с результатами большинства работ других исследователей [11; 15]. Вместе с тем детальный анализ рельефа поверхности показывает, что низкое значение средней скорости коррозии данной плоскости в первую очередь обусловлено низкой скоростью равномерной коррозии, в то время как глубина локальных коррозионных повреждений у этой плоскости выше, чем, например, у плоскостей (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) и (10 $\bar{1}$ 1). Таким образом, при существенно более низкой средней скорости коррозии плоскость (0001) обладает достаточно высокой склонностью к локальной коррозии по сравнению с другими кристаллографическими плоскостями. Это важно учитывать при дизайне микроструктуры и кристаллографической текстуры полуфабрикатов и конечных изделий из магниевых сплавов, которые планируется использовать в условиях контакта с агрессивными средами. Локальная коррозия является одной из наиболее опасных форм деградации металлических материалов в агрессивной среде, поскольку может приводить к быстрому локальному уменьшению сечения детали и даже возникновению сквозных повреждений в тонкостенных изделиях. Кроме того, коррозионные язвы, образующиеся в результате развития такого вида коррозии, могут служить зародышами трещин при коррозионном растрескивании под напряжением. Вместе с тем до настоящего момента в коррозионных исследованиях на монокристаллах магния приводились данные только интегральной оценки скорости коррозии, которые, как показано в настоящей работе, не всегда дают достаточно полное представление о коррозионной стойкости той или иной кристаллографической плоскости.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Анизотропия упругих свойств монокристалла магния незначительна: модули Юнга для базисного и пирамидального направлений составляют 48,6 и 45,3 ГПа соответственно, т. е. отличаются между собой менее чем на 7 %. При этом коэффициент Кернса, являющийся количественным критерием текстуры, для базисной плоскости (0,81) в 20 раз выше, чем для пирамидальной (0,04).

2. Сильная анизотропия механических свойств монокристалла чистого магния обусловлена структурой ГПУ кристаллической решетки и сложным сочетанием работы различных по конфигурации кристаллических деформационных систем скольжения и двойникования.

Чистый монокристаллический магний демонстрирует большой диапазон механических параметров: предела текучести в 3,5 раза, предела прочности в 5 раз и пластичности в 5,6 раза при вариации направления приложения нагрузки к монокристаллу чистого магния.

3. Скорость коррозии в водном растворе состава 0,9 % NaCl на базе 72 ч для поверхностей монокристалла магния (0001), (10 $\bar{1}$ 0), (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) и (10 $\bar{1}$ 1) составила 0,51±0,04, 0,76±0,08, 0,71±0,07 и 0,98±0,10 мм/год соответственно, при этом плоскости (2 $\bar{1}$ $\bar{1}$ 0) присуща только равномерная коррозия, плоскости (0001) – равномерная с незначительной локальной; наиболее интенсивно локальная коррозия идет в направлении <10 $\bar{1}$ 0>, а максимальная интенсивность сочетания локальной и равномерной – в направлении <10 $\bar{1}$ 1>.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Aljihmani L., Alic L., Boudjemline Y., Hijazi Z.M., Mansoor B., Serpedin E., Qaraqe K. Magnesium-Based Bioresorbable Stent Materials: Review of Reviews // *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*. 2019. Vol. 5. Article number 26. DOI: [10.1007/s40735-019-0216-x](https://doi.org/10.1007/s40735-019-0216-x).
2. Gu Xue-Nan, Zheng Yu-Feng. A review on magnesium alloys as bio-degradable materials // *Frontiers of Materials Science in China*. 2010. Vol. 4. № 2. P. 111–115. DOI: [10.1007/s11706-010-0024-1](https://doi.org/10.1007/s11706-010-0024-1).
3. Song Guangling, Atrons A. Understanding Magnesium Corrosion – A Framework for Improved Alloy Performance // *Advanced Engineering Materials*. 2003. Vol. 5. № 12. P. 837–858. DOI: [10.1002/adem.200310405](https://doi.org/10.1002/adem.200310405).
4. Schmutz P., Guillaumin V., Lillard R.S., Lillard J.A., Frankel G.S. Influence of Dichromate Ions on Corrosion Processes on Pure Magnesium // *Journal of the Electrochemical Society*. 2003. Vol. 150. № 4. P. B99–B110. DOI: [10.1149/1.1554721](https://doi.org/10.1149/1.1554721).
5. Бецофен С.Я., Осинцев О.Е., Грушин И.А., Петров А.А., Сперанский К.А. Влияние легирующих элементов на механизм деформации и текстуру магниевых сплавов // *Деформация и разрушение материалов*. 2018. № 8. С. 2–17. DOI: [10.31044/1814-4632-2018-8-2-17](https://doi.org/10.31044/1814-4632-2018-8-2-17).
6. Бецофен С.Я., Осинцев О.Е., Грушин И.А., Петров А.А., Сперанский К.А. Закономерности формирования текстуры и анизотропии механических свойств магниевых сплавов // *Деформация и разрушение материалов*. 2018. № 9. С. 2–15. DOI: [10.31044/1814-4632-2018-9-2-15](https://doi.org/10.31044/1814-4632-2018-9-2-15).
7. Sabbaghian M., Mahmudia R., Shin K.S. Effect of texture and twinning mechanical properties and corrosion behavior of an extruded biodegradable Mg–4Zn alloy // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2019. Vol. 7. № 4. P. 707–716. DOI: [10.1016/j.jma.2019.11.001](https://doi.org/10.1016/j.jma.2019.11.001).
8. Song Guang-Ling, Mishra R., Xu Zhen Qing. Crystallographic orientation and electrochemical activity of AZ31 Mg alloy // *Electrochemistry Communications*. 2010. Vol. 12. № 8. P. 1009–1012. DOI: [10.1016/j.elecom.2010.05.011](https://doi.org/10.1016/j.elecom.2010.05.011).
9. Jiang Bin, Xiang Qing, Atrons A., Song Jiangfeng, Pan Fusheng. Influence of crystallographic texture and grain size on the corrosion behaviour of as-extruded Mg alloy AZ31 sheets // *Corrosion Science*. 2017. Vol. 126. P. 374–380. DOI: [10.1016/j.corsci.2017.08.004](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.08.004).
10. Xin Renlong, Li Bo, Li Ling, Liu Qing. Influence of texture on corrosion rate of AZ31 Mg alloy in 3.5 wt.%

- NaCl // *Materials & Design*. 2011. Vol. 32. № 8-9. P. 4548–4552. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.04.031](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.031).
11. Liu Ming, Qiu Dong, Zhao Ming-Chun, Song Guangling, Atrens A. The effect of crystallographic orientation on the active corrosion of pure magnesium // *Scripta Materialia*. 2008. Vol. 58. № 5. P. 421–424. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2007.10.027](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.027).
 12. Jian Quantong, Ma Xiumin, Zhang Kui, Li Yantao, Li Xinggang, Li Yongjun, Ma Minglong, Hou Baorong. Anisotropy of the crystallographic orientation and corrosion performance of high-strength AZ80 Mg alloy // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2015. Vol. 3. № 4. P. 309–314. DOI: [10.1016/j.jma.2015.11.002](https://doi.org/10.1016/j.jma.2015.11.002).
 13. Gross A. *Theoretical Surface Science: A Microscopic Perspective*. Berlin: Springer, 2003. 342 p. DOI: [10.1007/978-3-540-68969-0](https://doi.org/10.1007/978-3-540-68969-0).
 14. McCall C.R., Hill M.A., Lillard R.S. Crystallographic Pitting in Magnesium Single Crystals // *Corrosion Engineering Science and Technology*. 2005. Vol. 40. P. 337–343. DOI: [10.1179/174327805X66326](https://doi.org/10.1179/174327805X66326).
 15. Shin Kwang Seon, Bian Ming Zhe, Nam Nguyen Dang. Effects of Crystallographic Orientation on Corrosion Behavior of Magnesium Single Crystals // *JOM*. 2012. Vol. 64. P. 664–670. DOI: [10.1007/s11837-012-0334-0](https://doi.org/10.1007/s11837-012-0334-0).
 16. Wonsiewicz B.C., Backofen W.A. *Plasticity of magnesium crystals*. Massachusetts: Massachusetts Institute of Technology, 1967. 57 p.
 17. Kelley E.W., Hosford W.F. *Plane-Strain Compression of Magnesium and Magnesium Alloy Crystals*. 1968. 242 p.
 18. Molodov K.D., Al-Samman T., Molodov D.A. On the Plasticity and Deformation Mechanisms in Magnesium Crystals // *Metals*. 2023. Vol. 13. № 4. Article number 640. DOI: [10.3390/met13040640](https://doi.org/10.3390/met13040640).
 19. Дзунович Д.А., Белофен С.Я., Панин П.В. Методические аспекты количественного текстурного анализа листовых полуфабрикатов из ГПУ-сплавов (Ti, Zr) // *Деформация и разрушение материалов*. 2016. № 11. С. 8–16. EDN: [XBFIED](https://elibrary.ru/xbfied).
 20. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б., Толорая В.Н., Гаврилин О.С. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов*. М.: Машиностроение, 1997. 336 с. EDN: [PIYTZX](https://elibrary.ru/piytzx).
 21. Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Sergeev A.A., Merson D.L. Relationship between the anisotropy of corrosion properties of extruded AZ31 and ZK60 with crystallographic texture and volume distribution of second-phase particles // *Russian Journal of Non-ferrous Metals*. 2024. Vol. 65. P. 1–10. DOI: [10.1134/S1067821224600832](https://doi.org/10.1134/S1067821224600832).
 22. Данилов В.А., Мерсон Д.Л. Количественная оценка скорости коррозии металлических материалов с помощью конфокальной лазерной сканирующей микроскопии // *Письма о материалах*. 2021. Т. 11. № 3. С. 291–297. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-3-291-297](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-3-291-297).
 2. Gu Xue-Nan, Zheng Yu-Feng. A review on magnesium alloys as bio-degradable materials. *Frontiers of Materials Science in China*, 2010, vol. 4, no. 2, pp. 111–115. DOI: [10.1007/s11706-010-0024-1](https://doi.org/10.1007/s11706-010-0024-1).
 3. Song Guangling, Atrens A. Understanding Magnesium Corrosion – A Framework for Improved Alloy Performance. *Advanced Engineering Materials*, 2003, vol. 5, no. 12, pp. 837–858. DOI: [10.1002/adem.200310405](https://doi.org/10.1002/adem.200310405).
 4. Schmutz P., Guillaumin V., Lillard R.S., Lillard J.A., Frankel G.S. Influence of Dichromate Ions on Corrosion Processes on Pure Magnesium. *Journal of the Electrochemical Society*, 2003, vol. 150, no. 4, pp. B99–B110. DOI: [10.1149/1.1554721](https://doi.org/10.1149/1.1554721).
 5. Betsofen S.Y., Osintsev O.E., Grushin I.A., Petrov A.A., Speranskii K.A. Influence of alloying elements on the deformation mechanism and the texture of magnesium alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2019, vol. 2019, no. 4, pp. 346–360. DOI: [10.1134/S0036029519040049](https://doi.org/10.1134/S0036029519040049).
 6. Betsofen S.Y., Osintsev O.E., Grushin I.A., Petrov A.A., Speranskii K.A. Texture and anisotropy of the mechanical properties of magnesium alloys. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2019, vol. 2019, no. 4, pp. 361–373. DOI: [10.1134/S0036029519040050](https://doi.org/10.1134/S0036029519040050).
 7. Sabbaghian M., Mahmudia R., Shin K.S. Effect of texture and twinning mechanical properties and corrosion behavior of an extruded biodegradable Mg–4Zn alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2019, vol. 7, no. 4, pp. 707–716. DOI: [10.1016/j.jma.2019.11.001](https://doi.org/10.1016/j.jma.2019.11.001).
 8. Song Guang-Ling, Mishra R., Xu Zhen Qing. Crystallographic orientation and electrochemical activity of AZ31 Mg alloy. *Electrochemistry Communications*, 2010, vol. 12, no. 8, pp. 1009–1012. DOI: [10.1016/j.elecom.2010.05.011](https://doi.org/10.1016/j.elecom.2010.05.011).
 9. Jiang Bin, Xiang Qing, Atrens A., Song Jiangfeng, Pan Fusheng. Influence of crystallographic texture and grain size on the corrosion behaviour of as-extruded Mg alloy AZ31 sheets. *Corrosion Science*, 2017, vol. 126, pp. 374–380. DOI: [10.1016/j.corsci.2017.08.004](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2017.08.004).
 10. Xin Renlong, Li Bo, Li Ling, Liu Qing. Influence of texture on corrosion rate of AZ31 Mg alloy in 3.5 wt.% NaCl. *Materials & Design*, 2011, vol. 32, no. 8-9, pp. 4548–4552. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.04.031](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.031).
 11. Liu Ming, Qiu Dong, Zhao Ming-Chun, Song Guangling, Atrens A. The effect of crystallographic orientation on the active corrosion of pure magnesium. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, no. 5, pp. 421–424. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2007.10.027](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.027).
 12. Jian Quantong, Ma Xiumin, Zhang Kui, Li Yantao, Li Xinggang, Li Yongjun, Ma Minglong, Hou Baorong. Anisotropy of the crystallographic orientation and corrosion performance of high-strength AZ80 Mg alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2015, vol. 3, no. 4, pp. 309–314. DOI: [10.1016/j.jma.2015.11.002](https://doi.org/10.1016/j.jma.2015.11.002).
 13. Gross A. *Theoretical Surface Science: A Microscopic Perspective*. Berlin, Springer Publ., 2003. 342 p. DOI: [10.1007/978-3-540-68969-0](https://doi.org/10.1007/978-3-540-68969-0).
 14. McCall C.R., Hill M.A., Lillard R.S. Crystallographic Pitting in Magnesium Single Crystals. *Corrosion Engineering Science and Technology*, 2005, vol. 40, pp. 337–343. DOI: [10.1179/174327805X66326](https://doi.org/10.1179/174327805X66326).
 15. Shin Kwang Seon, Bian Ming Zhe, Nam Nguyen Dang. Effects of Crystallographic Orientation on Corrosion Behavior of Magnesium Single Crystals. *JOM*, 2012, vol. 64, pp. 664–670. DOI: [10.1007/s11837-012-0334-0](https://doi.org/10.1007/s11837-012-0334-0).

REFERENCES

1. Aljihmani L., Alic L., Boudjemline Y., Hijazi Z.M., Mansoor B., Serpedin E., Qaraqe K. Magnesium-Based Bioresorbable Stent Materials: Review of Reviews. *Journal of Bio- and Tribo-Corrosion*, 2019, vol. 5, article number 26. DOI: [10.1007/s40735-019-0216-x](https://doi.org/10.1007/s40735-019-0216-x).

16. Wonsiewicz B.C., Backofen W.A. *Plasticity of magnesium crystals*. Massachusetts, Massachusetts Institute of Technology Publ., 1967. 57 p.
17. Kelley E.W., Hosford W.F. *Plane-Strain Compression of Magnesium and Magnesium Alloy Crystals*. 1968. 242 p.
18. Molodov K.D., Al-Samman T., Molodov D.A. On the Plasticity and Deformation Mechanisms in Magnesium Crystals. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 4, article number 640. DOI: [10.3390/met13040640](https://doi.org/10.3390/met13040640).
19. Dzunovich D.A., Betsofen S.Ya., Panin P.V. Methodological aspects of the quantitative texture analysis of HCP alloy (Ti, Zr) sheet semiproducts. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2017, vol. 2017, no. 10, pp. 813–820. DOI: [10.1134/S0036029517100056](https://doi.org/10.1134/S0036029517100056).
20. Shalin R.E., Svetlov I.L., Kachanov E.B., Toloraiya V.N., Gavrilin O.S. *Monokristally nikelovykh zharoprochnykh splavov* [Single crystals of nickel heat-resistant alloys]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1997. 336 p. EDN: [PIYTZX](https://elibrary.ru/PIYTZX).
21. Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Sergeev A.A., Merson D.L. Relationship between the anisotropy of corrosion properties of extruded AZ31 and ZK60 with crystallographic texture and volume distribution of second-phase particles. *Russian Journal of Non-ferrous Metals*, 2024, vol. 65, pp. 1–10. DOI: [10.1134/S1067821224600832](https://doi.org/10.1134/S1067821224600832).
22. Danilov V.A., Merson D.L. Quantitative estimation of the corrosion rate of metallic materials using confocal laser scanning microscopy. *Letters on Materials*, 2021, vol. 11, no. 3, pp. 291–297. DOI: [10.22226/2410-3535-2021-3-291-297](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2021-3-291-297).

Mechanical and corrosion anisotropy of magnesium single crystal

Dmitry L. Merson^{*1,3}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,
Director of the Research Institute of Advanced Technologies
Sergey Ya. Betsofen^{2,4}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair
“Technologies and Systems for Computer-Aided Design of Metallurgical Processes”
Evgeny D. Merson^{1,5}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher
of the Research Institute of Advanced Technologies
Vitaly A. Poluyanov^{1,6}, PhD (Engineering), junior researcher
of the Research Institute of Advanced Technologies
Pavel N. Myagkikh^{1,7}, PhD (Engineering), junior researcher
of the Research Institute of Advanced Technologies
Aleksey V. Danyuk^{1,8}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher
of the Research Institute of Advanced Technologies
Vladimir A. Danilov^{1,9}, PhD (Engineering), junior researcher
of the Research Institute of Advanced Technologies
Ekaterina I. Maksimenko², postgraduate student
Aleksandr I. Brilevskiy^{1,10}, PhD (Engineering), junior researcher
of the Research Institute of Advanced Technologies

¹Togliatti State University, Togliatti (Russia)

²Moscow Aviation Institute, Moscow (Russia)

*E-mail: d.merson@tlttsu.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0931-2839>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

⁸ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7352-9947>

⁹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5099-6940>

¹⁰ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5780-6094>

Received 13.12.2024

Revised 19.03.2025

Accepted 14.04.2025

Abstract: Magnesium and its alloys are promising materials for medical use due to their ability to dissolve safely in the human body. However, the rate of dissolution of bioresorbable implants should be in a narrow enough range. The difficulty in ensuring this condition is that the corrosion process in magnesium alloys is influenced by many factors, including natural (single-crystal) and technological (production scheme) anisotropy. By carrying out technological operations on thermomechanical treatment, it is possible to control the process of formation of the semi-finished product texture and to create artificially a preferred orientation of crystallites in the structure of magnesium alloys and thus control their corrosion resistance. This requires precise knowledge of the relationship between corrosion processes and certain crystallographic directions, which can be most reliably obtained in experiments on single crystals. In this work, mechanical (compression and tension) and corrosion tests were carried out for the first time on the same magnesium single crystal on samples with different crystallographic orientations. The Kearns coefficients calculated from the X-ray diffraction patterns of the single crystal specimen faces by the inverse pole figure method were used as a quantitative criterion of the natural texture. The specimens were subjected to compression tests in the $\langle 0001 \rangle$, $\langle 1\bar{1}00 \rangle$ and

$\langle 11\bar{2}0 \rangle$ directions, and to tension tests in the $\langle 0001 \rangle$ direction. The specimen surfaces with orientations close to the (0001), (10 $\bar{1}0$), (2 $\bar{1}\bar{1}0$), and (10 $\bar{1}1$) crystallographic planes were subjected to corrosion testing. It was found that the Young's modulus and the Kearns coefficient for the basal and pyramidal faces were 48.6 GPa and 0.81; 45.3 GPa and 0.04, respectively. The shape of the stress curves depended significantly on the sample orientation and was determined by the degree of involvement of various mechanisms in the overall plastic deformation process. The rate of corrosion in a physiological aqueous solution of 0.9 % NaCl on a 72-h basis for the (0001), (10 $\bar{1}0$), (2 $\bar{1}\bar{1}0$), and (10 $\bar{1}0$) surfaces was 0.51, 0.76, 0.71 and 0.98 mm/year, respectively. In this case, the (2 $\bar{1}\bar{1}0$) plane experienced only uniform corrosion, the (0001) plane experienced uniform corrosion with minor localised corrosion; the most intense localised corrosion is observed in the (10 $\bar{1}0$) direction, and the maximum intensity of the combination of localised and uniform corrosion is in the $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ direction.

Keywords: magnesium single crystal; crystallographic directions; anisotropy; Kearns coefficient; mechanical diagrams; corrosion rate.

Acknowledgements: The work was supported by the Russian Science Foundation, project No. 23-19-00636 (<https://rscf.ru/project/23-19-00636/>).

For citation: Merson D.L., Betsofen S.Ya., Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Danyuk A.V., Danilov V.A., Maksimenko E.I., Brilevskiy A.I. Mechanical and corrosion anisotropy of magnesium single crystal. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 39–52. 10.18323/2782-4039-2025-2-72-4.

Влияние ультразвуковой обработки на структурные превращения и механическое поведение аморфных сплавов (ОБЗОР)

Пермякова Инга Евгеньевна^{*1}, доктор физико-математических наук, профессор,
ведущий научный сотрудник лаборатории физикохимии и механики металлических материалов

Дюжева-Мальцева Елена Вадимовна², аспирант

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва (Россия)

*E-mail: inga_perm@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1163-3888>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7199-487X>

Поступила в редакцию 17.03.2025

Пересмотрена 03.04.2025

Принята к публикации 27.05.2025

Аннотация: Широкое применение аморфных сплавов осложнено узким диапазоном их термической стабильности, охрупчиванием при повышенных температурах, труднообрабатываемостью, низкой пластичностью при растяжении. Ультразвуковая обработка является инновационным методом для решения этих проблем. Встраивание в технологическую цепочку ультразвуковой технологии может способствовать совершенствованию эксплуатационных характеристик аморфных сплавов, изготовлению из них деталей на разных масштабных уровнях, а также качественному соединению с другими материалами. Влияние ультразвуковых вибраций на структурные превращения и механическое поведение аморфных сплавов изучено не в полной мере. Отсутствие целостного научного обоснования физических процессов и сопутствующих эффектов в аморфных сплавах при ультразвуковом возбуждении препятствует развитию соответствующей технологии и оптимизации ее режимов. За последнее десятилетие исследователи предложили различные методики ультразвуковой обработки аморфных сплавов для улучшения их формовости, достижения баланса пластичности и прочности, консолидирования друг с другом и с металлами. Кроме того, развиты определенные представления об омоложении их структуры, о возможностях перевода в частично нанокристаллическое состояние под действием ультразвука. Чтобы подвести итог этим разработкам, приводится систематическое обсуждение особенностей, параметров и режимов ультразвуковой обработки применительно к ленточным и объемным аморфным сплавам для улучшения их структурочувствительных свойств. На этой основе рассматриваются ограничения текущих исследований. К наиболее перспективным применениям ультразвуковых технологий для быстрозакаленных сплавов в ближайшем будущем следует отнести: их аддитивное производство, создание гибридных композитов за счет ультразвуковой сварки, ультразвуковое формование для изготовления изделий сложных форм и геометрии, комплексную многоэтапную обработку для получения уникального сочетания свойств (например, закалка из расплава → лазерное облучение → ультразвуковое стимулирование). Настоящий обзор расширяет существующие знания об ультразвуковом управлении свойствами, структурой аморфных сплавов и облегчает исследователям быстрый поиск ссылок по данной тематике.

Ключевые слова: аморфный сплав; ультразвуковая обработка; структурные превращения; механическое поведение; нанокристалл; омоложение структуры; композит; пластичность; формование.

Благодарности: Работа выполнена в рамках государственного задания № 075-00319-25-00.

Для цитирования: Пермякова И.Е., Дюжева-Мальцева Е.В. Влияние ультразвуковой обработки на структурные превращения и механическое поведение аморфных сплавов (ОБЗОР) // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 53–71. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-5.

ВВЕДЕНИЕ

Аморфные сплавы (АС), полученные быстрой за-
калкой из расплава или литьем в медную изложницу
(в случае объемных АС), обладают уникальными физи-
ческими свойствами, что делает их весьма перспектив-
ными для многих применений в таких областях, как
энергетика, электроника, катализ, медицина, аэрокос-
мическая промышленность [1–3]. Благодаря необычной
структуре с отсутствием дальнего порядка и структур-
ных дефектов, таких как дислокации и межзеренные
границы, АС по сравнению с кристаллическими анало-
гами характеризуются повышенным пределом упру-
гости, высокой прочностью, твердостью, коррозион-
но- и износостойкостью, каталитической активностью,

а некоторые – биосовместимостью [4–6]. Однако, как
своего рода метастабильный материал, АС переходят
под действием приложенных напряжений, высоких тем-
ператур или даже в естественных условиях к более ста-
бильному энергетическому состоянию. Явление «старе-
ния» структуры может сопровождаться ухудшением
свойств. Кроме того, АС демонстрируют почти нулевую
пластичность при растяжении вследствие распростра-
нения магистральных сильнолокализованных полос сдвига,
что препятствует их использованию в качестве конст-
рукционного материала [7; 8]. В связи с этим присталь-
ное внимание ученых-материаловедов сконцентрировано
на разработке стратегий по структурному омоложе-
нию АС, которое будет способствовать большему

разупорядочению аморфной матрицы и тем самым эффективно размягчению [9]. С другой стороны, баланса прочности и пластичности возможно достичь за счет формирования в объеме АС оптимальной доли нанокристаллов, которые могут предотвратить распространение трещин и инициировать увеличение количества полос сдвига, за счет которых реализуется пластическая деформация в АС [10–12].

Для модификации структуры АС, преодоления охрупчивания, улучшения их термической стабильности используются многочисленные подходы: отжиг и термоциклирование [13–15], электростатическое сжатие [16; 17], ионное облучение [18; 19], холодная прокатка [20; 21], кручение под высоким давлением [22; 23]. Однако эти методы, как правило, требуют много экспериментального времени и высоких затрат, а некоторые имеют ограничения по размеру образцов, что делает их применение в производственных процессах весьма сложным. Следовательно, существует острая необходимость в формировании инновационного одноэтапного удобного подхода к обработке АС. Метод, основанный на использовании энергии ультразвуковых (УЗ) колебаний с частотой выше 20 кГц, является одним из перспективных методов обработки материалов, характеризуется простотой в управлении и быстрым временем отклика [24–27]. Он может напрямую вводить высокую энергию в стеклообразную матрицу, оказывая влияние на отклик свойств и сложные физические процессы, включая стеклование, структурную релаксацию, кристаллизацию, механизмы упрочнения и пластификации.

Цель работы – анализ мирового опыта применения УЗ обработки для управления структурой и совершенствования свойств АС, а также проведения технологических операций с ними.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Поиск актуальных научных работ, касающихся темы обзора, охватывал период с момента первой публикации до наших дней. Выборка проводилась среди статей рецензируемых журналов, книг, конференционных материалов из авторитетных международных реферативно-библиографических баз данных Web of Science и Scopus. Кроме того, чтобы отследить текущие исследования, были использованы ресурсы Российского индекса научного цитирования (РИНЦ), а также патентной базы РФ.

Ранжирование найденных материалов проводилось в зависимости от особенностей физических процессов и явлений, происходящих при УЗ обработке, а также достижения конкретных практических целей. В соответствии с этим были выделены три направления исследований АС при УЗ модифицировании:

- 1) изучение процессов омоложения их структуры для реализации формирования;
- 2) изучение процессов нанокристаллизации АС для наилучшего сочетания прочности и пластичности;
- 3) разработка методологии УЗ пайки/сварки для эффективного быстрого соединения АС друг с другом или с кристаллическими материалами.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

1. Ретроспективный анализ

Проводя анализ литературных источников в ретроспективе, следует отметить важный факт: первые публикации по применению УЗ возбуждения на АС появились в России. В 1992 г. ученые из ЦНИИчермет им. И.П. Бардина О.М. Смирнов и А.М. Глезер в статье [28], а годом позже в авторском свидетельстве [29] отметили эффективность УЗ обработки для улучшения механических свойств ленточных АС системы Fe–Cr–B. И только спустя почти десятилетие, в 2003 г., в Университетах Осаки и Кагавы были развернуты полномасштабные исследования в данной области [30; 31]. Сначала изучался отклик упругих и неупругих свойств объемных АС на основе циркония $Zr_{55}Cu_{30}Ni_5Al_{10}$ при УЗ вибрациях, а эксперименты проводились в очень широком диапазоне частот 300–1500 кГц [30]. В 2005 г. были изучены особенности кристаллизации АС $Pd_{42,5}Ni_{7,5}Cu_{30}P_{20}$ при частотах 0,35 МГц [31]. Далее японские исследователи решили проверить возможность соединения АС друг с другом с помощью УЗ сварки и в 2008 г. сообщили об успешной консолидации $Zr_{55}Cu_{30}Ni_5Al_{10}$ при сочетании УЗ сварки с небольшим нагревом (ниже температуры стеклования) [32]. Нескольких публикаций оказалось достаточно, чтобы в Китае заинтересовались и перехватили инициативу в проведении фундаментальных исследований влияния УЗ стимулирования на структуру и свойства АС. Сейчас именно китайские научные группы являются бесспорными лидерами в данном направлении. Попытки изучать УЗ технологии применительно к АС предпринимались также в США [33], Беларуси [34], Германии [35], Украине [36–39], но весьма эпизодически.

2. Структурное омоложение

2.1. Проблема охрупчивания и пути ее решения

Было обнаружено, что металлические материалы подвергаются значительному размягчению, сопровождающемуся снижением прочности под действием УЗ (эффект акустопластичности, или эффект Блахэ) [40; 41]. На основе этих характеристик была разработана технология формирования с помощью УЗ вибрации. Хрупкость остается одним из основных недостатков АС, препятствующих их более широкому применению. Во время трудоемких процессов (облучения, эластостатического нагружения, криотермического циклирования) при борьбе с потерей пластичности в АС неизбежно вмешивается обратная релаксация, что ослабляет эффект структурного омоложения. Кроме того, сам механизм омоложения до конца не ясен. Чтобы найти подходящие решения проблемы охрупчивания, в исследованиях последних лет объединены УЗ вибрации с процессом формирования АС.

В [42; 43] обнаружено значительное улучшение термопластической формруемости объемных АС $Zr_{35}Ti_{30}Be_{26,75}Cu_{8,25}$ при использовании УЗ колебаний и ее положительная корреляция с амплитудой ультразвука. В работе [44] предложен метод сжатия с помощью УЗ вибрации. На примере АС $Zr_{52,5}Cu_{17,9}Ni_{14,6}Al_{10}Ti_5$ показано, что таким способом можно достичь его

быстрого (за 10 с) структурного омоложения, а сам сплав становится более гетерогенным с лучшей способностью к пластической деформации. Кроме того, при УЗ сжатии на поверхности излома АС возникает пластическая деформация, свидетельствующая о том, что по мере постепенного увеличения амплитуды ультразвука предел текучести сплава снижается, а пластичность повышается, что может существенно упростить формуемость АС при комнатной температуре.

2.2. Физические аспекты процесса омоложения и сопутствующий отклик механических свойств

На рис. 1 схематически представлен многоуровневый ландшафт потенциальной энергии, иллюстрирующий эволюцию возможных структурных состояний АС. Энергетические ямы и барьеры контролируют термодинамическую устойчивость материала. Самый глу-

бокий минимум энергии соответствует стабильным кристаллическим фазам, а другие минимумы энергии представляют некоторые метастабильные стеклообразные состояния (рис. 1 а).

Омоложение сопровождается увеличением потенциальной энергии и повышением концентрации свободного объема. В свою очередь, структурная релаксация приводит к понижению потенциальной энергии и более низкому содержанию свободного объема по сравнению с исходным состоянием АС (в условиях сверхбыстрого охлаждения при их получении) [45]. Аннигиляция областей свободного объема или рыхлой упаковки в процессе старения приводит к тому, что АС становятся еще более хрупкими. Однако, когда энергия вводится в АС с помощью УЗ колебаний при определенных значениях амплитуды и времени воздействия, они способны омолаживаться, так как приобретают дополнительный

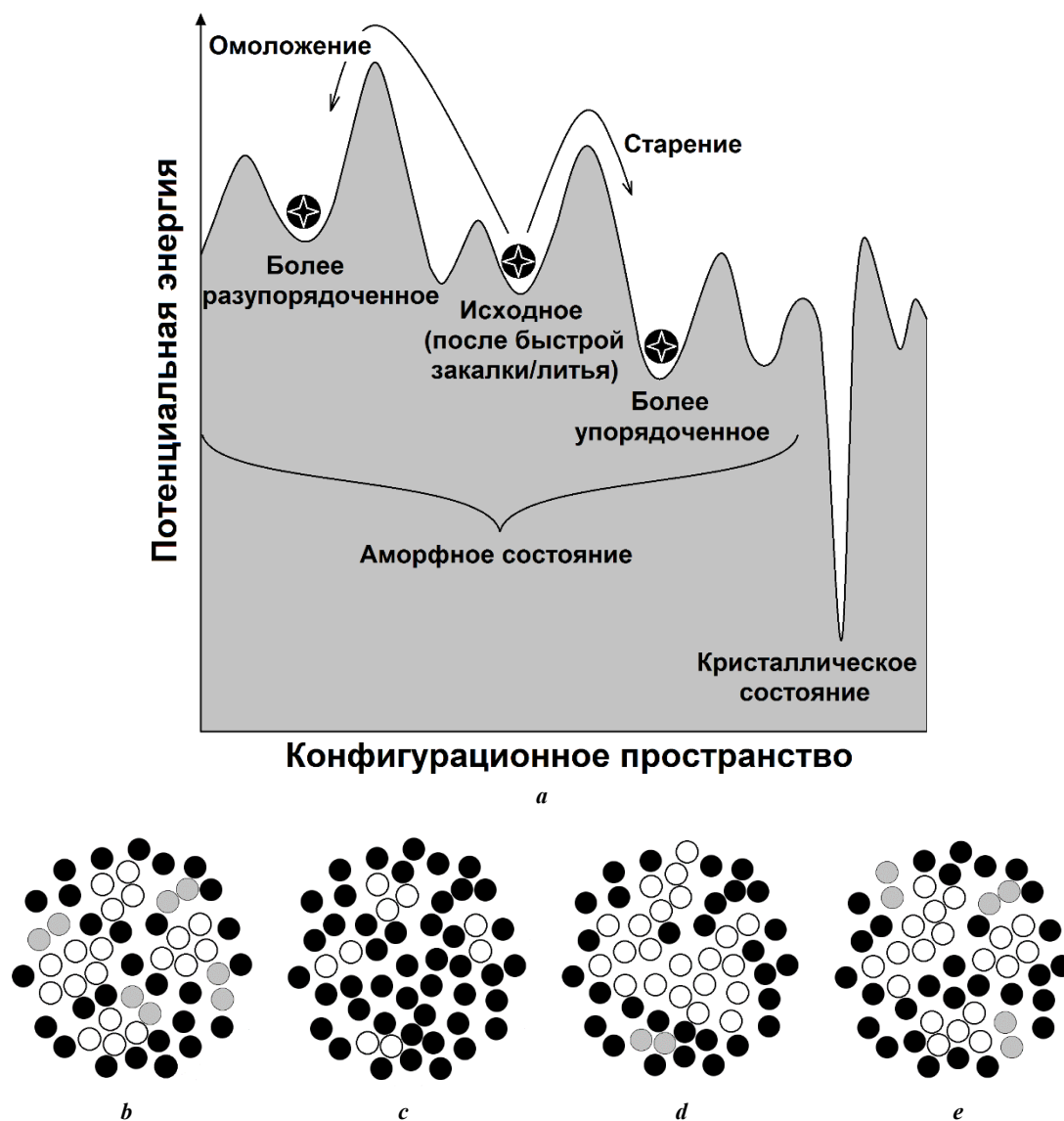


Рис. 1. Схематические иллюстрации энергетических состояний атомов в потенциальном ландшафте (а) и эволюции структуры аморфных сплавов в исходном состоянии (b), при старении (c), в процессе УЗ омоложения (d) и после него (e)

Fig. 1. Schematic illustrations of the energy states of atoms in the potential landscape (a) and the structure evolution of amorphous alloys in initial state (b), during aging (c), during ultrasonic rejuvenation (d) and afterwards (e)

свободный объем и большую пластичность. Во время УЗ обработки совместный эффект, возникающий в результате внешнего приложенного упругого напряжения, внутреннего преобразованного тепла и УЗ резонанса атомов, может стимулировать перемещение неплотно упакованных атомов в АС в высокоэнергетическое состояние, тем самым вызывая образование других областей со свободным объемом и реологическими единицами для улучшения способности к формованию [44; 46].

В литых и быстрозакаленных АС могут проходить обратимые и необратимые β -релаксации [47], о поведении которых можно судить по конфигурациям белых и серых атомов на рис. 1 б соответственно. С увеличением времени старения серые области постепенно становятся черными, а белые – в значительной степени сжимаются (рис. 1 с). При УЗ нагрузке структура снова становится рыхлоупакованной (рис. 1 д), поэтому совокупность высокоподвижных белых атомов увеличивается, а зоны с серыми атомами появляются вновь после воздействия ультразвука (рис. 1 е).

В работе [48] с помощью атомистического моделирования и оценки наномеханических характеристик объемных АС $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$, $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}\text{Ni}_{10}$ и $\text{Zr}_{35}\text{Ti}_{30}\text{Cu}_{8,25}\text{Be}_{26,75}$ предоставлены доказательства того, что их значительное пластическое течение ниже температуры стеклования при УЗ воздействии объясняется динамической неоднородностью и циклически индуцированными расширениями атомного масштаба (разжижением) в АС. Это приводит к значительному омоложению и окончательному «коллапсу» твердоподобной аморфной структуры.

В работах [36; 37] методом акустической эмиссии при одноосном сжатии исследовано влияние предварительного УЗ воздействия на механические свойства и особенности структуры объемных АС $\text{Zr}_{52,5}\text{Ti}_5\text{Cu}_{17,9}\text{Ni}_{14,6}\text{Al}_{10}$ и $\text{Zr}_{46,25}\text{Cu}_{45,25}\text{Al}_{7,5}\text{Er}_1$. Результаты исследований интерпретировались в рамках поликластерной модели структуры АС. Анализ полученных данных позволил обосновать механизм структурных изменений и снижение прочности АС в результате знакопеременного механического нагружения с УЗ частотой 20 кГц. Авторы обосновали, что сопротивление пластической деформации АС определяется прочностью межкластерных границ, которые реструктуризируются и «размягчаются» под действием УЗ механического нагружения.

В работах [49; 50] методом наноиндентирования исследовано механическое поведение АС $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{P}_{20}\text{Ni}_{10}$ и $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$ после УЗ колебаний. Заметное размягчение после УЗ обработки было выражено в снижении твердости и модуля упругости – на ~25 и 40 % соответственно. Обнаружено, что дефекты течения с более коротким характерным временем релаксации, активируемые при нагрузке с УЗ циклированием, способствуют быстрой диффузии атомов с низким энергетическим барьером. В конечном итоге это приводит к заметному смещению ползучести и, таким образом, к большей формовости при температуре окружающей среды.

Предложен способ получения АС, включающий расплавление металлической заготовки в тигле, закалку расплава на быстровращающемся диске, но нюанс заключался в том, что с целью увеличения температурного интервала пластичности сразу после снятия ленты ее дополнительно подвергали УЗ обработке с амплитудой

знакопеременных напряжений [29]. При этом отношение амплитуды знакопеременных напряжений к модулю Юнга обрабатываемого материала должно находиться в пределах $(0,135-0,48) \times 10^{-3}$. Данный диапазон выбран таким образом, чтобы прикладываемые знакопеременные напряжения УЗ частоты не превышали предел текучести исследуемых АС, не провоцировали их последующее разрушение, а способствовали эффективному сохранению пластичности и смещению порога охрупчивания в сторону более высоких температур.

В работе [28] на примере АС $\text{Fe}_{70}\text{Cr}_{15}\text{B}_{15}$ показано, что в зависимости от параметров УЗ воздействия может происходить смещение критической температуры охрупчивания АС как в сторону возрастания, так и в сторону снижения в зависимости от используемой амплитуды УЗ колебаний.

Результаты дилатометрических исследований в работе [38] показывают повышение температуры кристаллизации АС $\text{Fe}_{76}\text{Ni}_4\text{Si}_{14}\text{B}_6$ на 30–50 К после разных режимов УЗ обработки, а микротвердость АС снижается на 15 %, что косвенно подтверждает тот факт, что процентное содержание кристаллической фазы в сплаве снижается за счет уменьшения размеров или растворения вморозженных центров кристаллизации в АС.

2.3. Ультразвуковая сдвиговая штамповка

Ма J. с соавторами использовали высокочастотные вибрации для сдвиговой штамповки шаблонов, изделий из объемных и ленточных АС следующих систем: Zr-Ti-Cu-Be , Fe-Si-B , La-Al-Ni-Cu-Co , La-Ni-Al , Cu-Zr [51–53]. На рис. 2 показано схематичное изображение экспериментальной установки для данной технологии.

Под действием УЗ вибрации пуансона пластиковый порошок расплавляется из-за фрикционного тепловыделения и вязкоупругого теплового эффекта и продолжает течь вниз под действием экструзии УЗ головки, пластически деформируя аморфную ленту или пластину. Неупорядоченная структура АС помогает им размягчаться в локализованной области во время высокочастотных вибраций, что приводит к деформациям с низким напряжением. Так, например, с использованием УЗ колебаний и расплавленной пластичной вязкой среды были изготовлены различные формы АС в виде букв “В”, “М”, “G” и китайских иероглифов 工, 大 на площади 5 мм^2 [51]. В работе [54] для повышения пластичности АС предложена методика их формирования с помощью УЗ колебаний в жидких средах (пресной и морской воде, спирте). В процессе данной обработки при низком напряжении (300 МПа) и температурах значительно ниже температуры стеклования T_g за 1 с успешно были изготовлены сложные конструкции, такие как решетки, шестерни и шестигранники из АС, размером около 5 мм.

Эти быстрые методы УЗ формования (от миллисекунд до нескольких секунд) помогают сохранить аморфную природу. Они в значительной степени позволяют избежать зависящие от времени процессы кристаллизации и окисления и тем самым миновать традиционную термическую обработку, а также риск роста кристаллов. Чтобы предотвратить релаксацию АС, можно отрегулировать УЗ тепловой эффект, контролируя амплитуду и время при сжатии с УЗ вибрацией, и тем самым эффективно улучшить механические свойства АС.

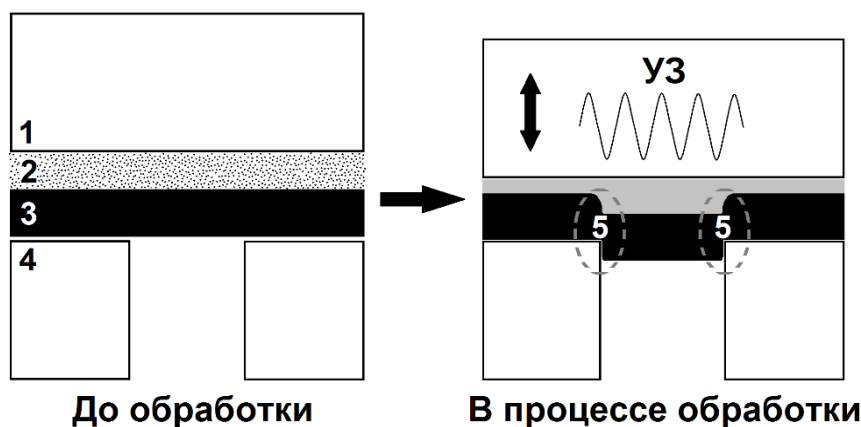


Рис. 2. Принципиальная схема установки для УЗ сдвиговой штамповки:

1 – пуансон; 2 – полимерный порошок (например, этиленвинилацетат);

3 – аморфный сплав; 4 – пресс-форма с полостью;

5 – зоны размягчения в аморфном сплаве (выделены пунктиром)

Fig. 2. Schematic diagram of the ultrasonic assisted micro-shear punching set-up:

1 – punch; 2 – polymer powder (e. g., ethylene vinyl acetate); 3 – amorphous alloy;

4 – mold cavity; 5 – softening zones in amorphous alloy (highlighted by dotted line)

Перспективные УЗ способы улучшить пластичность АС при комнатной температуре (УЗ сдвиговая штамповка и УЗ экструзионное формование) могут применяться при быстром изготовлении макро-, микро-, наноизделий и устройств из АС на поверхности металлических материалов. Формование АС в жидкостях открывает захватывающие возможности для применения в аэрокосмической, энергетической и морской технике: ремонт судов, контейнеров на месте, полярное строительство, глубоководная разведка, предоставляя ценную информацию и прокладывая путь для будущих достижений в методах подводной обработки.

3. Нанокристаллизация

3.1. Способы создания аморфно-нанокристаллического состояния

При растяжении АС демонстрируют плохую макроскопическую пластическую деформацию при температуре окружающей среды, это является результатом образования сильнолокализованных полос сдвига, а также поверхностного размягчения, что ограничивает их широкое применение в качестве конструкционных материалов [7; 8]. Для решения этой проблемы предложены способы, направленные на повышение гетерогенности АС или создание небольшого количества микрометровых [55; 56], а также наноразмерных кристаллов [57; 58], встроенных в аморфные матрицы: разработка состава [59], обработка отжигом [60], добавки азота [61] и интенсивная пластическая деформация [62]. Научная концепция перечисленных технологий заключается в том, чтобы активировать зарождение полос сдвига или препятствовать их распространению. Ультразвук вызывает сильное вынужденное вибрационное воздействие атомов и/или молекул, а также нелинейные эффекты, такие как акустическая кавитация и акустическое течение, которые изменяют микроструктуру и свойства различных материалов. В частности, введение УЗ энергии в АС может увеличить их гетероген-

ность в перегруппировке атомов и даже привести к образованию кристаллитов. УЗ резонанс может модулировать неоднородность АС и улучшать механические свойства омоложенных зон [63]. УЗ колебания частоты МГц приводят к частичной кристаллизации объемного АС на основе Pd, когда он отжигается ниже температуры стеклования [31]. В работе [33] использован метод УЗ модификации поверхности для обработки АС $Zr_{44}Ti_{11}Cu_{10}Ni_{10}Be_{10}$ и показано, что его прочность на излом и деформация были повышены в эксперименте по трехточечному изгибу.

3.2. Баланс прочности и пластичности

Возникает насущный вопрос: может ли ультразвук помочь найти компромисс между прочностью и пластичностью в АС? Введение за счет УЗ колебаний значительного количества свободного объема и небольшого количества диспергированных нанокристаллов в АС может эффективно предотвращать развитие и расширение трещин во время разрушения, тем самым улучшая их прочность и пластичность при комнатной температуре [64; 65]. Авторы [65] для регулировки поведения сдвиговой деформации и атомного расположения в объемном АС $Zr_{41,2}Ti_{13,8}Cu_{12,5}Ni_{10}Be_{22,5}$ применяли прерывистую высокочастотную вибрационную нагрузку. Установлено, что такой метод позволил весьма оперативно (за 4 с) повысить пластичность сплава (до 5,3 %) и его прочность (до 2240 МПа) посредством увеличения содержания свободного объема и образования нанокристаллов $CuZr_2$ в аморфной матрице. Однако было отмечено, что при избытке УЗ энергии существует риск перехода от пластичного состояния к хрупкому, если объемная доля нанокристаллов превысит критический предел.

В работе [64] аморфные композиты на основе Cu при комнатной температуре подвергались упругой предварительной нагрузке от 250 до 1000 Н и УЗ обработке с амплитудами ультразвука от 15 до 50 мкм. Показано, что при низких значениях амплитуд и предварительных нагрузок доминирует свободный объем,

и нанокристаллы не выделяются. При низких амплитудах / средних предварительных нагрузках или при средних амплитудах / низких предварительных нагрузках свободный объем и нанокристаллы сосуществуют вместе как составные части структуры. При высоких значениях амплитуд и нагрузок превалируют нанокристаллы, а содержание свободного объема резко уменьшается. Увеличение амплитуды и уменьшение предварительной нагрузки улучшают эффективность УЗ передачи.

В работе [66] к объемному АС $Zr_{46,75}Cu_{46,75}Al_{6,5}$ было приложено УЗ возбуждение 20 кГц и исследовано его влияние на эволюцию микроструктуры и механические свойства. Обнаружено, что после УЗ колебаний могут образовываться нанокристаллы $Cu_{10}Zr_7$. Эволюция нанокристаллических частиц приводит к увеличению пластичности в процессе сжатия при комнатной температуре в сочетании с увеличением предела текучести.

В настоящее время построение градиентных структур стало успешной стратегией при разработке современных металлических материалов с превосходными эксплуатационными свойствами. Посредством УЗ вибрационной обработки удалось сформировать градиентную аморфно-нанокристаллическую структуру в объемном АС $Zr_{46}Cu_{46}Al_8$ [67]. Применяя УЗ циклическую нагрузку частотой 20 кГц в упругом режиме, можно получить градиентные структуры с различными объемными долями кристаллизованного вещества менее чем за 2 с, регулируя входную УЗ энергию. Этот инновационный подход имеет явные преимущества: он исключительно быстрый, требует минимального напряжения и позволяет легко настраивать степень структурных градиентов посредством точной регулировки параметров обработки. Испытания на наноиндентирование показывают более высокую твердость вблизи ударной поверхности, что объясняется большей степенью образования нанокристаллов, которая постепенно уменьшается с глубиной. В результате градиентной дисперсии нанокристаллов после УЗ обработки была обнаружена повышенная пластичность АС $Zr_{46}Cu_{46}Al_8$, характеризующаяся образованием множественных полос сдвига. Микроструктурные исследования показывают, что нанокристаллизация, вызванная УЗ обработкой, возникает из-за локальных атомных перестроек в разделенных фазах областях, богатых Cu с высокой диффузионной подвижностью.

Проведенные авторами [34] исследования влияния УЗ механоактивации на структурно-фазовые превращения АС $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) показали, что такой способ воздействия влияет на параметры кристаллизации и мартенситные переходы. Температуры и энергии кристаллизации увеличиваются после обработки аморфных лент в волноводе продольных колебаний. В свою очередь, после обработки лент АС в УЗ наковальне температуры кристаллизации увеличиваются, а энергия кристаллизации уменьшается. Исследование мартенситных превращений показало, что обработка в УЗ наковальне приводит к снижению характеристических температур и величины тепловых эффектов, что может свидетельствовать об уменьшении размера зерна кристаллической фазы.

С помощью УЗ вибрации предложен способ изготовления серии композитов из АС на основе La [68]. Модулируя амплитуду и время УЗ воздействия, управляя входной энергией высокочастотных колебаний,

такие композиты с различной долей кристаллической фазы можно легко и точно получить за секунды при низком давлении и комнатной температуре. За счет варьирования степени кристалличности достигается пониженная твердость и лучшая пластичность композитов из АС по сравнению с образцами в литом состоянии.

Объединение двух технологий (УЗ обработки с многократной прокаткой) применительно к АС $Fe_{78}Si_{13}B_9$ и $Al_{87}Ni_8Gd_5$ способствует увеличению количества свободного объема в аморфной фазе и приводит к существенному ускорению процессов кристаллизации АС [69; 70].

В работе [39] исследованы изменения морфологии поверхности и структуры ленты АС $Fe_{73,6}Si_{15,8}B_{7,2}Cu_{1,0}Nb_{2,4}$ (Finemet) в результате интенсивной деформации с помощью ультразвуковой ударной обработки (УЗУО) при комнатной температуре на воздухе. Морфология поверхности АС после УЗУО является результатом локализованной пластической деформации, протекающей путем формирования большого количества полос сдвига. Эффект структурно-фазового превращения в объеме ленты Finemet при УЗУО обусловлен усилением атомной мобильности в процессе деформации, которая может быть достаточной для образования нанокристаллов по диффузионному механизму и их равномерному распределению в аморфной матрице.

4. Ультразвуковые технологии соединения материалов

4.1. Альтернативные способы консолидации

Одной из причин, ограничивающих масштабное применение ленточных и объемных АС, являются их геометрические размеры. Толщина коммерческих быстрозакаленных лент АС обычно варьируется в пределах от 20 до 30 мкм, а ширина – от 1 до 100 мм. Диаметр/толщина массивных аморфных металлических стержней или пластин может меняться от 1 до 50 мм, а их длина составляет, как правило, не более 80 мм. Кроме того, АС часто необходимо соединять с другими кристаллическими сплавами в технических приложениях. Поэтому разработка методов соединения АС/АС, АС/металл, АС/ кристаллический сплав привлекли большое внимание исследователей. АС могут стать хрупкими из-за кристаллизации при нагревании [1; 7]. С учетом этого факта температуры соединения должны поддерживаться ниже температуры стеклования АС. Были предприняты попытки использовать различные методы соединения АС/АС и АС/кристалл. В частности, для соединения АС $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ применяли искровую сварку и успешно избежали кристаллизации в соединении [71]. Результаты показали, что прочность на растяжение полученных соединений была равна прочности исходного АС. В похожих экспериментах использовали электронно-лучевую сварку для консолидации пластины АС $Zr_{41}Be_{23}Ti_{14}Cu_{12}Ni_{10}$ с металлическим никелем [72]. В работе [73] была апробирована сварка трением для соединения друг с другом $Pd_{40}Ni_{40}P_{20}$ / $Pd_{40}Cu_{30}P_{20}Ni_{10}$, $Zr_{55}Cu_{30}Al_{10}Ni_5$ / $Zr_{41}Be_{23}Ti_{14}Cu_{12}Ni_{10}$. Показано, что АС можно соединять при температурах примерно на 50 К ниже температуры стеклования, не обнаруживая кристаллизации на границе раздела.

4.2. Ультразвуковая пайка

УЗ пайка представляет собой бесфлюсовый метод, который может работать на воздухе. УЗ вибрации способствуют улучшению первоначальных условий смачивания на границе «припой/подложка» [74; 75]. В контексте этого УЗ пайка может быть использована для соединения некоторых трудно смачиваемых материалов. Кроме того, данный вид пайки может реализовать соединение через низкотемпературную эвтектическую фазу припоя/подложки [75; 76]. Таким образом, УЗ пайка служит эффективным методом соединения АС при температуре существенно ниже их температуры кристаллизации.

Быстрозакаленные аморфные фольги на основе железа являются одними из самых превосходных магнитомягких материалов, применяемых в аморфных двигателях. Получение прочного соединения между ними относится к сложным техническим задачам при сборке аморфных статоров с алюминиевыми оболочками. Используя в процессе пайки ультразвук с резонансной частотой 27 кГц и амплитудой колебаний 15 мкм, удалось качественно соединить АС $\text{Fe}_{77}\text{Si}_{14}\text{B}_9$ с алюминиевым листом при температурах 250–350 °С в течение 10 с [77]. В качестве присадочного материала применялся наполнитель Sn–Zn. Было обнаружено соединение FeZn_{13} на границе раздела «присадочный металл / АС». Результаты показали, что начальное смачивание поверхности раздела и измельчение микроструктуры улучшались под действием УЗ колебаний.

Изучены особенности смачивания АС $\text{Zr}_{55}\text{Al}_{10}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_5$ с помощью припоя Sn–Cu–Ni с использованием УЗ колебаний 40 кГц на открытом воздухе при 528 К в течение 90 с [78]. Установлено, что смачивание в основном зависит от схлопывания кавитационных пузырьков на поверхности АС, инициирующих эрозию. Такая кавитационная эрозия эффективна для немедленного удаления пассивационной пленки с поверхности АС. Сонокапиллярный эффект, который также вызывается УЗ вибрацией, улучшает адгезионные свойства припоя.

В работе [79] исследовано поведение смачивания чистого олова по отношению к АС $\text{Zr}_{50,7}\text{Cu}_{28}\text{Ni}_9\text{Al}_{12,3}$ при УЗ обработке (20 кГц) и давлении 0,2 МПа. Нагрев до 300 °С без ультразвука показал несмачивающее состояние Sn для АС. УЗ вибрация способствовала смачиванию Sn. До УЗ обработки в течение 30 с на границе раздела Sn/АС наблюдалась только физическая адсорбция. Увеличение времени обработки ультразвуком приводило к изменению связи на границе раздела Sn/АС с точечного контакта на локальный поверхностный контакт и на диффузионный слой. На границе раздела Sn/АС были обнаружены два режима связи. При режиме связи «порядок – порядок» происходила небольшая кристаллизация внутри АС вблизи интерфейса. Присадочный металл связывался с АС через упорядоченную структуру. При режиме связывания «порядок – беспорядок» присадочный металл и АС сохраняли свои исходные структуры. Интерфейс характеризовался ступенчатыми слоями. Содержание Cu было выше, чем других элементов вблизи границы связывания. Более длинные расстояния диффузии Sn в АС были получены при высокой мощности ультразвука, высокой температуре (до 400 °С) и большой глубине погружения (до 3 мм).

4.3. Ультразвуковая порошковая консолидация

В работе [80] сообщается об успешном изготовлении с помощью УЗ порошковой консолидации при низких температурах и напряжениях двухфазных композитов из АС $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_5\text{Al}_{10}$ и алюминиевого сплава Al-6061. За счет оптимизации массовых соотношений порошков АС $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_5\text{Al}_{10}$ к Al-6061 был получен широкий спектр композитов с индивидуальной прочностью на сжатие и пластичностью. Механические испытания показали, что увеличение содержания алюминия улучшает пластичность при сохранении значительной прочности. В частности, композит с массовым соотношением 5:5 продемонстрировал наилучший баланс механических свойств, превосходное уплотнение, однородность без видимых дефектов и относительную плотность в диапазоне от 92 до 99 %. Микроструктурный анализ выявил образование прочно связанного интерфейса с диффузионным слоем. Это подтверждает, что качественное соединение было облегчено УЗ вибрацией. Кроме того, процесс УЗ порошковой консолидации позволил успешно изготавливать сложные формы из материалов (звездообразные, зубчатые). Данный инновационный подход является перспективным при разработке высококачественных легких композитов для удовлетворения требований передовых производственных приложений.

4.4. Ультразвуковая сварка

Имеются сообщения об успешном изготовлении «сэндвичных» композитов из лент АС $\text{Zr}_{35}\text{Ti}_{30}\text{Cu}_{8,25}\text{Be}_{26,75}$ и высокоэнтропийного сплава (ВЭС) $\text{Al}_{80}\text{Li}_5\text{Mg}_5\text{Zn}_5\text{Cu}_5$ [81], а также из АС $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$ и ВЭС $\text{Co}_{20}\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Ni}_{20}\text{Mn}_{20}$ [82] за счет УЗ возбуждения. Ленты сначала складывались вместе с помощью зажимного усилия, а затем подверглись высокочастотным (20 кГц) колебаниям УЗ сонотрода, которые длились несколько секунд. Во время этого процесса АС размягчались и связывались в объемную массу с лентами ВЭС. Такой низкотемпературный метод с низким напряжением позволяет создавать композиты, сочетающие в себе свойства как аморфных, так и кристаллических составляющих. Микроскопические исследования и проведение компьютерной томографии показывают хорошее качество склеивания без пор и трещин в композитах из АС и ВЭС. Благодаря уникальной структуре, сочетающей мягкую и жесткую фазы, композит обладает улучшенными механическими характеристиками по сравнению с теми, которые получаются из чистой одной фазы.

В процессе УЗ сварки при соединении АС друг с другом или с другими материалами кристаллизация аморфной структуры может быть предотвращена из-за слабого теплового эффекта и скорости процесса. Другие преимущества такой технологии включают энергоэффективность и отсутствие необходимости в расходных материалах для сварки. Важной особенностью является также возможность соединения материалов с различными температурами плавления, поскольку процесс происходит в твердом состоянии.

УЗ сварку применяли для соединения листа коммерческого кованого алюминиевого сплава (AA5754) толщиной 1 мм и полосы коммерческого объемного АС $\text{Zr}_{59,3}\text{Cu}_{28,8}\text{Al}_{10,4}\text{Nb}_{1,5}$ (AMZ4) толщиной 0,4 мм [35]. Были предложены следующие параметры процесса:

энергия сварки составляла 2000 Вт·с, амплитуда смещения – 41 мкм, усилие сварки – 740 Н. Результаты показали, что АС сохраняет свою аморфную структуру в соединении, а прочность соединения выше, чем прочность листа Al. В работе [83] рассмотрена технология, при которой, используя нормальное давление 80 Н, время вибраций 1 с и их частоту 20 кГц, успешно «сварили» объемные пластины АС $\text{Cu}_{54}\text{Zr}_{22}\text{Ti}_{18}\text{Ni}_6$ толщиной 1 мм без каких-либо признаков кристаллизации. В [32] аналогично показано, что УЗ сваркой можно консолидировать друг с другом АС $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_5\text{Al}_{10}$, сохраняя зону скрепления в аморфном состоянии. Площадь соединения можно увеличить, используя условие склеивания с внешним нагревом до температуры 423 К (ниже температуры стеклования).

С помощью УЗ сварки были изготовлены соединения объемных АС $\text{Zr}_{62}\text{Cu}_{33}\text{Al}_4\text{Ti}$ с доэвтектическим присадочным металлом Zn–3Al [84]. Толстый волнистый слой, состоящий из чередующихся подслоев $\text{Zn}_{50}\text{Al}_{25}\text{Zr}_{25}/\text{Zn}_{22}\text{Zr}$, был сформирован на поверхности подложки АС на основе Zr, что обеспечило прочность на сдвиг около 100 МПа для спаянных образцов.

Следует отдельно отметить, что разработан способ изготовления многослойных лент АС УЗ сваркой. Этот метод можно использовать в качестве УЗ аддитивного производственного процесса, такого как 3D-печать, при котором тонкие металлические полоски укладываются слой за слоем для получения более толстых металлических образцов. Можно представить, что в случае, если ленты АС можно бесконечно накладывать друг на дру-

га под действием УЗ колебаний, то ограничения стеклообразующей способности на размеры АС больше не будет. На рис. 3 схематично изображен принцип консолидирования образцов с помощью УЗ сварки.

Применяя технологию УЗ сварки, успешно и быстро (за 220 мс) соединили уложенные в слои по 4–5 штук ленты АС системы Fe–Si–B с площадью стыка до $8 \times 8 \text{ мм}^2$ (толщина каждого слоя 25 мкм) [85]. Рабочая частота, амплитуда ультразвука и максимальная выходная мощность УЗ сварочного оборудования составляли 20 кГц, 35 мкм и 4000 Вт соответственно. Аналогичным образом УЗ сваркой были скреплены многослойные ленты АС $\text{Ni}_{82,2}\text{Cr}_7\text{B}_3\text{Si}_{4,8}\text{Fe}_3$, которые укладывали по 3–4 слоя (толщина каждого слоя 40 мкм) [86]. Кроме того, УЗ сваркой были получены составные образцы, в которых две кристаллические ленты Al и Cu соединялись с лентами АС $\text{Ni}_{82,2}\text{Cr}_7\text{B}_3\text{Si}_{4,8}\text{Fe}_3$ [87]. Однако ламинатные АС и композиты из металлов и АС, изготовленные в вышеуказанных работах, могут быть сварены только в несколько слоев, а попеременная без ограничений укладка, как в 3D-печати, все еще пока не достигнута [88].

Необходимо отметить, что с учетом морфологии соединений и фазовой стабильности обработка УЗ сваркой демонстрирует мощные возможности для консолидирования АС не только на воздухе, но и в жидких средах. В работе [89] для УЗ соединения в пресной и морской воде, в спирте, а также в жидком азоте были выбраны объемные АС $\text{La}_{55}\text{Al}_{25}\text{Ni}_5\text{Cu}_{10}\text{Co}_5$, $\text{Zr}_{55}\text{Cu}_{30}\text{Al}_{10}\text{Ni}_5$ и высокоэнтропийный АС Ti–Zr–Hf–Be–Ni. Показано, что

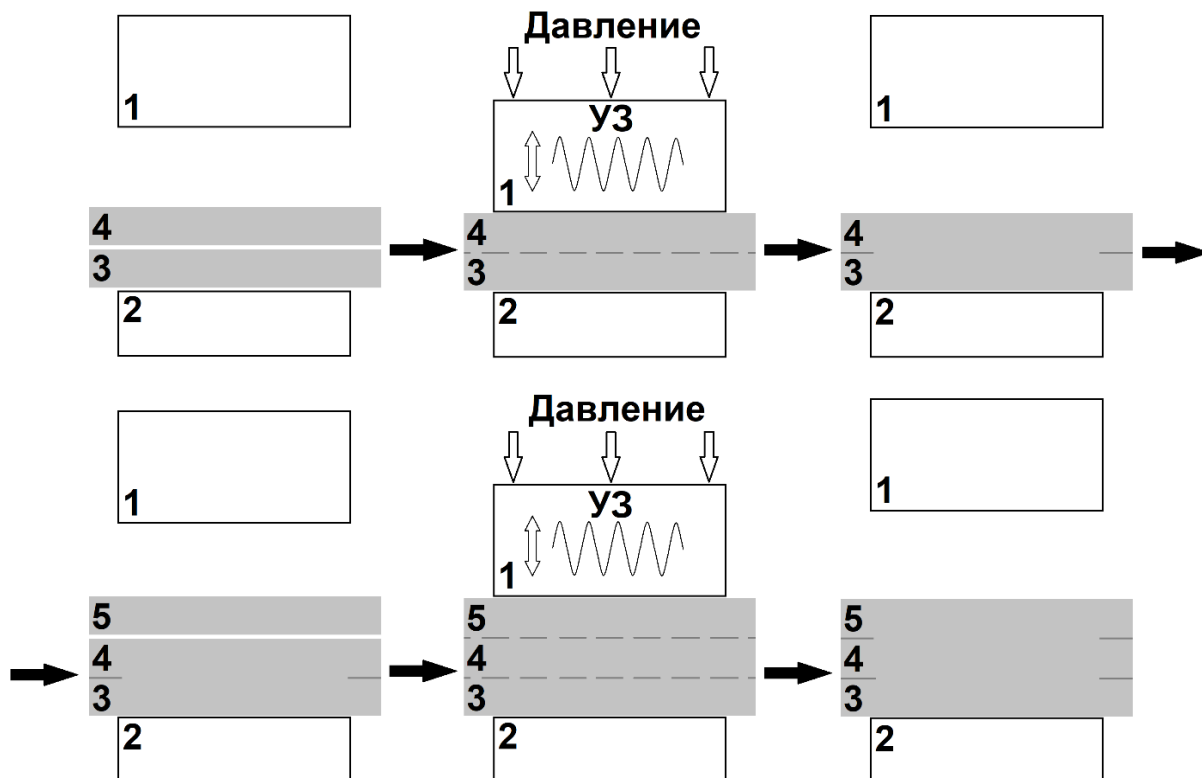


Рис. 3. Схема УЗ вибрационной сварки:

1 – соноотрод; 2 – установочная плита; 3, 4, 5 – слои аморфных сплавов

Fig. 3. Schematic diagram of ultrasonic vibration welding:

1 – sonotrode; 2 – fixture; 3, 4, 5 – layers of amorphous alloys

технология с применением УЗ вибрации исключает высокую температуру и проблемы, связанные с высоким током (как в случае обычных подводных методов соединения). Кроме того, образцы из исследованных АС не только не имели очевидных дефектов в соединенном интерфейсе, но и продемонстрировали превосходные механические свойства и коррозионную стойкость. Такой подход не только представляет собой эффективный способ соединения под водой для применения на шельфе и в море, но и обеспечивает осуществимую стратегию соединения в экстремальных условиях, таких как легко воспламеняющаяся среда в нефти, газе, органических растворителях и криогенных условиях в космосе.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В большинстве публикаций по УЗ обработке объектом исследования являются именно массивные АС, получаемые в виде стержней, прутков, пластин. Повышенный интерес явно подразумевает расширение границ их использования в качестве не только функционального, но и конструкционного материала. В настоящее время объемные АС интегрируют в ювелирные изделия, спортивный инвентарь (например, в клюшки для гольфа и теннисные ракетки), изготавливают биосовместимые импланты, корпуса мобильных телефонов, используют для армирования [3; 5; 6]. УЗ формование имеет широкие перспективы в преодолении ограничений по размеру литых АС, синтезе новых композитов на их основе. Нано-, микро- и миниатюрные изделия сложных форм, получаемые сейчас в лабораторных условиях с помощью УЗ стимулирования объемных АС, позже смогут конкурировать с аналогичной продукцией из традиционных металлов и сплавов. Кроме того, в США и Японии ведутся разработки для оборонной промышленности, в частности по созданию легких и прочных композитных броневых плит на основе керамики и объемных АС, а также по замене материала сердечников в противотанковых броневых снарядах на композиты из АС из-за их схожей плотности и эксплуатационных свойств [90].

Однако в России объемные АС пока не нашли своего масштабного применения в связи с труднообрабатываемостью, их отливают исключительно в исследовательских целях для фундаментальной науки. Поэтому накопленный мировой опыт применения УЗ технологии разумно перенять. Являясь эффективным и удобным методом последующей обработки для улучшения конечной пластичности объемных АС, УЗ модифицирование будет иметь большое значение для их дальнейших разработок и коммерциализации в России.

В свою очередь, в промышленных масштабах в России изготавливают аморфные, аморфно-нанокристаллические ленты и микропровода. Наиболее крупными и известными производителями на рынке являются ПАО «Ашинский метзавод» (г. Аша), ПАО «М-СТАТОР» (г. Боровичи), НПП «ГАММАМЕТ» (г. Екатеринбург). Их быстрозакаленные ленты отличаются в первую очередь высоким уровнем магнитных, коррозионных свойств и используются в электротехнических изделиях, трансформаторах, магнитных экранах в качестве составляющих для защитных покрытий. В связи с этим крайне важно продолжить изучение влияния ультразвука на АС с акцентом на поведение их магнитных и хи-

мических свойств. Именно здесь, судя по литературным данным, замечен явный пробел. Большинство проведенных исследований было сфокусировано на улучшении механического отклика АС после УЗ вибраций, а изучению стойкости к коррозии, магнитному поведению, каталитической активности совершенно не уделялось должного внимания. Между тем использование УЗ энергии сможет обеспечить намагнитченность насыщения значительно выше той, которая достигается при обычном отжиге, наряду с низкой коэрцитивной силой. Для производимых АС на основе железа применение УЗ вибраций может способствовать сбалансированному образованию равномерно распределенных ферромагнитных нанокластеров, которые уменьшат анизотропию и, таким образом, повысят магнитомягкие свойства лент. Кроме того, воздействие УЗ колебаний вполне способно улучшить коррозионную стойкость АС в агрессивных средах. Надо понимать, что сопротивление к коррозии АС не только зависит от легирующих элементов, но и тесно связано с их метастабильной аморфной структурой. Как показала практика, УЗ обработкой АС можно получить аморфно-нанокристаллическое состояние [64; 65; 67], которое характеризуется уменьшением среднего атомного расстояния. Более стабильная структура приведет к некоторому снижению химического потенциала и будет способствовать повышению коррозионной стойкости. Таким образом, научные исследования восприимчивости АС к химическому воздействию после УЗ модифицирования целесообразно инициировать.

Селективное УЗ стимулирование имеет большой потенциал для адаптации локальной нано-, микроструктуры и свойств АС: возможно одновременно добиться омоложения в областях плотной упаковки атомов со снижением модуля упругости и релаксации в областях рыхлой упаковки, подавляющих зарождение первых полос сдвига. Помимо этого, размер, протяженность и рисунок омоложенных зон можно будет настраивать по мере необходимости.

Введение свободного объема и небольшого количества диспергированных нанокристаллов в АС за счет УЗ обработки позволяет улучшить их комплексные характеристики (повысить пластичность и прочность). Однако важно научиться контролируемо получать оптимальное соотношение аморфной и кристаллической составляющих, регулируя эффективность УЗ передачи и избегая перехода от пластичности к хрупкости, за счет управления амплитудой ультразвука и предварительными нагрузками. Природа охрупчивания и затухания УЗ волн в таком структурном состоянии до конца не ясна.

На сегодняшний день опубликованные данные по режимам УЗ возбуждения применительно к АС не отличаются полнотой, немногочисленны и разрознены. Требуется накопление и расширение этих экспериментальных знаний для разных химических составов как объемных, так и в большей степени ленточных АС. Тем не менее мы предприняли попытку собрать интересующую информацию об основных параметрах, распределив ее в соответствии с конечной целью УЗ обработки, которую ставили исследователи в своих экспериментах: омоложение и формование АС, нанокристаллизация из аморфного состояния или соединение материала УЗ сваркой/пайкой (таблица 1). Анализируя полученные сведения, можно заключить следующее.

Таблица 1. Режимы УЗ обработки для ленточных и объемных аморфных сплавов
 Table 1. Modes of ultrasonic treatment for ribbon and bulk amorphous alloys

Химический состав аморфных сплавов, ат. %	Параметры УЗ обработки					Источник
	<i>f</i> , кГц	<i>A</i> , мкм	<i>t</i> , с	<i>E</i> , Дж	<i>W</i> , Вт	
Структурное омоложение и формование						
La ₆₀ Ni ₁₅ Al ₂₅	20	40	–	–	–	[45]
La ₅₅ Al ₂₅ Ni ₅ Cu ₁₀ Co ₅ Al ₈₆ Ni ₉ La ₅ La ₆₀ Al ₂₀ Ni ₂₀ Cu ₅₀ Zr ₅₀ Pd ₄₀ Cu ₃₀ P ₂₀ Ni ₁₀ Zr ₃₅ Ti ₃₀ Cu _{8,25} Be _{26,75} Ленты Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃	20	40–44,4	1	–	–	[51] [52] [48]
La ₅₅ Al ₂₅ Ni ₅ Cu ₁₀ Co ₅	20	–	0,08–0,24	5–30	–	[91]
Zr _{52,5} Cu _{17,9} Ni _{14,6} Al ₁₀ Ti ₅	20	19–36	–	–	–	[44]
Zr ₄₆ Cu ₄₆ Al ₈	20	40	0,6–0,95	50–400	83–205	[67]
Частичная нанокристаллизация						
Аморфный композит Cu _{52,71} Ti _{28,06} Zr _{11,59} Ni _{7,54} – ZnB	20	15–50	–	–	–	[64]
Zr ₄₄ Ti ₁₁ Cu ₁₀ Ni ₁₀ Be ₂₅	20	24	–	–	–	[33]
Zr _{46,75} Cu _{46,75} Al _{6,5}	20	15	7200	–	–	[66]
Ленты Ti ₅₀ Ni ₂₅ Cu ₂₅	22	10	720–1800	–	–	[34]
La ₆₄ Al ₁₄ Cu ₂₂	20	4–14	–	100–700	–	[68]
Ленты Fe ₇₈ Si ₁₃ B ₉ Ленты Al ₈₇ Ni ₈ Gd ₅	37	–	720–1800	–	100	[69] [70]
Ленты Fe _{73,6} Si _{15,8} B _{7,2} Cu _{1,0} Nb _{2,4}	21	25	10–60	–	600	[39]
Соединение УЗ сваркой/пайкой						
La ₅₅ Al ₂₅ Ni ₅ Cu ₁₀ Co ₅ / Zr ₅₅ Cu ₃₀ Al ₁₀ Ni ₅ / TiZrHfBeNi	20	44,4	–	300–700	2500	[89]
Алюминиевый сплав AA5754 / Zr _{59,3} Cu _{28,8} Al _{10,4} Nb _{1,5}	20	41	–	2000	–	[82]
Al / Ленты Fe ₇₇ Si ₁₄ B ₉	27	15	10	–	–	[77]
Sn–Cu–Ni / Zr ₅₅ Al ₁₀ Cu ₃₀ Ni ₅	40	5,1–7,4	90	–	–	[78]
Sn / Zr _{50,7} Cu ₂₈ Ni ₉ Al _{12,3}	20	–	5–3600	–	–	[79]
Ленты Fe ₇₈ Si ₉ B ₁₃ друг с другом	20	35	0,22	–	4000	[85]
Al / Cu / Ленты Ni _{82,2} Cr ₇ B ₃ Si _{4,8} Fe ₃	35	–	–	–	800	[86]

Примечание. A – амплитуда УЗ колебаний;

f – частота УЗ колебаний;

t – время УЗ воздействия;

W – мощность УЗ установки;

E – ее энергия.

Note. A is the amplitude of ultrasonic vibrations;

f is the frequency of ultrasonic vibrations;

t is the ultrasonic exposure time;

W is the power;

E is the energy of ultrasonic equipment.

1. Объемные АС изучаются интенсивнее, чем ленточные, и логично, что информации по основным параметрам их УЗ возбуждения больше.

2. Существуют две обобщенные методики УЗ модифицирования АС: бесконтактный способ, когда передача высокочастотных колебаний осуществляется через жидкую среду в УЗ ванне, и контактный способ, т. е. с применением УЗ сонотрода, непосредственно прилегающего к АС. В большинстве случаев исследователи пользуются вторым способом, поскольку именно он зарекомендовал себя как более быстрый и эффективный по своему влиянию на структуру АС.

3. Для реализации размягчения и структурного обновения АС используемая частота УЗ обработки f составляет 20 кГц, временной интервал воздействия t очень короткий – от 80 до 950 мс, амплитуда A варьируется от 19 до 44,4 мкм. При меньших амплитудах АС обычно переходят в состояние с более низкой потенциальной энергией, аналогичное эффекту старения.

4. Для перевода АС в частично нанокристаллическое состояние требуется более длительная УЗ обработка, чем при омоложении (от 10 с до 2 ч). При этом частотный диапазон расширен ($f=20\text{--}37$ кГц) наряду с интервалом амплитуд ($A=4\text{--}50$ мкм).

5. При УЗ сварке/пайке АС можно отметить следующие интервалы УЗ характеристик: $f=20\text{--}40$ кГц, $A=5,1\text{--}44,4$ мкм. Что касается времени УЗ воздействия, то для соединения микронных лент АС между собой или с другим материалом необходимо от 220 мс до 10 с, а для объемных АС толщиной в несколько сантиметров требуется до 1 ч.

6. Наибольшие значения энергии E и мощности W УЗ установок отмечены при проведении УЗ сварки ($E=300\text{--}2000$ Дж, $W=800\text{--}4000$ Вт), средние значения – при частичной нанокристаллизации ($E=100\text{--}700$ Дж, $W=100\text{--}600$ Вт), а наименьшие – при структурном омоложении и формировании АС ($E=5\text{--}400$ Дж, $W=83\text{--}205$ Вт).

Интересной и привлекательной является идея выстроить экстремальные воздействия, в том числе УЗ модифицирование, в одну целую технологическую цепочку [1]. Это может привести к качественным изменениям характера конечной структуры и, следовательно, к возможности получать уникальные свойства металлических материалов, подвергнутых комплексному воздействию. Применительно к АС отдельные звенья цепочки уже успешно реализуются: например, закалка из расплава (ЗР), в ходе которой создаются АС, и последующая их интенсивная пластическая деформация (ИПД) в камере Бриджмена, или ЗР + лазерное облучение (ЛО), или ЗР + УЗ обработка, или ЗР + криогенная деформация (КД). Для успешной реализации системной многоэтапной обработки, например ЗР → ИПД → КД → ЛО → УЗ, необходимо «синхронизировать» параметры на материал для получения новых структур и структурочувствительных свойств. Такая постановка исследований оригинальна, но еще не нашла достаточного отражения в научной литературе.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Обработка АС в желаемые формы и структуры является предпосылкой и основой для их успешного коммерческого применения. Перспективным как с фундаментальной, так и с практической точки зрения спосо-

бом воздействия на АС (неразрушающим, экологичным и недорогим) является использование высокочастотных УЗ колебаний. Однако до настоящего времени остаются невыясненными многие аспекты, касающиеся физической природы структурообразования в АС, механизмов их пластической деформации, кристаллизации, отклика физико-химических свойств при УЗ обработке.

Важно продолжить детализированно выявлять взаимосвязи между последовательностью структурно-фазовых превращений в АС и параметрами УЗ обработки. Это расширит существующие научные знания в физике неупорядоченных и неравновесных систем, а также позволит комплексно сформулировать условия и безошибочно определять режимы, способствующие:

- омоложению структуры с размягчением и улучшением термической стойкости при сохранении аморфности;
- частичной девитрификации АС с оптимальным сочетанием доли аморфной и нанокристаллической фаз, компромиссным балансом прочности и пластичности, а также сохранением магнитомягких свойств;
- холодной сварке слоев разных по составу и свойствам АС с качественной адгезией, т. е. созданию гибридных материалов.

Понимание научных принципов данных процессов с использованием ультразвука является чрезвычайно важным для эффективного управления свойствами АС и создания инновационных многофункциональных материалов на их базе.

Изучение влияния УЗ обработки на термическую стабильность АС позволит расширить температурные интервалы их эксплуатации без охрупчивания.

Сдвиговая штамповка АС под воздействием высокочастотных вибраций является инновационным способом их формирования. Метод не ограничивается профилем пуансона, и можно изготавливать больше целевых продуктов с различными формами. Такие преимущества, как низкая стоимость, быстрое действие и хорошее качество продукции, делают процесс формирования АС энергосберегающей и экономичной технологией с широкими перспективами применения.

Исследование влияния УЗ механоактивации на структуру поможет разобраться в механизмах структурных перестроек, активации дефектов в АС под действием УЗ колебаний. Это, в частности, способствует выявлению физических причин сверхпластического течения в стеклообразной системе с помощью холодной обработки ультразвуком. УЗ формирование с использованием явления сверхпластичности АС в переохлажденном жидком состоянии может стать передовым методом изготовления схем, рельефных изображений, деталей из АС размером от нанометров до сантиметров. Это открывает заманчивые перспективы в инженерных приложениях, например в микроэлектронике и нанотехнике, для создания комплектующих элементов, интегральных микросхем, чипов, печатных плат.

Результаты по холодной сварке разнородных АС стимулируют дальнейшее развитие высокотехнологичного ручного проектирования и изготовления интеллектуальных материалов, содержащих несколько фаз и составов. УЗ формирование АС обеспечит новый способ изготовления структур и крупногабаритных АС, обладающих большим потенциалом для будущих разработок. УЗ обработка может быть использована при создании

быстродействующих устройств, планарных механизмов, например для создания исполнительных механизмов в микроэлектромеханических системах на основе кристаллизации с помощью УЗ колебаний аморфных тонких пленок с памятью формы TiNi. Преимущество этого метода заключается в том, что свойства памяти формы могут быть пространственно распределены с учетом заданных требований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Glezer A.M., Permyakova I.E. Melt-quenched nanocrystals. Boca Raton: CRC Press, Taylor & Francis Group, 2013. 369 p. DOI: [10.1201/b15028](https://doi.org/10.1201/b15028).
- Greer A.L., Costa M.B., Houghton O.S. Metallic glasses // MRS Bulletin. 2023. Vol. 48. P. 1054–1061. DOI: [10.1557/s43577-023-00586-5](https://doi.org/10.1557/s43577-023-00586-5).
- Gao K., Zhu X.G., Chen L. et al. Recent development in the application of bulk metallic glasses // Journal of Materials Science and Technology. 2022. Vol. 131. P. 115–121. DOI: [10.1016/j.jmst.2022.05.028](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.05.028).
- Khan M.M., Nemati A., Rahman Z.U., Shah U.H., Asgar H., Haider W. Recent advancements in bulk metallic glasses and their applications: a review // Critical Reviews in Solid State and Material Sciences. 2018. Vol. 43. № 3. P. 233–268. DOI: [10.1080/10408436.2017.1358149](https://doi.org/10.1080/10408436.2017.1358149).
- Amorphous and nanocrystalline materials: preparation, properties, and applications / eds. A. Inoue, K. Hashimoto. Berlin: Springer, 2001. 206 p. DOI: [10.1007/978-3-662-04426-1](https://doi.org/10.1007/978-3-662-04426-1).
- Trexler M.M., Thadhani N.N. Mechanical properties of bulk metallic glasses // Progress in Materials Science. 2010. Vol. 55. № 8. P. 759–839. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2010.04.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2010.04.002).
- Глезер А.М., Пермякова И.Е., Громов В.Е., Коваленко В.В. Механическое поведение аморфных сплавов. Новокузнецк: СибГИУ, 2006. 416 с.
- Dong Quan, Tan Jun, Li Caiju, Sarac B., Eckert J. Room-temperature plasticity of metallic glass composites: a review // Composites Part B: Engineering. 2024. Vol. 280. Article number 111453. DOI: [10.1016/j.compositesb.2024.111453](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111453).
- Zhang M., Chen Y., Li W. On the origin of softening in the plastic deformation of metallic glasses // International Journal of Plasticity. 2019. Vol. 116. P. 24–38. DOI: [10.1016/j.iijplas.2018.12.004](https://doi.org/10.1016/j.iijplas.2018.12.004).
- Hufnagel T.C., Schuh C.A., Falk M.L. Deformation of metallic glasses: recent developments in theory, simulations, and experiments // Acta Materialia. 2016. Vol. 109. P. 375–393. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.01.049](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.049).
- Permyakova I., Glezer A. Mechanical behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys after thermal action // Metals. 2022. Vol. 12. № 2. Article number 297. DOI: [10.3390/met12020297](https://doi.org/10.3390/met12020297).
- Maaß R., Löffler J.F. Shear-band dynamics in metallic glasses // Advanced Functional Materials. 2015. Vol. 25. № 16. P. 2353–2368. DOI: [10.1002/adfm.201404223](https://doi.org/10.1002/adfm.201404223).
- Shelyakov A., Sitnikov N., Zaletova I., Borodako K., Tabachkova N. Study of structure and phase transformations in rejuvenated rapidly quenched TiNiCu alloys // Metals. 2023. Vol. 13. № 7. Article number 1175. DOI: [10.3390/met13071175](https://doi.org/10.3390/met13071175).
- Priejzjev N.V. The effect of thermal history on the atomic structure and mechanical properties of amorphous alloys // Computational Materials Science. 2020. Vol. 174. Article number 109477. DOI: [10.1016/j.commatsci.2019.109477](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.109477).
- Di Siyi, Zhou Jing, Cai Mingjuan, Cui Jingxian, Li Xuesong, Shen Baolong, Ke Haibo, Wang Qianqian. Improved ductility of annealed Fe-based metallic glass with good soft magnetic property by cryogenic thermal cycling // Journal of Alloys and Compounds. 2023. Vol. 960. Article number 170686. DOI: [10.1016/j.jallcom.2023.170686](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170686).
- Sohrabi S., Sun B.Y., Mahmoodan M., Sun Y.H., Gholamipour R., Wang W.H. Rejuvenation by compressive elasto-static loading: the role of static stress on a Zr-based metallic glass // Journal of Alloys and Compounds. 2023. Vol. 933. Article number 167715. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167715](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167715).
- Zhang Sailong, Shi Bo, Wang Jinhui, Xu Yuanli, Jin Peipeng. Rejuvenation of a naturally aged bulk metallic glass by elastostatic loading // Materials Science and Engineering: A. 2021. Vol. 806. Article number 140843. DOI: [10.1016/j.msea.2021.140843](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140843).
- Khademorezaian S., Tomut M., Peterlechner M., da Silva Pinto M.W., Rösner H., Divinski S., Wilde G. Extreme rejuvenation of a bulk metallic glass at the nanoscale by swift heavy ion irradiation // Journal of Alloys and Compounds. 2024. Vol. 980. Article number 173571. DOI: [10.1016/j.jallcom.2024.173571](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173571).
- Boukhemkhem W., Izerrouken M., Ghidelli M., Pardoën T., Sari A., Khereddine A.Y., Meftah A. Swift heavy ion irradiation effect on structural, morphological and mechanical properties of Zr₇₀Ni₃₀ metallic glass // Physica Scripta. 2023. Vol. 98. № 8. Article number 085311. DOI: [10.1088/1402-4896/ace387](https://doi.org/10.1088/1402-4896/ace387).
- Zhang C.Y., Zhu Z.W., Li S.T., Wang Y.Y., Li Z.K., Li H., Yuan G., Zhang H.F. Shear band evolution and mechanical behavior of cold-rolled Zr-based amorphous alloy sheets: an in-situ study // Journal of Materials Science and Technology. 2024. Vol. 181. P. 115–127. DOI: [10.1016/j.jmst.2023.09.022](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.09.022).
- Stolpe M., Kruzic J.J., Busch R. Evolution of shear bands, free volume and hardness during cold rolling of a Zr-based bulk metallic glass // Acta Materialia. 2014. Vol. 64. P. 231–240. DOI: [10.1016/j.actamat.2013.10.035](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.035).
- Permyakova I., Glezer A. Amorphous-nanocrystalline composites prepared by high-pressure torsion // Metals. 2020. Vol. 10. № 4. Article number 511. DOI: [10.3390/met10040511](https://doi.org/10.3390/met10040511).
- Bazlov A.I., Parkhomenko M.S., Ubyivovk E.V., Zanaeva E.N., Bazlova T.A., Gunderov D.V. Severe plastic deformation influence on the structure transformation of the amorphous Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al₁₀Fe₅ alloy // Intermetallics. 2023. Vol. 152. Article number 107777. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107777](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107777).
- Yang Zhichao, Zhu Lida, Zhang Guixiang, Ni Chenbing, Lin Bin. Review of ultrasonic vibration-assisted machining in advanced materials // International Journal of Machine Tools and Manufacture. 2020. Vol. 156. Article number 103594. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2020.103594](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2020.103594).
- Behal J., Maru M.S., Katwal R., Pathak D., Kumar V. Ultrasonic assisted green synthesis approach for nanotechnological materials // Journal of Alloys and

- Compounds Communications. 2024. Vol. 3. Article number 100013. DOI: [10.1016/j.jacomc.2024.100013](https://doi.org/10.1016/j.jacomc.2024.100013).
26. 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).
 27. Power ultrasonics: Applications of high-intensity ultrasound / eds. J.A. Gallego-Juárez, K.F. Graff. Oxford: Woodhead Publishing, 2023. 946 p. DOI: [10.1016/C2019-0-00783-2](https://doi.org/10.1016/C2019-0-00783-2).
 28. Смирнов О.М., Глезер А.М. Влияние ультразвуковой обработки на охрупчивание аморфных сплавов при термообработке // *Физика и химия обработки материалов*. 1992. № 3. С. 131–134.
 29. Смирнов О.М., Глезер А.М., Овчаров В.П., Худякова Е.В. Способ получения аморфных сплавов: описание изобретения к авторскому свидетельству № SU 1787665 A1, 1993. 3 с. EDN: [PGXVAV](https://www.edn.ru/PGXVAV).
 30. Ichitsubo T., Kai S., Ogi H., Hirao M., Tanaka K. Elastic and anelastic behavior of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ bulk metallic glass around the glass transition temperature under ultrasonic excitation. // *Scripta Materialia*. 2003. Vol. 49. № 4. P. 267–271. DOI: [10.1016/S1359-6462\(03\)00294-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00294-X).
 31. Ichitsubo T., Matsubara E., Yamamoto T., Chen H.S., Nishiyama N., Saida J., Anazawa K. Microstructure of fragile metallic glasses inferred from ultrasound-accelerated crystallization in Pd-based metallic glasses // *Physical Review Letters*. 2005. Vol. 95. Article number 245501. DOI: [10.1103/PhysRevLett.95.245501](https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.95.245501).
 32. Maeda M., Takahashi Y., Fukuhara M., Xinmin Wang, Inoue A. Ultrasonic bonding of $Zr_{55}Cu_{30}Ni_5Al_{10}$ metallic glass // *Materials Science and Engineering: B*. 2008. Vol. 148. № 1–3. P. 141–144. DOI: [10.1016/j.mseb.2007.09.028](https://doi.org/10.1016/j.mseb.2007.09.028).
 33. Ma Chi, Qin Haifeng, Ren Zhencheng, O'Keeffe S.C., Stevick J., Doll G.L., Dong Yalin, Winiarski B., Ye Chang. Increasing fracture strength in bulk metallic glasses using ultrasonic nanocrystal surface modification // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 718. P. 246–253. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.05.056](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.05.056).
 34. Непомнящая В.В., Рубаник В.В. Влияние ультразвуковой механоактивации на кинетику кристаллизации и мартенситные превращения аморфного сплава на основе TiNi // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2017. № 3. С. 90–96. DOI: [10.18323/2073-5073-2017-3-90-96](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2017-3-90-96).
 35. Becker M., Kuball A., Ghavimi A., Adam B., Busch R., Gallino I., Balle F. Solid state joining of a cold rolled Zr-based bulk metallic glass to a wrought aluminum alloy by power ultrasonics // *Materials*. 2022. Vol. 15. № 21. Article number 7673. DOI: [10.3390/ma15217673](https://doi.org/10.3390/ma15217673).
 36. Бакай С.А., Волчок О.И., Стоев П.И., Камышанченко Н.В., Кунгурцев Е.С. Влияние ультразвукового воздействия на акустическую эмиссию и механические свойства объемных металлических стекол на основе циркония // *Акустический журнал*. 2012. Т. 58. № 3. С. 304–307. EDN: [OXXVET](https://www.edn.ru/OXXVET).
 37. Бакай С.А., Булатов А.С., Ключко В.С., Корниец А.В., Фатеев М.П. О низкотемпературном поглощении продольного ультразвука в объемном металлическом стекле $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ // *Физика низких температур*. 2012. Т. 38. № 10. С. 1197–1201. EDN: [PCRCYT](https://www.edn.ru/PCRCYT).
 38. Tsaregradskaya T.L., Kozachenko V.V., Kuryliuk A.M., Turkov O.V., Saenko G.V. Effect of ultrasonic treatment on phase formation processes in amorphous alloy $Fe_{76}Ni_4Si_{14}B_6$ // *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2019. Vol. 11. № 3. Article number 03031. DOI: [10.12172/jnep.11\(3\).03031](https://doi.org/10.12172/jnep.11(3).03031).
 39. Васильев М.А., Тиньков В.А., Петров Ю.Н., Волошко С.М., Галстян Г.Г., Черепин В.Т., Ходаковский А.С. Нанокристаллизация аморфного сплава $Fe_{73.6}Si_{15.8}B_{7.2}Cu_{1.0}Nb_{2.4}$ (Finemet) под действием ультразвуковой ударной обработки // *Металлофизика и новейшие технологии*. 2013. Т. 35. № 5. С. 667–675.
 40. Blaha F., Langenecker B. Dehnung von zink-kristallen unter ultraschalleinwirkung // *Naturwissenschaften*. 1955. Vol. 42. № 20. P. 556–557. DOI: [10.1007/BF00623773](https://doi.org/10.1007/BF00623773).
 41. Langenecker B. Effects of ultrasound on deformation characteristics of metals // *IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics*. 1966. Vol. 13. № 1. P. 1–8. DOI: [10.1109/T-SU.1966.29367](https://doi.org/10.1109/T-SU.1966.29367).
 42. Li Ning, Xu Xiaona, Zheng Zhizhen, Liu Lin. Enhanced formability of a Zr-based bulk metallic glass in a supercooled liquid state by vibrational loading // *Acta Materialia*. 2014. Vol. 65. P. 400–411. DOI: [10.1016/j.actamat.2013.11.009](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.009).
 43. Han Guangchao, Peng Zhuo, Xu Linhong, Li Ning. Ultrasonic vibration facilitates the micro-formability of a Zr-based metallic glass // *Materials*. 2018. Vol. 11. № 12. Article number 2568. DOI: [10.3390/ma11122568](https://doi.org/10.3390/ma11122568).
 44. Lou Yan, Liu Xiao, Yang Xiaole, Ge Yang, Zhao Dandan, Wang Hao, Zhang Lai-Chang, Liu Zhiyuan. Fast rejuvenation in bulk metallic glass induced by ultrasonic vibration precompression // *Intermetallics*. 2020. Vol. 118. № 5. Article number 106687. DOI: [10.1016/j.intermet.2019.106687](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106687).
 45. Chen Zhe, Ren Shuai, Zhao Rui et al. Plasticity and rejuvenation of aged metallic glasses by ultrasonic vibrations // *Journal of Materials Science and Technology*. 2024. Vol. 181. P. 231–239. DOI: [10.1016/j.jmst.2023.09.029](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.09.029).
 46. Li Ning, Chen Wen, Liu Lin. Thermoplastic micro-forming of bulk metallic glasses: a review // *JOM*. 2016. Vol. 68. № 4. P. 1246–1261. DOI: [10.1007/s11837-016-1844-y](https://doi.org/10.1007/s11837-016-1844-y).
 47. Zhao R., Jiang H.Y., Luo P., Shen L.Q., Wen P., Sun Y.H., Bai H.Y., Wang W.H. Reversible and irreversible β -relaxations in metallic glasses // *Physical Review B*. 2020. Vol. 101. № 9. Article number 094203. DOI: [10.1103/PhysRevB.101.094203](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.101.094203).
 48. Li X., Wei D., Zhang J.Y. et al. Ultrasonic plasticity of metallic glass near room temperature // *Applied Materials Today*. 2020. Vol. 21. № 3. Article number 100866. DOI: [10.1016/j.apmt.2020.100866](https://doi.org/10.1016/j.apmt.2020.100866).
 49. Yuan Chenchen, Liu Rui, Lv Zhuwei, Li Xin, Pang Changmeng, Yang Can, Ma Jiang, Wang Weihua. Softening in an ultrasonic-vibrated Pd-based metallic glass // *Intermetallics*. 2022. Vol. 144. Article number 107527. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107527](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107527).
 50. Yuan C.C., Lv Z.W., Li X. et al. Ultrasonic-promoted defect activation and structural rejuvenation in a La-based metallic glass // *Intermetallics*. 2023. Vol. 153. Article number 107803. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107803](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107803).

51. Li Hongzhen, Yan Yuqiang, Sun Fei, Li Kangsen, Luo Feng, Ma Jiang. Shear punching of amorphous alloys under high-frequency vibrations // *Metals*. 2019. Vol. 9. № 11. Article number 1158. DOI: [10.3390/met9111158](https://doi.org/10.3390/met9111158).
52. Ma Jiang, Liang Xiong, Wu Xiaoyu, Liu Zhiyuan, Gong Feng. Sub-second thermoplastic forming of bulk metallic glasses by ultrasonic beating // *Scientific Reports*. 2015. Vol. 5. Article number 17844. DOI: [10.1038/srep17844](https://doi.org/10.1038/srep17844).
53. Luo Feng, Sun Fei, Li Kangsen, Gong Feng, Liang Xiong, Wu Xiaoyu, Ma Jiang. Ultrasonic assisted micro-shear punching of amorphous alloy // *Materials Research Letters*. 2018. Vol. 6. № 10. P. 545–551. DOI: [10.1080/21663831.2018.1500399](https://doi.org/10.1080/21663831.2018.1500399).
54. Li Xin, Li Luyao, Sohrabi S. et al. Ultrasonic vibration enabled under-liquid forming of metallic glasses // *Science Bulletin*. 2024. Vol. 69. № 2. P. 163–166. DOI: [10.1016/j.scib.2023.11.049](https://doi.org/10.1016/j.scib.2023.11.049).
55. González S., Sort J., Louzguine-Luzgin D.V., Perepezko J.H., Baró M.D., Inoue A. Tuning the microstructure and mechanical properties of Al-based amorphous/crystalline composites by addition of Pd // *Intermetallics*. 2010. Vol. 18. № 12. P. 2377–2384. DOI: [10.1016/j.intermet.2010.08.036](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.08.036).
56. Song Wenli, Wu Yuan, Wang Hui, Liu Xiongjun, Chen Houwen, Guo Zhenxi, Lu Zhaoping. Microstructural control via copious nucleation manipulated by in situ formed nucleants: large-sized and ductile metallic glass composites // *Advanced Materials*. 2016. Vol. 28. № 37. P. 8156–8161. DOI: [10.1002/adma.201601954](https://doi.org/10.1002/adma.201601954).
57. Khademian N., Gholamipour R., Shahri F., Tamizifar M. Effect of vanadium substitution for zirconium on the glass forming ability and mechanical properties of a $Zr_{65}Cu_{17.5}Ni_{10}Al_{7.5}$ bulk metallic glass // *Journal of Alloys and Compounds*. 2013. Vol. 546. P. 41–47. DOI: [10.1016/j.jallcom.2012.08.035](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.08.035).
58. Jang J.S.C., Wu K.C., Jian S.R., Hsieh P.J., Huang J.C., Liu C.T. A Ni-free Zr-based bulk metallic glass with remarkable plasticity // *Journal of Alloys and Compounds*. 2011. Vol. 509. P. S109–S114. DOI: [10.1016/j.jallcom.2011.01.209](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.01.209).
59. Wu Y., Wang H., Liu X.J., Chen X.H., Hui X.D., Zhang Y., Lu Z.P. Designing bulk metallic glass composites with enhanced formability and plasticity // *Journal of Materials Science and Technology*. 2014. Vol. 30. № 6. P. 566–575. DOI: [10.1016/j.jmst.2014.03.028](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2014.03.028).
60. Zhao Yan Chun, Ma Wen Long, Yuan Xiao Peng, Zhao Zhi Ping, Huang Ming Yuan, Kou Sheng Zhong, Li Chun Yan. Influence of annealing treatment on microstructure and mechanical properties of Fe-Cu-Si-Al amorphous composites // *Materials Science Forum*. 2016. Vol. 849. P. 71–75. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.849.71](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.849.71).
61. Lee J.I., Kim S.Y., Park E.S. In-situ synthesis and mechanical properties of Zr-based bulk metallic glass matrix composites manipulated by nitrogen additions // *Intermetallics*. 2017. Vol. 91. P. 70–77. DOI: [10.1016/j.intermet.2017.08.005](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.08.005).
62. Wang Tuo, Wu Yidong, Si Jiajia, Liu Yanhui, Hui Xidong. Plasticizing and work hardening in phase separated Cu-Zr-Al-Nb bulk metallic glasses by deformation induced nanocrystallization // *Materials and Design*. 2018. Vol. 142. P. 74–82. DOI: [10.1016/j.matdes.2018.01.003](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.01.003).
63. Wang D.P., Yang Y., Niu X.R., Lu J., Yang G.N., Wang W.H., Liu C.T. Resonance ultrasonic actuation and local structural rejuvenation in metallic glasses // *Physical Review B*. 2017. Vol. 95. Article number 235407. DOI: [10.1103/PhysRevB.95.235407](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.95.235407).
64. Yu Jiangtao, Lou Yan, Wang Zhaoyi, Yang Lingyun, Huang Guijian, Ma Jiang. Revealing the mechanical responses and accommodation mechanisms of Cu-based amorphous composites under elastic preload and ultrasonic vibration treatment // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2024. Vol. 629. Article number 122875. DOI: [10.1016/j.jnoncrysol.2024.122875](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2024.122875).
65. Lou Yan, Yang Lingyun, Xv Shengpeng, Ma Jiang. Fast increase in ductility and strength of Zr-based bulk amorphous alloys induced by intermittent high-frequency vibration loading // *Intermetallics*. 2022. Vol. 142. Article number 107467. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107467](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107467).
66. Zhai W., Nie L.H., Hui X.D., Xiao Y., Wang T., Wei B. Ultrasonic excitation induced nanocrystallization and toughening of $Zr_{46.75}Cu_{46.75}Al_{6.5}$ bulk metallic glass // *Journal of Materials Science and Technology*. 2020. Vol. 45. P. 157–161. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.10.035](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.10.035).
67. Zhang Yu, Sohrabi Sajad, Li Xin, Ren Shuai, Ma Jiang. Tailored gradient nanocrystallization in bulk metallic glass via ultrasonic vibrations // *Journal of Materials Science and Technology*. 2025. Vol. 210. P. 109–120. DOI: [10.1016/j.jmst.2024.05.027](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2024.05.027).
68. Zhang Y., Zhao H., Yan Y.Q., Tong X., Ma Jiang, Ke Haibo, Wang Weihua. Ultrasonic-assisted fabrication of metallic glass composites // *Journal of Non-Crystalline Solids*. 2022. Vol. 597. Article number 121894. DOI: [10.2139/ssrn.4039426](https://doi.org/10.2139/ssrn.4039426).
69. Чиркова В.В., Абросимова Г.Е., Першина Е.А., Волков Н.А., Аронин А.С. Влияние покрытия танталом на кристаллизацию деформированных аморфных сплавов $Fe_{78}Si_{13}B_9$ и $Al_{87}Ni_8Gd_5$ // *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*. 2023. № 11. С. 16–23. DOI: [10.31857/S1028096023110080](https://doi.org/10.31857/S1028096023110080).
70. Abrosimova G., Chirkova V., Matveev D., Pershina E., Volkov N., Aronin A. Influence of a protective coating on the crystallization of an amorphous $Fe_{78}Si_{13}B_9$ alloy // *Metals*. 2023. Vol. 13. № 6. Article number 1090. DOI: [10.3390/met13061090](https://doi.org/10.3390/met13061090).
71. Kawamura Y., Ohno Y. Spark welding of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ bulk metallic glass // *Scripta Materialia*. 2001. Vol. 45. № 2. P. 127–132. DOI: [10.1016/S1359-6462\(01\)01003-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01003-X).
72. Kim J., Kawamura Y. Electron beam welding of Zr-based BMG/Ni joints: effect of beam irradiation position on mechanical and microstructural properties // *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 207. № 1–3. P. 112–117. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2007.12.090](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.090).
73. Shoji T., Kawamura Y., Ohno Y. Friction welding of bulk metallic glasses to different ones // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 375–377. P. 394–398. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.183](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.183).
74. Xu Z., Ma L., Yang J., Zhang J., Yan J. Ultrasonic-induced rising and wetting of a Sn-Zn filler in an aluminum joint // *Welding Journal*. 2016. Vol. 95. P. 264–272.
75. Xu Zhiwu, Ma Lin, Yan Jiuchun, Yang Shiqin, Du Shanyi. Wetting and oxidation during ultrasonic soldering of an alumina reinforced aluminum–copper–magnesium (2024 Al) matrix composite //

- Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2012. Vol. 43. № 3. P. 407–414. DOI: [10.1016/j.compositesa.2011.12.006](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.12.006).
76. Lai Zhiwei, Xie Ruishan, Pan Chuan, Chen Xiaoguang, Liu Lei, Wang Wenxian, Zou Guisheng. Ultrasound-assisted transient liquid phase bonding of magnesium alloy using brass interlayer in air // Journal of Materials Science and Technology. 2017. Vol. 33. № 6. P. 567–572. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.11.002](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.11.002).
77. Ji Hongjun, Li Long, Wang Lijie, Li Mingyu. Microstructures and properties of the Fe-based amorphous foil/aluminum dissimilar joint by ultrasonic-assisted soldering // Welding in the World. 2015. Vol. 59. P. 623–628. DOI: [10.1007/s40194-015-0237-0](https://doi.org/10.1007/s40194-015-0237-0).
78. Tamura S., Tsunekawa Y., Okumiya M., Hatakeyama M. Ultrasonic cavitation treatment for soldering on Zr-based bulk metallic glass // Journal of Materials Processing Technology. 2008. Vol. 206. № 1-3. P. 322–327. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2007.12.032](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.032).
79. Xu Zhiwu, Li Zhengwei, Zhong Shijiang, Ma Zhipeng, Yan Jiuchun. Wetting mechanism of Sn to $Zr_{50.7}Cu_{28}Ni_9Al_{12.3}$ bulk metallic glass assisted by ultrasonic treatment // Ultrasonics Sonochemistry. 2018. Vol. 48. № 1. P. 207–217. DOI: [10.1016/j.ultsonch.2018.05.036](https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2018.05.036).
80. Wang Jiahao, Liu Senji, Huang Pengyu, Liu Junsheng, Zhang Yu, Liang Xiong, Sohrabi Sajad, Ma Jiang. Ultrasonic powder consolidation of metallic glass/Al-6061 composites // Intermetallics. 2024. Vol. 174. Article number 108462. DOI: [10.1016/j.intermet.2024.108462](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2024.108462).
81. Liang Xiong, Zhu XiaoLong, Li Xin, Mo RuoDong, Liu YongJing, Wu Kai, Ma Jiang. High-entropy alloy and amorphous alloy composites fabricated by ultrasonic vibrations // Science China: Physics, Mechanics and Astronomy. 2020. Vol. 63. № 11. Article number 116111. DOI: [10.1007/s11433-020-1560-4](https://doi.org/10.1007/s11433-020-1560-4).
82. Liang Xiong, Wu Kai, Fu Jianan et al. Fabrication of amorphous and high-entropy biphasic composites using high-frequency ultrasonic vibration // Journal of Non-Crystalline Solids. 2022. Vol. 582. Article number 121458. DOI: [10.1016/j.jnoncrysol.2022.121458](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2022.121458).
83. Kim J. Weld ability of $Cu_{54}Zr_{22}Ti_{18}Ni_6$ bulk metallic glass by ultrasonic welding processing // Materials Letters. 2014. Vol. 130. P. 160–163. DOI: [10.1016/j.matlet.2014.05.056](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.05.056).
84. Zhang Xingyi, Xiao Yong, Wang Ling, Wan Chao, Wang Qiwei, Sheng Hongchao, Li Mingyu. Ultrasound-induced liquid/solid interfacial reaction between Zn-3Al alloy and Zr-based bulk metallic glasses // Ultrasonics Sonochemistry. 2018. Vol. 45. P. 86–94. DOI: [10.1016/j.ultsonch.2018.03.006](https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2018.03.006).
85. Song Xiao Cun, Zhu Zheng Qiang, Chen Yan Fei. Ultrasonic welding of $Fe_{78}Si_9B_{13}$ metallic glass // Materials Science Forum. 2014. Vol. 809. P. 348–353. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.809-810.348](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.809-810.348).
86. Wu Wenzheng, Jiang Jili, Li Guiwei, Fuh Jerry Ying His, Jiang Hao, Gou Pengwei, Zhang Longjian, Liu Wei, Zhao Ji. Ultrasonic additive manufacturing of bulk Ni-based metallic glass // Journal of Non-Crystalline Solids. 2019. Vol. 506. P. 1–5. DOI: [10.1016/j.jnoncrysol.2018.12.008](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2018.12.008).
87. Li Guiwei, Zhao Ji, Fuh Jerry Ying His, Wu Wenzheng, Jiang Jili, Wang Tianqi, Chang Shuai. Experiments on the ultrasonic bonding manufacturing of metallic glass and crystalline metal composite // Materials. 2019. Vol. 12. № 18. Article number 2975. DOI: [10.3390/ma12182975](https://doi.org/10.3390/ma12182975).
88. Li Z., Huang Z., Sun F., Li X., Ma J. Forming of metallic glasses: mechanisms and processes // Materials Today Advances. 2020. Vol. 7. Article number 100077. DOI: [10.1016/j.mtadv.2020.100077](https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2020.100077).
89. Li Luyao, Li Xin, Huang Zhiyuan et al. Joining of metallic glasses in liquid via ultrasonic vibrations // Nature Communications. 2023. Vol. 14. № 1. Article number 6305. DOI: [10.1038/s41467-023-42014-x](https://doi.org/10.1038/s41467-023-42014-x).
90. Telford M. The case for bulk metallic glass // Materials Today. 2004. Vol. 7. № 3. P. 36–43. DOI: [10.1016/S1369-7021\(04\)00124-5](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(04)00124-5).
91. Li W., Wang C., Li L.Y. et al. Manipulating defects in metallic glasses via ultrasonic treatment // International Journal of Mechanical Sciences. 2025. Vol. 287. Article number 109960. DOI: [10.1016/j.ijmecsci.2025.109960](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2025.109960).

REFERENCES

1. Glezer A.M., Permyakova I.E. *Melt-quenched nanocrystals*. Boca Raton, CRC Press, Taylor & Francis Group Publ., 2013. 369 p. DOI: [10.1201/b15028](https://doi.org/10.1201/b15028).
2. Greer A.L., Costa M.B., Houghton O.S. Metallic glasses. *MRS Bulletin*, 2023, vol. 48, pp. 1054–1061. DOI: [10.1557/s43577-023-00586-5](https://doi.org/10.1557/s43577-023-00586-5).
3. Gao K., Zhu X.G., Chen L. et al. Recent development in the application of bulk metallic glasses. *Journal of Materials Science and Technology*, 2022, vol. 131, pp. 115–121. DOI: [10.1016/j.jmst.2022.05.028](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2022.05.028).
4. Khan M.M., Nemati A., Rahman Z.U., Shah U.H., Asgar H., Haider W. Recent advancements in bulk metallic glasses and their applications: a review. *Critical Reviews in Solid State and Material Sciences*, 2018, vol. 43, no. 3, pp. 233–268. DOI: [10.1080/10408436.2017.1358149](https://doi.org/10.1080/10408436.2017.1358149).
5. Inoue A., Hashimoto K., eds. *Amorphous and nanocrystalline materials: preparation, properties, and applications*. Berlin, Springer Publ., 2001. 206 p. DOI: [10.1007/978-3-662-04426-1](https://doi.org/10.1007/978-3-662-04426-1).
6. Trexler M.M., Thadhani N.N. Mechanical properties of bulk metallic glasses. *Progress in Materials Science*, 2010, vol. 55, no. 8, pp. 759–839. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2010.04.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2010.04.002).
7. Glezer A.M., Permyakova I.E., Gromov V.E., Kovalenko V.V. *Mekhanicheskoe povedenie amorfnykh splavov* [Mechanical behavior of amorphous alloys]. Novokuznetsk, SibGIU Publ., 2006. 416 p.
8. Dong Quan, Tan Jun, Li Caiju, Sarac B., Eckert J. Room-temperature plasticity of metallic glass composites: a review. *Composites Part B: Engineering*, 2024, vol. 280, article number 111453. DOI: [10.1016/j.compositesb.2024.111453](https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111453).
9. Zhang M., Chen Y., Li W. On the origin of softening in the plastic deformation of metallic glasses. *International Journal of Plasticity*, 2019, vol. 116, pp. 24–38. DOI: [10.1016/j.ijplas.2018.12.004](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2018.12.004).
10. Hufnagel T.C., Schuh C.A., Falk M.L. Deformation of metallic glasses: recent developments in theory, simulations, and experiments. *Acta Materialia*, 2016, vol. 109, pp. 375–393. DOI: [10.1016/j.actamat.2016.01.049](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.01.049).
11. Permyakova I., Glezer A. Mechanical behavior of Fe- and Co-based amorphous alloys after thermal action.

- Metals*, 2022, vol. 12, no. 2, article number 297. DOI: [10.3390/met12020297](https://doi.org/10.3390/met12020297).
12. Maaß R., Löffler J.F. Shear-band dynamics in metallic glasses. *Advanced Functional Materials*, 2015, vol. 25, no. 16, pp. 2353–2368. DOI: [10.1002/adfm.201404223](https://doi.org/10.1002/adfm.201404223).
13. Shelyakov A., Sitnikov N., Zaletova I., Borodako K., Tabachkova N. Study of structure and phase transformations in rejuvenated rapidly quenched TiNiCu alloys. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 7, article number 1175. DOI: [10.3390/met13071175](https://doi.org/10.3390/met13071175).
14. Priezjev N.V. The effect of thermal history on the atomic structure and mechanical properties of amorphous alloys. *Computational Materials Science*, 2020, vol. 174, article number 109477. DOI: [10.1016/j.commatsci.2019.109477](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.109477).
15. Di Siyi, Zhou Jing, Cai Mingjuan, Cui Jingxian, Li Xuesong, Shen Baolong, Ke Haibo, Wang Qianqian. Improved ductility of annealed Fe-based metallic glass with good soft magnetic property by cryogenic thermal cycling. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 960, article number 170686. DOI: [10.1016/j.jallcom.2023.170686](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170686).
16. Sohrabi S., Sun B.Y., Mahmoodan M., Sun Y.H., Gholamipour R., Wang W.H. Rejuvenation by compressive elasto-static loading: the role of static stress on a Zr-based metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 933, article number 167715. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.167715](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.167715).
17. Zhang Sailong, Shi Bo, Wang Jinhui, Xu Yuanli, Jin Peipeng. Rejuvenation of a naturally aged bulk metallic glass by elastostatic loading. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, vol. 806, article number 140843. DOI: [10.1016/j.msea.2021.140843](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140843).
18. Khademorezaian S., Tomut M., Peterlechner M., da Silva Pinto M.W., Rösner H., Divinski S., Wilde G. Extreme rejuvenation of a bulk metallic glass at the nanoscale by swift heavy ion irradiation. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, vol. 980, article number 173571. DOI: [10.1016/j.jallcom.2024.173571](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.173571).
19. Boukhemkhem W., Izerrouken M., Ghidelli M., Pardoën T., Sari A., Khereddine A.Y., Meftah A. Swift heavy ion irradiation effect on structural, morphological and mechanical properties of Zr₇₀Ni₃₀ metallic glass. *Physica Scripta*, 2023, vol. 98, no. 8, article number 085311. DOI: [10.1088/1402-4896/ace387](https://doi.org/10.1088/1402-4896/ace387).
20. Zhang C.Y., Zhu Z.W., Li S.T., Wang Y.Y., Li Z.K., Li H., Yuan G., Zhang H.F. Shear band evolution and mechanical behavior of cold-rolled Zr-based amorphous alloy sheets: an in-situ study. *Journal of Materials Science and Technology*, 2024, vol. 181, pp. 115–127. DOI: [10.1016/j.jmst.2023.09.022](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.09.022).
21. Stolpe M., Kruzic J.J., Busch R. Evolution of shear bands, free volume and hardness during cold rolling of a Zr-based bulk metallic glass. *Acta Materialia*, 2014, vol. 64, pp. 231–240. DOI: [10.1016/j.actamat.2013.10.035](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.10.035).
22. Permyakova I., Glezer A. Amorphous-nanocrystalline composites prepared by high-pressure torsion. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 4, article number 511. DOI: [10.3390/met10040511](https://doi.org/10.3390/met10040511).
23. Bazlov A.I., Parkhomenko M.S., Ubyivovk E.V., Zanaeva E.N., Bazlova T.A., Gunderov D.V. Severe plastic deformation influence on the structure transformation of the amorphous Zr_{62.5}Cu_{22.5}Al₁₀Fe₅ alloy. *Intermetallics*, 2023, vol. 152, article number 107777. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107777](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107777).
24. Yang Zhichao, Zhu Lida, Zhang Guixiang, Ni Chenbing, Lin Bin. Review of ultrasonic vibration-assisted machining in advanced materials. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2020, vol. 156, article number 103594. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2020.103594](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2020.103594).
25. Behal J., Maru M.S., Katwal R., Pathak D., Kumar V. Ultrasonic assisted green synthesis approach for nanotechnological materials. *Journal of Alloys and Compounds Communications*, 2024, vol. 3, article number 100013. DOI: [10.1016/j.jacomc.2024.100013](https://doi.org/10.1016/j.jacomc.2024.100013).
26. 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).
27. Gallego-Juárez J.A., Graff K.F., eds. *Power ultrasonics: Applications of high-intensity ultrasound*. Oxford, Woodhead Publ., 2023. 946 p. DOI: [10.1016/C2019-0-00783-2](https://doi.org/10.1016/C2019-0-00783-2).
28. Smirnov O.M., Glezer A.M. Effect of ultrasonic treatment on embrittlement of amorphous alloys during heat treatment. *Fizika i khimiya obrabotki materialov*, 1992, no. 3, pp. 131–134.
29. Smirnov O.M., Glezer A.M., Ovcharov V.P., Khudyakova E.V. *Sposob polucheniya amorfnykh splavov* [Method for the producing amorphous alloys], opisaniye izobreteniya k avtorskomu svidetelstvu no. SU 1787665 A1, 1993, 3 p. EDN: [PGXVAV](https://patents.google.com/patent/SU1787665A1).
30. Ichitsubo T., Kai S., Ogi H., Hirao M., Tanaka K. Elastic and anelastic behavior of Zr₅₅Al₁₀Ni₅Cu₃₀ bulk metallic glass around the glass transition temperature under ultrasonic excitation. *Scripta Materialia*, 2003, vol. 49, no. 4, pp. 267–271. DOI: [10.1016/S1359-6462\(03\)00294-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00294-X).
31. Ichitsubo T., Matsubara E., Yamamoto T., Chen H.S., Nishiyama N., Saida J., Anazawa K. Microstructure of fragile metallic glasses inferred from ultrasound-accelerated crystallization in Pd-based metallic glasses. *Physical Review Letters*, 2005, vol. 95, article number 245501. DOI: [10.1103/PhysRevLett.95.245501](https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.95.245501).
32. Maeda M., Takahashi Y., Fukuhara M., Xinmin Wang, Inoue A. Ultrasonic bonding of Zr₅₅Cu₃₀Ni₅Al₁₀ metallic glass. *Materials Science and Engineering: B*, 2008, vol. 148, no. 1–3, pp. 141–144. DOI: [10.1016/j.mseb.2007.09.028](https://doi.org/10.1016/j.mseb.2007.09.028).
33. Ma Chi, Qin Haifeng, Ren Zhencheng, O'Keeffe S.C., Stevick J., Doll G.L., Dong Yalin, Winiarski B., Ye Chang. Increasing fracture strength in bulk metallic glasses using ultrasonic nanocrystal surface modification. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 718, pp. 246–253. DOI: [10.1016/j.jallcom.2017.05.056](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.05.056).
34. Nepomnyashchaya V.V., Rubanik V.V. The influence of ultrasonic mechanical activation on crystallization kinetics and martensitic transformations of TiNi-based amorphous alloys. *Vektor nauki Tolyatinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2017, no. 3, pp. 90–96. DOI: [10.18323/2073-5073-2017-3-90-96](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2017-3-90-96).
35. Becker M., Kuball A., Ghavimi A., Adam B., Busch R., Gallino I., Balle F. Solid state joining of a cold rolled Zr-based bulk metallic glass to a wrought aluminum alloy by power ultrasonics. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 21, article number 7673. DOI: [10.3390/ma15217673](https://doi.org/10.3390/ma15217673).

36. Bakai S.A., Volchok O.I., Stoev P.I., Kamyshanchenko N.V., Kungurtsev E.S. Effect of the ultrasound action on the acoustic emission and mechanical properties of zirconium-based bulk metallic glasses. *Acoustical Physics*, 2012, vol. 58, no. 3, pp. 277–280. DOI: [10.1134/S1063771012020029](https://doi.org/10.1134/S1063771012020029).
37. Bakai S.A., Bulatov A.S., Klochko V.S., Korniets A.V., Fateev M.P. On the low-temperature absorption of longitudinal ultrasound in $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$ bulk metallic glass. *Low Temperature Physics*, 2012, vol. 38, no. 10, pp. 948–951. DOI: [10.1063/1.4758778](https://doi.org/10.1063/1.4758778).
38. Tsaregradskaya T.L., Kozachenko V.V., Kuryliuk A.M., Turkov O.V., Saenko G.V. Effect of ultrasonic treatment on phase formation processes in amorphous alloy $Fe_{76}Ni_{14}Si_{14}B_6$. *Journal of Nano- and Electronic Physics*, 2019, vol. 11, no. 3, article number 03031. DOI: [10.21272/jnep.11\(3\).03031](https://doi.org/10.21272/jnep.11(3).03031).
39. Vasilev M.A., Tinkov V.A., Petrov Yu.N., Voloshko S.M., Galstyan G.G., Cherepin V.T., Khodakovskiy A.S. Nanocrystallization of amorphous alloy $Fe_{73.6}Si_{15.8}B_{7.2}Cu_{1.0}Nb_{2.4}$ (Finemet) under ultrasonic impact treatment. *Metallofizika i noveychie tekhnologii*, 2013, vol. 35, no. 5, pp. 667–675.
40. Blaha F., Langenecker B. Dehnung von zink-kristallen unter ultraschalleinwirkung. *Naturwissenschaften*, 1955, vol. 42, no. 20, pp. 556–557. DOI: [10.1007/BF00623773](https://doi.org/10.1007/BF00623773).
41. Langenecker B. Effects of ultrasound on deformation characteristics of metals. *IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics*, 1966, vol. 13, no. 1, pp. 1–8. DOI: [10.1109/T-SU.1966.29367](https://doi.org/10.1109/T-SU.1966.29367).
42. Li Ning, Xu Xiaona, Zheng Zhizhen, Liu Lin. Enhanced formability of a Zr-based bulk metallic glass in a supercooled liquid state by vibrational loading. *Acta Materialia*, 2014, vol. 65, pp. 400–411. DOI: [10.1016/j.actamat.2013.11.009](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.11.009).
43. Han Guangchao, Peng Zhuo, Xu Linhong, Li Ning. Ultrasonic vibration facilitates the micro-formability of a Zr-based metallic glass. *Materials*, 2018, vol. 11, no. 12, article number 2568. DOI: [10.3390/ma11122568](https://doi.org/10.3390/ma11122568).
44. Lou Yan, Liu Xiao, Yang Xiaole, Ge Yang, Zhao Dandan, Wang Hao, Zhang Lai-Chang, Liu Zhiyuan. Fast rejuvenation in bulk metallic glass induced by ultrasonic vibration precompression. *Intermetallics*, 2020, vol. 118, no. 5, article number 106687. DOI: [10.1016/j.intermet.2019.106687](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2019.106687).
45. Chen Zhe, Ren Shuai, Zhao Rui et al. Plasticity and rejuvenation of aged metallic glasses by ultrasonic vibrations. *Journal of Materials Science and Technology*, 2024, vol. 181, pp. 231–239. DOI: [10.1016/j.jmst.2023.09.029](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.09.029).
46. Li Ning, Chen Wen, Liu Lin. Thermoplastic micro-forming of bulk metallic glasses: a review. *JOM*, 2016, vol. 68, no. 4, pp. 1246–1261. DOI: [10.1007/s11837-016-1844-y](https://doi.org/10.1007/s11837-016-1844-y).
47. Zhao R., Jiang H.Y., Luo P., Shen L.Q., Wen P., Sun Y.H., Bai H.Y., Wang W.H. Reversible and irreversible β -relaxations in metallic glasses. *Physical Review B*, 2020, vol. 101, no. 9, article number 094203. DOI: [10.1103/PhysRevB.101.094203](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.101.094203).
48. Li X., Wei D., Zhang J.Y. et al. Ultrasonic plasticity of metallic glass near room temperature. *Applied Materials Today*, 2020, vol. 21, no. 3, article number 100866. DOI: [10.1016/j.apmt.2020.100866](https://doi.org/10.1016/j.apmt.2020.100866).
49. Yuan Chenchen, Liu Rui, Lv Zhuwei, Li Xin, Pang Changmeng, Yang Can, Ma Jiang, Wang Weihua. Softening in an ultrasonic-vibrated Pd-based metallic glass. *Intermetallics*, 2022, vol. 144, article number 107527. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107527](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107527).
50. Yuan C.C., Lv Z.W., Li X. et al. Ultrasonic-promoted defect activation and structural rejuvenation in a La-based metallic glass. *Intermetallics*, 2023, vol. 153, article number 107803. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107803](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107803).
51. Li Hongzhen, Yan Yuqiang, Sun Fei, Li Kangsen, Luo Feng, Ma Jiang. Shear punching of amorphous alloys under high-frequency vibrations. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 11, article number 1158. DOI: [10.3390/met9111158](https://doi.org/10.3390/met9111158).
52. Ma Jiang, Liang Xiong, Wu Xiaoyu, Liu Zhiyuan, Gong Feng. Sub-second thermoplastic forming of bulk metallic glasses by ultrasonic beating. *Scientific Reports*, 2015, vol. 5, article number 17844. DOI: [10.1038/srep17844](https://doi.org/10.1038/srep17844).
53. Luo Feng, Sun Fei, Li Kangsen, Gong Feng, Liang Xiong, Wu Xiaoyu, Ma Jiang. Ultrasonic assisted micro-shear punching of amorphous alloy. *Materials Research Letters*, 2018, vol. 6, no. 10, pp. 545–551. DOI: [10.1080/21663831.2018.1500399](https://doi.org/10.1080/21663831.2018.1500399).
54. Li Xin, Li Luyao, Sohrabi S. et al. Ultrasonic vibration enabled under-liquid forming of metallic glasses. *Science Bulletin*, 2024, vol. 69, no. 2, pp. 163–166. DOI: [10.1016/j.scib.2023.11.049](https://doi.org/10.1016/j.scib.2023.11.049).
55. González S., Sort J., Louzguine-Luzgin D.V., Perepezko J.H., Baró M.D., Inoue A. Tuning the microstructure and mechanical properties of Al-based amorphous/crystalline composites by addition of Pd. *Intermetallics*, 2010, vol. 18, no. 12, pp. 2377–2384. DOI: [10.1016/j.intermet.2010.08.036](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.08.036).
56. Song Wenli, Wu Yuan, Wang Hui, Liu Xiongjun, Chen Houwen, Guo Zhenxi, Lu Zhaoping. Microstructural control via copious nucleation manipulated by in situ formed nucleants: large-sized and ductile metallic glass composites. *Advanced Materials*, 2016, vol. 28, no. 37, pp. 8156–8161. DOI: [10.1002/adma.201601954](https://doi.org/10.1002/adma.201601954).
57. Khademian N., Gholamipour R., Shahri F., Tamizifar M. Effect of vanadium substitution for zirconium on the glass forming ability and mechanical properties of a $Zr_{65}Cu_{17.5}Ni_{10}Al_{7.5}$ bulk metallic glass. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 546, pp. 41–47. DOI: [10.1016/j.jallcom.2012.08.035](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.08.035).
58. Jiang J.S.C., Wu K.C., Jian S.R., Hsieh P.J., Huang J.C., Liu C.T. A Ni-free Zr-based bulk metallic glass with remarkable plasticity. *Journal of Alloys and Compounds*, 2011, vol. 509, pp. S109–S114. DOI: [10.1016/j.jallcom.2011.01.209](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2011.01.209).
59. Wu Y., Wang H., Liu X.J., Chen X.H., Hui X.D., Zhang Y., Lu Z.P. Designing bulk metallic glass composites with enhanced formability and plasticity. *Journal of Materials Science and Technology*, 2014, vol. 30, no. 6, pp. 566–575. DOI: [10.1016/j.jmst.2014.03.028](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2014.03.028).
60. Zhao Yan Chun, Ma Wen Long, Yuan Xiao Peng, Zhao Zhi Ping, Huang Ming Yuan, Kou Sheng Zhong, Li Chun Yan. Influence of annealing treatment on microstructure and mechanical properties of Fe-Cu-Si-Al amorphous composites. *Materials Science Forum*, 2016, vol. 849, pp. 71–75. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.849.71](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.849.71).
61. Lee J.I., Kim S.Y., Park E.S. In-situ synthesis and mechanical properties of Zr-based bulk metallic glass matrix composites manipulated by nitrogen ad-

- ditions. *Intermetallics*, 2017, vol. 91, pp. 70–77. DOI: [10.1016/j.intermet.2017.08.005](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2017.08.005).
62. Wang Tuo, Wu Yidong, Si Jiajia, Liu Yanhui, Hui Xidong. Plasticizing and work hardening in phase separated Cu-Zr-Al-Nb bulk metallic glasses by deformation induced nanocrystallization. *Materials and Design*, 2018, vol. 142, pp. 74–82. DOI: [10.1016/j.matdes.2018.01.003](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2018.01.003).
63. Wang D.P., Yang Y., Niu X.R., Lu J., Yang G.N., Wang W.H., Liu C.T. Resonance ultrasonic actuation and local structural rejuvenation in metallic glasses. *Physical Review B*, 2017, vol. 95, article number 235407. DOI: [10.1103/PhysRevB.95.235407](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.95.235407).
64. Yu Jiangtao, Lou Yan, Wang Zhaoyi, Yang Lingyun, Huang Guijian, Ma Jiang. Revealing the mechanical responses and accommodation mechanisms of Cu-based amorphous composites under elastic preload and ultrasonic vibration treatment. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2024, vol. 629, article number 122875. DOI: [10.1016/j.jnoncrysol.2024.122875](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2024.122875).
65. Lou Yan, Yang Lingyun, Xv Shenpeng, Ma Jiang. Fast increase in ductility and strength of Zr-based bulk amorphous alloys induced by intermittent high-frequency vibration loading. *Intermetallics*, 2022, vol. 142, article number 107467. DOI: [10.1016/j.intermet.2022.107467](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2022.107467).
66. Zhai W., Nie L.H., Hui X.D., Xiao Y., Wang T., Wei B. Ultrasonic excitation induced nanocrystallization and toughening of $Zr_{46.75}Cu_{46.75}Al_{6.5}$ bulk metallic glass. *Journal of Materials Science and Technology*, 2020, vol. 45, pp. 157–161. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.10.035](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.10.035).
67. Zhang Yu, Sohrabi Sajad, Li Xin, Ren Shuai, Ma Jiang. Tailored gradient nanocrystallization in bulk metallic glass via ultrasonic vibrations. *Journal of Materials Science and Technology*, 2025, vol. 210, pp. 109–120. DOI: [10.1016/j.jmst.2024.05.027](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2024.05.027).
68. Zhang Y., Zhao H., Yan Y.Q., Tong X., Ma Jiang, Ke Haibo, Wang Weihua. Ultrasonic-assisted fabrication of metallic glass composites. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2022, vol. 597, article number 121894. DOI: [10.2139/ssrn.4039426](https://doi.org/10.2139/ssrn.4039426).
69. Chirkova V.V., Abrosimova G.E., Pershina E.A., Volkov N.A., Aronin A.S. Influence of a Ta Coating on the Crystallization of Deformed Amorphous Alloys $Fe_{78}Si_{13}B_9$ and $Al_{87}Ni_8Gd_5$. *Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques*, 2023, vol. 17, pp. 1192–1198. DOI: [10.1134/S1027451023060083](https://doi.org/10.1134/S1027451023060083).
70. Abrosimova G., Chirkova V., Matveev D., Pershina E., Volkov N., Aronin A. Influence of a protective coating on the crystallization of an amorphous $Fe_{78}Si_{13}B_9$ alloy. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 6, article number 1090. DOI: [10.3390/met13061090](https://doi.org/10.3390/met13061090).
71. Kawamura Y., Ohno Y. Spark welding of $Zr_{55}Al_{10}Ni_5Cu_{30}$ bulk metallic glass. *Scripta Materialia*, 2001, vol. 45, no. 2, pp. 127–132. DOI: [10.1016/S1359-6462\(01\)01003-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(01)01003-X).
72. Kim J., Kawamura Y. Electron beam welding of Zr-based BMG/Ni joints: effect of beam irradiation position on mechanical and microstructural properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 207, no. 1-3, pp. 112–117. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2007.12.090](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.090).
73. Shoji T., Kawamura Y., Ohno Y. Friction welding of bulk metallic glasses to different ones. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 375–377, pp. 394–398. DOI: [10.1016/j.msea.2003.10.183](https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.183).
74. Xu Z., Ma L., Yang J., Zhang J., Yan J. Ultrasonic-induced rising and wetting of a Sn-Zn filler in an aluminum joint. *Welding Journal*, 2016, vol. 95, pp. 264–272.
75. Xu Zhiwu, Ma Lin, Yan Jiuchun, Yang Shiqin, Du Shanyi. Wetting and oxidation during ultrasonic soldering of an alumina reinforced aluminum-copper-magnesium (2024 Al) matrix composite. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2012, vol. 43, no. 3, pp. 407–414. DOI: [10.1016/j.compositesa.2011.12.006](https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.12.006).
76. Lai Zhiwei, Xie Ruishan, Pan Chuan, Chen Xiaoguang, Liu Lei, Wang Wenxian, Zou Guisheng. Ultrasound-assisted transient liquid phase bonding of magnesium alloy using brass interlayer in air. *Journal of Materials Science and Technology*, 2017, vol. 33, no. 6, pp. 567–572. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.11.002](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.11.002).
77. Ji Hongjun, Li Long, Wang Lijie, Li Mingyu. Microstructures and properties of the Fe-based amorphous foil/aluminum dissimilar joint by ultrasonic-assisted soldering. *Welding in the World*, 2015, vol. 59, pp. 623–628. DOI: [10.1007/s40194-015-0237-0](https://doi.org/10.1007/s40194-015-0237-0).
78. Tamura S., Tsunekawa Y., Okumiya M., Hatakeyama M. Ultrasonic cavitation treatment for soldering on Zr-based bulk metallic glass. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, vol. 206, no. 1-3, pp. 322–327. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2007.12.032](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.032).
79. Xu Zhiwu, Li Zhengwei, Zhong Shijiang, Ma Zhipeng, Yan Jiuchun. Wetting mechanism of Sn to $Zr_{50.7}Cu_{28}Ni_9Al_{12.3}$ bulk metallic glass assisted by ultrasonic treatment. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2018, vol. 48, no. 1, pp. 207–217. DOI: [10.1016/j.ultsonch.2018.05.036](https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2018.05.036).
80. Wang Jiahao, Liu Senji, Huang Pengyu, Liu Junsheng, Zhang Yu, Liang Xiong, Sohrabi Sajad, Ma Jiang. Ultrasonic powder consolidation of metallic glass/Al-6061 composites. *Intermetallics*, 2024, vol. 174, article number 108462. DOI: [10.1016/j.intermet.2024.108462](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2024.108462).
81. Liang Xiong, Zhu XiaoLong, Li Xin, Mo RuoDong, Liu YongJing, Wu Kai, Ma Jiang. High-entropy alloy and amorphous alloy composites fabricated by ultrasonic vibrations. *Science China: Physics, Mechanics and Astronomy*, 2020, vol. 63, no. 11, article number 116111. DOI: [10.1007/s11433-020-1560-4](https://doi.org/10.1007/s11433-020-1560-4).
82. Liang Xiong, Wu Kai, Fu Jianan et al. Fabrication of amorphous and high-entropy biphasic composites using high-frequency ultrasonic vibration. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2022, vol. 582, article number 121458. DOI: [10.1016/j.jnoncrysol.2022.121458](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2022.121458).
83. Kim J. Weld ability of $Cu_{54}Zr_{22}Ti_{18}Ni_6$ bulk metallic glass by ultrasonic welding processing. *Materials Letters*, 2014, vol. 130, pp. 160–163. DOI: [10.1016/j.matlet.2014.05.056](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2014.05.056).
84. Zhang Xingyi, Xiao Yong, Wang Ling, Wan Chao, Wang Qiwei, Sheng Hongchao, Li Mingyu. Ultrasound-induced liquid/solid interfacial reaction between Zn-3Al alloy and Zr-based bulk metallic glasses. *Ultrasonics Sonochemistry*, 2018, vol. 45, pp. 86–94. DOI: [10.1016/j.ultsonch.2018.03.006](https://doi.org/10.1016/j.ultsonch.2018.03.006).
85. Song Xiao Cun, Zhu Zheng Qiang, Chen Yan Fei. Ultrasonic welding of $Fe_{78}Si_9B_{13}$ metallic glass. *Materials*

- Science Forum*, 2014, vol. 809, pp. 348–353. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.809-810.348](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.809-810.348).
86. Wu Wenzheng, Jiang Jili, Li Guiwei, Fuh Jerry Ying His, Jiang Hao, Gou Pengwei, Zhang Longjian, Liu Wei, Zhao Ji. Ultrasonic additive manufacturing of bulk Ni-based metallic glass. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2019, vol. 506, pp. 1–5. DOI: [10.1016/j.jnoncrsol.2018.12.008](https://doi.org/10.1016/j.jnoncrsol.2018.12.008).
87. Li Guiwei, Zhao Ji, Fuh Jerry Ying His, Wu Wenzheng, Jiang Jili, Wang Tianqi, Chang Shuai. Experiments on the ultrasonic bonding manufacturing of metallic glass and crystalline metal composite. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 18, article number 2975. DOI: [10.3390/ma12182975](https://doi.org/10.3390/ma12182975).
88. Li Z., Huang Z., Sun F., Li X., Ma J. Forming of metallic glasses: mechanisms and processes. *Materials Today Advances*, 2020, vol. 7, article number 100077. DOI: [10.1016/j.mtadv.2020.100077](https://doi.org/10.1016/j.mtadv.2020.100077).
89. Li Luyao, Li Xin, Huang Zhiyuan et al. Joining of metallic glasses in liquid via ultrasonic vibrations. *Nature Communications*, 2023, vol. 14, no. 1, article number 6305. DOI: [10.1038/s41467-023-42014-x](https://doi.org/10.1038/s41467-023-42014-x).
90. Telford M. The case for bulk metallic glass. *Materials Today*, 2004, vol. 7, no. 3, pp. 36–43. DOI: [10.1016/S1369-7021\(04\)00124-5](https://doi.org/10.1016/S1369-7021(04)00124-5).
91. Li W., Wang C., Li L.Y. et al. Manipulating defects in metallic glasses via ultrasonic treatment. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2025, vol. 287, article number 109960. DOI: [10.1016/j.ijmecsci.2025.109960](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2025.109960).

Effect of ultrasonic treatment on structural transformations and mechanical behaviour of amorphous alloys (REVIEW)

Inga E. Permyakova*¹, Doctor of Science (Physics and Mathematics), Professor,
senior researcher of the Laboratory of Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials

Elena V. Dyuzheva-Maltseva², postgraduate student

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS, Moscow (Russia)

*E-mail: inga_perm@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1163-3888>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7199-487X>

Received 17.03.2025

Revised 03.04.2025

Accepted 27.05.2025

Abstract: The wide application of amorphous alloys is complicated by a narrow range of their thermal stability, embrittlement at elevated temperatures, difficult machinability, and low tensile plasticity. Ultrasonic treatment is an innovative method for solving these problems. Integration of ultrasonic technology into the technological chain can contribute to the improvement of the operational property of amorphous alloys, the manufacture of parts from them at different scale levels, and high-quality joining with other materials. The effect of ultrasonic vibrations on structural transformations and mechanical behaviour of amorphous alloys is not completely understood. The lack of an integrated scientific basis for the physical processes and accompanying effects in amorphous alloys under ultrasonic excitation prevents the development of the corresponding technology and optimization of its modes. Over the past decade, researchers have proposed various methods of ultrasonic treatment of amorphous alloys to improve their formability, achieve a balance of plasticity and strength, and consolidate with each other and with metals. In addition, certain ideas have been developed about their structure rejuvenation and the possibilities of transformation them to a partially nanocrystalline state under the action of ultrasound. To summarise these developments, the systematic discussion on features, parameters, and modes of ultrasonic treatment applied to ribbon and bulk amorphous alloys to improve their structure-sensitive properties are provided in this review. On this basis, the limitations of current study are discussed. The most promising applications of ultrasonic technologies for rapidly melt-quenched alloys in the near future include: their additive manufacturing, creation of hybrid composites by ultrasonic welding, ultrasonic forming for manufacturing products of complex shapes and geometries, complex multi-stage processing to obtain a unique combination of properties (e.g., melt quenching → laser irradiation → ultrasonic stimulation). This review enhances the existing knowledge on ultrasonic control of the properties and structure of amorphous alloys and facilitates a fast references on this topic for researchers.

Keywords: amorphous alloy; ultrasonic treatment; structural transformations; mechanical behaviour; nanocrystal; structure rejuvenation; composite; plasticity; forming.

Acknowledgements: The study was supported by the State Assignment No. 075-00319-25-00.

For citation: Permyakova I.E., Dyuzheva-Maltseva E.V. Effect of ultrasonic treatment on structural transformations and mechanical behaviour of amorphous alloys (REVIEW). *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 53–71. DOI: [10.18323/2782-4039-2025-2-72-5](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2025-2-72-5).

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

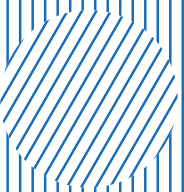
Издательство ТГУ сегодня

- Имеет в своем составе редакцию и печатный цех. За последние годы практически полностью обновлен парк компьютерной техники, печатного и постпечатного оборудования.
- Выпускает книги и электронные учебные пособия для студентов, аспирантов, преподавателей и специалистов практически по всем отраслям современного научного знания, а также научно-популярную, справочную, художественную литературу, сборники докладов (статей) конференций. Характер издаваемой литературы соответствует всем направлениям учебных циклов дисциплин университета.
- Значительный объем полиграфической работы – оперативное исполнение рекламно-информационной продукции.
- Коллектив издательства – творческий союз высококвалифицированных специалистов с большим стажем работы и молодых целеустремленных сотрудников.
- Сотрудники издательства принимают участие в практических семинарах с целью знакомства с новыми возможностями в области полиграфических технологий и оборудования, а также с современными материалами для цифровой печати.

Основные направления деятельности

- Издание учебной и научной литературы на бумажном носителе, производство электронных учебных и научных пособий.
- Выполнение элементов редакционно-издательского цикла: редактирование, изготовление оригинал-макетов, тиражирование, предпечатная и постпечатная подготовка.
- Методическая и консультативная работа с подразделениями университета по вопросам выпуска учебных и научных изданий.
- Взаимодействие с Российской книжной палатой по вопросам присвоения ISBN изданиям, выпущенным ТГУ.
- Подготовка изданий, выпущенных ТГУ, к государственной регистрации и рассылка обязательных экземпляров.
- Разметка статей, публикуемых в журналах ТГУ, в программе Articulus для размещения на платформе eLibrary.

Основные достижения

- Результаты деятельности отмечены дипломами победителей ежегодных межрегиональных и общероссийских конкурсов «Университетская книга».
 - Регулярно является участником академической книжной выставки издательской деятельности «Университет – Наука – Город».
- 

Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением

Приймак Елена Юрьевна^{*1,2,4}, кандидат технических наук, доцент,
заведующий лабораторией металловедения и термической обработки,
директор научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий
Атамашкин Артём Сергеевич^{2,5}, кандидат технических наук,
старший научный сотрудник научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий
Яковлева Ирина Леонидовна^{3,6}, доктор технических наук,
главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения
Фот Андрей Петрович^{1,7}, доктор технических наук, профессор,
главный ученый секретарь – начальник отдела диссертационных советов

¹АО «Завод бурового оборудования», Оренбург (Россия)

²Оренбургский государственный университет, Оренбург (Россия)

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

*E-mail: e.prijmak@zbo.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4571-2410>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3727-8738>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8918-3066>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2971-7908>

Поступила в редакцию 27.02.2025

Пересмотрена 21.03.2025

Принята к публикации 10.04.2025

Аннотация: Настоящая работа посвящена оценке влияния морфологических особенностей микроструктуры среднеуглеродистых легированных сталей, сформированной при различном усилии в процессе ротационной сварки трением (РСТ), на ударную вязкость их зоны сопряжения. Приведены результаты экспериментального исследования соединения, полученного при сварке трубных заготовок из сталей 32ХГМА и 40ХН2МА с внешним диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм при изменении силы на этапе трения (разогрева) заготовок. Исследования микроструктуры, микротвердости и ударной вязкости на образцах с V-образным надрезом сварных соединений были проведены в исходном состоянии после сварки и после отпуска при температуре 550 °С. Проведен макро- и микрофрактографический анализ разрушенных образцов. Показано, что сила при трении оказывает влияние на кинетику фазовых превращений, фазовый состав и однородность микроструктуры в зоне сопряжения сталей. С уменьшением данного параметра РСТ возрастает неоднородность микроструктуры, связанная с возникновением участков верхнего бейнита с неравномерными выделениями крупных карбидных частиц, что оказывает негативное влияние на вязкость зоны сопряжения сталей как в исходном состоянии, так и после отпуска; механизм разрушения – квазискोल. При более высоких значениях силы при трении повышается плотность большеугловых границ и дисперсность микроструктуры бейнита, что обеспечивает более высокую вязкость и энергоёмкость разрушения с формированием ямочного микрорельефа. Полученные результаты открывают возможности регулирования вязкопластических свойств сварных соединений уже на этапе сварки без последующей перекристаллизации зоны сварного шва.

Ключевые слова: ротационная сварка трением; среднеуглеродистые легированные стали; зона сопряжения сварных соединений; мартенсит; бейнит; ударная вязкость.

Благодарности: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01311, <https://rscf.ru/project/23-79-01311>.

Электронно-микроскопические исследования с применением метода дифракции обратно рассеянных электронов выполнены в ИФМ УрО РАН в Центре коллективного пользования «Испытательный центр нанотехнологий перспективных материалов».

Исследования с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 проводились в Центре коллективного пользования Центра выявления и поддержки одаренных детей «Гагарин» (Оренбургская область).

Для цитирования: Приймак Е.Ю., Атамашкин А.С., Яковлева И.Л., Фот А.П. Взаимосвязь микроструктуры и ударной вязкости зоны сопряжения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 73–85. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-6.

ВВЕДЕНИЕ

Эффективность геологоразведки и капитального ремонта нефтяных скважин зависит от надежности бурильной колонны. Освоение глубоких скважин предусматривает необходимость снижения веса бурильных труб, что может быть достигнуто применением более прочных сталей при уменьшении толщины стенки. Широкое распространение в качестве материала тела бурильной трубы получают низко- и среднеуглеродистые стали марок 26Х1МФ, 32ХМА, 32ХГМА и др., легированные Cr, Mo и Mn для достижения оптимального сочетания прочности и пластичности [1–3]. В качестве материала замковых деталей обычно используются стали с большим содержанием углерода для дополнительного увеличения прочности, жесткости и износостойкости резьбовых соединений, с помощью которых осуществляется сборка бурильной колонны. К ним относятся стали 40ХН, 40ХН2МА и др. [4; 5].

Соединение замковой части с телом трубы обычно осуществляется посредством ротационной сварки трением (РСТ). Данный способ позволяет соединять трудносвариваемые материалы, к которым относятся среднеуглеродистые легированные стали, применяемые для бурильных труб. РСТ обладает рядом технологических преимуществ, ключевыми из которых являются высокие производительность, степень автоматизации и стабильность качества сварных соединений [6–8].

В настоящее время существует два способа РСТ: сварка трением с непрерывным приводом (конвенционная), за рубежом известная как *continuous-drive friction welding (CDFW)*, и инерционная сварка трением – *inertia friction welding (IFW)*. Основное различие между этими вариантами заключается в способе подачи энергии, необходимой для сварки.

При РСТ с непрерывным приводом одна из заготовок приводится во вращение от вала электродвигателя. Заготовка вращается с постоянной скоростью и прижимается к неподвижной заготовке с определенным усилием, в результате чего происходит разогрев контактных поверхностей. При достижении определенной степени деформации (осадки) или по истечении заданного времени вращающаяся заготовка быстро останавливается, и к заготовкам прикладывается повышенная осевая сила проковки. Охлаждение после сварки осуществляется на спокойном воздухе. Образовавшийся грат удаляют механической обработкой как снаружи, так и изнутри.

Известно, что в процессе РСТ сталей происходит разогрев заготовок до температуры образования аустенита, который по завершении процесса претерпевает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение [9; 10]. Степень превращения определяется как химическим составом сталей, так и технологическими параметрами сварки. Очевидно, что прикладываемое усилие при трении заготовок будет определять температуру разогрева и степень деформации при сварке, следовательно, оказывать влияние на кинетику превращения аустенита в зоне термомеханического влияния сварных соединений и на механические свойства соединений, определяющих надежность бурильных труб.

Анализ литературных источников показал существование большого интереса к оценке влияния параметров РСТ на механические свойства соединений как однородных, так и разнородных металлов [6; 11; 12]. Однако, несмотря на обилие опубликованных работ, сведения по

РСТ углеродистых легированных сталей ограничены. Имеются отдельные публикации, в которых представлены результаты исследований микроструктуры и свойств сварных соединений бурильных труб из сталей N80 после нормализации со сталью 42CrMo4 после закалки и отпуска [13], стали AISI 8630 [9], сварных соединений сталей ASTM A 106 Grade B в горячекатаном состоянии и AISI 4140 после нормализации и после закалки и отпуска [5; 10]. В этих работах указывается, что механические свойства сварных соединений при испытаниях на растяжение при правильно подобранных режимах сварки не уступают, а в ряде случаев и превосходят механические свойства наименее прочного из сопрягаемых материалов. Однако, помимо свойств при растяжении, важной для бурильных труб является оценка сопротивления хрупкому разрушению, а именно ударной вязкости сварных соединений. Исследованию данного параметра в представленных публикациях уделяется мало внимания. Например, в работе [5] отмечено, что сварной шов обладает более низкими значениями ударной вязкости по сравнению с исходными сталями ASTM A 106 Grade B и AISI 4140. Однако исследований влияния параметров РСТ на величину ударной вязкости в анализируемой публикации не представлено. В работе [9] приведены значения ударной вязкости соединений из стали AISI 8630, полученных при различных параметрах инерционной сварки трением. При этом сопоставления с микроструктурными изменениями зоны сварного шва не приводится.

Известно, что вязкопластические свойства сталей во многом зависят от морфологических особенностей фазовых составляющих микроструктуры [14–16], которые, как показано выше, определяются параметрами сварки.

Цель работы – оценить влияние структурно-фазового состояния, образованного при разном усилии при трении в процессе ротационной сварки трением, в зоне соединения сталей на ударную вязкость и механизм разрушения сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, используемых для производства бурильных труб.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходными материалами в данной работе являлись сталь марки 32ХГМА группы прочности S по API 5DP и сталь марки 40ХН2МА в виде горячекатаных бесшовных труб с внешним диаметром 73 мм и толщиной стенки 9 мм. Химический состав выбранных сталей, полученный с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Labspark 1000, представлен в таблице 1.

Для стали 32ХГМА предварительная термообработка включала закалку от 870 °С и отпуск при 580 °С с водяным охлаждением в спреере. Для стали 40ХН2МА термообработка состояла из нормализации при 880 °С, закалки от 860 °С с охлаждением в водополимерную смесь, отпуска при 580 °С с охлаждением на воздухе. Механические свойства материалов после термической обработки приведены в таблице 2.

Сварка трением осуществлялась с использованием 60-тонной машины производства компании Thompson Friction Welding. Режимы сварки представлены в таблице 3. В данной работе изменяли силу при трении при неизменной силе при проковке, скорости вращения и осевого укорочения.

Таблица 1. Химический состав сталей, мас. %
Table 1. Chemical composition of steels, wt. %

Марка стали	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
32ХГМА	0,32	0,82	0,36	0,005	0,010	0,98	0,15	0,14	0,31
40ХН2МА	0,44	0,49	0,25	0,005	0,008	0,72	1,24	0,20	0,14

Таблица 2. Механические свойства сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после термической обработки
Table 2. Mechanical properties of 32HGMA and 40HN2MA steels after heat treatment

Сталь	Предел текучести, МПа	Временное сопротивление, МПа	Относительное удлинение, %	KCV, Дж/см ²
32ХГМА	777–792	894–907	14,5–15,5	87,5–92,4
40ХН2МА	870–885	984–998	10,5–11,0	73,8–78,9

Таблица 3. Параметры ротационной сварки трением
Table 3. Rotary friction welding parameters

№ режима (образца)	Сила при трении, кН	Частота вращения при трении, об/мин	Сила при проковке, кН	Осадка при трении, мм
1	100	600	220	7
2	145			

Часть образцов, сваренных трением, подвергалась отпуску при температуре 550 °С в течение часа в камерной печи SNOL.

Изучение микроструктуры проводили на поперечных шлифах после травления 4%-м раствором азотной кислоты в этаноле. Макроструктуру исследовали с помощью оптического микроскопа Olympus DSX1000 (Япония). Исследование микроструктуры и фрактографический анализ образцов после испытаний на ударный изгиб осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 (Япония) при ускоряющем напряжении 5 кВ. Анализ зоны сопряжения сталей с применением метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) проводился на растровом электронном микроскопе ThermoScience Scios 2 LoVac (Япония) с приставкой Oxford Instrument Symmetry EBSD Detector (Япония) с использованием программного комплекса AZtec. Параметры микроскопа в момент съемки были следующие: ускоряющее напряжение – 20 кВ, ток зонда – 410 нА, шаг сканирования – 0,1 мкм.

Для определения доли остаточного аустенита в образцах вблизи сварного стыка применяли рентгеноструктурный анализ. Исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3М (Россия) с использованием медного K_α излучения при ускоряющем напряжении 40 кВ, силе тока 30 А, в интервале углов 30...90° с автоматической регистрацией данных. Объемную долю

аустенита рассчитывали по соотношению интегральных интенсивностей дифракционных линий J(III) аустенита и J(II0) феррита по формуле:

$$A_{\text{ост}}, \% = \frac{100}{\frac{J(\text{II0})_{\alpha}}{J(\text{III})_{\gamma}} \times 0,742 + 1},$$

где $A_{\text{ост}}$ – доля остаточного аустенита;
 $J(\text{II0})_{\alpha}$ – интенсивность дифракционной линии феррита;
 $J(\text{III})_{\gamma}$ – интенсивность дифракционной линии аустенита.

Испытания на ударный изгиб по Шарпи на образцах с V-образным концентратором напряжений проводились на маятниковом копре WANCE PIT-100 (Китай). Образцы для определения ударной вязкости имели размеры 5×10×55 мм. Концентратор напряжений был нанесен в зоне стыка двух сталей. Значения ударной вязкости определялись как среднее значение для трех идентичных образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микроструктура

На рис. 1 приведены фотографии макроструктуры сварных соединений, полученных при различном усилии при трении. Примерно одинаковый объем выдавленного металла (грата) со стороны обеих сталей указывает на их

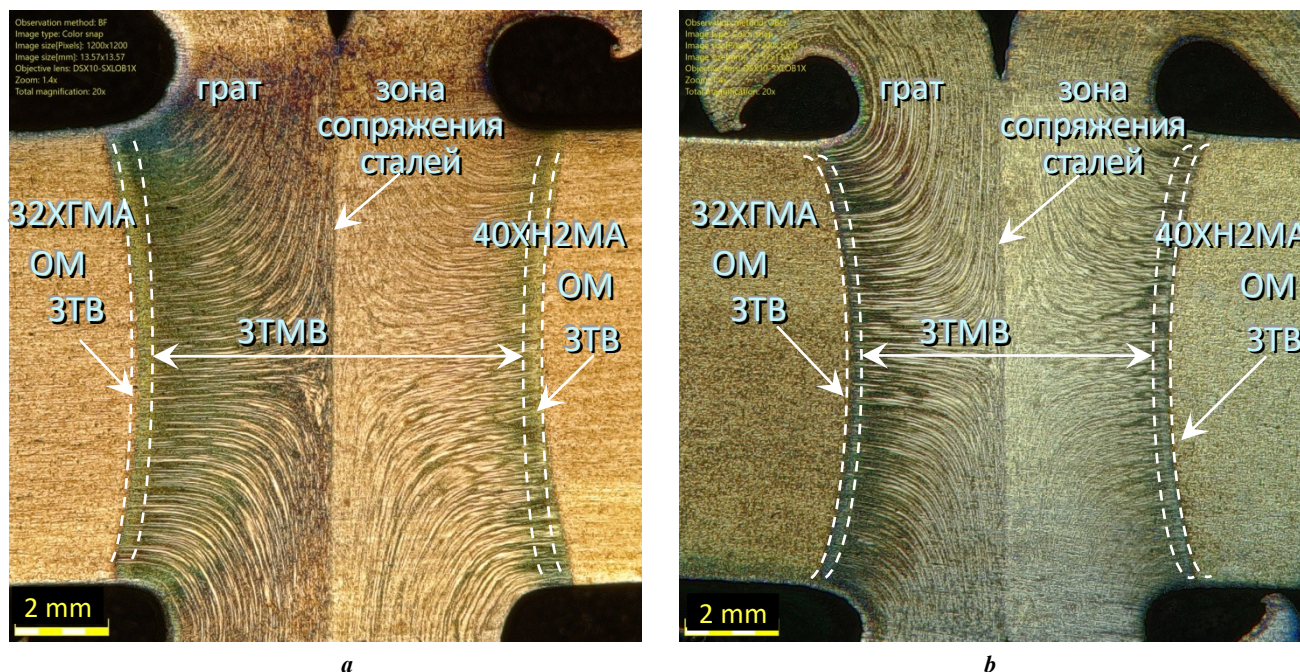


Рис. 1. Макроструктура сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученного ротационной сваркой трением: **а** – образец № 1; **б** – образец № 2.
ОМ – основной металл; ЗТМВ – зона термомеханического влияния; ЗТВ – зона термического влияния
Fig. 1. Macrostructure of welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding:
a – sample No. 1; **b** – sample No. 2.
ОМ – base metal; ЗТМВ – thermomechanically affected zone; ЗТВ – heat-affected zone

близкие механические свойства при повышенных температурах. В обоих образцах в области сварки выделены три характерные зоны: зона стыка, зона термомеханического влияния (ЗТМВ), зона термического влияния (ЗТВ). Далее следует зона основного металла. Для ЗТМВ характерна структурная неоднородность, обусловленная влиянием термодформационного цикла сварки, а также пластической деформацией металла при сварке и текстурой металла исходных труб, полученных горячей прокаткой. Вблизи стыка можно выделить участок с параллельным расположением волокон относительно плоскости контакта заготовок. За ним следует частично деформированная зона, в которой нити текстуры искривлены. Далее следует зона с линиями текстуры, параллельными плоскости проката трубной заготовки. Такое строение сварного соединения также наблюдалось в работе [10]. С увеличением силы при трении произошло сокращение общей протяженности ЗТМВ с 7,7 мм в образце № 1 до 6,7 мм в образце № 2.

На рис. 2 и 3 представлены фотографии микроструктуры зоны сопряжения сварных соединений. Видно, что четкой границы между сталями не наблюдается, что, в свою очередь, указывает на образование общих аустенитных зерен в процессе совместной рекристаллизации при сварке. Образованная микроструктура преимущественно игольчатого строения, что указывает на то, что превращение аустенита происходило в низкотемпературной области. Размер бывшего аустенитного зерна достигает 40 мкм. При этом внутренняя структура зерен аустенита сильно фрагментирована и состоит из отдельных участков кристаллитов, вытянутых в одном направлении. Наличие

развитой субструктуры обусловлено процессами динамической рекристаллизации аустенита при сварке.

Кинетика превращения деформированного аустенита исследуемых образцов различается ввиду отличий в морфологии фазовых составляющих образованной микроструктуры. В микроструктуре образца № 1, полученного при меньшей силе при трении, в пределах одного зерна аустенита произошло образование микроструктуры верхнего бейнита и мартенсита (рис. 2 д). Мартенситные участки отличаются игольчатым строением и сильной разориентацией кристаллитов. Очевидно, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в них происходило на завершающем этапе в областях, обогащенных углеродом.

Зарождение и рост мартенситных кристаллов происходили как от границ, так и от субграниц деформированного аустенита. Образование верхнего бейнита наблюдается преимущественно со стороны стали 32ХГМА. Морфологически в микроструктуре можно выделить два типа верхнего бейнита, отличающихся особенностями строения карбидной фазы. В одном случае она имеет вытянутую пластинчатую форму и непрерывно располагается на границах реек феррита. В другом – карбидная фаза сосредоточена внутри зерен бейнитного феррита с размером частиц 0,1–0,2 мкм. Очевидно, что в первом случае бейнит имеет более грубое строение и образован при более высоких температурах превращения.

В образце № 2, полученном при большем усилии при трении, в микроструктуре зоны сопряжения присутствуют только две морфологические составляющие α -фазы – пластинчатый бейнит и реечный мартенсит. Сгруппированные в пакеты вытянутые кристаллы реечного бейнита размером 5–15 мкм, возникшие в нижнем

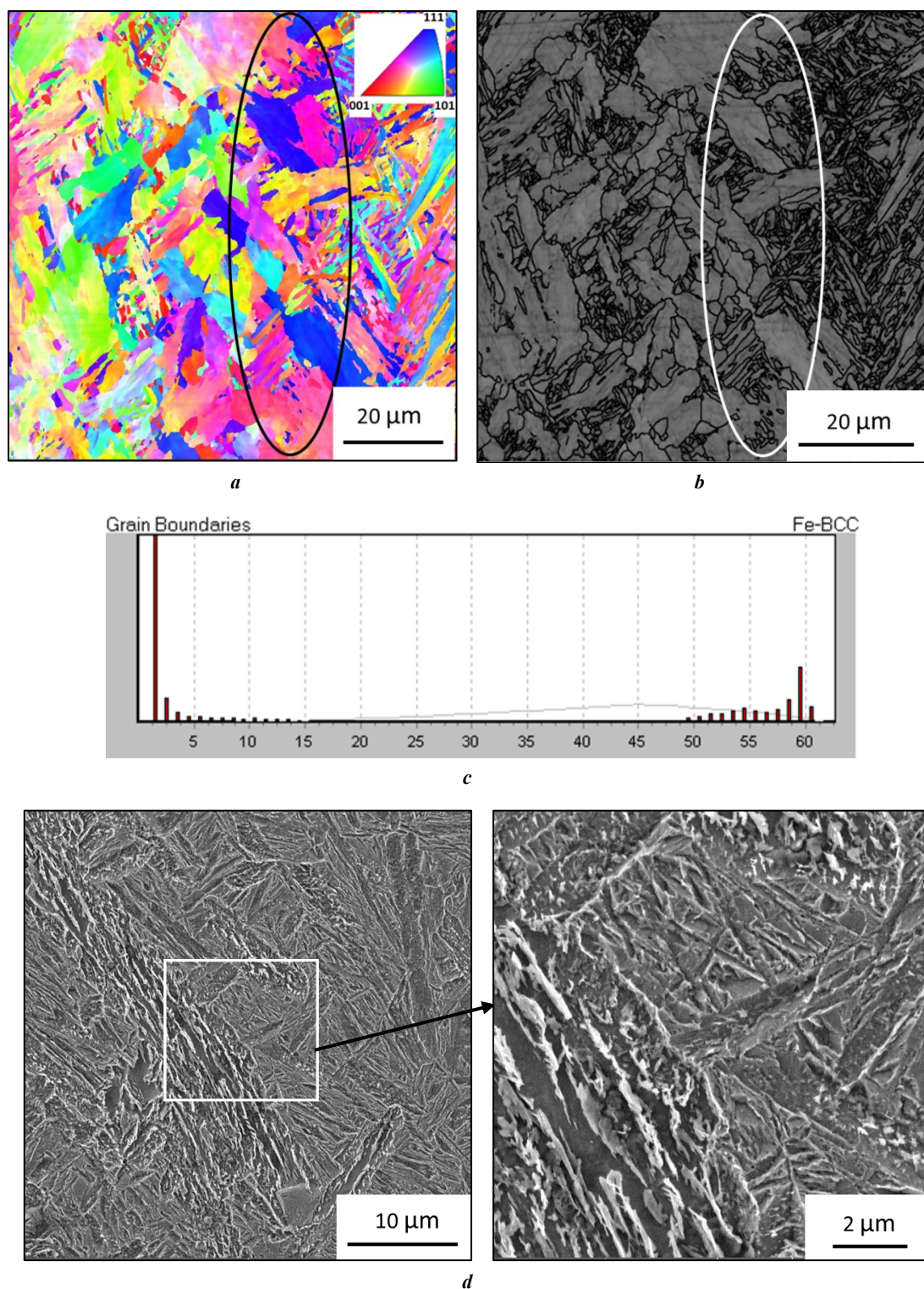


Рис. 2. Микроструктура зоны сопряжения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА в сварном соединении, полученном ротационной сваркой трением, режим № 1:

a – карта кристаллографических разориентировок; **b** – микроструктура с нанесением большеугловых границ (15°);

c – спектры межкристаллитных границ; **d** – СЭМ-изображение

Fig. 2. Microstructure of the interface of 32HGMA and 40HN2MA steels in a welded joint produced by rotary friction welding, mode No. 1:

a – crystallographic misorientation map; **b** – microstructure with high-angle boundaries (15°);

c – spectra of intercrystalline boundaries; **d** – SEM image

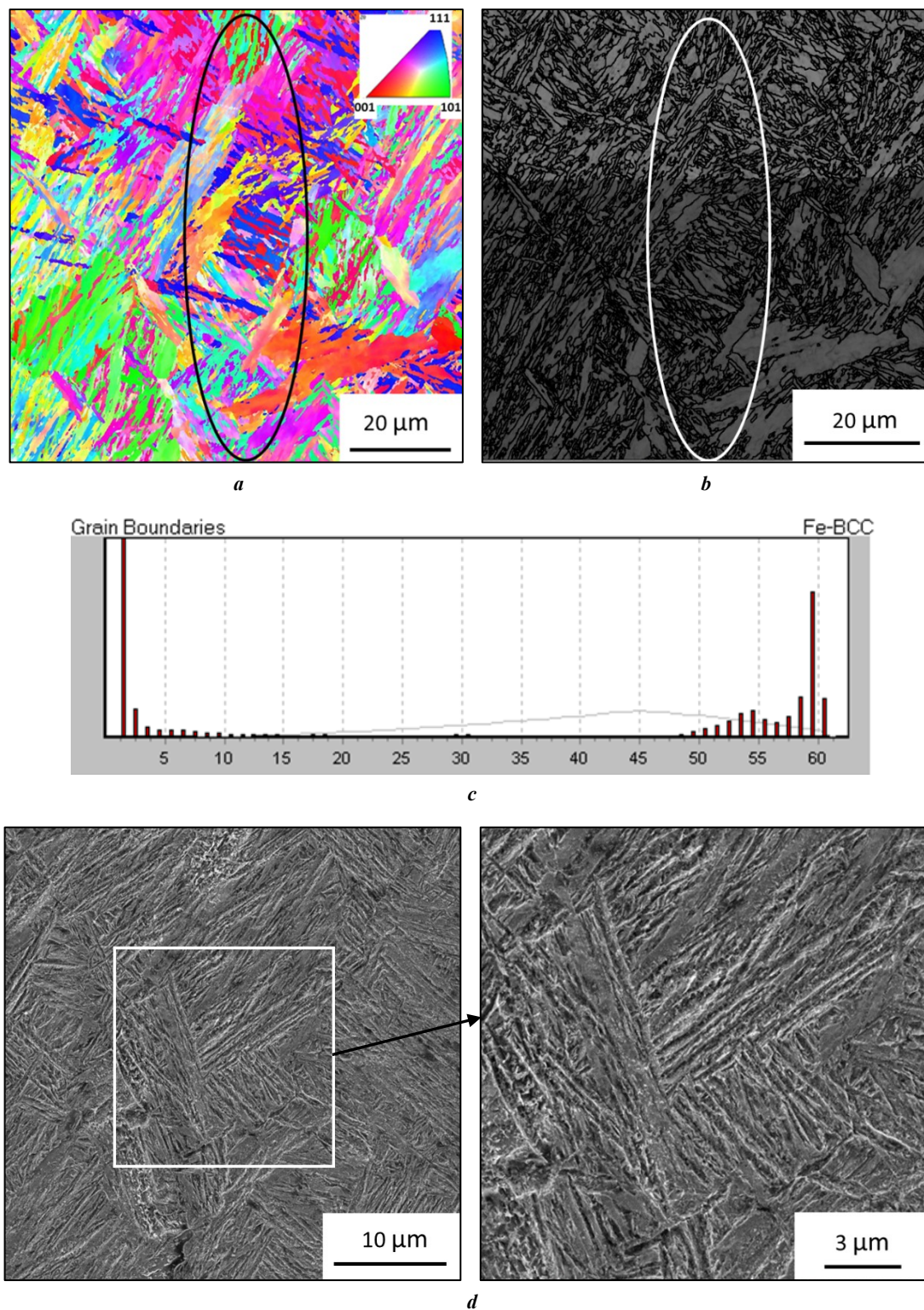


Рис. 3. Микроструктура зоны сопряжения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА в сварном соединении, полученном ротационной сваркой трением, режим № 2:

a – карта кристаллографических разориентировок; **b** – микроструктура с нанесением большеугловых границ (15°); **c** – спектры межкристаллитных границ; **d** – СЭМ-изображение

Fig. 3. Microstructure of the interface of 32HGMA and 40HN2MA steels in a welded joint produced by rotary friction welding, mode No. 2:

a – crystallographic misorientation map; **b** – microstructure with high-angle boundaries (15°); **c** – spectra of intercrystalline boundaries; **d** – SEM image

температурном интервале $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, морфологически близки к мартенситу. Микроструктура со стороны обеих сталей идентична.

Исследование с помощью EBSD-анализа позволило установить, что образование бейнитной микроструктуры при низких значениях усилия при трении привело к снижению доли большеугловых границ (рис. 2 с). Внутри зерен бейнитного феррита наблюдается развитая субструктура сетчатого строения, образованная малоугловыми границами. При этом реэчной морфологии микроструктуры α -фазы, образованной при более высоких значениях силы при трении, свойственна более высокая плотность большеугловых границ, находящихся в углах разориентации от 49 до 60° (рис. 3 с).

Методом рентгеноструктурного анализа определена доля остаточного аустенита в зоне сопряжения сталей. Установлено, что остаточный аустенит в количестве 2–3 % обнаружен в образце № 2, сваренном при большей силе при трении. В образце № 1 доля остаточного аустенита составляет менее 1 %.

Послесварочный отпуск привел к развитию диффузионных процессов с дополнительным образованием карбидных фаз как внутри, так и по границам исходной α -фазы (рис. 4, 5). В структуре верхнего бейнита отпущенного образца № 1 наблюдается разбиение и частичная коагуляция длинных цементитных пластин (рис. 4). В участках мартенситной микроструктуры произошло выделение мелкодисперсных карбидных частиц. Таким образом, структура данного образца после отпуска характеризуется сочетанием участков грубой бейнитной структуры с крупными карбидами и участков более однородного дисперсного строения.

В микроструктуре зоны сопряжения отпущенного образца № 2 участки грубого строения отсутствуют (рис. 5). В бейнитной структуре в кристаллах α -фазы наблюдается развитое субзеренное строение. Микроструктура одно-

родная. Карбидные частицы расположены как по границам исходной α -фазы, так и внутри кристаллитов.

Микротвердость

На рис. 6 приведены профили микротвердости в сварных соединениях в исходном состоянии и после отпуска.

В ЗТМВ микротвердость изменяется скачкообразно, что обусловлено неоднородностью микроструктуры ввиду наличия обособленных участков продуктов распада аустенита различной морфологии. Наибольшие значения микротвердости наблюдаются в ЗТМВ со стороны стали 40ХН2МА в состоянии после сварки. При этом в образце, полученном при большем усилии при трении, зафиксировалось максимальное значение 677 HV. По мере удаления от зоны сопряжения наблюдается тенденция к снижению микротвердости. В ЗТВ значения микротвердости практически не отличаются от значений исходных сталей, которые составили 271–288 HV для стали 32ХГМА и 310–347 HV для стали 40ХН2МА. Влияние отпуска отражается в снижении микротвердости в ЗТМВ до значений в диапазоне 256–424 HV, что связано со снижением тетрагональности кристаллической решетки мартенсита и выделением карбидных частиц.

Ударная вязкость

Результаты определения ударной вязкости в зоне сопряжения сталей приведены в таблице 4, фактограммы испытанных образцов – на рис. 7.

В состоянии после сварки зона сопряжения сталей обладает низким запасом вязкости, что обусловлено хрупкостью образованных в данной зоне микроструктур. Разрушение во всех случаях протекало по телу бывшего зерна аустенита. Однако в морфологии поверхности разрушения образцов, полученных при разном усилии при трении, наблюдаются некоторые

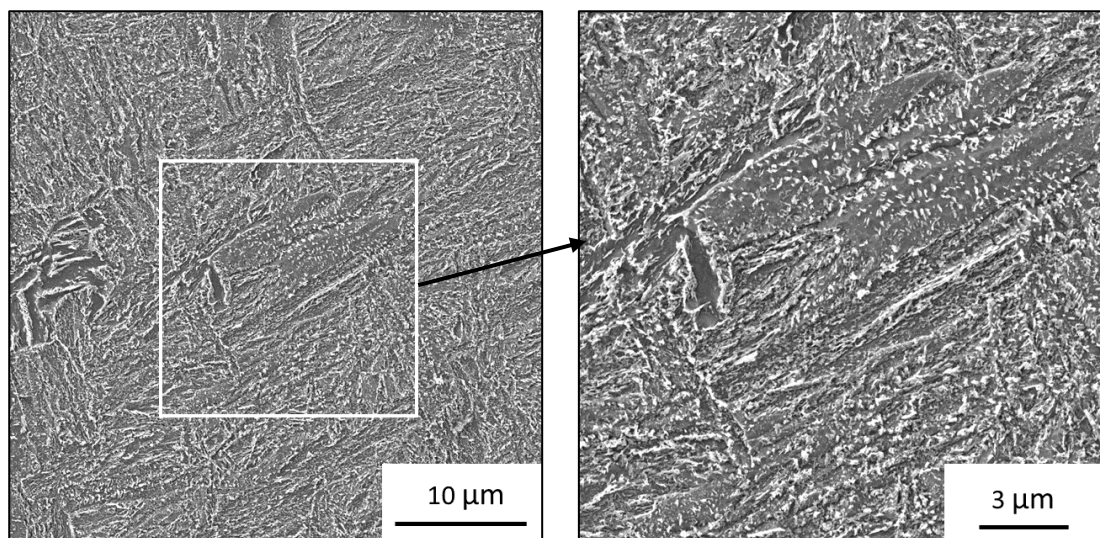


Рис. 4. Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после отпуска при 550 °С в течение 1 ч, режим сварки № 1

Fig. 4. Microstructure of the interface of the welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels after tempering at 550 °C for 1 h, welding mode No. 1

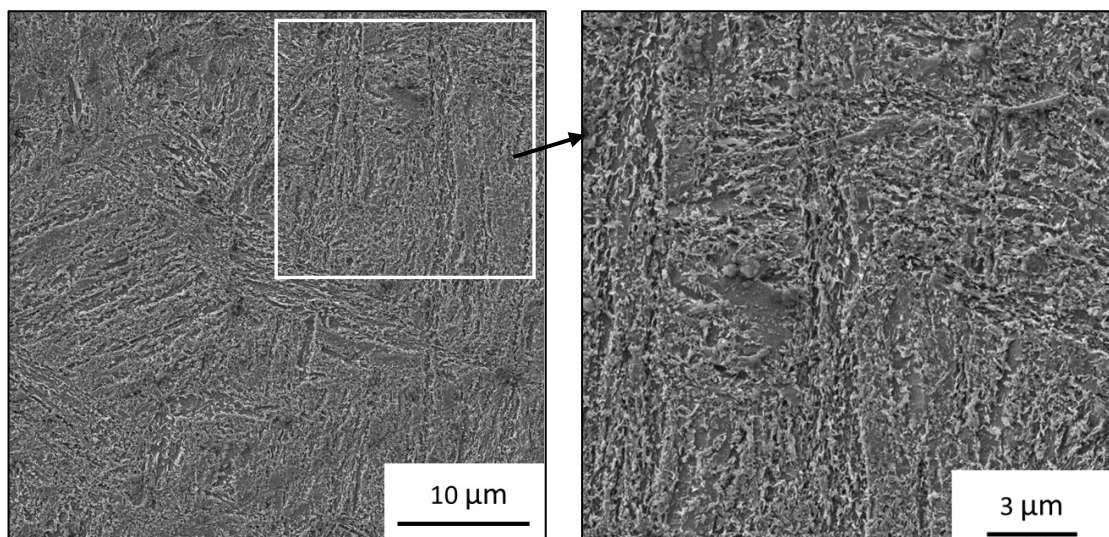


Рис. 5. Микроструктура зоны сопряжения сварного соединения сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после отпуска при 550 °С в течение 1 ч, режим сварки № 2

Fig. 5. Microstructure of the interface of the welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels after tempering at 550 °C for 1 h, welding mode No. 2

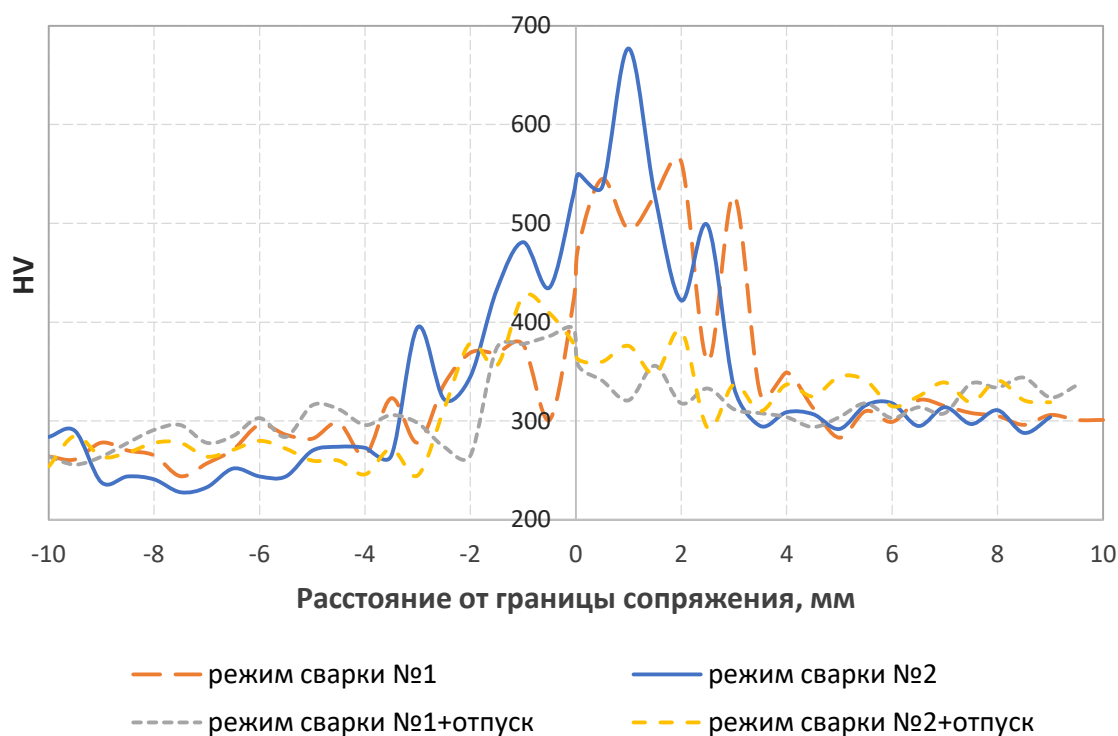


Рис. 6. Профили микротвердости в сварных соединениях в исходном состоянии и после отпуска

Fig. 6. Microhardness profiles in welded joints in the initial state and after tempering

отличия. Поверхность разрушения образца, полученного по режиму № 1, практически не имеет следов пластической деформации. Механизм разрушения – скол (рис. 7 а). Фасетки транскристаллитного скола представляют собой относительно плоские участки, разориентированные относительно смежных фасеток на неко-

торый угол. Перпендикулярно направлению роста магистральной трещины выявляются вторичные трещины, распространяющиеся вглубь образца.

Образец, полученный по режиму № 2, разрушился с большей долей пластической деформации. Макростроение излома отличается образованием небольшой

Таблица 4. Ударная вязкость зоны сопряжения в сварных соединениях сталей 32ХГМА и 40ХН2МА
Table 4. Impact toughness of the interface in welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels

Режим сварки	№ 1	№ 2	№ 1 + отпуск	№ 2 + отпуск
KCV, Дж/см ²	11,3	18,0	19,3	53,5

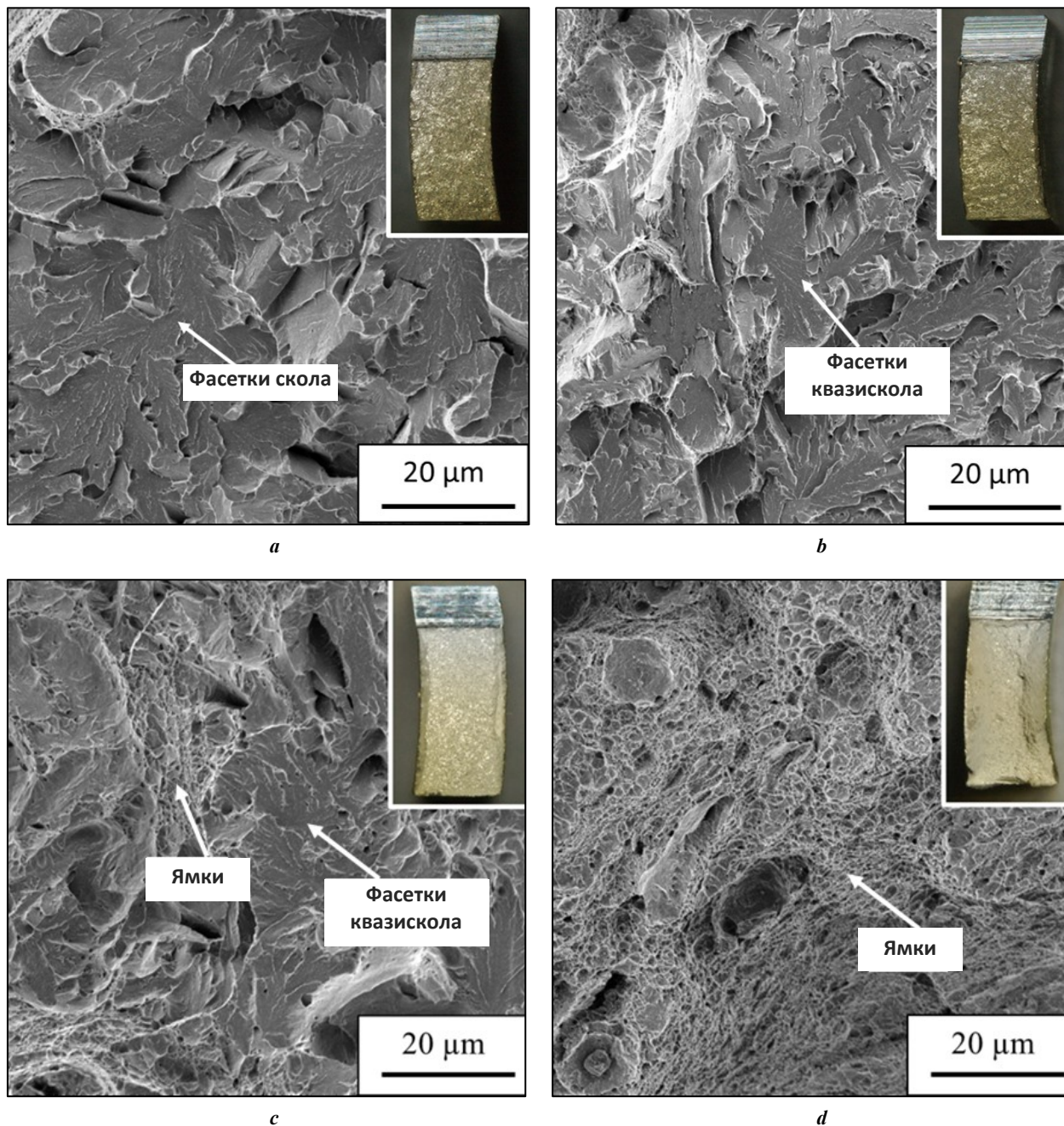


Рис. 7. Фрактограммы образцов сварных соединений сталей 32ХГМА и 40ХН2МА после испытаний на ударный изгиб:

a – режим № 1; *b* – режим № 1 + отпуск; *c* – режим № 2; *d* – режим № 2 + отпуск

Fig. 7. Fractograms of samples of welded joint of 32HGMA and 40HN2MA steels after impact bending tests:

a – mode No. 1; *b* – mode No. 1 + tempering; *c* – mode No. 2; *d* – mode No. 2 + tempering

утяжки по краям. В микрорельефе доминирует микро-механизм квазискола. Фасетки квазискола чередуются с ямочным строением (рис. 7 с).

Проведение отпуска способствовало повышению ударной вязкости сварных соединений. При этом максимальное значение $KCV=53,5$ Дж/см² фиксируется в образце № 2, полученном при большем усилии при трении. На поверхности разрушения данного образца наблюдаются следы макропластической деформации в виде образования губ среза (рис. 7 d). Морфология излома полностью представлена ямками вязкого разрушения. На фоне мелкоямочного микрорельефа наблюдаются отдельные крупные ямки, очагами зарождения которых являются крупные частицы.

В отпущенном образце сварного соединения, полученном при меньшей силе при трении, ударная вязкость возросла незначительно по сравнению с исходным состоянием. Распространение трещины в данном случае осуществлялось по механизму квазискола (рис. 7 b). Поверхность разрушения имеет более развитую структуру поверхности по сравнению с состоянием данного образца после сварки и более выраженные гребни отрыва в местах расположения большеугловых границ. Вторичных трещин не обнаружено.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Результаты проведенных исследований подтвердили предположение о влиянии параметра РСТ (силы на этапе трения) на микроструктуру и вязкость зоны сопряжения среднеуглеродистых легированных сталей. Это связано с тем, что с увеличением силы при трении увеличивается температура и степень деформации приконтактных областей заготовок, что согласуется с результатами моделирования процесса РСТ, представленными в работах [17–19]. Данные условия, по всей видимости, привели к подавлению образования грубоигольчатого бейнита в верхнем температурном интервале превращения. Образование грубой микроструктуры верхнего бейнита с большим количеством крупных цементитных частиц, полученной при более низкой силе при трении заготовок, вызывает хрупкость микроструктуры, не устраняющуюся при последующем высоком отпуске. Отрицательное влияние верхнего бейнита на ударную вязкость ранее было отмечено в исследованиях [20–22]. Авторы работы [5] также отмечают связь низкой ударной вязкости в зоне сопряжения соединений с присутствием грубых карбидных частиц на границе раздела, что не противоречит полученным в данной работе результатам.

Таким образом, увеличение силы при трении заготовок на этапе их разогрева в процессе РСТ приводит к повышению вязкопластических свойств границы сопряжения сталей после высокотемпературного отпуска сварных соединений. Такой эффект достигается за счет образования более однородной мелкодисперсной микроструктуры отпущенного мартенсита и нижнего бейнита с развитым субзерненным строением.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В сварных соединениях среднеуглеродистых легированных сталей 32ХГМА и 40ХН2МА, полученных ротационной сваркой трением, в зоне сопряжения ста-

лей формируется микроструктура, состоящая из участков мартенсита и бейнита различных морфологий. При этом морфология бейнитной составляющей микроструктуры зависит от параметров сварки и кинетики превращения переохлажденного аустенита.

2. Установлено, что при пониженных значениях силы при трении заготовок по завершении сварки в зоне сопряжения сталей образуется грубая микроструктура верхнего бейнита с неравномерными выделениями крупных частиц карбидов, отрицательно влияющая на вязкопластические свойства зоны сопряжения сталей.

3. С увеличением усилия на этапе трения заготовок по завершении сварки происходит формирование более дисперсной структуры реечного бейнита, а также повышение плотности большеугловых границ. После высокого отпуска такая микроструктура обеспечивает высокую ударную вязкость в зоне сопряжения сталей за счет преобразования в структуру отпущенного бейнита с развитым субзерненным строением.

4. Вязкость зоны сопряжения сталей можно регулировать режимами сварки, избегая необходимости в полной последующей перекристаллизации зоны сварного шва (закалки и отпуска), что значительно снижает себестоимость изготовления высокопрочных буровых труб.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ovchinnikov D.V., Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Pyshmintsev I.Y., Bityukov S.M. Influence of microalloying with boron on the structure and properties of high-strength oil pipe // *Steel in Translation*. 2011. Vol. 41. № 4. P. 356–360. DOI: [10.3103/S0967091211040188](https://doi.org/10.3103/S0967091211040188).
2. Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Bityukov S.M., Pyshmintsev I.Y. Economical steels for the manufacture of high-strength oil pipe (according to the API Spec5CT standard) // *Steel in Translation*. 2010. Vol. 40. № 7. P. 616–621. DOI: [10.3103/S0967091210070041](https://doi.org/10.3103/S0967091210070041).
3. Засельский Е.М., Тихонцева Н.Т., Савченко И.П., Софрыгина О.А. Разработка и освоение материалов в производстве высокопрочных буровых труб со специальными свойствами // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2021. № 2. С. 37–40. EDN: [XBMMOL](https://www.edn.ru/XBMMOL).
4. Still J.R. Welding of AISI 4130 and 4140 steels for drilling systems // *Welding Journal*. 1997. Vol. 76. № 6. P. 37–42.
5. Khadeer Sk.A., Babu P.R., Kumar B.R., Kumar A.S. Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 Grade B steels used in deep exploration drilling // *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. Vol. 56. Part A. P. 197–205. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.04.078](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.078).
6. Maalekian M. Friction Welding-Critical Assessment of Literature // *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007. № 12. P. 738–759. DOI: [10.1179/174329307X249333](https://doi.org/10.1179/174329307X249333).
7. Вилль В.И. Сварка металлов трением. М.: Машиностроение, 1970. 176 с.
8. Li Wenya, Vairis A., Preuss M., Ma Tiejun. Linear and Rotary Friction Welding Review // *International Materials Reviews*. 2016. № 61. P. 71–100. DOI: [10.1080/09506608.2015.1109214](https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214).

9. Banerjee A., Ntovas M., Da Silva L., Rahimi S., Wynne B. Inter relationship between microstructure evolution and mechanical properties in inertia friction welded 8630 low-alloy steel // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 21. Article number 149. DOI: [10.1007/s43452-021-00300-9](https://doi.org/10.1007/s43452-021-00300-9).
10. Kumar A.S., Khadeer Sk.A., Rajinikanth V., Pahari S., Kumar B.R. Evaluation of bond interface characteristics of rotary friction welded carbon steel to low alloy steel pipe joints // *Materials Science & Engineering A*. 2021. Vol. 824. Article number 141844. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141844](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141844).
11. Shete N., Deokar S.U. A Review Paper on Rotary Friction Welding // *International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering*. 2017. Vol. 5. № 6. P. 1557–1560.
12. Cai Wayne, Daehn G., Vivek A., Li Jingjing, Khan H., Mishra R.S., Komarasamy M. A State of the Art Review on Solid-State Metal Joining // *Journal of Manufacturing Science and Engineering*. 2019. Vol. 141. № 3. Article number 031012. DOI: [10.1115/1.4041182](https://doi.org/10.1115/1.4041182).
13. Emre H.E., Kaçar R. Effect of Post Weld Heat Treatment Process on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Welded Dissimilar Drill Pipe // *Materials Research*. 2015. Vol. 18. № 3. P. 503–508. DOI: [10.1590/1516-1439.308114](https://doi.org/10.1590/1516-1439.308114).
14. Калетин А.Ю., Рыжков А.Г., Калетина Ю.В. Повышение ударной вязкости конструкционных сталей при образовании бескарбидного бейнита // *Физика металлов и металловедение*. 2015. Т. 116. № 1. С. 114–120. DOI: [10.7868/S0015323015010064](https://doi.org/10.7868/S0015323015010064).
15. Майсурадзе М.В., Кукулина А.А., Назарова В.В., Рыжков М.А., Антаков Е.В. Формирование микроструктуры и механических свойств при термической обработке низкоуглеродистых хромоникельмолибденовых сталей // *Металлург*. 2024. № 3. С. 21–30. DOI: [10.52351/00260827_2024_3_21](https://doi.org/10.52351/00260827_2024_3_21).
16. Панин В.Е., Шулепов И.А., Деревягина Л.С., Панин С.В., Гордиенко А.И., Власов И.В. Создание наномасштабных мезоскопических структурных состояний для образования мартенситных фаз в низколегированной стали с целью получения высокой низкотемпературной ударной вязкости // *Физическая мезомеханика*. 2019. Т. 22. № 6. С. 5–13. EDN: [ZGEIOJ](https://www.edn.ru/ZGEIOJ/).
17. Celik S., Ersozlu I. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels // *Materials and Design*. 2009. Vol. 30. № 4. P. 970–976. DOI: [10.1016/j.matdes.2008.06.070](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.06.070).
18. Nan Xujing, Xiong Jiangtao, Jin Feng, Li Xun, Liao Zhongxiang, Zhang Fusheng, Li Jinglong. Modeling of rotary friction welding process based on maximum entropy production principle // *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. Vol. 37. P. 21–27. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.11.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.11.016).
19. Geng Peihao, Qin Guoliang, Zhou Jun. Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel // *Journal of Manufacturing Processes*. 2019. Vol. 47. P. 83–97. DOI: [10.1016/j.jmapro.2019.09.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.016).
20. Калетин А.Ю., Счастливцев В.М., Карева Н.Т., Смирнов М.А. Охрупчивание конструкционной стали с бейнитной структурой при отпуске // *Физика металлов и металловедение*. 1983. Т. 56. № 2. С. 366–371. EDN: [TBDJOQ](https://www.edn.ru/TBDJOQ/).
21. Зикеев В.Н., Чевская О.Н., Мишетян А.Р., Филиппов В.Г., Коростелев А.Б. Влияние структурного состояния конструкционных высокопрочных сталей на сопротивление разрушению // *Металлург*. 2021. № 4. С. 15–25. DOI: [10.52351/00260827_2021_04_15](https://doi.org/10.52351/00260827_2021_04_15).
22. Калетин А.Ю., Калетина Ю.В., Симонов Ю.Н. Остаточный аустенит и ударная вязкость конструкционных сталей с бескарбидным бейнитом // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2022. Т. 24. № 4. С. 49–55. EDN: [UZSBWG](https://www.edn.ru/UZSBWG/).

REFERENCES

1. Ovchinnikov D.V., Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Pyshmintsev I.Y., Bityukov S.M. Influence of microalloying with boron on the structure and properties of high-strength oil pipe. *Steel in Translation*, 2011, vol. 41, no. 4, pp. 356–360. DOI: [10.3103/S0967091211040188](https://doi.org/10.3103/S0967091211040188).
2. Sofrygina O.A., Zhukova S.Y., Bityukov S.M., Pyshmintsev I.Y. Economical steels for the manufacture of high-strength oil pipe (according to the API Spec5CT standard). *Steel in Translation*, 2010, vol. 40, no. 7, pp. 616–621. DOI: [10.3103/S0967091210070041](https://doi.org/10.3103/S0967091210070041).
3. Zaselskiy E.M., Tikhontseva N.T., Savchenko I.P., Sofrygina O.A. Development and implementation of materials in the production of high-strength drill pipes with special properties. *Problemy chernoy metallurgii i materialovedeniya*, 2021, no. 2, pp. 37–40. EDN: [XBMMOL](https://www.edn.ru/XBMMOL/).
4. Still J.R. Welding of AISI 4130 and 4140 steels for drilling systems. *Welding Journal*, 1997, vol. 76, no. 6, pp. 37–42.
5. Khadeer Sk.A., Babu P.R., Kumar B.R., Kumar A.S. Evaluation of friction welded dissimilar pipe joints between AISI 4140 and ASTM A 106 Grade B steels used in deep exploration drilling. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 56, part A, pp. 197–205. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.04.078](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.04.078).
6. Maalekian M. Friction Welding-Critical Assessment of Literature. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2007, no. 12, pp. 738–759. DOI: [10.1179/174329307X249333](https://doi.org/10.1179/174329307X249333).
7. Vill V.I. *Svarka metallov treniem* [Friction welding of metals]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1970. 176 p.
8. Li Wenya, Vairis A., Preuss M., Ma Tiejun. Linear and Rotary Friction Welding Review. *International Materials Reviews*, 2016, no. 61, pp. 71–100. DOI: [10.1080/09506608.2015.1109214](https://doi.org/10.1080/09506608.2015.1109214).
9. Banerjee A., Ntovas M., Da Silva L., Rahimi S., Wynne B. Inter relationship between microstructure evolution and mechanical properties in inertia friction welded 8630 low-alloy steel. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2021, vol. 21, article number 149. DOI: [10.1007/s43452-021-00300-9](https://doi.org/10.1007/s43452-021-00300-9).
10. Kumar A.S., Khadeer Sk.A., Rajinikanth V., Pahari S., Kumar B.R. Evaluation of bond interface characteristics of rotary friction welded carbon steel to low alloy steel pipe joints. *Materials Science & Engineering A*, 2021, vol. 824, article number 141844. DOI: [10.1016/j.msea.2021.141844](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141844).

11. Shete N., Deokar S.U. A Review Paper on Rotary Friction Welding. *International Conference on Ideas, Impact and Innovation in Mechanical Engineering*, 2017, vol. 5, no. 6, pp. 1557–1560.
12. Cai Wayne, Daehn G., Vivek A., Li Jingjing, Khan H., Mishra R.S., Komarasamy M. A State of the Art Review on Solid-State Metal Joining. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2019, vol. 141, no. 3, article number 031012. DOI: [10.1115/1.4041182](https://doi.org/10.1115/1.4041182).
13. Emre H.E., Kaçar R. Effect of Post Weld Heat Treatment Process on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Welded Dissimilar Drill Pipe. *Materials Research*, 2015, vol. 18, no. 3, pp. 503–508. DOI: [10.1590/1516-1439.308114](https://doi.org/10.1590/1516-1439.308114).
14. Kaletin A.Y., Kaletina Y.V., Ryzhkov A.G. Enhancement of impact toughness of structural steels upon formation of carbide-free bainite. *Physics of Metals and Metallography*, 2015, vol. 116, no. 1, pp. 109–114. DOI: [10.1134/S0031918X15010068](https://doi.org/10.1134/S0031918X15010068).
15. Maisuradze M.V., Kuklina A.A., Nazarova V.V., Ryzhkov M.A., Antakov E.V. Microstructure and mechanical property formation of heat treated low-carbon chromium-nickel-molybdenum steels. *Metallurgist*, 2024, vol. 68, no. 3, pp. 322–335. DOI: [10.1007/s11015-024-01732-3](https://doi.org/10.1007/s11015-024-01732-3).
16. Panin V.E., Shulepov I.A., Derevyagina L.S., Panin S.V., Gordienko A.I., Vlasov I.V. Nanoscale mesoscopic structural states in low-alloy steels for martensitic phase formation and low-temperature toughness enhancement. *Physical mesomechanics*, 2020, vol. 23, no. 5, pp. 376–383. DOI: [10.1134/S1029959920050021](https://doi.org/10.1134/S1029959920050021).
17. Celik S., Ersozlu I. Investigation of the mechanical properties and microstructure of friction welded joints between AISI 4140 and AISI 1050 steels. *Materials and Design*, 2009, vol. 30, no. 4, pp. 970–976. DOI: [10.1016/j.matdes.2008.06.070](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.06.070).
18. Nan Xujing, Xiong Jiangtao, Jin Feng, Li Xun, Liao Zhongxiang, Zhang Fusheng, Li Jinglong. Modeling of rotary friction welding process based on maximum entropy production principle. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 37, pp. 21–27. DOI: [10.1016/j.jmapro.2018.11.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.11.016).
19. Geng Peihao, Qin Guoliang, Zhou Jun. Numerical and experimental investigation on friction welding of austenite stainless steel and middle carbon steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, vol. 47, pp. 83–97. DOI: [10.1016/j.jmapro.2019.09.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2019.09.016).
20. Kaletin A.Yu., Schastlivtsev V.M., Kareva N.T., Smirnov M.A. Embrittlement of structural steel with bainitic structure during tempering. *Fizika metallov i metallovedenie*, 1983, vol. 56, no. 2, pp. 366–371. EDN: [TBDJOQ](https://www.edn.ru/TBDJOQ).
21. Zikeev V.N., Chevskaya O.N., Mishet'yan A.R., Filippov V.G., Korostelev A.B. Effect of high strength structural steel structural state on fracture resistance. *Metallurgist*, 2021, vol. 65, no. 3-4, pp. 375–388. DOI: [10.1007/s11015-021-01167-0](https://doi.org/10.1007/s11015-021-01167-0).
22. Kaletin A.Yu., Kaletina Yu.V., Simonov Yu.N. Retained austenite and impact strength of structural steels with carbide-free bainite. *Bulletin of PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2022, vol. 24, no. 4, pp. 49–55. EDN: [UZSBWG](https://www.edn.ru/UZSBWG).

Interrelation between the microstructure and impact toughness of the interface of welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding

Elena Yu. Priymak^{*1,2,4}, PhD (Engineering), Associate Professor,
Head of the Laboratory of Metal Science and Heat Treatment,

Director of Research and Educational Center of New Materials and Advanced Technologies

Artem S. Atamashkin^{2,5}, PhD (Engineering), senior researcher

of Research and Educational Center of New Materials and Advanced Technologies

Irina L. Yakovleva^{3,6}, Doctor of Sciences (Engineering), chief researcher
of the Laboratory of Physical Metallurgy

Andrey P. Fot^{1,7}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Chief Scientific Secretary – Head of Department of Dissertation Councils

¹ZBO Drill Industries, Inc., Orenburg (Russia)

²Orenburg State University, Orenburg (Russia)

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

*E-mail: e.priymak@zbo.ru

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4571-2410>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3727-8738>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-8918-3066>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2971-7908>

Received 27.02.2025

Revised 21.03.2025

Accepted 10.04.2025

Abstract: This paper covers the assessment of the influence of the morphological features of the microstructure of medium-carbon alloyed steels, formed at different forces in the process of rotary friction welding (RFW), on the impact toughness of their interface. The paper presents the results of an experimental study of a joint produced by welding tubular billets of 32HGMA and 40HN2MA steels with an outer diameter of 73 mm and a wall thickness of 9 mm with a change in force at the stage of friction (heating) of the billets. The studies of the microstructure, microhardness and impact toughness

on samples with a V-notch of welded joints were carried out in the initial state after welding and after tempering at a temperature of 550 °C. Macro- and microfractographic analysis of the destroyed samples was carried out. The study shows that the friction force affects the kinetics of phase transformations, phase composition and microstructure homogeneity in the steel junction zone. With a decrease in this parameter of rotational friction welding, the microstructure heterogeneity associated with the occurrence of upper bainite areas with uneven precipitation of large carbide particles increases, which has a negative effect on the viscosity of the steel interface both in the initial state and after tempering; the fracture mechanism is quasi-cleavage. At higher values of the friction force, the density of high-angle boundaries and the dispersion of the bainite microstructure increase, which ensures higher viscosity and energy capacity of destruction with the formation of a pitted microrelief. The obtained results open up space for regulating the visco-plastic properties of welded joints even at the welding stage without subsequent recrystallisation of the weld zone.

Keywords: rotary friction welding; medium-carbon alloyed steels; welded joint interface; martensite; bainite; impact toughness.

Acknowledgements: The study was supported by the grant of the Russian Science Foundation No. 23-79-01311, <https://rscf.ru/project/23-79-01311>.

Electron microscope investigations using the electron backscatter diffraction method were carried out at the Center for Collective Use “Testing Center for Nanotechnologies of Advanced Materials” of the Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences.

Studies using the Tescan Mira 3 scanning electron microscope were carried out at the Center for Collective Use of the Center for Identification and Support of Gifted Children “Gagarin” (Orenburg Region).

For citation: Priymak E.Yu., Atamashkin A.S., Yakovleva I.L., Fot A.P. Interrelation between the microstructure and impact toughness of the interface of welded joints of 32HGMA and 40HN2MA steels produced by rotary friction welding. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 73–85. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-6.

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 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 подписочных 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.

Влияние наноалмазов кавитационного синтеза на трибологические свойства смазывающе-охлаждающей жидкости на водомасляной основе

Фоминов Евгений Валерьевич^{*1,3}, кандидат технических наук, доцент
Ковтун Максим Витальевич^{2,4}, руководитель научно-технического центра
Курлович Сергей Анатольевич^{2,5}, директор
Гладких Дмитрий Игоревич^{1,6}, аспирант
Лавренова Татьяна Владимировна^{1,7}, старший преподаватель

¹Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону (Россия)

²ТПК «СИНТЕЗ», Ростов-на-Дону (Россия)

*E-mail: fominoff83@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0165-7536>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-1489-8333>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0009-0002-3606-6311>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2292-256X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8283-7730>

Поступила в редакцию 20.02.2025

Пересмотрена 08.04.2025

Принята к публикации 06.05.2025

Аннотация: Статья посвящена изучению влияния наноразмерных алмазов, полученных методом кавитационного синтеза, на трибологические характеристики коммерческой смазывающе-охлаждающей жидкости на водомасляной основе. Исследование направлено на оценку перспектив применения наноалмазов данного типа в качестве антифрикционной и противоизносной присадки. Трибологические испытания проводились по схеме трения «индентор по диску» при постоянной нагрузке и скорости скольжения. В качестве материалов пары трения использованы быстрорежущая сталь Р18 для индентора и сталь 30ХГСА для вращающегося контртела (диска). Исследования проведены для базового смазочного материала и двух вариантов модификаций его состава коллоидной дисперсией (дистиллированная вода с диспергированными наноалмазами) с окончательной концентрацией присадки 0,5 и 2,5 %. Экспериментально установлено, что оба варианта модификации базовой водомасляной эмульсии привели к увеличению несущей способности смазочных слоев, снизив суммарный линейный износ элементов пары трения в 1,8–2,4 раза. Присутствие наноалмазов в составе также усилило экранирующий эффект смазочно-охлаждающей жидкости. Посредством оптической микроскопии было зафиксировано снижение видимых повреждений поверхностей трения. Анализ профилограмм изношенных участков в поперечном направлении показал уменьшение размеров борозды на контртеле на фоне снижения шероховатости с $Ra=0,49$ мкм в базовом варианте до $Ra=0,29–0,34$ мкм. Оценка потери массы контртела для концентраций наноалмазов 0,5 и 2,5 % показала снижение их величины в 1,3 и 1,9 раза соответственно, для индентора уменьшение этого параметра составило 1,2 и 1,5 раза. Таким образом, использование наноалмазов кавитационного синтеза в качестве присадки может стать перспективным направлением повышения противоизносных свойств смазывающе-охлаждающих жидкостей на водомасляной основе.

Ключевые слова: наноалмазы кавитационного синтеза; водомасляная эмульсия; смазывающе-охлаждающая жидкость; граничное трение; износостойкость; коэффициент трения.

Для цитирования: Фоминов Е.В., Ковтун М.В., Курлович С.А., Гладких Д.И., Лавренова Т.В. Влияние наноалмазов кавитационного синтеза на трибологические свойства смазывающе-охлаждающей жидкости на водомасляной основе // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 87–94. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-7.

ВВЕДЕНИЕ

Использование различного рода присадок является эффективным способом управления трибологическими свойствами жидких смазочных материалов. В последнее десятилетие для этих целей широко используются наночастицы различных металлов, оксидов металлов и неметаллов, сульфиды и карбонаты [1; 2]. Модификация базового смазочного материала путем внедрения таких добавок, как правило, приводит к существенному улучшению его антифрикционных и/или противоизносных свойств [3; 4]. Высокой востребованностью среди наноразмерных присадок пользуются полностью углеродные

частицы (графены, фуллерены, углеродные нанотрубки), позволяющие значительно улучшить трибологические свойства базовых смазочных материалов [5–7].

Среди углеродных наноприсадок особенно перспективным является применение наноалмазов (НА), что обусловлено их высокой твердостью, теплопроводностью, химической стабильностью и совместимостью с другими присадками [8]. На данный момент проведено большое количество подробных исследований трибологических характеристик различных видов смазочных материалов, содержащих НА. Так, авторы работы [9] отмечают значительное улучшение трибологических характеристик моторных масел, содержащих частицы НА,

и качества поверхностей трения. При исследовании процесса трения в среде полиальфаолефинового масла с добавлением НА также было обнаружено снижение коэффициентов трения и повышение противоизносного действия смазочной пленки для состава с присадкой [10]. В [11] было зафиксировано уменьшение силы трения в 3 раза и повышение в 2 раза износостойкости титановых эндопротезов тазобедренного сустава при добавлении менее 0,2 % НА в концентрации по массе в имитацию физиологической жидкости организма.

Важным преимуществом НА является растворимость в воде, что открывает возможности для модификации ими как чистой воды, так и смазочных материалов на водной основе. В связи с этим изучение трибологических свойств водных суспензий с НА является актуальным направлением научных исследований. Например, исследование [12] показало, что введение НА значительно улучшило плохие смазывающие свойства воды, снизив силы трения и износ на 70 и 88 % соответственно. Аналогичный антифрикционный эффект и противоизносное действие модифицированной НА воды также отмечены в работах [13; 14].

Широко распространенной категорией смазочных материалов являются водомасляные эмульсионные смазочно-охлаждающие жидкости (СОЖ), применяемые при резании металлов и их обработке методами пластического деформирования. Одним из направлений улучшения эксплуатационных характеристик СОЖ является внедрение в состав различных наноразмерных присадок, усиливающих их противозадирное действие, улучшающих антифрикционные и теплофизические свойства [15–16].

В настоящее время существует множество различных способов получения НА. Примерами наиболее привлекательных из них с точки зрения промышленного воспроизведения являются: метод импульсной лазерной абляции специально приготовленной углеродной мишени [18]; метод детонации взрывчатых веществ в закрытых камерах [19] и некоторые другие. Перспективным и востребованным для промышленного применения является также метод гидродинамической кавитации, заключающийся в пропускании воды с диспергированным в ней графитовым порошком особой чистоты через микрофлюидные каналы особой геометрии с подачей в зону, где в результате коллапса/схлопывания кавитационных каверн происходит образование разрушающих кумулятивных струй, буферного слоя с последующим дополнительным воздействием на коллапсирующие каверны полем со сверхкритическими параметрами.

Данный метод представляет наибольший интерес с точки зрения применимости НА, полученных с его использованием, в качестве модифицирующей добавки в водных системах, таких как гипс, смазочно-охлаждающие жидкости, гальваника, бетон. Преимущества метода заключаются в получении НА, обладающих высокой однородностью основных характеристических показателей: размерности, формы, зарядности, функционального покрова. Полученные данным методом наноалмазы кавитационного синтеза (КНА-НС) не требуют дополнительной химической очистки, центрифугирования и прочих подготовительных операций. Сразу же после синтеза водная дисперсия НА готова к промышленному применению, поскольку диспергированные в дистиллированной воде НА являются полностью гидратированными. На текущий

момент уже проведены исследования влияния КНА-НС на физико-механические свойства строительных бетонов, в результате которых зафиксировано значительное повышение прочности на сжатие и изгиб при добавлении частиц КНА-НС в базовую смесь [20].

Цель исследования – оценка влияния наноразмерных алмазов, полученных методом кавитационного синтеза, на трибологические свойства коммерческой смазывающе-охлаждающей жидкости на водомасляной основе.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сравнительные трибологические испытания производились по схеме трения «индентор по диску» при постоянной скорости скольжения $V=0,4$ м/с и нагрузке $P=20$ Н на трибометре Т-11 (Польша). Материалом цилиндрического индентора диаметром 4 мм и длиной 10 мм являлась быстрорежущая сталь Р18 (HRC 65). Вращающееся контртело (диск) диаметром 25,4 мм и толщиной 6 мм было изготовлено из стали 30ХГСА (HRC 35), начальная шероховатость поверхностей трения составляла $Ra=0,16$ мкм. Данная пара трения имитирует фрикционное взаимодействие в ходе резания (выглаживания) труднообрабатываемого конструкционного материала. При этом процесс трения без смазки данных материалов, по предыдущему экспериментальному опыту авторов, характеризуется сильным адгезионным схватыванием. В ходе испытаний в режиме реального времени фиксировались сила трения $F(H)$ и перемещение индентора относительно контртела Δ (мкм). Длина пути трения составляла $L=400$ м. Для оценки рельефа дорожек трения и измерения шероховатости применялся профилограф-профилометр Mitutoyo Surftest SJ-210 (Япония). Изношенные поверхности образцов исследовались на металлографическом инвертированном микроскопе ЛабоМет-И4 (Россия). Оценка экранирующего эффекта смазочной жидкости производилась на основании сравнения износа более мягкого материала контртела. Для измерения потери массы образцов Δm применялись аналитические весы модели ЛВ 210-А (Россия).

Процесс трения осуществлялся в трех вариантах смазочных сред. В первом базовом случае использована коммерческая СОЖ торговой марки Модус-М (ООО ТПК «СИНТЕЗ», г. Ростов-на-Дону, Россия). Данная полусинтетическая водосмешиваемая СОЖ в рабочем растворе представляет собой 5%-ю водомасляную эмульсию и содержит в своем составе наименьшее количество масла и прочих экологически опасных функциональных добавок. В двух последующих вариантах эмульсия была модифицирована коллоидной дисперсией, состоящей из диспергированных в дистиллированной воде НА. Для приготовления дисперсии использованы синтезируемые ООО НПК «Наносистемы» (г. Ростов-на-Дону, Россия) КНА-НС, представляющие собой нанокристаллы сферической формы с отрицательным дзета-потенциалом $\zeta=-44$ мВ. Их синтез осуществлялся методом гидродинамической кавитации из диспергированного в дистиллированной воде порошка графита особой чистоты с дополнительным воздействием на систему чередующихся полем со сверхкритическими параметрами. Методом динамического рассеяния света было установлено, что коллоидный раствор полученных наноалмазов имеет высокую мономодальность с максимумом от 1 до 3 нм (рис. 1).

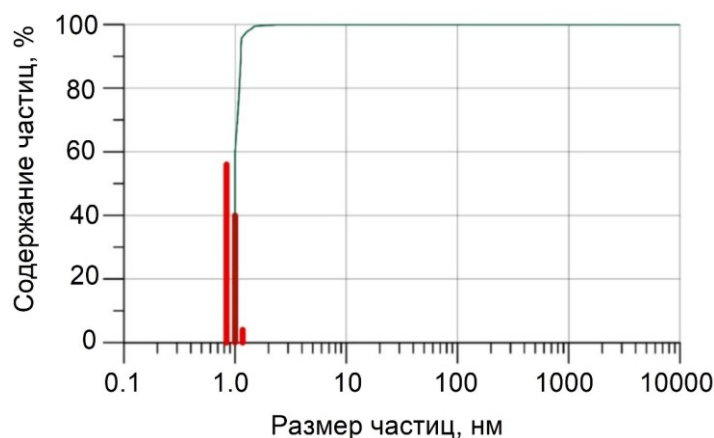


Рис. 1. Распределение размеров частиц наноалмазов [24]
Fig. 1. Particle size distribution of nanodiamonds [24]

Для оценки влияния наноалмазов КНА-НС на трибологические характеристики коммерческой СОЖ в ее состав было добавлено 0,5 и 2,5 % коллоидной дисперсии КНА-НС. Контроль концентрации водной коллоидной дисперсии КНА-НС определялся фотометрически на фотометре Эксперт-003 с пропусканием через кварцевую кюветку с длиной оптического пути 1 мм и длиной волны просвечивающего лазера 375 нм. Оптическую плотность доводили путем разбавления концентрированной дисперсии КНА-НС-2772 дистиллированной водой.

Подача смазочных материалов осуществлялась непосредственно на дорожку трения капельным методом с расходом около 2 мл/мин. Количество реализаций опыта для каждого варианта смазки составляло 5 экспериментов, статистическая обработка результатов проводилась с применением методов теории надежности в программе MathCAD. Для расчета значений гра-

ниц доверительных интервалов для оцениваемых параметров применялся метод Стьюдента при заданном уровне надежности 95 %.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Оценка трибологических свойств образцов смазочного материала показала, что оба варианта концентрации КНА-НС в базовой СОЖ приводят к увеличению средних значений сил трения. На рис. 2 представлены примеры эволюции коэффициентов трения f в процессе экспериментов.

По результатам статистической обработки среднее значение коэффициента трения для базового варианта смазки составило $f_{cp}=0,08$, при добавлении 0,5 и 2,5 % КНА-НС значение этого параметра повысилось до 0,11 и 0,13 соответственно (таблица 1).

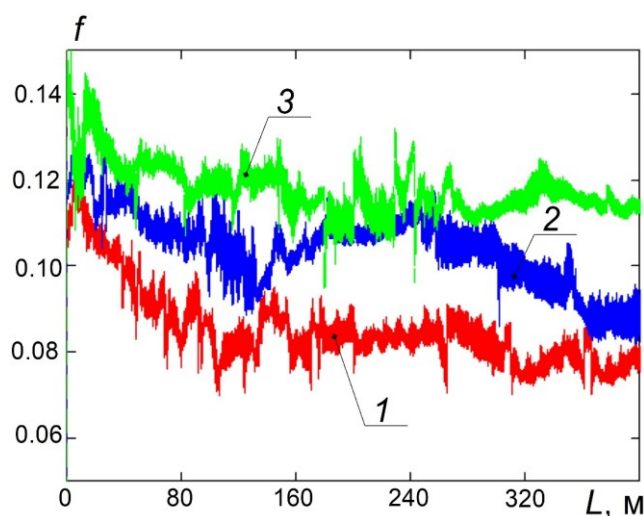


Рис. 2. Изменение коэффициентов трения $f(L)$ в различных средах:
1 – базовая СОЖ; 2 – СОЖ + 0,5 % КНА-НС; 3 – СОЖ + 2,5 % КНА-НС
Fig. 2. Change in friction ratios $f(L)$ in various environments:

1 – base cooling lubricant; 2 – cooling lubricant + 0.5 % of CND-NS; 3 – cooling lubricant + 2.5 % of CND-NS

Таблица 1. Трибологические характеристики процесса трения в различных смазочных средах
Table 1. Tribological characteristics of the friction process in various lubricating environments

Тип смазки	$f_{\text{ср}}$	Контртело				Индентор
		δ , мкм	h_{max} , мкм	$\Delta m_k \cdot 10^{-3}$, г	Ra, мкм	$\Delta m_n \cdot 10^{-4}$, г
Базовая СОЖ	0,08±0,02	7,88±0,99	7,49±1,67	3,21±0,64	0,49±0,16	9,2±0,75
СОЖ + 0,5 % НА	0,11±0,03	4,45±0,59	4,81±0,86	2,33±0,56	0,34±0,07	7,6±0,81
СОЖ + 2,5 % НА	0,13±0,02	3,41±0,46	3,22±0,73	1,67±0,40	0,29±0,05	5,8±0,98

Оценка изменения геометрии трибоконтакта относительно начального положения по кривым $\Delta(L)$ показала, что добавление присадок способствовало замедлению сближения элементов пары трения за счет процессов изнашивания (рис. 3).

Наименьший суммарный линейный износ элементов трибопары был зафиксирован при концентрации 2,5 % и составил в среднем $\delta_3 \approx 3,4$ мкм, тогда как для базовой СОЖ эта величина достигала $\delta_1 \approx 7,8$ мкм.

Наибольшие повреждения поверхности образцов получили при трении в немодифицированной СОЖ (рис. 4 а). Ширина дорожек трения в этом случае достигала 1000 мкм, глубина износа $h_{\text{max}} \approx 7,5$ мкм, а шероховатость дорожек трения в поперечном направлении $Ra = 0,49$ мкм. Оценка массовых потерь образцов также показала наибольшие значения этих параметров при трении в базовой СОЖ (таблица 1).

В меньшей степени повреждены поверхности образцов при фрикционном взаимодействии в среде СОЖ + + 2,5 % КНА-НС. Ширина дорожки трения в этом варианте смазки не превышает 600 мкм, глубина изношенного участка составляет $h_{\text{max}} \approx 3,2$ мкм. Шероховатость дорожек трения для этой концентрации составила $Ra = 0,29$ мкм. Высокий экранирующий эффект обнаруживается и при добавлении гораздо меньшего количества присадки – при

концентрации 0,5 % КНА-НС (рис. 4 б). В этом случае также наблюдается улучшение всех исследуемых трибопоказателей (таблица 1, рис. 4 с).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Введение нанокластеров КНА-НС в водомасляную эмульсию в различных концентрациях существенным образом снижает скорость изнашивания относительно базовой конфигурации трибосистемы, однако приводит к росту сил трения. При этом величины коэффициентов трения во всех случаях показывают, что в трибосистеме сохраняется граничный режим смазки.

Метод и режим получения НА, определяющие их форму, средний размер и прочие статистические показатели геометрических характеристик, в значительной степени влияют и на трибологическое поведение смазочного материала при введении в него этих частиц. Антифрикционный эффект от добавления НА по результатам современных исследований преимущественно связан с частичной заменой трения скольжения на трение качения за счет присутствия в зазоре достаточно крупных в сравнении с размерами поверхностных микронеровностей частиц, приближенных к сферической форме [21]. Более мелкие же частицы НА, находясь

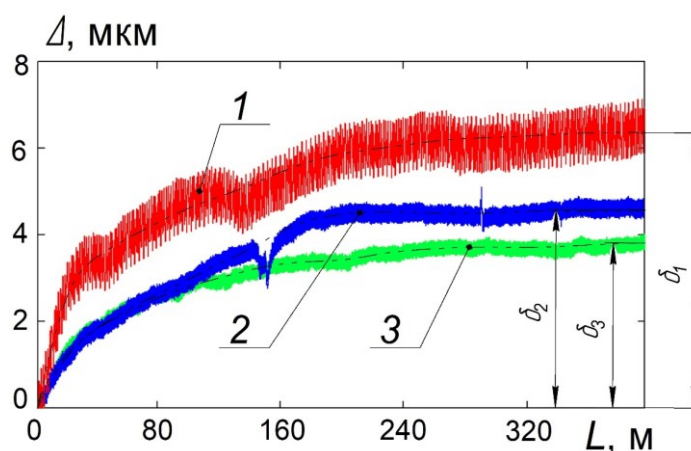


Рис. 3. Суммарный линейный износ элементов трибопары:

1 – базовая СОЖ; 2 – СОЖ + 0,5 % КНА-НС; 3 – СОЖ + 2,5 % КНА-НС

Fig. 3. Total linear wear of tribocouple elements:

1 – base cooling lubricant; 2 – cooling lubricant + 0.5 % of CND-NS; 3 – cooling lubricant + 2.5 % of CND-NS

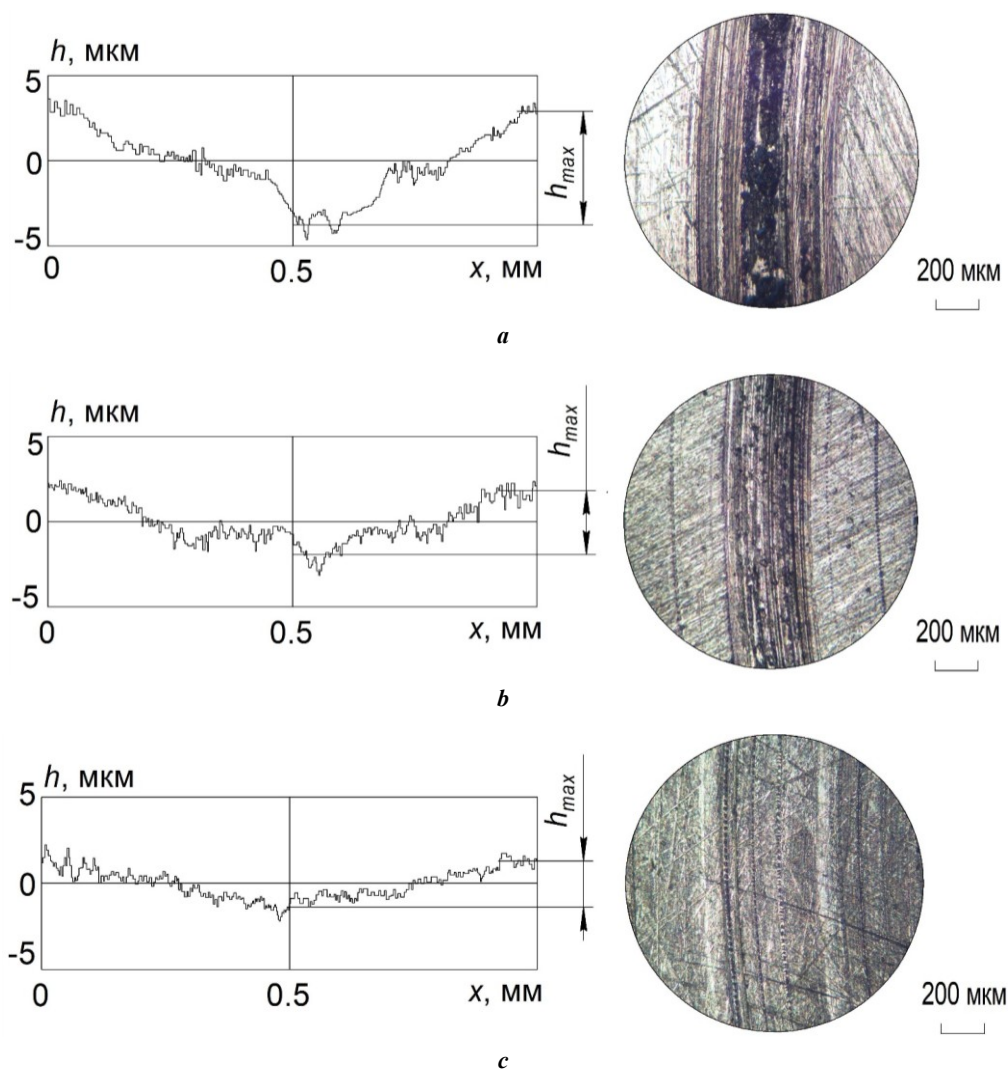


Рис. 4. Изношенные поверхности дисков при трении в различных средах:

a – базовая СОЖ; **b** – СОЖ + 0,5 % КНА-НС; **c** – СОЖ + 2,5 % КНА-НС

Fig. 4. Worn surfaces of disks during friction in various environments:

a – base cooling lubricant; **b** – cooling lubricant + 0.5 % of CND-NS; **c** – cooling lubricant + 2.5 % of CND-NS

в смазке и внедряясь в поверхностные микронеровности, могут оказывать полирующий эффект. При этом на участках поверхностей, разделенных смазочным материалом, присутствие НА приводит к формированию однородной и толстой трибопленки, которая снижает износ контактирующих тел [10; 21]. Данные механизмы воздействия на трибологические свойства смазочного материала доказаны для частиц, полученных детонационным методом; именно их чаще всего исследуют в качестве присадок [21]. В сравнении с КНА-НС эти НА обладают, как правило, более крупным диапазоном размеров. Таким образом, при добавлении детонационных НА в смазочном материале содержатся частицы, близкие к сферической (овальной) форме в пределах 5–10 нм. Для НА с диаметром в данном диапазоне шарикоподшипниковый эффект доказан в том числе путем молекулярного моделирования [12].

При введении значительно меньших по диаметру КНА-НС, характеризующихся при этом более высокой моносферностью, шарикоподшипниковый эффект от применения НА снижается, уступая место другим механизмам

воздействия. Алмазные частицы маленького диаметра (1–3 нм) будут легче заполнять поверхностные микронеровности и фиксироваться в них. Такого рода внедрение, с одной стороны, сохраняет от разрушения грани элементов трибопары за счет присутствия на них периодически регенерируемого защитного слоя из НА, с другой стороны, фрикционное взаимодействие поверхностей с твердыми включениями, сопровождающееся эффектом полирования, является причиной роста силы трения. Параллельно с этим происходит модификация частицами НА смазочной пленки, способствуя ее уплотнению, повышению устойчивости к истиранию и сдвиговому сопротивлению, что также приводит к росту коэффициента трения уже при добавлении 0,5 % КНА-НС.

Дальнейшее насыщение СОЖ наноалмазными частицами в еще большей степени усиливает эффект от противоизносного и полирующего воздействия КНА-НС. Повышение среднего коэффициента трения относительно концентрации 0,5 % в этом случае, учитывая значения границ доверительных интервалов, можно считать незначительным (таблица 1). Таким образом,

свойства, форма и размеры частиц кавитационных наноалмазов, а также их высокая монодисперсность позволяют достичь значительного противоизносного и полирующего (выглаживающего) эффектов при модификации ими СОЖ на водомасляной основе на фоне некоторого снижения антифрикционных показателей, что в целом делает применение КНА-НС в качестве противоизносной присадки перспективным.

ВЫВОДЫ

1. Добавление алмазных нанокластеров в исследуемую СОЖ на водной основе привело к существенному изменению трибологических характеристик системы трения. Модификация смазочных слоев способствовала повышению их несущей способности, что обеспечило снижение суммарного линейного износа элементов пары трения в 1,8 и 2,4 раза при концентрациях коллоидной дисперсии 0,5 и 2,5 % соответственно.

2. Промежуточные слои с содержанием КНА-НС повысили экранирующий эффект от смазочного материала в сравнении с базовым вариантом, снизив среднюю шероховатость дорожек трения в 1,4 и 1,6 раза, что говорит об улучшении качества поверхности после применения модифицированных СОЖ.

3. Добавление наноразмерных алмазов усилило противоизносные свойства смазочного материала. Снижение массовых потерь вращающегося контртела для концентраций коллоидной дисперсии 0,5 и 2,5 % составило 1,3 и 1,9 раза соответственно, для индентора – 1,2 и 1,5 раза. Наблюдаемое уменьшение износа элементов пары трения сопровождалось увеличением сдвигового сопротивления смазочного слоя, способствуя росту силы трения в системе в 1,4 раза уже при добавлении 0,5 % НА. Дальнейшее же повышение количества присадки до 2,5 % привело к незначительному приросту коэффициента трения относительно минимальной концентрации НА.

Использование наноалмазов кавитационного синтеза в качестве присадки в СОЖ на водомасляной основе может стать перспективным направлением для дальнейшего улучшения трибологических свойств и повышения их эксплуатационных характеристик. В качестве актуальных направлений дальнейших исследований в этой области рассматривается разработка новых составов СОЖ на базе исследованной коммерческой марки с добавлением нанокристаллических алмазов в различных концентрациях и последующие исследования эксплуатационных характеристик этих экспериментальных композиций при различных операциях резания металлов, обработке пластическим деформированием, накатке. Ожидаемыми эффектами от модификации СОЖ в этом случае станут повышение периода стойкости применяемых инструментов и улучшение качества микрорельефа обработанных поверхностей.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Chen Yan, Renner P., Liang Hong. Dispersion of Nanoparticles in Lubricating Oil: A Critical Review // *Lubricants*. 2019. Vol. 7. № 1. Article number 7. DOI: [10.3390/lubricants7010007](https://doi.org/10.3390/lubricants7010007).
- Gulzar M., Masjuki H.H., Kalam M.A., Varman M., Zulkifli N.W.M., Mufti R.A., Zahid R. Tribological performance of nanoparticles as lubricating oil additives // *Journal of Nanoparticle Research*. 2016. Vol. 18. Article number 223. DOI: [10.1007/s11051-016-3537-4](https://doi.org/10.1007/s11051-016-3537-4).
- Wenzhen Xia, Jingwei Zhao, Hui Wu et al. Effects of oil-in-water based nanolubricant containing TiO₂ nanoparticles in hot rolling of 304 stainless steel // *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. Vol. 262. P. 149–156. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2018.06.020](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.06.020).
- Kim Hyun-Joon, Seo Kuk-Jin, Kang Kyeong Hee, Kim Dae-Eun. Nano-lubrication: A review // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2016. Vol. 17. P. 829–841. DOI: [10.1007/s12541-016-0102-0](https://doi.org/10.1007/s12541-016-0102-0).
- Ali I., Basheer A.A., Kucherova A. et al. Advances in carbon nanomaterials as lubricants modifiers // *Journal of Molecular Liquids*. 2019. Vol. 279. P. 251–266. DOI: [10.1016/j.molliq.2019.01.113](https://doi.org/10.1016/j.molliq.2019.01.113).
- Zhai Wenzheng, Srikanth N., Kong Ling Bing, Zhou Kun. Carbon nanomaterials in tribology // *Carbon*. 2017. Vol. 119. P. 150–171. DOI: [10.1016/j.carbon.2017.04.027](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.04.027).
- Gong Zhenbin, Shi Jing, Zhang Bin, Zhang Junyan. Graphene nano scrolls responding to superlow friction of amorphous carbon // *Carbon*. 2017. Vol. 116. P. 310–317. DOI: [10.1016/j.carbon.2017.01.106](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.01.106).
- Morshed A., Wu Hui, Jiang Zhengyi. A Comprehensive Review of Water-Based Nanolubricants // *Lubricants*. 2021. Vol. 9. Article number 89. DOI: [10.3390/lubricants9090089](https://doi.org/10.3390/lubricants9090089).
- Ivanov M., Shenderova O. Nanodiamond-based nanolubricants for motor oils // *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2017. Vol. 21. № 1. P. 17–24. DOI: [10.1016/j.cossms.2016.07.003](https://doi.org/10.1016/j.cossms.2016.07.003).
- Piya A.K., Yang L., Omar A.A.S., Emami N., Morina A. Synergistic lubrication mechanism of nanodiamonds with organic friction modifier // *Carbon*. 2024. Vol. 218. Article number 118742. DOI: [10.1016/j.carbon.2023.118742](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2023.118742).
- Shirani A., Nunn N., Shenderova O., Osawa E., Berman D. Nanodiamonds for improving lubrication of titanium surfaces in simulated body fluid // *Carbon*. 2019. Vol. 143. P. 890–896. DOI: [10.1016/j.carbon.2018.12.005](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2018.12.005).
- Mirzaamiri R., Akbarzadeh S., Ziaei-Rad S., Shin Dong-Gap, Kim Dae-Eun. Molecular dynamics simulation and experimental investigation of tribological behavior of nanodiamonds in aqueous suspensions // *Tribology International*. 2021. Vol. 156. Article number 106838. DOI: [10.1016/j.triboint.2020.106838](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106838).
- Alias A.A., Kinoshita H., Fujii M. Tribological properties of diamond nanoparticle additive in water under a lubrication between steel plate and tungsten carbide ball // *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*. 2015. Vol. 9. № 1. Article number JAMDSM0006. DOI: [10.1299/jamdsm.2015jamdsm0006](https://doi.org/10.1299/jamdsm.2015jamdsm0006).
- Wu Pu, Chen Xinchun, Zhang Chenhui, Luo Jianbin. Synergistic tribological behaviors of graphene oxide and nanodiamond as lubricating additives in water // *Tribology International*. 2019. Vol. 132. P. 177–184. DOI: [10.1016/j.triboint.2018.12.021](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.12.021).
- Hu Shuguo, Li Changhe, Zhou Zongming et al. Nanoparticle-enhanced coolants in machining: mechanism, application, and prospects // *Frontiers of Mechanical Engineering*. 2023. Vol. 18. Article number 53. DOI: [10.1007/s11465-023-0769-8](https://doi.org/10.1007/s11465-023-0769-8).
- Wang Xiaoming, Song Yuxiang, Lim Changhe et al. Nanofluids application in machining: a comprehensive re-

- view // The International Journal of Advanced Manufacturing. 2024. Vol. 131. P. 3113–3164. DOI: [10.1007/s00170-022-10767-2](https://doi.org/10.1007/s00170-022-10767-2).
17. Kumar A.S., Deb S., Paul S. Tribological characteristics and micromilling performance of nanoparticle enhanced water based cutting fluids in minimum quantity lubrication // Journal of Manufacturing Processes. 2020. Vol. 56. Part A. P. 766–776. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.05.032](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.05.032).
18. Антипов А.А., Аракелян С.М., Гарнов С.В., Кутровская С.В., Кучерик А.О., Ногтев Д.С., Осипов А.В. Лазерная абляция углеродных мишеней, помещенных в жидкость // Квантовая электроника. 2015. Т. 45. № 8. С. 731–735. EDN: [UGUZNP](https://www.edn.ru/UGUZNP).
19. Витязь П.А. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение. Минск: Беларуская навука, 2013. 381 с.
20. Beskopylny A.N., Stel'makh S.A., Shcherban' E.M. et al. Performance and mechanism of the structure formation and physical-mechanical properties of concrete by modification with nanodiamonds // Construction and Building Materials. 2024. Vol. 452. Article number 138994. DOI: [10.1016/j.conbuildmat.2024.138994](https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2024.138994).
21. Xia Yue, Lu Yunxiang, Yang Guoyong et al. Application of Nano-Crystalline Diamond in Tribology // Materials. 2023. Vol. 16. № 7. Article number 2710. DOI: [10.3390/ma16072710](https://doi.org/10.3390/ma16072710).
9. Ivanov M., Shenderova O. Nanodiamond-based nanolubricants for motor oils. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2017, vol. 21, no. 1, pp. 17–24. DOI: [10.1016/j.cossms.2016.07.003](https://doi.org/10.1016/j.cossms.2016.07.003).
10. Piya A.K., Yang L., Omar A.A.S., Emami N., Morina A. Synergistic lubrication mechanism of nanodiamonds with organic friction modifier. *Carbon*, 2024, vol. 218, article number 118742. DOI: [10.1016/j.carbon.2023.118742](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2023.118742).
11. Shirani A., Nunn N., Shenderova O., Osawa E., Berman D. Nanodiamonds for improving lubrication of titanium surfaces in simulated body fluid. *Carbon*, 2019, vol. 143, pp. 890–896. DOI: [10.1016/j.carbon.2018.12.005](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2018.12.005).
12. Mirzaamiri R., Akbarzadeh S., Ziaei-Rad S., Shin Dong-Gap, Kim Dae-Eun. Molecular dynamics simulation and experimental investigation of tribological behavior of nanodiamonds in aqueous suspensions. *Tribology International*, 2021, vol. 156, article number 106838. DOI: [10.1016/j.triboint.2020.106838](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106838).
13. Alias A.A., Kinoshita H., Fujii M. Tribological properties of diamond nanoparticle additive in water under a lubrication between steel plate and tungsten carbide ball. *Journal of Advanced Mechanical Design, Systems, and Manufacturing*, 2015, vol. 9, no. 1, article number JAMDSM0006. DOI: [10.1299/jamdsm.2015jamdsm0006](https://doi.org/10.1299/jamdsm.2015jamdsm0006).
14. Wu Pu, Chen Xinchun, Zhang Chenhui, Luo Jianbin. Synergistic tribological behaviors of graphene oxide and nanodiamond as lubricating additives in water. *Tribology International*, 2019, vol. 132, pp. 177–184. DOI: [10.1016/j.triboint.2018.12.021](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.12.021).
15. Hu Shuguo, Li Changhe, Zhou Zongming et al. Nanoparticle-enhanced coolants in machining: mechanism, application, and prospects. *Frontiers of Mechanical Engineering*, 2023, vol. 18, article number 53. DOI: [10.1007/s11465-023-0769-8](https://doi.org/10.1007/s11465-023-0769-8).
16. Wang Xiaoming, Song Yuxiang, Lim Changhe et al. Nanofluids application in machining: a comprehensive review. *The International Journal of Advanced Manufacturing*, 2024, vol. 131, pp. 3113–3164. DOI: [10.1007/s00170-022-10767-2](https://doi.org/10.1007/s00170-022-10767-2).
17. Kumar A.S., Deb S., Paul S. Tribological characteristics and micromilling performance of nanoparticle enhanced water based cutting fluids in minimum quantity lubrication. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 56, part A, pp. 766–776. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.05.032](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.05.032).
18. Antipov A.A., Arakelyan S.M., Kutrovskaya S.V., Kucherik A.O., Nogtev D.S., Osipov A.V., Garnov S.V. Laser ablation of carbon targets placed in a liquid. *Quantum Electronics*, 2015, vol. 45, no. 8, pp. 731–735. DOI: [10.1070/QE2015v045n08ABEH015681](https://doi.org/10.1070/QE2015v045n08ABEH015681).
19. Vityaz P.A. *Nanoalmazny detonatsionnogo sinteza: poluchenie i primeneniye* [Detonation synthesis nanodiamonds: production and application]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2013. 381 p.
20. Beskopylny A.N., Stel'makh S.A., Shcherban' E.M. et al. Performance and mechanism of the structure formation and physical-mechanical properties of concrete by modification with nanodiamonds. *Construction and Building Materials*, 2024, vol. 452, article number 138994. DOI: [10.1016/j.conbuildmat.2024.138994](https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2024.138994).
21. Xia Yue, Lu Yunxiang, Yang Guoyong et al. Application of Nano-Crystalline Diamond in Tribology. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 7, article number 2710. DOI: [10.3390/ma16072710](https://doi.org/10.3390/ma16072710).

REFERENCES

1. Chen Yan, Renner P., Liang Hong. Dispersion of Nanoparticles in Lubricating Oil: A Critical Review. *Lubricants*, 2019, vol. 7, no. 1, article number 7. DOI: [10.3390/lubricants7010007](https://doi.org/10.3390/lubricants7010007).
2. Gulzar M., Masjuki H.H., Kalam M.A., Varman M., Zulkifli N.W.M., Mufti R.A., Zahid R. Tribological performance of nanoparticles as lubricating oil additives. *Journal of Nanoparticle Research*, 2016, vol. 18, article number 223. DOI: [10.1007/s11051-016-3537-4](https://doi.org/10.1007/s11051-016-3537-4).
3. Xia Wenzhen, Zhao Jingwei, Wu Hui et al. Effects of oil-in-water based nanolubricant containing TiO₂ nanoparticles in hot rolling of 304 stainless steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 262, pp. 149–156. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2018.06.020](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.06.020).
4. Kim Hyun-Joon, Seo Kuk-Jin, Kang Kyeong Hee, Kim Dae-Eun. Nano-lubrication: A review. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2016, vol. 17, pp. 829–841. DOI: [10.1007/s12541-016-0102-0](https://doi.org/10.1007/s12541-016-0102-0).
5. Ali I., Basheer A.A., Kucheroва A. et al. Advances in carbon nanomaterials as lubricants modifiers. *Journal of Molecular Liquids*, 2019, vol. 279, pp. 251–266. DOI: [10.1016/j.molliq.2019.01.113](https://doi.org/10.1016/j.molliq.2019.01.113).
6. Zhai Wenzheng, Srikanth N., Kong Ling Bing, Zhou Kun. Carbon nanomaterials in tribology. *Carbon*, 2017, vol. 119, pp. 150–171. DOI: [10.1016/j.carbon.2017.04.027](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.04.027).
7. Gong Zhenbin, Shi Jing, Zhang Bin, Zhang Junyan. Graphene nano scrolls responding to superlow friction of amorphous carbon. *Carbon*, 2017, vol. 116, pp. 310–317. DOI: [10.1016/j.carbon.2017.01.106](https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.01.106).
8. Morshed A., Wu Hui, Jiang Zhengyi. A Comprehensive Review of Water-Based Nanolubricants. *Lubricants*, 2021, vol. 9, article number 89. DOI: [10.3390/lubricants9090089](https://doi.org/10.3390/lubricants9090089).

The influence of cavitation synthesis nanodiamonds on the tribological properties of a water-oil-based cooling lubricant

Evgeny V. Fominov^{*1,3}, PhD (Engineering), Associate Professor

Maksim V. Kovtun^{2,4}, Head of Research and Technology Center

Sergey A. Kurlovich^{2,5}, Director

Dmitry I. Gladkikh^{1,6}, postgraduate student

Tatyana V. Lavrenova^{1,7}, senior lecturer

¹Don State Technical University, Rostov-on-Don (Russia)

²Trading and Industrial Company SYNTEZ, Rostov-on-Don (Russia)

*E-mail: fominoff83@mail.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0165-7536>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-1489-8333>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0009-0002-3606-6311>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2292-256X>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8283-7730>

Received 20.02.2025

Revised 08.04.2025

Accepted 06.05.2025

Abstract: This paper deals with the study of the influence of nanosized diamonds produced by the cavitation synthesis method on the tribological properties of a commercial water-oil-based cooling lubricant. The study is aimed at assessing the prospects for application of this type of nanodiamonds as an antifriction and antiwear additive. Tribological tests were carried out using the “indenter on a disk” friction scheme at a constant load and sliding speed. High-speed P18 steel for the indenter and 30HGSA steel for the rotating counterbody (disk) were used as friction couple materials. The studies were carried out for the base lubricant and two variants of its composition modifications using colloidal dispersion (distilled water with dispersed nanodiamonds) with a final additive concentration of 0.5 and 2.5 %. It was experimentally found that both variants of modification of the base water-oil emulsion resulted in increase of the bearing capacity of lubricating layers, decreasing the total linear wear of friction couple elements by 1.8–2.4 times. The presence of nanodiamonds in the composition enhanced as well the shielding effect of the cutting coolant. A decrease in visible damage to friction surfaces was recorded using optical microscopy. Analysis of profile diagrams of worn areas in the transverse direction showed a decrease in the size of a groove on the counterbody against the background of a decrease in roughness from $Ra=0.49\text{ }\mu\text{m}$ in the basic variant to $Ra=0.29\text{--}0.34\text{ }\mu\text{m}$. Evaluation of the loss in counterbody weight for nanodiamond concentrations of 0.5 and 2.5 % showed a decrease in their value by 1.3 and 1.9 times, respectively; for the indenter, the decrease in this parameter was 1.2 and 1.5 times. Thus, the use of cavitation synthesis nanodiamonds as an additive may become a promising direction for increasing the antiwear properties of water-oil-based cooling lubricants.

Keywords: cavitation synthesis nanodiamonds; water-oil emulsion; cooling lubricant; boundary friction; wear resistance; friction ratio.

For citation: Fominov E.V., Kovtun M.V., Kurlovich S.A., Gladkikh D.I., Lavrenova T.V. The influence of cavitation synthesis nanodiamonds on the tribological properties of a water-oil-based cooling lubricant. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 87–94. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-7.

Влияние режимов упрочняющей термической обработки на сопротивление развитию трещины штамповой стали 5Х2СМФ

Шахназаров Карэн Юрьевич^{*1}, доктор технических наук,

профессор кафедры материаловедения и технологии художественных изделий

Рафиков Артур Русланович², аспирант кафедры материаловедения и технологии художественных изделий
Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II, Санкт-Петербург (Россия)

*E-mail: mthi@spmi.ru,
karen812@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

²ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-9881-9115>

Поступила в редакцию 31.03.2025

Пересмотрена 16.04.2025

Принята к публикации 29.04.2025

Аннотация: В литературных источниках практически отсутствуют данные о влиянии закалки с выдержками в перлитной и бейнитной областях и последующего низкого и высокого отпуска разной продолжительности на сопротивление развитию трещины штамповых сталей, а имеющиеся данные противоречивы. Между тем более «мягкая» закалка с выдержками в промежуточных областях существенно снижает риск образования закалочных трещин и деформацию штампов и штамповой оснастки. В работе образцы из штамповой стали 5Х2СМФ с острым надрезом и искусственно нанесенными трещинами были подвергнуты термической обработке, включающей в себя стандартную закалку 910 °С в масло и закалку от 910 °С со ступенями при 650 и 340 °С с разными видами отпуска (200, 560, 600 и 640 °С) и разной продолжительностью по времени – 1, 3, 5, 7 и 14 ч (для 200 °С) с целью повышения сопротивления развитию трещины. Проведенные исследования позволили установить, что данные по сопротивлению развитию трещины после ступенчатой закалки с выдержкой в области перлитного превращения и последующего высокого отпуска при 560, 600 и 640 °С сопоставимы со стандартной закалкой в масло и высоким отпуском при тех же температурах. Твердость после ступенчатой закалки в области бейнитного превращения (340 °С) во всех случаях значительно ниже при различных режимах отпуска, поэтому сравнить сопротивление развитию трещины со стандартной закалкой не представляется возможным. Установлено оптимальное с точки зрения повышения сопротивления развитию трещины время выдержки (3 и 5 ч) после стандартной закалки от 910 °С в масло и низкого отпуска при 200 °С.

Ключевые слова: штамповая сталь; закалка; отпуск; твердость; сопротивление развитию трещины.

Для цитирования: Шахназаров К.Ю., Рафиков А.Р. Влияние режимов упрочняющей термической обработки на сопротивление развитию трещины штамповой стали 5Х2СМФ // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 2. С. 95–101. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-8.

ВВЕДЕНИЕ

Термическая обработка представляет собой один из ключевых процессов, значительно влияющих на механические свойства, поэтому правильный выбор режима закалки, в процессе которой происходят перераспределение легирующих элементов, изменение размеров зерна, растворение карбидов и т. д., определяет в конечном итоге эксплуатационные свойства стальных изделий.

Ступенчатая закалка, применяемая для снижения закалочных напряжений и деформации, известна еще по докладу Д.К. Чернова 1885 г. «О приготовлении стальных бронепробивающих снарядов» [1]. Несмотря на то, что этот способ в настоящее время изучен достаточно хорошо, в литературе существуют противоречивые данные о влиянии ступенчатой закалки на механические свойства сталей после различных режимов отпуска [2–4]. Ступенчатое охлаждение метастабильного аустенита в перлитной области без распада на феррито-карбидную смесь привело к обнаружению интересных эффектов [5; 6]. Сравнение обычной закалки с закалкой с изотермической выдержкой при 560–680 °С показывает, что в сталях 6Х6М1, 5Ф3Б и 6Х6М3Ф в переохлажденном аустените происходят приводящие к повышению твердости процессы, связан-

ные с образованием в мартенсите, полученном в результате ступенчатой закалки, равновесных областей размером 10–15 Å, имеющих повышенное содержание углерода, ванадия и молибдена, с той же решеткой, что и матричная. При последующем отпуске эти микронеоднородности являются зародышами для образования карбидов, обеспечивая им высокую дисперсность и равномерность распределения, что приводит к повышению теплостойкости штампов [5; 7; 8].

Исследование закономерностей структурных превращений, протекающих при закалке с выдержкой в области бейнитного превращения сталей 30ХСНМФБ и 30ХЗНЗМФБ, показало, что на ранних стадиях такой выдержки образуются скопления (кластеры или смешанные зоны) атомов легирующих элементов (ванадия и углерода) по аналогии с процессами, происходящими на начальных стадиях старения многих сталей [9; 10]. Авторы считают, что в состав этих кластеров входят также атомы молибдена и хрома [9; 11]. Наличие таких скоплений атомов оказывает сопротивление разрушению и тем самым упрочняет сталь.

Происходящие при различных температурах процессы как высокого, так и низкого отпуска закаленной стали

достаточно хорошо изучены. Однако в литературных источниках практически отсутствуют данные о влиянии продолжительности отпуска на свойства сталей. В ряде исследований приводятся немонотонные зависимости механических свойств от продолжительности отпуска [12–14]. Установленный немонотонный, пилообразный характер кривых «сопротивление развитию трещины – время» представлен без каких-либо комментариев [14; 15].

Штамповая сталь 5Х2СМФ используется в основном для изготовления штампов горячего деформирования, но, поскольку в низкоотпущенном состоянии твердость находится в пределах 58–60 HRC, может использоваться и для штампов холодного деформирования [16; 17]. В связи с этим в представленной работе проведено сравнительное исследование зависимости сопротивления развитию трещины и твердости стали 5Х2СМФ после стандартной закалки (в масле) и закалки с выдержками в перлитной и бейнитной областях с последующим низким и высоким отпуском, а также низким отпуском разной продолжительности.

Цель исследования – разработать режимы упрочняющей термической обработки промышленно используемой штамповой стали 5Х2СМФ, включающие закалку с выдержками в перлитной и бейнитной областях и отпуск при разных температурах разной продолжительности, повышающие сопротивление развитию трещины.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования была выбрана штамповая сталь 5Х2СМФ [18]. Химический состав стали представлен в таблице 1.

Термическую обработку исследуемых образцов размерами 10×11×55 мм проводили в соляных ваннах АО «Обуховский завод». В качестве закалочной среды использовали масло «Термоойл-26». Испытания по каждому режиму термообработки проводили на 7 образцах. Исследовали 3 режима закалки: 1 – 910 °С, 15 мин, охлаждение в масло; 2 – 910 °С, 15 мин – 340 °С, 15 мин, охлаждение в масло; 3 – 910 °С, 15 мин – 650 °С, 7 мин, охлаждение в масло; последующий отпуск: 200, 560, 600 и 640 °С в течение 2 ч на каждый режим закалки. Проводилось также исследование по продолжительности низкого отпуска. Образцы после закалки по стандартному режиму (910 °С, 15 мин, охлаждение в масло) были подвергнуты низкому отпуску (200 °С) различной продолжительности – 1, 3, 5, 7 и 14 ч.

Заготовки образцов для определения механических свойств изготавливали с припуском под шлифовку 0,5 мм. После проведения закалки размеры доводили до чистовых (10×10×55 мм), что позволило исключить влияние обезуглероживания, возникающего при нагреве под закалку, на твердость образцов.

В качестве критерия оценки принимали максимально достигаемую силу (P_T), необходимую для

полного разрушения образца при статическом трехточечном изгибе.

Эксперимент проводили на образцах для испытания на ударную вязкость по КСТ с V-образным надрезом глубиной 1,5 мм и радиусом концентратора $R 0,25 \pm 0,025$ (ГОСТ 9454-78, черт. 3). Согласно п. 1.4 ГОСТ 9454-78 и п. 1.6 ГОСТ 25.506-85, усталостную трещину глубиной 1,5 мм инициировали методом циклической нагрузки с числом циклов не менее 3000 на резонансном вибраторе Дроздовского (Россия). Максимальный остаточный прогиб, образовавшийся при нанесении на образцах концентратора вида Т, не превышал 0,25 мм.

Испытания на статический изгиб проводили на испытательной машине серии POWERTEST Т (Испания) (расстояние между опорами 45 мм) со скоростью нагружения не более 2 мм/мин.

В связи с тем, что при инициировании усталостной трещины на вибраторе Дроздовского возможно некоторое отклонение глубины от требуемой, после проведения испытаний на изломах всех образцов с помощью отсчетного микроскопа МПБ-2 (Россия) измеряли суммарную глубину трещины и надреза (L_T). Анализ полученных экспериментальных данных о сопротивлении развитию трещины и твердости после различных режимов термической обработки проводили с учетом фактической суммарной глубины трещины и надреза. Твердость измеряли на твердомере ТК-2М (Россия).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Твердость и сопротивление развитию трещины после низкого и высокого отпуска

Из таблицы 2 видно, что максимальные значения твердости и сопротивления развитию трещины (P_T) после низкого отпуска (200 °С) получены после стандартной закалки в масло. Закалка с выдержкой в перлитной области (режим 3) при незначительном (на 0,5 HRC) снижении твердости и на 0,03 мм меньшей суммарной глубине трещины и надреза (L_T) приводит к незначительному (на 64 кН/см²) снижению сопротивления развитию трещины. Сопротивление развитию трещины максимально после режима со ступенью при 340 °С, но при этом существенно (на 5 HRC) снижается твердость в низкоотпущенном состоянии, что свидетельствует о прохождении частичного бейнитного распада.

Твердость после закалки по режиму 3 и отпуска при 560 °С имеет максимальные значения (49 HRC) при минимальной суммарной глубине трещины и надреза (3,16 мм против 3,4 и 3,34 мм после стандартной закалки и с выдержкой при 340 °С соответственно), при этом данный режим обладает минимальными значениями сопротивления развитию трещины (P_T) (таблица 3).

Таблица 1. Химический состав 5Х2СМФ [18]
Table 1. Chemical composition of 5H2SMF [18]

Марка стали	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	Mo, %	V, %
5Х2СМФ	0,56	0,47	0,72	2,48	0,23	0,27

Таблица 2. Максимальное ($P_{\max}$), среднее (P_{cp}) и минимальное ($P_{\min}$) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{\text{зак}}$) и отпуски ($HRC_{\text{отп}}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 200 °С

Table 2. Maximum ($P_{\max}$), average (P_{cp}) and minimum ($P_{\min}$) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{\text{зак}}$) and tempering ($HRC_{\text{отп}}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 200 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	735	667	590	61,0	58,5	3,27
2	910 °С – 340 °С в масло	770	727	630	54,0	53,5	3,62
3	910 °С – 650 °С в масло	670	603	500	60,5	58,0	3,24

Таблица 3. Максимальное ($P_{\max}$), среднее (P_{cp}) и минимальное ($P_{\min}$) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{\text{зак}}$) и отпуски ($HRC_{\text{отп}}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 560 °С

Table 3. Maximum ($P_{\max}$), average (P_{cp}) and minimum ($P_{\min}$) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{\text{зак}}$) and tempering ($HRC_{\text{отп}}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 560 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	1180	1170	1060	62,0	48,5	3,40
2	910 °С – 340 °С в масло	1515	1381	1292	53,5	46,5	3,34
3	910 °С – 650 °С в масло	920	840	730	61,5	49,0	3,16

Образцы, закаленные по режиму 2, по сравнению со стандартной закалкой при снижении твердости (на 2 HRC) и меньшей на 0,06 мм суммарной глубине трещины и надреза (L_T) имеют максимальное (более чем на 200 кН/см² по сравнению со стандартной закалкой) значение сопротивления развитию трещины (P_T) (таблица 3).

Твердость после отпуска при 600 °С, как и в предыдущем эксперименте, имеет максимальные значения после закалки со ступенью при 650 °С, но при этом значение сопротивления развитию трещины (P_T) минимально (таблица 4). Значения сопротивления развитию трещины (P_T) после режима 2 и стандартной закалки при некотором снижении твердости (на 1,5 HRC) при примерно одинаковой суммарной глубине трещины и надреза (3,38 и 3,37 мм) сопоставимы (2410 и 2420 кН/см² соответственно) (таблица 4).

После проведения термической обработки по режиму 3 получены максимальные значения твердости (38 HRC), при этом, в отличие от режима отпуска при 600 °С (таблица 4), не наблюдается столь большой разницы в сопротивлении развитию трещины (P_T) при равной суммарной глубине трещины и надреза (3,3 мм) по сравнению со стандартной закалкой (таблица 5). Сни-

жение твердости после отпуска 640 °С и закалки по режиму 2 не повышает значения сопротивления развитию трещины (P_T) по сравнению со стандартной закалкой и закалкой по режиму 3, даже несмотря на минимальную (3,2 мм) суммарную глубину трещины и надреза (L_T) (таблица 5).

Твердость и сопротивление развитию трещины после отпуска (200 °С) разной продолжительности

Из таблицы 6 видно, что увеличение времени выдержки с 1 до 14 ч низкого отпуска приводит к незначительному (на 1,5 HRC) снижению твердости образцов из стали 5Х2СМФ.

Отпуск продолжительностью 3 ч приводит при максимальной твердости (58 HRC) и максимальной (3,37 мм) суммарной глубине трещины и надреза (L_T) к максимальным (667 кН/см²) значениям сопротивления развитию трещины (P_T). При отпуске продолжительностью 5 ч можно наблюдать минимальную (55 кН/см²) разницу между максимальным и минимальным значениями сопротивления развитию трещины (P_T), тогда как у других режимов она составляет более 135 кН/см². Значения сопротивления развитию трещины (P_T) при равной твердости (57,5 HRC) и максимальной (3,37 мм)

Таблица 4. Максимальное (P_{max}), среднее (P_{cp}) и минимальное (P_{min}) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{зак}$) и отпуски ($HRC_{отп}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 600 °С

Table 4. Maximum (P_{max}), average (P_{cp}) and minimum (P_{min}) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{зак}$) and tempering ($HRC_{отп}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 600 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	2600	2420	2120	61,0	43,5	3,37
2	910 °С – 340 °С в масло	2550	2410	2040	54,0	42,0	3,38
3	910 °С – 650 °С в масло	1280	1188	1085	60,5	45,0	3,35

Таблица 5. Максимальное (P_{max}), среднее (P_{cp}) и минимальное (P_{min}) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{зак}$) и отпуски ($HRC_{отп}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по различным режимам, отпуск при 640 °С

Table 5. Maximum (P_{max}), average (P_{cp}) and minimum (P_{min}) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{зак}$) and tempering ($HRC_{отп}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched by different modes and tempered at 640 °С

№ режима	Режим закалки	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
		$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	910 °С в масло	2600	2451	2100	61,0	36,5	3,3
2	910 °С – 340 °С в масло	2290	2150	2070	53,5	35,0	3,2
3	910 °С – 650 °С в масло	2530	2272	2100	60,5	38,0	3,3

Таблица 6. Максимальное (P_{max}), среднее (P_{cp}) и минимальное (P_{min}) значение сопротивления развитию трещины, твердость после закалки ($HRC_{зак}$) и отпуски ($HRC_{отп}$) и суммарная глубина трещины и надреза (L_m) стали 5Х2СМФ, закаленной по стандартному режиму (910 °С в масло), отпуск при 200 °С разной продолжительности

Table 6. Maximum (P_{max}), average (P_{cp}) and minimum (P_{min}) values of crack propagation resistance, hardness after quenching ($HRC_{зак}$) and tempering ($HRC_{отп}$) and total depth of crack and notch (L_m) of 5H2SMF steel quenched under the standard mode (910 °С in oil), tempering at 200 °С with different durations

Время выдержки при отпуске 200 °С, ч	Сопротивление развитию трещины (P_T), кН/см ²			Твердость, HRC		Суммарная глубина трещины и надреза (L_T), мм
	$P_{T \max}$	$P_{T \text{ cp}}$	$P_{T \min}$	HRC _{зак}	HRC _{отп}	
1	595	528	460	59,5	58,5	3,27
3	735	667	595	59,5	58,0	3,37
5	650	625	595	59,5	57,5	3,37
7	695	617	535	59,0	57,0	3,28
14	725	638	585	59,5	57,0	3,34

суммарной глубине трещины и надреза (L_T) сопоставимы с остальными режимами (таблица 6).

Проведение отпуска продолжительностью 1 ч приводит к минимальным значениям сопротивления развитию трещины (P_T), что, вероятно, связано с тем, что одночасовой отпуск не устраняет хрупкости, характерной для свежезакаленного мартенсита.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Ступенчатая закалка с выдержкой при температуре 650 °С позволяет получить сопоставимые со стандартной закалкой (в масло) и высоким отпуском значения сопротивления развитию трещины при примерно равных значениях твердости и суммарной глубине трещины и надреза. Это хорошо согласуется с исследованиями, проведенными авторами [13; 16]. Положительное влияние ступенчатой закалки они связывают с образованием в мартенситах микронеоднородностей, имеющих повышенное содержание углерода, ванадия и молибдена, которые при последующем высоком отпуске являются зародышами для образования карбидов, обеспечивая им высокую дисперсность и равномерность распределения, тем самым повышая сопротивление развитию трещины [13].

По сравнению со стандартной закалкой, закалка со ступенью при 340 °С приводит к существенному снижению твердости, что свидетельствует о прохождении частичного бейнитного распада. Сопротивление развитию трещины независимо от температуры отпуска (низкий, высокий отпуск) ниже, чем у образцов после стандартной закалки. «Бейнитная хрупкость», вероятно, связана с образованием в структуре кристаллов верхнего бейнита, армированных пластинками карбидов типа цементита, сопряженных с матрицей [19]. Необходимо отметить, что есть единичные работы, опровергающие это, например [14]. Таким образом, при проведении закалки штамповой стали 5Х2СМФ необходимо добиваться повышенной устойчивости переохлажденного аустенита в промежуточной области, тем самым предотвращая выделения бейнита.

Исследование зависимости твердости и сопротивления развитию трещины от продолжительности (1, 3, 5, 7 и 14 ч) низкого отпуска (200 °С) стали 5Х2СМФ показало, что с увеличением времени выдержки от 1 до 14 ч наблюдается снижение твердости. При этом максимумы сопротивления развитию трещины (P_T) не соответствуют минимумам твердости, что подтверждает данные о немономонном, пилообразном характере зависимости «сопротивление развитию трещины – время» [14]. Попытки связать немономонность этой зависимости со структурными превращениями носят предположительный характер, что понятно, если привести следующую цитату: «С развитием метода фольг и дифракционной электронной микроскопии появилась возможность идентифицировать карбидные выделения методом микродифракции. Однако следует признать, что эти возможности до сих пор не использованы, а имеющиеся данные противоречивы» [20, с. 143]. В связи с этим на данном этапе исследования проводили накопление экспериментальных данных по влиянию продолжительности низкого отпуска.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Закалка штамповой стали 5Х2СМФ с выдержкой при температуре 650 °С позволяет получить сопоставимые значения по сопротивлению развитию трещины при примерно равных значениях твердости со стандартной закалкой и высоким отпуском штампов.

2. Существенное снижение твердости при закалке со ступенью при 340 °С по сравнению со стандартной закалкой независимо от температуры отпуска (низкий, высокий отпуск) не дает возможности рекомендовать данный режим для промышленного применения.

3. Режимы термической обработки с временем выдержки 3 и 5 ч могут быть рекомендованы в качестве штатных, поскольку они обеспечивают максимальное значение сопротивления развитию трещины после стандартной закалки и низкого отпуска при 200 °С.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Чернов Д.К. О приготовлении стальных бронепробивающих снарядов: сообщение Д.К. Чернова в Императорском Русском технологическом обществе, 10 мая 1885 г. СПб.: тип. бр. Пантелеевых, 1885. 33 с.
2. Костин Н.А. Особенности закалки штамповых сталей 5ХГС и 5ХЗГС, науглероженных до заэвтектоидных концентраций // Черные металлы. 2020. № 5. С. 31–36. EDN: [YCANQN](#).
3. Цуканов Д.В., Смирнова Д.Л., Петкова А.П., Штерцер В.В. Моделирование режима охлаждения при закалке крупногабаритной заготовки ротора из Cr-Ni-Mo-V-стали // Черные металлы. 2024. № 9. С. 29–36. DOI: [10.17580/chm.2024.09.05](#).
4. Рахштадт А.Г. О структурных превращениях в переохлажденном аустените ванадий содержащих сталей // Известия АН СССР. Металлы. 1984. № 2. С. 102–107.
5. Бажин В.Ю., Исса Б. Влияние термической обработки на микроструктуру стальных змеевиков нагревательной трубчатой печи // Записки Горного института. 2021. Т. 249. С. 393–400. DOI: [10.31897/PMI.2021.3.8](#).
6. Пряхин Е.И., Прибыткова Д.А. Влияние качества подготовки поверхности труб для теплосетей на их коррозионную стойкость при эксплуатации в условиях подземного залегания // Черные металлы. 2023. № 11. С. 97–102. DOI: [10.17580/chm.2023.11.15](#).
7. Якубович Е.А. Анализ влияния режимов термической обработки на стойкость инструмента для горячей штамповки // Журнал передовых исследований в области естествознания. 2020. № 11. С. 37–42. DOI: [10.26160/2572-4347-2020-11-37-42](#).
8. Ермаков Б.С., Ермаков С.Б., Вологжанина С.А., Хузнахметов Р.М. Влияние условий эксплуатации на формирование нано- и ультрадисперсных зернограницных дефектов в сварных соединениях // Цветные металлы. 2023. № 8. С. 80–85. DOI: [10.17580/tsm.2023.08.13](#).
9. Сивенков А.В., Кончус Д.А., Гареев Д.В., Пряхин Е.И. Применение покрытий Cr – Ni методом химико-термической обработки из растворов легкоплавких металлов // Черные металлы. 2024. № 12. С. 101–106. DOI: [10.17580/chm.2024.12.14](#).
10. Крылова С.Е., Ромашков Е.В. Особенности термической обработки новой стали для изготовления штампов горячего деформирования // Черные металлы. 2021. № 1. С. 54–60. DOI: [10.17580/chm.2021.01.08](#).

11. Zambrano O.A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. P. 7101–7116. DOI: [10.1007/s11665-021-05960-5](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05960-5).
12. Шнейдерман А.Ш. Об отпуске бейнитной структуры // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1978. № 12. С. 12–15.
13. Еднерал А.Ф., Русаненко В.В., Смирнова А.В. Структурные превращения при термической обработке хромолибденовой стали // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1982. № 9. С. 4–8.
14. Крамаров М.А., Виноградов С.И. Влияние режима отпуска на статическую и циклическую трещиностойкость сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1986. № 3. С. 14–17.
15. Pryakhin E.I., Azarov V.A. Comparative analysis of the use of epoxy and fluoroplastic polymer compositions as internal smooth coatings of the inner cavity of steel main gas pipelines // *CIS Iron and Steel Review*. 2024. Vol. 28. P. 93–98. DOI: [10.17580/cisr.2024.02.16](https://doi.org/10.17580/cisr.2024.02.16).
16. Петкова А.П., Злотин В.А. Анализ эффективности снижения потерь водорода в трубопроводе из различных аустенитных нержавеющей сталей // *Черные металлы*. 2024. № 9. С. 50–54. DOI: [10.17580/chm.2024.09.08](https://doi.org/10.17580/chm.2024.09.08).
17. Xu Wen-hua, Li Yang, Xiao Gui-yong, Gu Guo-chao, Lu Yu-peng. Effects of quenching and partitioning on microstructure and properties of high-silicon and high-aluminum medium carbon alloy steels // *Materials Today: Communications*. 2023. Vol. 34. Article number 105031. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2022.105031](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105031).
18. Шахназаров К.Ю., Касатонов В.Ф., Васильев А.П., Акифьев С.К., Кудрявцев Р.С., Пантелеев В.И., Астраханцев Г.Н. Штамповая сталь: авторское свидетельство № 1671726 А1 СССР. 2 с. EDN: [VVISSEL](https://vvisel.ru).
19. Тишаев С.И., Орлов М.Р., Колесников В.А. О природе «бейнитной хрупкости» вторичнотвердеющих сталей // *Известия АН СССР*. 1984. № 4. С. 32–37.
20. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращение в железе и стали. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
5. Bazhin V.Yu., Issa B. Influence of heat treatment on the microstructure of steel coils of a heating tube furnace. *Journal of Mining Institute*, 2021, vol. 249, pp. 393–400. DOI: [10.31897/PMI.2021.3.8](https://doi.org/10.31897/PMI.2021.3.8).
6. Pryakhin E.I., Pribytkova D.A. The influence of the quality of surface preparation of pipes for heating networks on their corrosion resistance during operation in underground conditions. *Chernye metally*, 2023, no. 11, pp. 97–102. DOI: [10.17580/chm.2023.11.15](https://doi.org/10.17580/chm.2023.11.15).
7. Yakubovich E.A. Analysis of the heat treatment modes influence on the life of the tool for hot forming. *Zhurnal peredovoykh issledovaniy v oblasti estestvoznaniya*, 2020, no. 11, pp. 37–42. DOI: [10.26160/2572-4347-2020-11-37-42](https://doi.org/10.26160/2572-4347-2020-11-37-42).
8. Ermakov B.S., Ermakov S.B., Vologzhanina S.A., Khuznakhmetov R.M. Relationship between operating conditions and the emergence of nano and ultradispersed grain boundary defects in weld joints. *Tsvetnye metally*, 2023, no. 8, pp. 80–85. DOI: [10.17580/tsm.2023.08.13](https://doi.org/10.17580/tsm.2023.08.13).
9. Sivenkov A.V., Konchus D.A., Gareev D.V., Pryakhin E.I. Application of Cr - Ni coatings by chemical-thermal treatment from lowmelting metal solutions. *Chernye metally*, 2024, no. 12, pp. 101–106. DOI: [10.17580/chm.2024.12.14](https://doi.org/10.17580/chm.2024.12.14).
10. Krylova S.E., Romashkov E.V. Features of heat treatment of a new steel for the manufacture of hot deformation dies. *Chernye metally*, 2021, no. 1, pp. 54–60. DOI: [10.17580/chm.2021.01.08](https://doi.org/10.17580/chm.2021.01.08).
11. Zambrano O.A. A Review on the Effect of Impact Toughness and Fracture Toughness on Impact-Abrasion Wear. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 7101–7116. DOI: [10.1007/s11665-021-05960-5](https://doi.org/10.1007/s11665-021-05960-5).
12. Shneyderman A.Sh. On the tempering of the bainite structure. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1978, no. 12, pp. 12–15.
13. Edneral A.F., Rusanenko V.V., Smirnova A.V. Structural transformations during heat treatment of chromium-molybdenum steel. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1982, no. 9, pp. 4–8.
14. Kramarov M.A., Vinogradov S.I. Effect of tempering mode on static and cyclic crack resistance of steels. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*, 1986, no. 3, pp. 14–17.
15. Pryakhin E.I., Azarov V.A. Comparative analysis of the use of epoxy and fluoroplastic polymer compositions as internal smooth coatings of the inner cavity of steel main gas pipelines. *CIS Iron and Steel Review*, 2024, vol. 28, pp. 93–98. DOI: [10.17580/cisr.2024.02.16](https://doi.org/10.17580/cisr.2024.02.16).
16. Petkova A.P., Zlotin V.A. Analysis of the efficiency of reducing hydrogen losses in a pipeline made of various austenitic stainless steels. *Chernye metally*, 2024, no. 9, pp. 50–54. DOI: [10.17580/chm.2024.09.08](https://doi.org/10.17580/chm.2024.09.08).
17. Xu Wen-hua, Li Yang, Xiao Gui-yong, Gu Guo-chao, Lu Yu-peng. Effects of quenching and partitioning on microstructure and properties of high-silicon and high-aluminum medium carbon alloy steels. *Materials Today: Communications*, 2023, vol. 34, article number 105031. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2022.105031](https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105031).
18. Shakhnazarov K.Yu., Kasatonov V.F., Vasilev A.P., Akifiev S.K., Kudryavtsev R.S., Panтелеev V.I., Astrakhansev G.N. *Shtampovaya stal* [Stamping steel], avtorskoe svidetelstvo no. 1671726 A1 SSSR. 2 p. EDN: [VVISSEL](https://vvisel.ru).

REFERENCES

1. Chernov D.K. *O prigotovlenii stalnykh broneprobivayushchikh snaryadov: soobshchenie D.K. Chernova v Imperatorskom Russkom tekhnologicheskoy obshchestve, 10 maya 1885 g.* [On the preparation of steel armor-piercing shells]. Sankt-Petersburg, tip. br. Panteleevykh Publ., 1885. 33 p.
2. Kostin N.A. Features of hardening of 5KhGS and 5Kh3GS die steels carburized to hypereutectoid concentrations. *Chernye metally*, 2020, no. 5, pp. 31–36. EDN: [YCAHQN](https://vvisel.ru).
3. Tsukanov D.V., Smirnova D.L., Petkova A.P., Shtertser V.V. Modeling of cooling mode during hardening of a large-sized rotor blank made of Cr-Ni-Mo-V steel. *Chernye metally*, 2024, no. 9, pp. 29–36. DOI: [10.17580/chm.2024.09.05](https://doi.org/10.17580/chm.2024.09.05).
4. Rakhshadt A.G. About structural transformations in supercooled austenite of vanadium containing steels. *Izvestiya AN SSSR. Metally*, 1984, no. 2, pp. 102–107.

19. Tishaev S.I., Orlov M.R., Kolesnikov V.A. On the nature of “bainite brittleness” of secondary-hardening steels. *Izvestiya AN SSSR*, 1984, no. 4, pp. 32–37.
20. Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. *Prevrashchenie v zheleze i stali* [Transformation in iron and steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 392 p.

The influence of hardening heat treatment modes on the crack propagation resistance of 5H2SMF die steel

Karen Yu. Shakhnazarov^{*1}, Doctor of Sciences (Engineering),
professor of Chair of Materials Science and Technology of Artistic Products

Artur R. Rafikov², postgraduate student

of Chair of Materials Science and Technology of Artistic Products

Empress Catherine II Saint Petersburg Mining University, St. Petersburg (Russia)

*E-mail: mthi@spmi.ru,
karen812@yandex.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7501-6590>

²ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-9881-9115>

Received 31.03.2025

Revised 16.04.2025

Accepted 29.04.2025

Abstract: In the literature, there are virtually no data on the effect of quenching with holding in the pearlite and bainitic regions and subsequent low and high tempering of different durations on the crack propagation resistance of die steels, and the available data are contradictory. Meanwhile, a “softer” quenching with holding in the intermediate regions reduces significantly the risk of quenching cracks and deformation of dies and die tooling. In this work, samples of 5H2SMF die steel with a sharp notch and artificially induced cracks were subjected to heat treatment, including standard quenching at 910 °C in oil and quenching from 910 °C with steps at 650 °C and 340 °C with different types of tempering (200, 560, 600, and 640 °C) and different durations of time – 1, 3, 5, 7, and 14 h (for 200 °C) in order to increase the crack propagation resistance. The conducted studies allowed identifying that the data on crack propagation resistance after step quenching with holding in the pearlite transformation region and subsequent high tempering at 560, 600 and 640 °C are comparable with standard quenching in oil and high tempering at the same temperatures. The hardness after step quenching in the bainitic transformation region (340 °C) is significantly lower in all cases under different tempering conditions; therefore, it is not possible to compare crack propagation resistance with standard quenching. The optimal holding time (3 and 5 h) from the point of view of increasing crack propagation resistance after standard quenching from 910 °C in oil and low tempering at 200 °C was found.

Keywords: die steel; quenching; tempering; hardness; crack propagation resistance.

For citation: Shakhnazarov K.Yu., Rafikov A.R. The influence of hardening heat treatment modes on the crack propagation resistance of 5H2SMF die steel. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 2, pp. 95–101. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-2-72-8.

НАШИ АВТОРЫ

Атамашкин Артём Сергеевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий.

Адрес: Оренбургский государственный университет, 460018, Россия, г. Оренбург, пр-т Победы, 13.

E-mail: atamashkin2017@yandex.ru

Бецофен Сергей Яковлевич, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов».

Адрес: Московский авиационный институт, 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.

E-mail: s.betsofen@gmail.com

Брилевский Александр Игоревич, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: alexandrbril@yandex.ru

Гладких Дмитрий Игоревич, аспирант.

Адрес: Донской государственный технический университет, 344010, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1.

E-mail: ya.gladckih-dmitriy@yandex.ru

Данилов Владимир Алексеевич, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: v.danilov@yandex.ru

Данюк Алексей Валериевич, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: alexey.danyuk@gmail.com

Дорогов Максим Владимирович, кандидат физико-математических наук, доцент института перспективных систем передачи данных.

Адрес: Университет ИТМО, 197101, Россия, г. Санкт-Петербург, Кронверкский пр-т, 49, лит. А.

E-mail: mvdorogov@itmo.ru

Дюжева-Мальцева Елена Вадимовна, аспирант.

Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.

E-mail: elena.dujewa@yandex.ru

Елсуков Сергей Константинович, кандидат технических наук, доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства».

Адрес: Волгоградский государственный технический университет, 400005, Россия, г. Волгоград, пр-т им. В.И. Ленина, 28.

E-mail: serzh.elsukov@yandex.ru

Жукова Ольга Олеговна, инженер-исследователь.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: baykeeva.olga@yandex.ru

Зорин Илья Васильевич, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства». Адрес: Волгоградский государственный технический университет, 400005, Россия, г. Волгоград, пр-т им. В.И. Ленина, 28. E-mail: zorin.iv@vstu.ru

Калганов Дмитрий Александрович, младший научный сотрудник лаборатории дифракционных методов исследования реальной структуры кристаллов. Адрес: Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26. E-mail: kalganov@itmo.ru

Каминский Владимир Владимирович, кандидат физико-математических наук, заведующий лабораторией института перспективных систем передачи данных. Адрес 1: Университет ИТМО, 197101, Россия, г. Санкт-Петербург, Кронверкский пр-т, 49, лит. А. Адрес 2: Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, 194021, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26. E-mail: kam-vladimiro@yandex.ru

Ковтун Максим Витальевич, руководитель научно-технического центра. Адрес: ТПК «СИНТЕЗ», 344033, Россия, г. Ростов-на-Дону, ул. Портовая, 543. E-mail: 79185530688@ya.ru

Курлович Сергей Анатольевич, директор. Адрес: ТПК «СИНТЕЗ», 344033, Россия, г. Ростов-на-Дону, ул. Портовая, 543. E-mail: mtdos@mail.ru

Лавренова Татьяна Владимировна, старший преподаватель. Адрес: Донской государственный технический университет, 344010, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1. E-mail: bys_ka87@mail.ru

Максименко Екатерина Игоревна, аспирант. Адрес: Московский авиационный институт, 125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4. E-mail: ek.maximenko@yandex.ru

Медведев Андрей Евгеньевич, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Адрес: Уфимский университет науки и технологий, 450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32. E-mail: medvedevandreyrf@gmail.com

Мерсон Дмитрий Львович, доктор физико-математических наук, профессор, директор НИИ прогрессивных технологий. Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14. E-mail: d.merson@tltsu.ru

Мерсон Евгений Дмитриевич, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий. Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14. E-mail: mersoned@gmail.com

Мотков Михаил Михайлович, кандидат технических наук, старший научный сотрудник. Адрес: Сибирский федеральный университет, 660041, Россия, г. Красноярск, пр-т Свободный, 79. E-mail: mikhail145@mail.ru

Мурашкин Максим Юрьевич, кандидат технических наук, старший научный сотрудник.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,

450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: m.murashkin.70@gmail.com

Мягких Павел Николаевич, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: p.myagkikh@tltsu.ru

Несин Дмитрий Сергеевич, аспирант.

Адрес: Волгоградский государственный технический университет,

400005, Россия, г. Волгоград, пр-т им. В.И. Ленина, 28.

E-mail: nesdmiser2000@mail.ru

Пермякова Инга Евгеньевна, доктор физико-математических наук, профессор, ведущий научный сотрудник лаборатории

физикохимии и механики металлических материалов.

Адрес: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

119334, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 49.

E-mail: inga_perm@mail.ru

Полуянов Виталий Александрович, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Приймак Елена Юрьевна, кандидат технических наук, доцент, заведующий лабораторией металловедения и термической обработки, директор научно-образовательного центра новых материалов и перспективных технологий.

Адрес 1: АО «Завод бурового оборудования»,

460026, Россия, г. Оренбург, пр-т Победы, 118.

Адрес 2: Оренбургский государственный университет,

460018, Россия, г. Оренбург, пр-т Победы, 13.

E-mail: e.prijmak@zbo.ru

Рафиков Артур Русланович, аспирант

кафедры материаловедения и технологии художественных изделий.

Адрес: Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II,

199106, Россия, г. Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21-я линия, 2.

E-mail: artur.mankevich.99@mail.ru

Романов Алексей Евгеньевич, доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник института перспективных систем передачи данных.

Адрес 1: Университет ИТМО,

197101, Россия, г. Санкт-Петербург, Кронверкский пр-т, 49, лит. А.

Адрес 2: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: alexey.romanov@niuitmo.ru

Федотова Дарья Дмитриевна, магистр, оператор 4-го разряда

НИИ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях».

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,

450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: dariafedotowa@mail.ru

Филиппов Сергей Анатольевич, научный сотрудник лаборатории дифракционных методов исследования реальной структуры кристаллов, доцент высшей школы механики и процессов управления.

Адрес 1: Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26.

Адрес 2: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29.

E-mail: filippov_sa@spbstu.ru

Фоминов Евгений Валерьевич, кандидат технических наук, доцент.

Адрес: Донской государственный технический университет,
344010, Россия, г. Ростов-на-Дону, пл. Гагарина, 1.

E-mail: fominoff83@mail.ru

Фот Андрей Петрович, доктор технических наук, профессор,

главный ученый секретарь – начальник отдела диссертационных советов.

Адрес: АО «Завод бурового оборудования»,
460026, Россия, г. Оренбург, пр-т Победы, 118.

E-mail: andreas.voht@mail.ru

Хафизова Эльвира Динифовна, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: ela.90@mail.ru

Шахназаров Карэн Юрьевич, доктор технических наук,

профессор кафедры материаловедения и технологии художественных изделий.

Адрес: Санкт-Петербургский горный университет императрицы Екатерины II,
199106, Россия, г. Санкт-Петербург, Васильевский остров, 21-я линия, 2.

E-mail: karen812@yandex.ru

Яковлева Ирина Леонидовна, доктор технических наук,

главный научный сотрудник лаборатории физического металловедения.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
620108, Россия, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18.

E-mail: labmet@imp.uran.ru

OUR AUTHORS

Atamashkin Artem Sergeevich, PhD (Engineering), senior researcher of Research and Educational Center of New Materials and Advanced Technologies.
Address: Orenburg State University,
460018, Russia, Orenburg, Prospekt Pobedy, 13.
E-mail: atamashkin2017@yandex.ru

Betsofen Sergey Yakovlevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Technologies and Systems for Computer-Aided Design of Metallurgical Processes”.
Address: Moscow Aviation Institute,
125993, Russia, Moscow, Volokolamskoye Shosse, 4.
E-mail: s.betsofen@gmail.com

Brilevskiy Aleksandr Igorevich, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: alexandrbril@yandex.ru

Danilov Vladimir Alekseevich, PhD (Engineering), junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: v.danilov@yandex.ru

Danyuk Aleksey Valerievich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: alexey.danyuk@gmail.com

Dorogov Maksim Vladimirovich, PhD (Physics and Mathematics), assistant professor of Institute of Advanced Data Transfer Systems.
Address: ITMO University,
197101, Russia, St. Petersburg, Kronverksky Pr. 49, bldg. A.
E-mail: mvdorogov@itmo.ru

Dyuzheva-Maltseva Elena Vadimovna, postgraduate student.
Address: Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS,
119334, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 49.
E-mail: elena.dujewa@yandex.ru

Elsukov Sergey Konstantinovich, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Welding Production Equipment and Technology”.
Address: Volgograd State Technical University,
400005, Russia, Volgograd, Lenin Prospekt, 28.
E-mail: serzh.elsukov@yandex.ru

Fedotova Darya Dmitrievna, master, 4th category operator of the Research Laboratory “Metals and Alloys under Extreme Conditions”.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: dariafedotowa@mail.ru

Fominov Evgeny Valeryevich, PhD (Engineering), Associate Professor.
Address: Don State Technical University,
344010, Russia, Rostov-on-Don, Gagarin Square, 1.
E-mail: fominoff83@mail.ru

Fot Andrey Petrovich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,
Chief Scientific Secretary – Head of Department of Dissertation Councils.
Address: ZBO Drill Industries, Inc.,
460026, Russia, Orenburg, Prospekt Pobedy, 118.
E-mail: andreas.voht@mail.ru

Gladkikh Dmitry Igorevich, postgraduate student.
Address: Don State Technical University,
344010, Russia, Rostov-on-Don, Gagarin Square, 1.
E-mail: ya.gladckih-dmitriy@yandex.ru

Kalganov Dmitrii Alexandrovich, junior researcher
of Laboratory of Diffraction Methods
for Investigation of Real Crystal-Structures.
Address: Ioffe Institute of the RAS,
194021, Russia, St. Petersburg, Polytekhnicheskaya Street, 26.
E-mail: kalganov@itmo.ru

Kaminskii Vladimir Vladimirovich, PhD (Physics and Mathematics),
Head of laboratory of Institute of Advanced Data Transfer Systems.
Address 1: ITMO University,
197101, Russia, St. Petersburg, Kronverksky Pr. 49, bldg. A.
Address 2: Ioffe Institute of the RAS,
194021, Russia, St. Petersburg, Polytekhnicheskaya Street, 26.
E-mail: kam-vladimiro@yandex.ru

Khafizova Elvira Dinifovna, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: ela.90@mail.ru

Kovtun Maksim Vitalyevich, Head of Research and Technology Center.
Address: Trading and Industrial Company SYNTEZ,
344033, Russia, Rostov-on-Don, Portovaya Street, 543.
E-mail: 79185530688@ya.ru

Kurlovich Sergey Anatolyevich, Director.
Address: Trading and Industrial Company SYNTEZ,
344033, Russia, Rostov-on-Don, Portovaya Street, 543.
E-mail: mtdos@mail.ru

Lavrenova Tatyana Vladimirovna, senior lecturer.
Address: Don State Technical University,
344010, Russia, Rostov-on-Don, Gagarin Square, 1.
E-mail: bys_ka87@mail.ru

Maksimenko Ekaterina Igorevna, postgraduate student.
Address: Moscow Aviation Institute,
125993, Russia, Moscow, Volokolamskoye Shosse, 4.
E-mail: ek.maximencko@yandex.ru

Medvedev Andrey Evgenievich, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: medvedevandreyrf@gmail.com

Merson Dmitry Lvovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,
Director of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: d.merson@tltsu.ru

Merson Evgeny Dmitrievich, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: mersoned@gmail.com

Motkov Mikhail Mikhailovich, PhD (Engineering), senior researcher.
Address: Siberian Federal University,
660041, Russia, Krasnoyarsk, Svobodny Prospekt, 79.
E-mail: mikhail145@mail.ru

Murashkin Maksim Yurievich, PhD (Engineering), senior researcher.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: m.murashkin.70@gmail.com

Myagkikh Pavel Nikolaevich, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: p.myagkikh@tltu.ru

Nesin Dmitry Sergeevich, postgraduate student.
Address: Volgograd State Technical University,
400005, Russia, Volgograd, Lenin Prospekt, 28.
E-mail: nesdmiser2000@mail.ru

Permyakova Inga Evgenyevna, Doctor of Science (Physics and Mathematics), Professor, senior researcher of the Laboratory of Physicochemistry and Mechanics of Metallic Materials.
Address: Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of RAS,
119334, Russia, Moscow, Leninsky Prospekt, 49.
E-mail: inga_perm@mail.ru

Philippov Sergei Anatolievich, researcher of Laboratory of Diffraction Methods for Investigation of Real Crystal-Structures, assistant professor of Higher School of Mechanics and Control Processes.
Address 1: Ioffe Institute of the RAS,
194021, Russia, St. Petersburg, Polytekhnicheskaya Street, 26.
Address 2: Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
195251, Russia, St. Petersburg, Polytekhnicheskaya Street, 29.
E-mail: filippov_sa@spbstu.ru

Poluyanov Vitaly Aleksandrovich, PhD (Engineering), junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

Priymak Elena Yurievna, PhD (Engineering), Associate Professor, Head of the Laboratory of Metal Science and Heat Treatment, Director of Research and Educational Center of New Materials and Advanced Technologies.
Address 1: ZBO Drill Industries, Inc.,
460026, Russia, Orenburg, Prospekt Pobedy, 118.
Address 2: Orenburg State University,
460018, Russia, Orenburg, Prospekt Pobedy, 13.
E-mail: e.priymak@zbo.ru

Rafikov Artur Ruslanovich, postgraduate student of Chair of Materials Science and Technology of Artistic Products.
Address: Empress Catherine II Saint Petersburg Mining University,
199106, Russia, St. Petersburg, Vasilyevsky Island, 21st Line, 2.
E-mail: artur.mankevich.99@mail.ru

Romanov Alexey Evgenievich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, chief researcher of Institute of Advanced Data Transfer Systems.

Address 1: ITMO University,

197101, Russia, St. Petersburg, Kronverksky Pr. 49, bldg. A.

Address 2: Togliatti State University,

445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.

E-mail: alexey.romanov@niuitmo.ru

Shakhnazarov Karen Yurievich, Doctor of Sciences (Engineering),

professor of Chair of Materials Science and Technology of Artistic Products.

Address: Empress Catherine II Saint Petersburg Mining University,

199106, Russia, St. Petersburg, Vasilyevsky Island, 21st Line, 2.

E-mail: karen812@yandex.ru

Yakovleva Irina Leonidovna, Doctor of Sciences (Engineering),

chief researcher of the Laboratory of Physical Metallurgy.

Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS,

620108, Russia, Yekaterinburg, Sofya Kovalevskaya Street, 18.

E-mail: labmet@imp.uran.ru

Zhukova Olga Olegovna, engineer-researcher.

Address: Ufa University of Science and Technology,

450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.

E-mail: baykeeva.olga@yandex.ru

Zorin Ilya Vasilyevich, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, professor of Chair “Welding Production Equipment and Technology”.

Address: Volgograd State Technical University,

400005, Russia, Volgograd, Lenin Prospekt, 28.

E-mail: zorin.iv@vstu.ru

На обложке: Изображение прокорродированной поверхности (0001) монокристалла магния по данным конфокальной лазерной сканирующей микроскопии. Автор фото: В.А. Данилов, кандидат технических наук, старший научный сотрудник (НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия).

On the cover: Image of the corroded surface (0001) of a magnesium single crystal according to the data of confocal laser scanning microscopy. Author of the photo: V.A. Danilov, PhD (Engineering), senior researcher (Research Institute of Advanced Technologies, Togliatti State University, Togliatti, Russia).