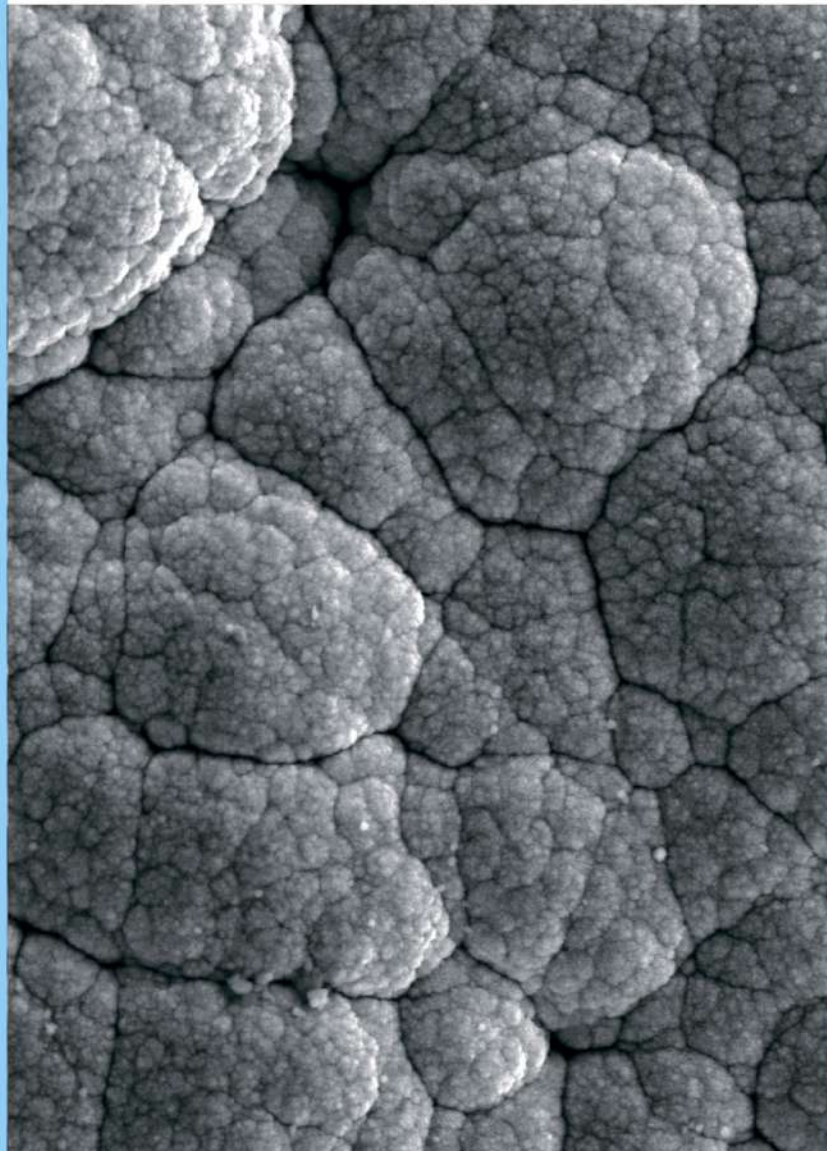


ISSN 2782-4039 (Print)
ISSN 2782-6074 (Online)

Frontier Materials & Technologies



2024
Nº 4

Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 4

2024

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 23.12.2024.

Выход в свет 28.12.2024.

Формат 60×84 1/8.

Печать цифровая.

Усл. п. л. 15,1.

Тираж 30 экз. Заказ 3-485-24.

Цена свободная.

СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

Главный редактор

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

Scopus AuthorID: [14634063100](#)

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

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

Заместитель главного редактора по направлению «Металлургия и материаловедение»

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

Scopus AuthorID: [6603449333](#)

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

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

Заместитель главного редактора по направлению «Машиностроение и машиноведение»

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

Scopus AuthorID: [6602779899](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [36761987000](#)

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

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

Редакционная коллегия:

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

Scopus AuthorID: [57189893110](#)

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

Scopus AuthorID: [55683317200](#)

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

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6507067486](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [55001912200](#)

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

Scopus AuthorID: [6506174877](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [36131150100](#)

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

Scopus AuthorID: [56037035400](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7004130343](#)

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

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

Scopus AuthorID: [7004225554](#)

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

Scopus AuthorID: [6603628218](#)

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

Scopus AuthorID: [57217278342](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [57195590138](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7003520439](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701720806](#)

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

Scopus AuthorID: [6602506825](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7202768874](#)

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

Scopus AuthorID: [57215218253](#)

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

Scopus AuthorID: [57200800257](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

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

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

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

AuthorID РИНЦ: [596086](#)

SPIN-код: [9504-4454](#)

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

Scopus AuthorID: [7005031984](#)

EDITORIAL BOARD INFORMATION

Editor-in-Chief

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

Deputy Editor-in-Chief for Metallurgy and Materials Science

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

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

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

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

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

Editorial board:

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

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

Alexander F. Denisenko, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Technology of Mechanical Engineering, Machines and Tools” (Samara State Technical University, Samara, Russia).
Scopus AuthorID: [36131150100](#)

Yuri Z. Estrin, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Professor of Chair of Engineering Materials (Monash University, Melbourne, Australia).
Scopus AuthorID: [7005031984](#)

Sergey S. Gavryushin, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of Chair “Computer Systems of Production Automation”, Head of the Theory & Machines Structure Laboratory (Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia; Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia).
Scopus AuthorID: [6507067486](#)
ResearcherID: [AAT-8610-2020](#)
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6547-1351>

Gregory Gerstein, Doctor of Sciences (Engineering), Laboratory Head (Leibniz University Hannover, Hanover, Germany).
Scopus AuthorID: [55001912200](#)

Fedor V. Grechnikov, Academician of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of the Chair of Forming Processes (Samara National Research University, Samara, Russia).
Scopus AuthorID: [6506174877](#)
ResearcherID: [P-2319-2016](#)
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3767-4004>

Mikhail I. Karpov, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of the Laboratory of Materials Science (Institute of Solid State Physics of the Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia).
Scopus AuthorID: [7004130343](#)
ResearcherID: [Q-9288-2016](#)

Aleksandr V. Katsman, PhD (Physics and Mathematics), Senior Research Associate (Technion – Israel Institute of Technology, Haifa, Israel).
Scopus AuthorID: [7004225554](#)

Aleksandr A. Kazakov, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Metallurgy and Casting Technologies”, Head of the Metallurgy Expertise Laboratory (Peter the Great Saint-Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia).
Scopus AuthorID: [56037035400](#)
ResearcherID: [E-6090-2014](#)
ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6511-1228>

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

Scopus AuthorID: [6603628218](#)

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

Scopus AuthorID: [57217278342](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [57195590138](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7003520439](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701720806](#)

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

Scopus AuthorID: [6602506825](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7202768874](#)

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

Scopus AuthorID: [57215218253](#)

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

RSCI AuthorID: [596086](#)

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

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

(South Ural State University, Chelyabinsk, Russia).

Scopus AuthorID: [57200800257](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Влияние характеристик ролика на нанесение порошкового слоя в аддитивных технологиях Богданов В.М.	9
Компьютерное прогнозирование разрушения цилиндрической заготовки из магниевого сплава в процессе равноканального углового прессования Волкова Е.П., Худододова Г.Д., Боткин А.В., Валиев Р.З.	19
Фазовый состав, структура и микротвердость титанового сплава ВТ23 после деформации в камере Бриджмена Гладковский С.В., Пилюгин В.П., Веселова В.Е., Пацелов А.М.	29
Исследование механизмов центробежного распыления на основе модельного эксперимента Жуков Е.Ю., Наурзалинов А.С., Пашков И.Н.	39
К вопросу о формировании термобарьерных покрытий методом магнетронного распыления Качалин Г.В., Медведев К.С., Медников А.Ф., Зилова О.С., Тхабисимов А.Б., Илюхин Д.И., Касьяненко В.А.	51
Электрохимическое взаимодействие между биорезорбируемыми магниевыми сплавами ZX10 и WZ31 и медицинским титановым сплавом Ti6Al4V Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Бегун М.Э.	63
Интенсификация процесса равноканального углового прессования с помощью ультразвуковых колебаний Рубаник В.В., Ломач М.С., Рубаник В.В. мл., Луцко В.Ф., Гусакова С.В.	73
Универсальная модель прогнозирования фазового состава многокомпонентных латуней на основе данных химического анализа Святкин А.В., Костин Г.В.	87
Оценка влияния состава сплава на параметры обработки и качество поверхности посредством комплексного анализа Шайлеш Рао А., Рао Ш.	97
Прогнозное моделирование усталостной долговечности алюминиевых сплавов при повышенных температурах после воздействия дробеструйного упрочнения Элвин А.Х., Ксиби Х.	111
НАШИ АВТОРЫ	123

CONTENT

Influence of roller characteristics on powder layer applying in additive technologies Bogdanov V.M.	9
Computer prediction of fracture of magnesium alloy cylindrical billet during equal channel angular pressing Volkova E.P., Khudododova G.D., Botkin A.V., Valiev R.Z.	19
Phase composition, structure and microhardness of the VT23 titanium alloy after deformation in a Bridgman chamber Gladkovsky S.V., Pilyugin V.P., Veselova V.E., Patselov A.M.	29
Study of centrifugal atomisation mechanisms based on a simulated experiment Zhukov E.Yu., Naurzalinov A.S., Pashkov I.N.	39
On the formation of thermal barrier coatings by magnetron sputtering Kachalin G.V., Medvedev K.S., Mednikov A.F., Zilova O.S., Tkhabisimov A.B., Ilyukhin D.I., Kasyanenko V.A.	51
Electrochemical interaction between biodegradable ZX10 and WZ31 magnesium alloys and medical Ti6Al4V titanium alloy Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A., Merson D.L., Begun M.E.	63
Intensification of the process of equal channel angular pressing using ultrasonic vibrations Rubanik V.V., Lomach M.S., Rubanik V.V. Jr., Lutsko V.F., Gusakova S.V.	73
Universal model for predicting the phase composition of multicomponent brasses based on chemical analysis data Svyatkin A.V., Kostin G.V.	87
Effect of alloy composition on machining parameters and surface quality through comprehensive analysis Shailesh Rao A., Rao S.	97
Predictive fatigue life modelling for aluminum alloys winder high temperature and shot peening interact Alwin A.H., Ksibi H.	111
OUR AUTHORS	123

Влияние характеристик ролика на нанесение порошкового слоя в аддитивных технологиях

Богданов Валерий Михайлович, аспирант

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

*E-mail: bogdanov.vm@edu.spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-6865-3579>

Поступила в редакцию 08.05.2024

Пересмотрена 18.09.2024

Принята к публикации 07.11.2024

Аннотация: При исследовании и анализе аддитивных технологий особое внимание уделяется повышению производительности и качества напечатанных изделий. Однако для повышения производительности 3D-печати нельзя просто увеличить скорость перемещения ракеля без изменения его формы или типа. Из-за этого может пострадать качество порошкового слоя, что приведет к ухудшению качества конечной детали. Для исследования влияния характеристик ролика на нанесение порошкового слоя проведена серия компьютерных моделирований имитационных моделей. Оценка влияния характеристик ролика на нанесение порошкового слоя проводилась для диаметров ролика 30, 50, 70, 100, 150, 200, 250, 300 мм. Моделирование проводилось с тремя способами нанесения: вращающимся и невращающимся роликом, а также вращающимся роликом с подачей дополнительного порошка. Определено, что при нанесении слоя вращающимся роликом с дополнительной подачей порошка можно достичь постоянства сил, действующих на ролик. Это может положительно повлиять на однородность наносимого слоя. Нанесение слоя вращающимся роликом с дополнительной подачей порошка наиболее пригодно в 3D-принтерах с большой зоной построения. Данный способ позволяет избежать перемещения большой массы порошка по предыдущему слою, что положительно влияет на качество конечной детали. Выявлено влияние характеристик ролика на нанесение порошкового слоя. В частности, при увеличении диаметра ролика с 30 до 300 мм увеличивается и значение пиковой силы. При увеличении диаметра ролика на 7,9 % увеличивается и плотность порошкового слоя. Выявлено, что на невращающийся ролик действует наибольшая сила, а силы, действующие на вращающиеся ролики, незначительно отличаются. Вращающийся ролик без добавления порошка создает наиболее плотный слой и позволяет добиться уплотнения порошкового слоя на 5,35 %.

Ключевые слова: характеристики ролика; порошковый слой; аддитивные технологии; аддитивное производство; диаметр ролика; разравнивание порошкового слоя; нанесение порошкового слоя; плотность порошкового слоя; ракель.

Для цитирования: Богданов В.М. Влияние характеристик ролика на нанесение порошкового слоя в аддитивных технологиях // *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 4. С. 9–18. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-1.

ВВЕДЕНИЕ

Аддитивные технологии являются передовыми на современном этапе развития машиностроения. Они позволяют создавать сложные изделия, которые нецелесообразно или невозможно производить традиционными способами. При исследовании и анализе аддитивных технологий особое внимание уделяется повышению производительности и качества напечатанных изделий. Повышение требований к точности детали приводит к увеличению времени ее создания. Время создания детали складывается из времени нанесения порошкового слоя и времени его сплавления. Нанесение порошка является фундаментальным аспектом аддитивного производства и требует больших исследовательских усилий, чтобы повысить надежность и повторяемость процесса, а следовательно, качество печатных компонентов.

Основным устройством нанесения и разравнивания порошкового слоя в аддитивных установках является ракель. В настоящее время в качестве разравнивающего устройства чаще всего используются две конструкции ракеля: в виде пластины (лезвия) и в виде вращающегося

ролика. Роликовые механизмы нанесения применяются при использовании мелкодисперсных или высококогезионных порошков для обеспечения желаемых технологических характеристик и/или свойств компонентов. Ракель в виде лезвия имеет более простую конструкцию и может быть использован для нанесения порошков с высокой сыпучестью, не требующих больших приложенных сил для преодоления межчастичного сцепления.

Для повышения производительности нельзя просто увеличить скорость перемещения ракеля без изменения его формы или типа. Из-за этого может пострадать качество порошкового слоя, что приведет к ухудшению качества конечной детали [1]. Поэтому основной тенденцией в области нанесения и разравнивания порошка является исследование возможных конструкций ракеля с целью поиска конструкции с максимальной скоростью нанесения без потери качества слоя.

Исследования показывают, что для получения качественного слоя требуется высокая плотность порошкового слоя, а также что следует использовать металлический порошок с наименьшим средним размером частиц [2].

Для улучшения плотности порошкового слоя были предложены технологии по уплотнению порошкового слоя [3; 4], вибрационному нанесению [5; 6], повторному прохождению вращающимися роликами [7; 8]. Наибольшее влияние на плотность упаковки порошка оказывают геометрия и скорость разравнивающего устройства [9; 10]. Были рассмотрены ракель с сечением в виде квадрата с фаской, вращающегося и неподвижного ролика [9], параллелограмма, треугольника и квадрата [10]. Исследования показывают, что при оптимизации геометрии ракеля можно добиться более высоких показателей плотности упаковки и меньшей шероховатости нанесенного порошкового слоя [10; 11].

Было рассмотрено 48 моделей с различными параметрами профиля кромки ракеля [11]. В результате были определены оптимальные значения для этих параметров. При сравнении оптимизированного профиля с роликом отмечено, что ракель с оптимизированным профилем создавал незначительно меньшую плотность порошкового слоя (0,4 %) при самой низкой скорости (0,03 м/с). Однако он оказался гораздо менее чувствителен к увеличению скорости ракеля, так что при увеличении скорости до 0,06 м/с плотность порошкового слоя была на 2 % больше у ракеля с оптимизированным профилем. Это является значительным преимуществом и означает, что можно увеличить скорость (что означает более высокую производительность) с сохранением качества. При сравнении шероховатости поверхности порошкового слоя выяснилось, что новый профиль ракеля превосходит ролик при всех протестированных скоростях и имеет в среднем на 15 % меньшие значения шероховатости [11].

Отличительной особенностью рассмотренных исследований [3–11] является то, что слой порошка наносится на гладкую твердую поверхность. В литературе не рассматривается случай нанесения нового слоя на предыдущий порошковый слой, не найдено работ по изучению влияния на наносимый слой диаметра вращающегося ролика. Представляют интерес сила, дей-

ствующая на ролик со стороны порошка, и распределение этой силы по поверхности, а также зависимости сжимающей силы и плотности порошка от диаметра ролика и от способа нанесения.

Цель работы – выявление оптимального способа нанесения порошкового слоя путем исследования влияния диаметра вращающегося ролика на качество нанесенного слоя при помощи имитационного моделирования.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Создание имитационной модели

Моделирование процесса нанесения и разравнивания порошкового материала проводилось с использованием программного пакета Altair EDEM 2021. Это программное обеспечение для моделирования сыпучих и гранулированных материалов. EDEM основан на методе дискретных элементов (DEM) и применим для моделирования и анализа поведения угля, добытых руд, почв, волокон, зерен, таблеток, порошков и т. д.

Большинство аддитивных технологий, входящих в группу PBF (Powder Bed Fusion – синтез на подложке), имеют схожий процесс нанесения порошкового слоя. Принципиальная схема процесса представлена на рис. 1.

Цикл построения каждого слоя начинается с поднятия платформы питателя и опускания платформы построения на толщину слоя. Затем ракель движется вдоль платформ, одновременно наносит и разравнивает порошковый материал. Поскольку при моделировании процесса будет производиться нанесение лишь одного порошкового слоя, то питающий бункер не требуется. Для упрощения имитационной модели этап подготовки ограничивается созданием предыдущего порошкового слоя и порошка для нанесения нового слоя.

Созданная имитационная модель состоит из двух участков (рис. 2). Первый участок представляет собой твердую поверхность, имитирующую питатель с металлическим порошком, который необходимо будет нанести

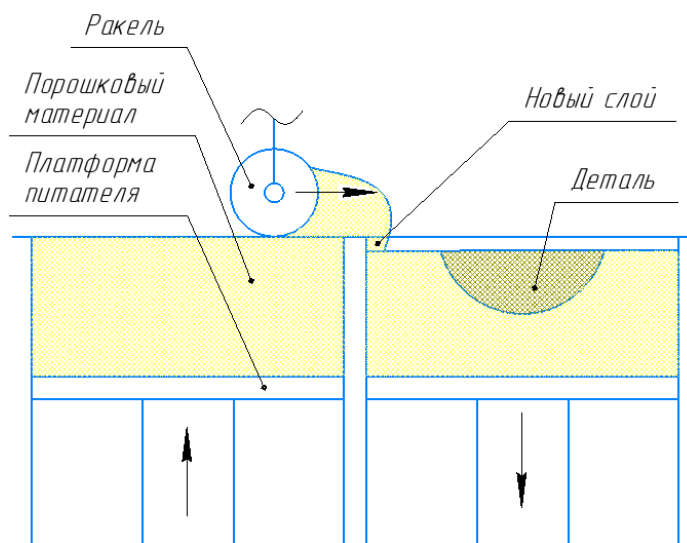


Рис. 1. Принципиальная схема процесса нанесения порошкового слоя
Fig. 1. Basic diagram of the process of applying a powder layer

в качестве нового слоя с помощью ракеля. Второй участок представляет собой твердую поверхность, имитирующую платформу построения, опущенную на высоту наносимого слоя. На данном участке находится имитация готового нанесенного слоя.

Нанесение металлического порошка на имитацию готового слоя производится тремя способами: 1) невращающимся роликом; 2) вращающимся роликом;

3) вращающимся роликом с подачей дополнительного порошка (рис. 3).

Определение и выбор параметров моделирования

Сначала необходимо выбрать скорость нанесения $V_{\text{рол}}$ и скорость вращения ролика $V_{\text{вр}}$. Скорость нанесения оказывает влияние на шероховатость порошкового слоя [12] (рис. 4), которая является одной из характеристик

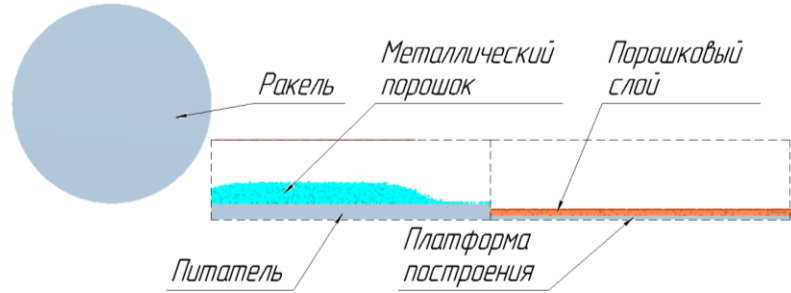


Рис. 2. Имитационная модель
Fig. 2. Simulation model

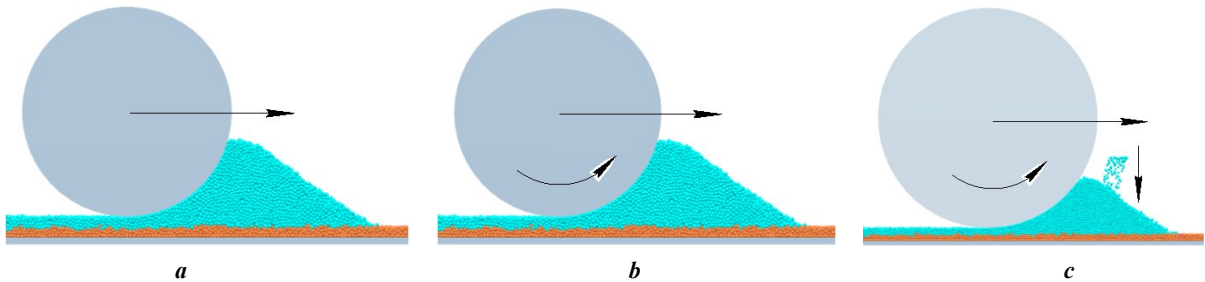


Рис. 3. Способы нанесения порошкового слоя:
a – невращающийся ролик; *b* – вращающийся ролик; *c* – вращающийся ролик с подачей дополнительного порошка
Fig. 3. Ways of applying a powder layer:
a – a non-rotating roller; *b* – a rotating roller; *c* – a rotating roller with additional powder feed

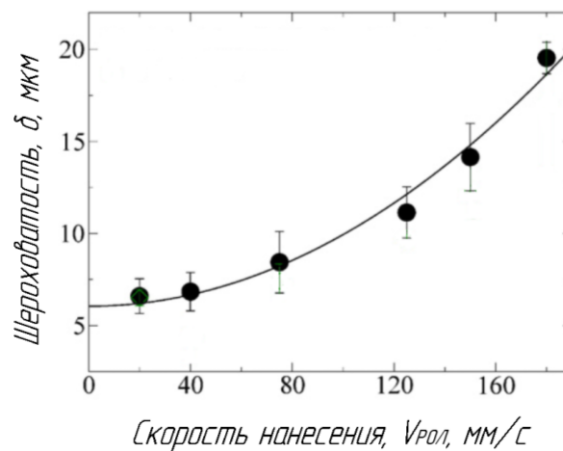


Рис. 4. Зависимость шероховатости слоя от скорости нанесения
Fig. 4. Dependence of layer roughness on application speed

качества порошкового слоя. Исходя из рис. 4 примем, что допустимая шероховатость поверхности нанесенного слоя $\delta=7,5$ мкм. Для получения поверхности порошкового слоя требуемого качества необходимо, чтобы линейная скорость ролика $V_{\text{ролл}}$ не превышала 60 мм/с. В исследованиях наиболее часто скорость нанесения выбиралась равной $V_{\text{ролл}}=50$ мм/с [10; 13; 14], что соответствует нашим требованиям. Скорость вращения $V_{\text{вр}}$ была выбрана равной 60 об/мин исходя из того, что скорость вращения ролика мало влияет на плотность порошкового слоя, однако при больших скоростях частички порошка начинают подбрасывать над поверхностью, что может привести к повреждению предыдущего слоя [15].

Для выявления оптимального способа нанесения порошкового слоя были проведены исследования имитационной модели с разными диаметрами роликов: невращающийся ролик $\varnothing 50$ мм, вращающийся ролик $\varnothing 30, 50, 70$ мм, вращающийся ролик с добавлением порошка $\varnothing 30, 50, 70, 100, 150, 200, 250, 300$ мм.

Диаметр частиц порошка, используемого в 3D-печати, варьируется от 20 до 100 мкм, однако имеющейся вычислительной мощности компьютера будет недостаточно для моделирования частиц такого маленького размера в короткие сроки, потому что при уменьшении диаметра частиц требуется также уменьшать временной шаг, и, следовательно, вычисления будут более затратными по време-

ни. В качестве порошкового материала была выбрана дробь ДСЛ 05 365 ГОСТ 11964-81.

Для исследования был выбран гранулометрический состав порошка, имеющий нормальное распределение со средним значением $m=0,5$ мм и среднеквадратичным отклонением $\sigma=0,05$, потому что более широкие диапазоны размеров частиц приводят к большим колебаниям плотности и шероховатости поверхности из-за неравномерного распределения частиц [16].

Компьютер, на котором проводилось моделирование, имеет процессор Intel Core i3-6100 3.70GHz, оперативную память 8 ГБ и видеокарту NVIDIA GeForce GTX 1050 Ti.

Обработка результатов моделирования

Для измерения силы, действующей на ролик, вся зона исследования была поделена на слои. Высота каждого слоя равна диаметру частиц (0,5 мм). Из каждой отдельно выделенной области были получены данные о силе, действующей на ролик со стороны порошка по осям X и Z (рис. 5).

При анализе будем считать, что сила приложена к ролику по центру выделенного слоя. После расчета силы необходимо построить распределение силы по поверхности ролика. Для этого аналитически рассчитаем зависимость угла α от высоты слоя. Расчетная схема представлена на рис. 6.

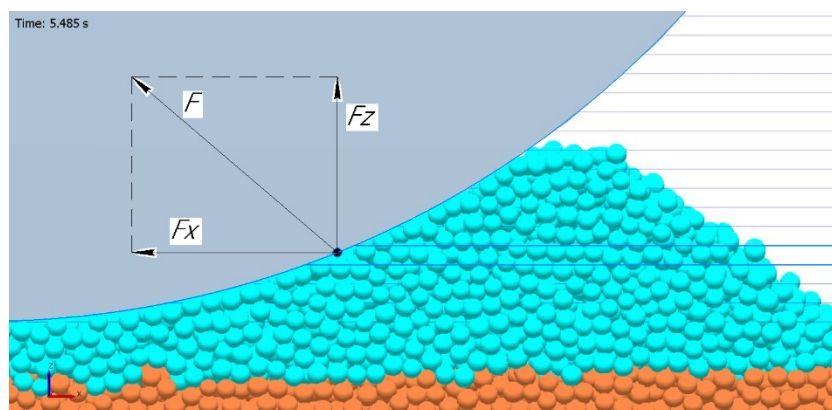


Рис. 5. Расчет общей силы давления порошка на ролик в каждом слое
 Fig. 5. Calculation of the total force of powder pressure on the roller in each layer

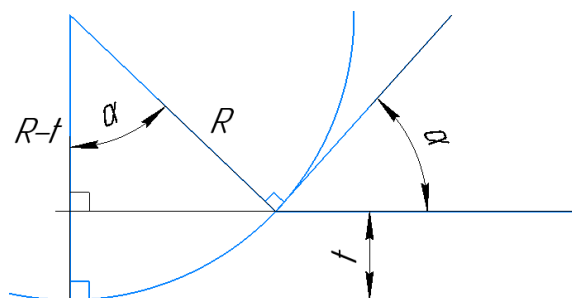


Рис. 6. Схема для расчета угла давления α . R – радиус ролика; t – высота слоя; α – угол давления
 Fig. 6. Scheme for calculating the pressure angle α . R – roller radius; t – layer height; α – pressure angle

Расчет зависимости угла α от высоты слоя:

$$\cos \alpha = \frac{R-t}{R} \rightarrow \alpha = \arccos \left(1 - \frac{t}{R} \right).$$

Теперь можно связать полученные значения силы с углом α и нанести их на ролик. В итоге будет получен график распределения силы по ролику.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Из графиков зависимости общей силы, действующей на невращающийся ролик диаметром 50 мм, в зависимости от угла давления можно заметить, что сила, действующая на ролик, со временем становится меньше (рис. 7). Это объясняется тем, что количество порошка, наносимого роликом, со временем убывает.

Одним из наиболее важных параметров порошкового слоя является его плотность. Максимальное значение плотности порошкового слоя во время нанесения достигало $4,573 \text{ г/см}^3$, что соответствует уплотнению слоя на 1,61%. Согласно ГОСТ 11964-81 насыпная плотность стального порошка должна быть больше $4,2 \text{ г/см}^3$ при диаметре частичек 0,5 мм и плотности более $7,2 \text{ г/см}^3$ самих частичек. Полученный результат удовлетворяет данному условию, что говорит о близости характеристик моделируемого и реального порошков.

Из графиков зависимости общей силы, действующей на вращающийся ролик с диаметрами 30, 50 и 70 мм, в зависимости от угла давления видно, что при увеличении диаметра ролика увеличивается и значение пиковой силы (рис. 8). Это может увеличить износ ролика и уменьшить ресурс его работы. Для лучшего понимания значения данного графика (рис. 8) кривые были нанесены на ролик, что позволило получить визуальное представление о распределении силы по ролику (рис. 9). Анализируя максимальные значения плотности для исследуемых диаметров ролика, можно заметить явную зависимость, про-

являющуюся в увеличении плотности при увеличении диаметра ролика (таблица 1).

Из графиков зависимости общей силы, действующей на вращающийся ролик с дополнительной подачей порошка, от угла давления видно, что при увеличении диаметра ролика с 30 до 300 мм увеличивается значение пиковой силы и уменьшается угол давления (рис. 10). Из таблицы 2 видно, что при увеличении диаметра ролика увеличивается и плотность порошкового слоя, а после преодоления диаметра ролика $D=200$ мм она выходит на плато и перестает значительно расти.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Программный комплекс EDEM зарекомендовал себя как перспективное средство прогнозирования поведения сыпучих сред [17]. Результаты компьютерного моделирования методом дискретных элементов качественно соответствуют данным, полученным в экспериментах [18]. Основываясь на этом, можно считать полученные результаты моделирования соответствующими действительности.

Для выявления наилучшего способа нанесения было произведено сравнение графиков общей силы, действующей на ролик диаметром $D=50$ мм, в зависимости от угла давления для каждого способа нанесения (рис. 11). В результате можно сделать вывод о том, что на невращающийся ролик действует наибольшая сила, а силы, действующие на вращающиеся ролики, незначительно отличаются. При сравнении максимальных значений плотности для исследуемых методов нанесения можно сделать вывод о том, что при использовании вращающегося ролика без добавления порошка можно достичь более плотного порошкового слоя (таблица 3).

По результатам анализа серии компьютерных моделирования нанесения порошкового слоя было установлено, что общая сила, действующая на ролики без дополнительной подачи порошка, со временем становится

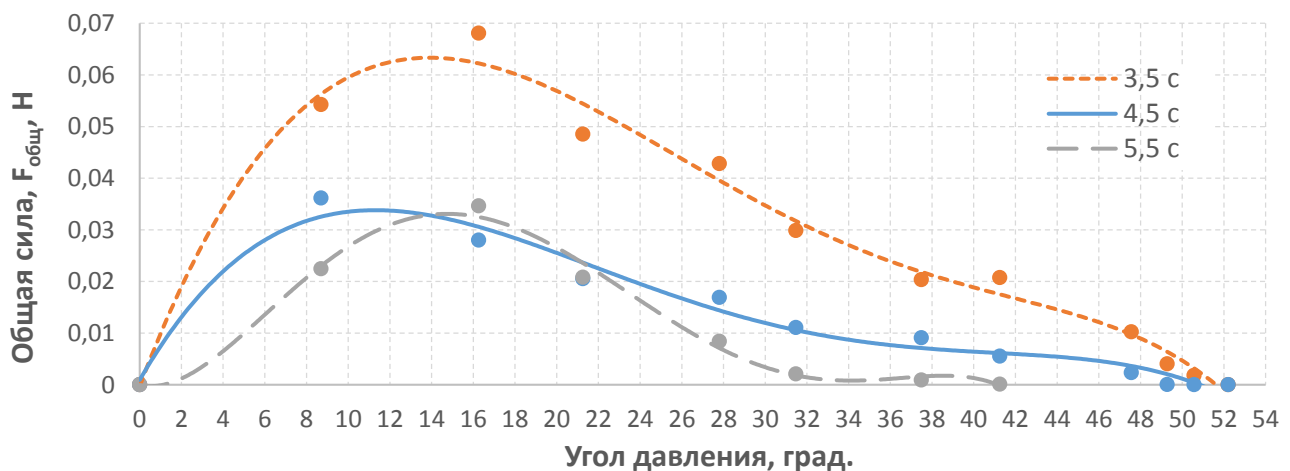


Рис. 7. Зависимость общей силы, действующей на невращающийся ролик диаметром 50 мм, от угла давления. Приведены три временные точки установившегося режима нанесения: начало – 3,5 с, центр – 4,5 с, конец – 5,5 с

Fig. 7. Dependence of the total force acting on a non-rotating roller with a diameter of 50 mm on the pressure angle. Three time points of the steady-state application mode are given: start – 3.5 s, centre – 4.5 s, end – 5.5 s

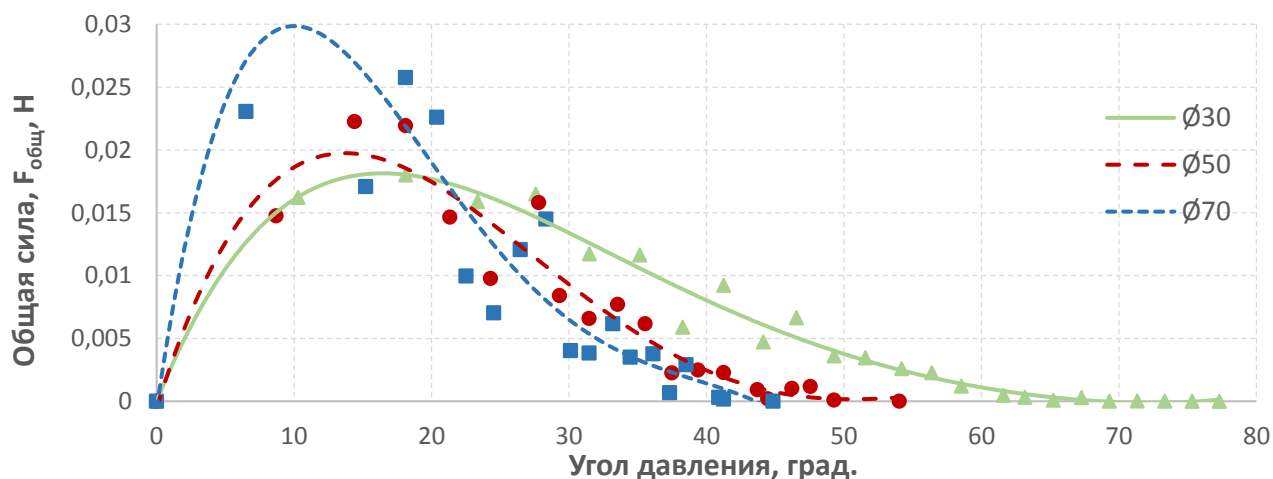


Рис. 8. Зависимость общей силы, действующей на вращающийся ролик, от угла давления.

Приведены графики для трех диаметров ролика: 30, 50, 70 мм

Fig. 8. Dependence of the total force acting on a rotating roller on the pressure angle.

Graphs are given for three roller diameters: 30, 50, 70 mm

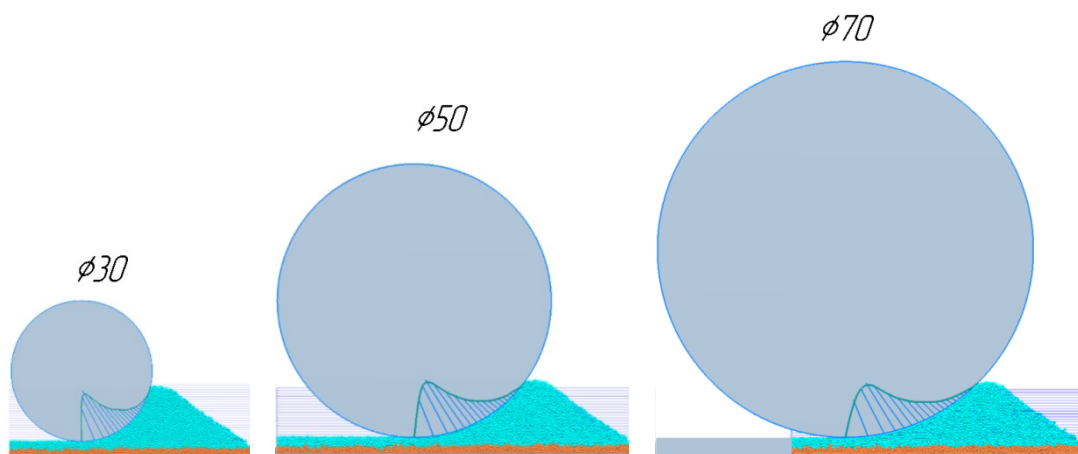


Рис. 9. Распределение силы по роликам с диаметрами 30, 50, 70 мм

Fig. 9. Force distribution over the rollers with the diameters of 30, 50, 70 mm

Таблица 1. Плотность и уплотнение порошкового слоя для вращающихся роликов

Table 1. Powder layer density and compaction for rotating rollers

Диаметр ролика, мм	Плотность слоя, г/см ³	Уплотнение слоя, %
Перед нанесением	4,500	–
30	4,692	4,26
50	4,740	5,35
70	4,796	6,59

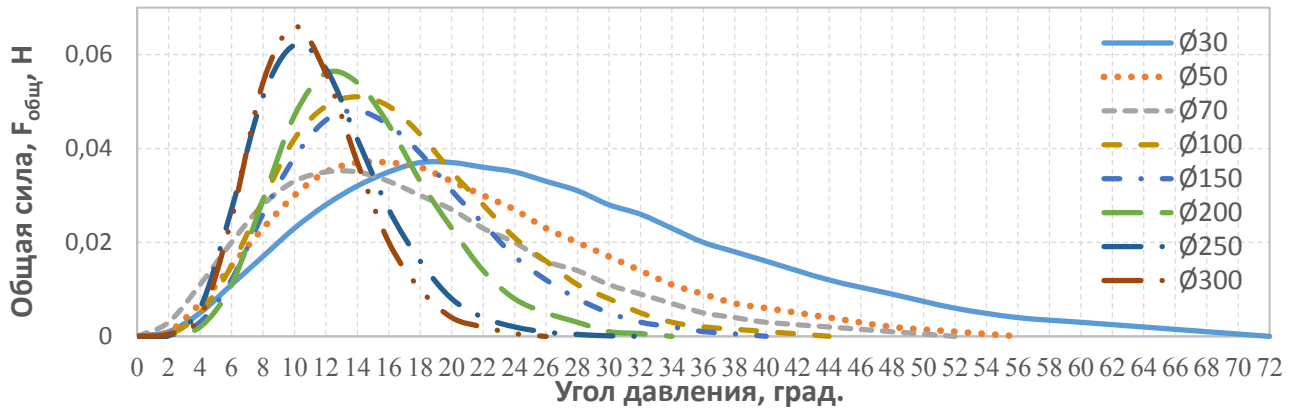


Рис. 10. Зависимость общей силы, действующей на вращающийся ролик с дополнительной подачей порошка, от угла давления. Приведены графики для восьми диаметров ролика: 30, 50, 70, 100, 150, 200, 250, 300 мм
Fig. 10. Dependence of the total force acting on a rotating roller with additional powder feed on the pressure angle. Graphs are given for eight roller diameters: 30, 50, 70, 100, 150, 200, 250, 300 mm

Таблица 2. Плотность и уплотнение порошкового слоя для вращающихся роликов с дополнительной подачей порошка
Table 2. Powder layer density and compaction for rotating rollers with additional powder feed

Диаметр ролика, мм	Плотность слоя, г/см ³	Уплотнение слоя, %
Перед нанесением	4,500	–
30	4,675	3,89
50	4,679	3,98
70	4,682	4,04
100	4,800	6,66
150	4,810	6,89
200	4,854	7,87
250	4,849	7,75
300	4,855	7,90

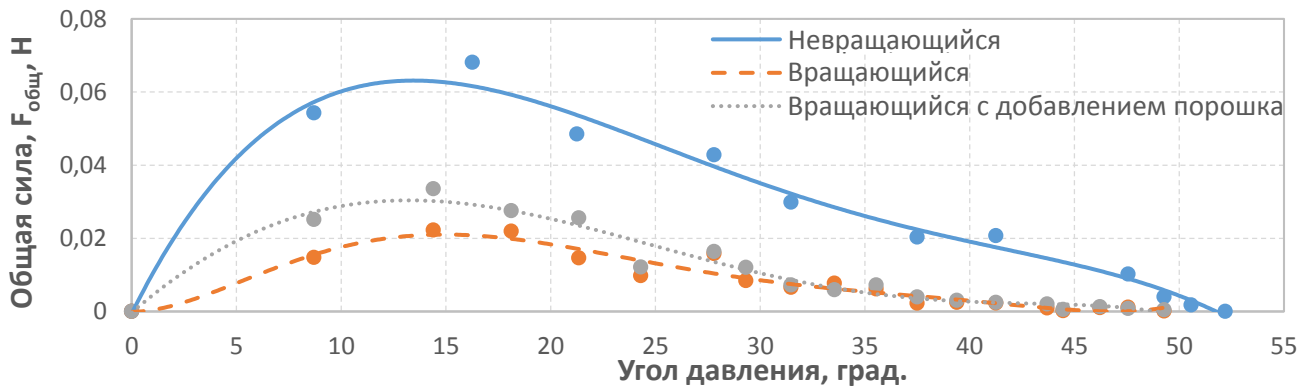


Рис. 11. Зависимость общей силы, действующей на невращающийся ролик, вращающийся ролик и вращающийся ролик с дополнительной подачей порошка, от угла давления. Приведены графики для ролика диаметром 50 мм
Fig. 11. Dependence of the total force acting on a non-rotating roller and a rotating roller with additional powder feed on the pressure angle. Graphs are given for the roller with a diameter of 50 mm

Таблица 3. Плотность и уплотнение порошкового слоя для различных способов нанесения
Table 3. Powder layer density and compaction for various methods of application

Способ нанесения	Диаметр ролика, мм	Плотность слоя, г/см ³	Уплотнение слоя, %
Перед нанесением	–	4,500	–
Невращающийся ролик	50	4,573	1,61
Вращающийся ролик		4,740	5,35
Вращающийся ролик с добавлением порошка		4,679	3,98

меньше. Это объясняется тем, что количество порошка, наносимого роликом, со временем убывает. Данный способ нанесения пригоден для 3D-принтеров с небольшой зоной построения. При увеличении зоны построения увеличивается и количество порошка, которое потребуется наносить. Здесь возникает две проблемы. Во-первых, высота порошковой насыпи при большой зоне построения может превысить диаметр ролика, что сделает невозможным формирование слоя. Во-вторых, перемещение большой массы порошка по предыдущему нанесенному слою может повредить его и отрицательно повлиять на качество конечной детали.

При нанесении слоя вращающимся роликом с дополнительной подачей порошка можно достичь постоянства сил, действующих на ролик, поскольку при нанесении перед роликом находится одинаковое количество порошка. Это может положительно повлиять на однородность наносимого слоя.

Установлено, что при увеличении диаметра ролика с 30 до 300 мм увеличивается и значение пиковой силы. Это может увеличить износ ролика и уменьшить ресурс его работы. При увеличении диаметра ролика увеличивается и плотность порошкового слоя на 7,9 %, а после преодоления диаметра ролика $D=200$ мм она выходит на плато и перестает значительно расти.

Обобщая данные, можно сделать вывод о том, что на невращающийся ролик действует наибольшая сила, а силы, действующие на вращающиеся ролики, незначительно отличаются. Выявлено также, что вращающийся ролик без добавления порошка создает наиболее плотный слой и позволяет добиться уплотнения порошкового слоя на 5,35 %. Полученные данные противоречат исследованию, в результате которого выявлено, что невращающийся ролик создает на 5 % более плотный слой, чем вращающийся ролик [9]. Данное расхождение можно объяснить существенной разницей в скорости нанесения порошкового слоя (0,5 и 50 мм/с). При анализе влияния скорости нанесения на плотность порошкового слоя было установлено, что при увеличении скорости нанесения плотность порошкового слоя имеет тенденцию к линейному снижению [9].

В исследовании по оптимизации геометрии ракеля при сравнении оптимизированного профиля с роликом было отмечено, что ракель с оптимизированным профилем создавал незначительно большую плотность порошкового слоя (0,7 %) при скорости нанесения 50 мм/с [11].

В проведенном исследовании впервые было изучено влияние диаметра ролика на плотность порошкового слоя. Полученные данные свидетельствуют о том, что правильный выбор способа нанесения может существенно повлиять на качество напечатанных изделий.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Выявлены зависимости характеристик ролика на нанесение порошкового слоя. В частности, при увеличении диаметра ролика от 30 до 300 мм увеличивается и значение пиковой силы. При увеличении диаметра ролика на 7,9 % увеличивается и плотность порошкового слоя, а после преодоления диаметра ролика $D=200$ мм она выходит на плато и перестает значительно расти.

2. При исследовании способов нанесения выявлено, что на невращающийся ролик действует наибольшая сила, а силы, действующие на вращающиеся ролики, незначительно отличаются. Вращающийся ролик без добавления порошка создает наиболее плотный слой и позволяет добиться уплотнения порошкового слоя на 5,35 %.

3. При оптимизации нанесения порошкового слоя для 3D-принтеров с большой зоной построения рекомендуется выбирать нанесение слоя с помощью ролика с дополнительной подачей порошка, поскольку это помогает избежать перемещения большой массы порошка по предыдущему нанесенному слою, что положительно влияет на качество конечной детали. Это также может положительно повлиять на однородность наносимого слоя.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Chen Hui, Chen Yuxiang, Liu Ying, Wei Qingsong, Shi Yusheng, Yan Wentao. Packing quality of powder layer during counter-rolling-type powder spreading process in additive manufacturing // International Journal of Machine Tools and Manufacturing. 2020. Vol. 153. Article number 103553. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2020.103553](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2020.103553).
- Cao Liu. Numerical simulation of the impact of laying powder on selective laser melting single-pass formation // International Journal of Heat and Mass Transfer. 2019. Vol. 141. P. 1036–1048. DOI: [10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.07.053](https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.07.053).
- Budding A., Vaneker T.H.J. New strategies for powder compaction in powder-based rapid prototyping tech-

- niques // *Procedia CIRP*. 2013. Vol. 6. P. 527–532. DOI: [10.1016/j.procir.2013.03.100](https://doi.org/10.1016/j.procir.2013.03.100).
4. Li Ming, Wei Xingjian, Pei Zhijian, Ma Chao. Binder jetting additive manufacturing: observations of compaction-induced powder bed surface defects // *Manufacturing Letters*. 2021. Vol. 28. P. 50–53. DOI: [10.1016/j.mfglet.2021.04.003](https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2021.04.003).
 5. Nasato D.S., Briesen H., Pöschel T. Influence of vibrating recoating mechanism for the deposition of powders in additive manufacturing: Discrete element simulations of polyamide 12 // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 48-A. Article number 102248. DOI: [10.1016/j.addma.2021.102248](https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102248).
 6. Zhang Jiangtao, Tan Yanqiang, Bao Tao, Xu Yangli, Jiang Shengqiang. Discrete element simulation for effects of roller's vibrations on powder spreading quality // *China Mechanical Engineering*. 2020. Vol. 31. P. 1717–1723. DOI: [10.3969/j.issn.1004-132X.2020.14.011](https://doi.org/10.3969/j.issn.1004-132X.2020.14.011).
 7. Chen Hui, Cheng Tan, Wei Qingsong, Yan Wentao. Dynamics of short fiber/polymer composite particles in paving process of additive manufacturing // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 47. Article number 102246. DOI: [10.1016/j.addma.2021.102246](https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102246).
 8. Meyer L., Wegner A., Witt G. Influence of the ratio between the translation and contra-rotating coating mechanism on different laser sintering materials and their packing density // *Solid Freeform Fabrication 2017: Proceedings of the 28th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference Reviewed Paper*. Texas: University of Texas at Austin, 2017. P. 1432–1447.
 9. Cao Liu. Study on the numerical simulation of laying powder for the selective laser melting process // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2019. Vol. 105. P. 2253–2269. DOI: [10.1007/s00170-019-04440-4](https://doi.org/10.1007/s00170-019-04440-4).
 10. Wang Lin, Yu Aibing, Li Erlei, Shen Haopeng, Zhou Zongyan. Effects of spreader geometry on powder spreading process in powder bed additive manufacturing // *Powder Technology*. 2021. Vol. 384. P. 211–222. DOI: [10.1016/j.powtec.2021.02.022](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.02.022).
 11. Haeri S. Optimization of blade type spreaders for powder bed preparation in Additive Manufacturing using DEM simulations // *Powder Technology*. 2017. Vol. 321. P. 94–104. DOI: [10.1016/j.powtec.2017.08.011](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.011).
 12. Parteli E.J.R., Poschel Th. Particle-based simulation of powder application in additive manufacturing // *Powder Technology*. 2016. Vol. 288. P. 96–102. DOI: [10.1016/j.powtec.2015.10.035](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.10.035).
 13. Wang L., Li E.L., Shen H., Zou R.P., Yu A.B., Zhou Z.Y. Adhesion effects on spreading of metal powders in selective laser melting // *Powder Technology*. 2020. Vol. 363. P. 602–610. DOI: [10.1016/j.powtec.2019.12.048](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.12.048).
 14. Yao Dengzhi, An Xizhong, Zhang Haitao, Yang Xiaohong, Zou Qingchuan, Dong Kejun. Dynamic investigation on the powder spreading during selective laser melting additive manufacturing // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 37. P. 101–113. DOI: [10.1016/j.addma.2020.101707](https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101707).
 15. Zhang Jiangtao, Tan Yuanqiang, Bao Tao, Xu Yangli, Xiao Xiangwu, Jiang Shengqiang. Discrete element simulation of the effect of roller-spreading parameters on powder-bed density in additive manufacturing // *Materials*. 2020. Vol. 13. № 10. P. 2285–2300. DOI: [10.3390/ma13102285](https://doi.org/10.3390/ma13102285).
 16. Ya Zhao, Jia Wei Chew. Effect of lognormal particle size distributions on particle spreading in additive manufacturing // *Advanced Powder Technology*. 2021. Vol. 32. № 4. P. 1127–1144. DOI: [10.1016/j.apt.2021.02.019](https://doi.org/10.1016/j.apt.2021.02.019).
 17. Феоктистов А.Ю., Каменецкий А.А., Блехман Л.И., Васильков В.Б., Скрябин И.Н., Иванов К.С. Применение метода дискретных элементов для моделирования процессов в горно-металлургической промышленности // *Записки Горного института*. 2011. Т. 192. С. 145–149. EDN: [ROWFBF](https://www.edn.ru/ROWFBF/).
 18. Lee Y., Simunovic S., Gurnon A.K. Quantification of powder spreading process for metal additive manufacturing: technical report. Tennessee: OAK Ridge National Laboratory, 2019. 36 p.

REFERENCES

1. Chen Hui, Chen Yuxiang, Liu Ying, Wei Qingsong, Shi Yusheng, Yan Wentao. Packing quality of powder layer during counter-rolling-type powder spreading process in additive manufacturing. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2020, vol.153, article number 103553. DOI: [10.1016/j.ijmactools.2020.103553](https://doi.org/10.1016/j.ijmactools.2020.103553).
2. Cao Liu. Numerical simulation of the impact of laying powder on selective laser melting single-pass formation. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 2019, vol. 141, pp. 1036–1048. DOI: [10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.07.053](https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.07.053).
3. Budding A., Vaneker T.H.J. New strategies for powder compaction in powder-based rapid prototyping techniques. *Procedia CIRP*, 2013, vol. 6, pp. 527–532. DOI: [10.1016/j.procir.2013.03.100](https://doi.org/10.1016/j.procir.2013.03.100).
4. Li Ming, Wei Xingjian, Pei Zhijian, Ma Chao. Binder jetting additive manufacturing: observations of compaction-induced powder bed surface defects. *Manufacturing Letters*, 2021, vol. 28, pp. 50–53. DOI: [10.1016/j.mfglet.2021.04.003](https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2021.04.003).
5. Nasato D.S., Briesen H., Pöschel T. Influence of vibrating recoating mechanism for the deposition of powders in additive manufacturing: Discrete element simulations of polyamide 12. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 48-A, article number 102248. DOI: [10.1016/j.addma.2021.102248](https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102248).
6. Zhang Jiangtao, Tan Yanqiang, Bao Tao, Xu Yangli, Jiang Shengqiang. Discrete element simulation for effects of roller's vibrations on powder spreading quality. *China Mechanical Engineering*, 2020, vol. 31, pp. 1717–1723. DOI: [10.3969/j.issn.1004-132X.2020.14.011](https://doi.org/10.3969/j.issn.1004-132X.2020.14.011).
7. Chen Hui, Cheng Tan, Wei Qingsong, Yan Wentao. Dynamics of short fiber/polymer composite particles in paving process of additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 47, article number 102246. DOI: [10.1016/j.addma.2021.102246](https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102246).
8. Meyer L., Wegner A., Witt G. Influence of the ratio between the translation and contra-rotating coating mechanism on different laser sintering materials and their packing density. *Solid Freeform Fabrication 2017: Proceedings of the 28th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference Reviewed Paper*. Texas, University of Texas at Austin Publ., 2017, pp. 1432–1447.
9. Cao Liu. Study on the numerical simulation of laying powder for the selective laser melting process. *The International Journal of Advanced Manufacturing*

- ing Technology, 2019, vol. 105, pp. 2253–2269. DOI: [10.1007/s00170-019-04440-4](https://doi.org/10.1007/s00170-019-04440-4).
10. Wang Lin, Yu Aibing, Li Erlei, Shen Haopeng, Zhou Zongyan. Effects of spreader geometry on powder spreading process in powder bed additive manufacturing. *Powder Technology*, 2021, vol. 384, pp. 211–222. DOI: [10.1016/j.powtec.2021.02.022](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2021.02.022).
 11. Haeri S. Optimization of blade type spreaders for powder bed preparation in Additive Manufacturing using DEM simulations. *Powder Technology*, 2017, vol. 321, pp. 94–104. DOI: [10.1016/j.powtec.2017.08.011](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2017.08.011).
 12. Parteli E.J.R., Poschel Th. Particle-based simulation of powder application in additive manufacturing. *Powder Technology*, 2016, vol. 288, pp. 96–102. DOI: [10.1016/j.powtec.2015.10.035](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2015.10.035).
 13. Wang L., Li E.L., Shen H., Zou R.P., Yu A.B., Zhou Z.Y. Adhesion effects on spreading of metal powders in selective laser melting. *Powder Technology*, 2020, vol. 363, pp. 602–610. DOI: [10.1016/j.powtec.2019.12.048](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2019.12.048).
 14. Yao Dengzhi, An Xizhong, Zhang Haitao, Yang Xiaohong, Zou Qingchuan, Dong Kejun. Dynamic investigation on the powder spreading during selective laser melting additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 37, pp. 101–113. DOI: [10.1016/j.addma.2020.101707](https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101707).
 15. Zhang Jiangtao, Tan Yuanqiang, Bao Tao, Xu Yangli, Xiao Xiangwu, Jiang Shengqiang. Discrete element simulation of the effect of roller-spreading parameters on powder-bed density in additive manufacturing. *Materials*, 2020, vol. 13, no. 10, pp. 2285–2300. DOI: [10.3390/ma13102285](https://doi.org/10.3390/ma13102285).
 16. Ya Zhao, Jia Wei Chew. Effect of lognormal particle size distributions on particle spreading in additive manufacturing. *Advanced Powder Technology*, 2021, vol. 32, no. 4, pp. 1127–1144. DOI: [10.1016/j.appt.2021.02.019](https://doi.org/10.1016/j.appt.2021.02.019).
 17. Feoktistov A.Yu., Kamenetskiy A.A., Blekhman L.I., Vasilkov V.B., Skryabin I.N., Ivanov K.S. The application of discrete element method to mining and metallurgy process modeling. *Zapiski Gornogo instituta*, 2011, vol. 192, pp. 145–149. EDN: [ROWFBF](https://www.edn.ru/ROWFBF).
 18. Lee Y., Simunovic S., Gurnon A.K. *Quantification of powder spreading process for metal additive manufacturing: technical report*. Tennessee: OAK Ridge National Laboratory Publ., 2019. 36 p.

Influence of roller characteristics on powder layer applying in additive technologies

Valery M. Bogdanov, postgraduate student

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

*E-mail: bogdanov.vm@edu.spbstu.ru

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-6865-3579>

Received 08.05.2024

Revised 18.09.2024

Accepted 07.11.2024

Abstract: In the study and analysis of additive technologies, special attention is paid to increasing the productivity and quality of printed products. However, to improve the 3D printing productivity, it is impossible to increase simply the speed of the squeegee without changing its shape or type. In this case, the quality of the powder layer may suffer, which will lead to a deterioration in the qualities of the final part. To study the effect of roller characteristics on the powder layer deposition, a series of computer simulations of simulation models was carried out. The effect of roller characteristics on the powder layer applying, was assessed, for roller diameters of 30, 50, 70, 100, 150, 200, 250, 300 mm. The simulation was carried out with three application methods: by a rotating and non-rotating roller, as well as by a rotating roller with additional powder feed. It was determined that when applying a layer with a rotating roller with additional powder feed, it is possible to achieve constancy of the forces acting on the roller. This can positively affect the homogeneity of the applied layer. The application of a layer by a rotating roller with additional powder feed is most suitable for 3D printers with a large print area. This method allows avoiding the movement of a large mass of powder over the previous layer, which positively influences the quality of the final part. The study revealed the influence of roller characteristics on the deposition of a powder layer. In particular, with an increase in the roller diameter from 30 to 300 mm, the peak force value also increases. With an increase in the roller diameter by 7.9 %, the powder layer density also increases. It was found that the non-rotating roller is affected by the greatest force, and the forces acting on the rotating rollers differ slightly. A rotating roller, without adding powder, creates the densest layer and allows achieving a powder layer compaction of 5.35 %.

Keywords: roller characteristics; powder layer; additive technologies; additive manufacturing; roller diameter; powder layer levelling; powder layer applying; powder layer density; squeegee.

For citation: Bogdanov V.M. Influence of roller characteristics on powder layer applying in additive technologies. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 9–18. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-4-70-1](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-4-70-1).

Компьютерное прогнозирование разрушения цилиндрической заготовки из магниевого сплава в процессе равноканального углового прессования

Волкова Елена Павловна¹, младший научный сотрудник
Научно-исследовательского института физики перспективных материалов
Худододова Ганджина Дастамбуевна², младший научный сотрудник
Научно-исследовательского института физики перспективных материалов
Боткин Александр Васильевич³, доктор технических наук,
профессор кафедры материаловедения и физики металлов
Валиев Руслан Зуфарович^{*4}, доктор физико-математических наук, профессор,
директор Научно-исследовательского института физики перспективных материалов
Уфимский университет науки и технологий, Уфа (Россия)

*E-mail: ruslan.valiev@ugatu.su

¹ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-7183-4077>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1273-8518>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9522-280X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4340-4067>

Поступила в редакцию 03.05.2024

Пересмотрена 18.09.2024

Принята к публикации 21.10.2024

Аннотация: Основной сложностью в использовании магниевых сплавов, применяемых в медицине в качестве биоразлагаемых материалов, является труднодеформируемость, что, в свою очередь, приводит к частым разрушениям образцов во время интенсивной пластической деформации. В работе показано, что температурный режим равноканального углового прессования (РКУП) магниевого сплава системы Mg–Zn–Ca, обеспечивающий деформирование образцов без разрушения, возможно определять по результатам конечно-элементного компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния заготовки, расчета поврежденности сплава с использованием модели Кокрофта – Лэтэма и прогнозирования области разрушения образца. Моделирование показало, что поверхностная область заготовки, примыкающая при РКУП к внутреннему углу матрицы, является областью возможного разрушения магниевого сплава. Значение поврежденности сплава при РКУП в этой области при $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$ меньше 1, что соответствует неразрушению металла. Для верификации результатов компьютерного моделирования выполнено физическое моделирование РКУП, получены заготовки без признаков разрушения. Проведено исследование механических свойств магниевого сплава Mg–1%Zn–0,06%Ca до и после обработки РКУП по выбранному режиму: предел прочности повысился на 45 %, твердость увеличилась на 16 %, при этом пластичность повысилась на 5 %.

Ключевые слова: магниевые сплавы; напряженно-деформированное состояние; конечно-элементное компьютерное моделирование; поврежденность сплава; равноканальное угловое прессование; микротвердость; предел прочности.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке РФФ, проект № 24-43-20015 (<https://rscf.ru/project/24-43-20015/>). Экспериментальная часть работы выполнена с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ФГБОУ ВО «УУНиТ».

Для цитирования: Волкова Е.П., Худододова Г.Д., Боткин А.В., Валиев Р.З. Компьютерное прогнозирование разрушения цилиндрической заготовки из магниевого сплава в процессе равноканального углового прессования // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 19–28. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-2.

ВВЕДЕНИЕ

В последнее десятилетие магниевые сплавы привлекают повышенное внимание исследователей, занимающихся биоматериалами для медицинского применения. Эти сплавы содержат химические элементы, которые благотворно взаимодействуют с человеческим организмом. Однако эти сплавы в литом состоянии обладают низкими показателями прочности и коррозионной стойкости для их успешного применения при изготовлении биоразстворимых имплантатов, используемых в челюстно-лицевой хирургии и ортопедии [1; 2]. В настоящей работе для повышения прочности сплава Mg–1%Zn–0,06%Ca использовали один из эффектив-

ных подходов – формирование в них ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации [3–5], а именно обработкой заготовок равноканальным угловым прессованием (РКУП).

Литые магниевые сплавы являются труднодеформируемыми материалами, малопластичными при деформации при комнатной температуре и склонными к разрушению [6–8]. В экспериментальных исследованиях температуру деформационной обработки зачастую определяют опытным путем с большими затратами времени и материальных ресурсов. Альтернативой опытному определению температурного режима является использование моделей разрушения металлов при обработке давлением.

В механике обработки металлов давлением количественную оценку поврежденности [9] – микроскопических нарушений сплошности (субмикро- и микропор, микротрещин) металла выполняют с использованием косвенных относительных показателей. Например, в соответствии с методикой В.Л. Колмогорова, А.А. Богатова¹ поврежденность металла в материальной точке деформируемого тела – это отношение степени деформации, накопленной материальной точкой в процессе деформирования, к максимально возможной степени деформации металла, накопленной к моменту исчерпания способности деформироваться без разрушения, т. е. к моменту накопления металлом предельной поврежденности, равной 1, когда лавинообразно возникают макротрещины – этот момент называют разрушением. Если накопление предельной поврежденности, равной 1, происходит в материальной точке поверхности деформируемого образца, то разрушение металла в этом месте поверхности визуально обнаруживается появлением трещины. Если накопление предельной поврежденности, равной 1, происходит в какой-либо материальной точке внутри деформируемого образца, то разрушение металла в этом месте в виде поры обнаруживается не визуально, а с использованием специальной техники, например прибора с использованием ультразвуковых излучений.

В работе [10] впервые показано, что поврежденность металла в рамках модели Кокрофта – Лэтэма возможно количественно и косвенно рассчитать, с учетом изменяющегося напряженного состояния, как отношение удельной работы положительных внутренних сил (главных нормальных положительных напряжений), действующих на материальную точку в процессе деформации, к максимально возможной удельной работе положительных внутренних сил, соответствующей моменту исчерпания металлом способности деформироваться без разрушения. В работах [11; 12] показано, что нормализованная модель разрушения Кокрофта – Лэтэма обладает более высокой точностью прогнозирования трещин в различных технологических процессах, дальнейшее развитие этот подход получил в работах [13; 14].

Как отмечено в работе [15], трудность выбора и оптимизации схемы РКУП в том, что пристеночные поля течения, «переупрочнение» и скрытое повреждение трудно наблюдаемы и плохо прогнозируемы. Поэтому разработка новых и проверка имеющихся методик прогнозирования разрушения металла при РКУП, особенно применительно к магниевым сплавам, является актуальной и важной задачей. Перспективным решением этой задачи является использование компьютерного моделирования для анализа процессов повреждаемости заготовки при РКУП, которое базируется на прогнозировании области разрушения образца [16].

Цель исследования – определение с использованием компьютерного моделирования такого температурного режима обработки равноканальным угловым прессованием (РКУП) сплава Mg–Zn–Ca, которое обеспечивает деформирование образцов без разру-

шения, и достижение в сплаве повышенных механических свойств.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Проведенные исследования включали физический эксперимент и конечно-элементное компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния заготовки в программном комплексе DEFORM-3D, а также расчет поврежденности сплава.

Исходные цилиндрические образцы (заготовки) магниевого сплава Mg–1%Zn–0,06%Ca диаметром 20 мм и длиной 100 мм для физического моделирования изготавливали на токарном станке из круглой отливки, полученной гравитационным литьем. Сплав Mg–1%Zn–0,06%Ca был отлит на Соликамском опытно-металлургическом заводе (Россия). Химический состав был определен оптическим эмиссионным спектрометром Thermo Fisher Scientific ARL 4460 OES (США) и представлен в таблице 1. С целью выравнивания химического состава по объему образца и устранения последствий дендритной ликвации литые образцы были термически обработаны (подвергнуты гомогенизационному отжигу) в муфельной печи Nabertherm при температуре 450 °С в течение 24 ч с охлаждением в воду [17]. Это состояние образца было принято исходным.

Физическое моделирование выполняли в оснастке для РКУП, изготовленной с углом пересечения цилиндрических каналов 120°. Оснастку нагревали до нужной температуры с помощью двух электрических нагревательных элементов в форме хомутов, установленных на матрицу. Исходная заготовка перед РКУП нагревалась в камерной печи электросопротивления до нужной температуры. Каждый последующий проход РКУП выполняли с поворотом на 90° вокруг продольной оси заготовки. Обработку РКУП проводили по режиму, описанному в работе [18] для сплава системы Mg–Zn–Ca: первый и второй проходы выполняли при 400 °С; третий и четвертый при 350 °С; пятый и шестой при 300 °С; седьмой и восьмой при 250 °С.

На первом этапе теоретических исследований решали термопластическую задачу с использованием программного продукта DEFORM-3D – пошагово определяли неоднородное в объеме заготовки напряженно-деформированное состояние. Конечно-элементное компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния заготовки при РКУП (рис. 1) проводилось при следующих допущениях (обычно используемых в практике моделирования):

- 1) задачу решали в условиях объемного напряженно-деформированного состояния;
- 2) в неизотермических условиях, с учетом теплового эффекта пластической деформации при начальной температуре заготовки (20...350) °С;
- 3) модель материала заготовки – пластическая среда, зависимости напряжения текучести от степени деформации сплава Mg–1%Zn–0,06%Ca, полученные по результатам предварительно проведенных нами механических испытаний на растяжение в интервалах температур и скоростей деформаций, соответствующих реализующимся при РКУП, в табличном виде вводили при подготовке базы данных;

¹ Пластичность и разрушение / под ред. В.Л. Колмогорова. М.: Металлургия, 1977. 336 с.

Таблица 1. Химический состав сплава Mg-1%Zn-0,06%Ca
 Table 1. Chemical composition of the Mg-1%Zn-0.06%Ca alloy

Массовая доля элементов										
Zn	Zr	Al	Fe	Mn	Ni	Cu	Si	Ca	Pb	Sn
0,953	≤0,001	0,011	0,027	0,0026	0,0008	0,0008	0,0025	0,0641	0,018	≤0,001

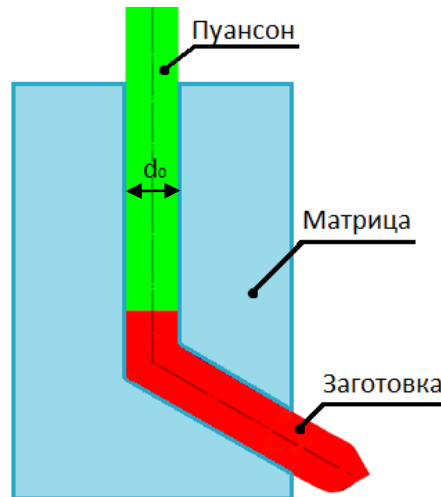


Рис. 1. Схема оснастки для РКУП
 Fig. 1. ECAP equipment diagram

4) материал матрицы и пуансона для РКУП – недеформируемая жесткая среда с температурой (20...350) °С.

Скорость движения пуансона задавали постоянной 0,56 мм/с (равной скорости движения подвижной траверсы гидропресса при РКУП с номинальной силой 160 тс). Показатель трения (по Зибелю) ψ между инструментом и заготовкой принимали равным 0,3 и определяли по результатам предварительного виртуального и физического моделирования продольной осадки образцов с применением графито-молибденовой смазки. Моделирование выполняли с использованием равномерной сетки элементов. Минимальный размер конечного элемента (длина ребра тетраэдра) составлял 1,2 мм. Верификация результатов компьютерного моделирования при указанных допущениях, количестве конечных элементов и результатов физического моделирования РКУП показала относительное превышение расчетной силы деформирования над экспериментально измеренным значением на квазистационарной стадии РКУП в 5 %.

На втором этапе рассчитывали поврежденность сплава с использованием результатов моделирования напряженно-деформированного состояния заготовки при РКУП и известной модели разрушения Кокрофта – Лэтэма [19].

В программном комплексе DEFORM-3D для прогнозирования разрушения металлов и сплавов при большой пластической деформации как основная методика традиционно используется модель разрушения Кокрофта –

Лэтэма, хотя и не учитывающая влияние напряженного состояния металла на максимально возможную величину удельной работы положительных внутренних сил, соответствующую моменту истощения металлом способности деформироваться без разрушения.

Согласно модели разрушения Кокрофта – Лэтэма условие неразрушения материальной точки проверяют по неравенству:

$$c < c_{пр}, \quad (1)$$

где левая часть неравенства $c = \int_0^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon_i$ – показатель

поврежденности, энергетический показатель Кокрофта – Лэтэма относительной удельной работы элементарных растягивающих сил,

σ_1 – главное положительное нормальное напряжение,

σ_i – интенсивность напряжений,

ε_i – интенсивность деформаций;

$c_{пр}$ – предельное (максимально возможное) значение показателя Кокрофта – Лэтэма, соответствующее моменту разрушения металла.

Разрушение металла в соответствии с моделью разрушения Кокрофта – Лэтэма происходит при выполнении условия $c \geq c_{пр}$.

Поврежденность рассчитывали по формуле, учитывающей влияние напряженного состояния на предельное

(максимально возможное) значение показателя Кокрофта – Лэтэма, полученной в работе [10]:

$$\omega = \sum_{k=1}^r \frac{\Delta C_k}{\left(\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_i} \right)_{cp} \varepsilon_{i,p} \right)_k}, \quad (2)$$

где r – количество этапов деформирования материальной точки;

$$\Delta C_k = \int_{\varepsilon_{i,k}}^{\varepsilon_{i,k+1}} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon_i - \text{приращение показателя Кокрофта –}$$

Лэтэма (приращение удельной работы положительных внутренних сил, действующих на материальную точку на k -м этапе деформирования материальной точки заготовки);

$\varepsilon_{i,k}$ – степень деформации, накопленной материальной точкой заготовки к началу k -го этапа деформирования;

$\varepsilon_{i,k+1}$ – степень деформации, накопленной материальной точкой заготовки к окончанию k -го этапа деформирования;

σ_1 – главное положительное нормальное напряжение;

σ_i – интенсивность напряжений;

$(\sigma_1/\sigma_i)_{cp}$ – среднее значение отношения главного нормального напряжения к интенсивности напряжений на k -м этапе деформирования материальной точки заготовки;

$\varepsilon_{i,p}$ – степень деформации, накопленной материальной точкой образца к моменту разрушения (количественная мера пластичности сплава) при постоянном значении показателя σ_1/σ_i напряженного состояния.

Функции

$$\varepsilon_{i,p} = -0,19 \ln \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_i} \right) + 0,16; \quad (3)$$

$$\varepsilon_{i,p} = -0,21 \ln \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_i} \right) + 0,18,$$

определяющие пластичность магниевого сплава Mg–1%Zn–0,06%Ca при температурах 20 и 350 °С в зависимости от показателя напряженного состояния, устанавливали экспериментально по методике, приведенной в работе [20].

Для учета изменения показателя напряженного состояния материальной точки поврежденность в ней рассчитывали за $r=150$ этапов, при этом длительность всех этапов деформирования была одинаковой и равной $t_3=1$ с, с удовлетворением условия [10]:

$$0,99 \leq \frac{\sum_{k=1}^r \left[\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_i} \right)_{cp} t_3 \right]_k}{S} \leq 1, \quad (4)$$

где S – площадь, определенная с использованием графика показателя напряженного состояния σ_1/σ_i материальной точки заготовки от времени деформирования. Поврежденность сплава при РКУП рассчитывали для материальной точки с максимальным значением пока-

зателя поврежденности c в области заготовки, определенной по результатам моделирования.

Расчет поврежденности сплава с использованием формул (2), (3) и результатов моделирования напряженно-деформированного состояния заготовки выполняли в Excel, так как в программном продукте DEFORM-3D разработчиками не предусмотрена возможность ввода пользователем в решатель каких-либо определяющих соотношений, моделей разрушения металла и др.

Микротвердость (HV) измеряли по методу Виккерса на микро-макротвердомере Emco-Test Durascan 50 с нагрузкой на индентор 0,49 Н и временем выдержки 10 с. Для измерения микротвердости использовали образцы в форме диска диаметром 20 мм и толщиной 1,5 мм, вырезанные в поперечном направлении из деформированной заготовки. Для каждого образца было проведено 20 измерений. Испытания на растяжение проводили на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре и скорости деформации 10^{-3} с^{-1} с использованием образцов с размером рабочей части $0,6 \times 1 \times 4,5 \text{ мм}^3$. Плоские образцы вырезали из дисковых образцов. Для каждого состояния испытывалось не менее 5 образцов.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты компьютерного моделирования

Распределение показателя поврежденности, полученное компьютерным моделированием, показало, что поверхностная область заготовки, примыкающая при РКУП к внутреннему углу матрицы, является областью возможного разрушения магниевого сплава (рис. 2). Указанная на рис. 2 точка из этой области входит в очаг пластической деформации при полностью заполненном сплавом выходном канале матрицы, т. е. на установившейся стадии РКУП.

Значительное увеличение показателя поврежденности c (рис. 3) в точке заготовки происходит в интервале времени 68–85 с из-за действия положительного нормального напряжения σ_1 (рис. 4).

Степень деформации (рис. 5) в материальной точке в интервале времени 68–85 с, как и показатель поврежденности, увеличивается.

Значение поврежденности металла при $T=20$ °С, рассчитанное по формуле (2), получили равным $\omega=1,19$. Следовательно, условие $\omega < 1$ не выполняется, и заготовка при деформировании РКУП в первом проходе разрушится в области поверхности, примыкающей при РКУП к внутреннему углу матрицы. Расчетное значение поврежденности сплава при $T=350$ °С получили равным $\omega=0,9$, что меньше 1, условие неразрушения металла $\omega < 1$ выполняется, и заготовка при РКУП в первом проходе не разрушится.

Результаты физического эксперимента

На рис. 6 а приведено фото образца 1, деформированного за один проход при комнатной температуре – образец разрушился на две отдельные части. На одной из частей видна макротрещина в области заготовки, примыкающей при деформировании к внутреннему углу матрицы. На рис. 6 б приведено фото образца 2,

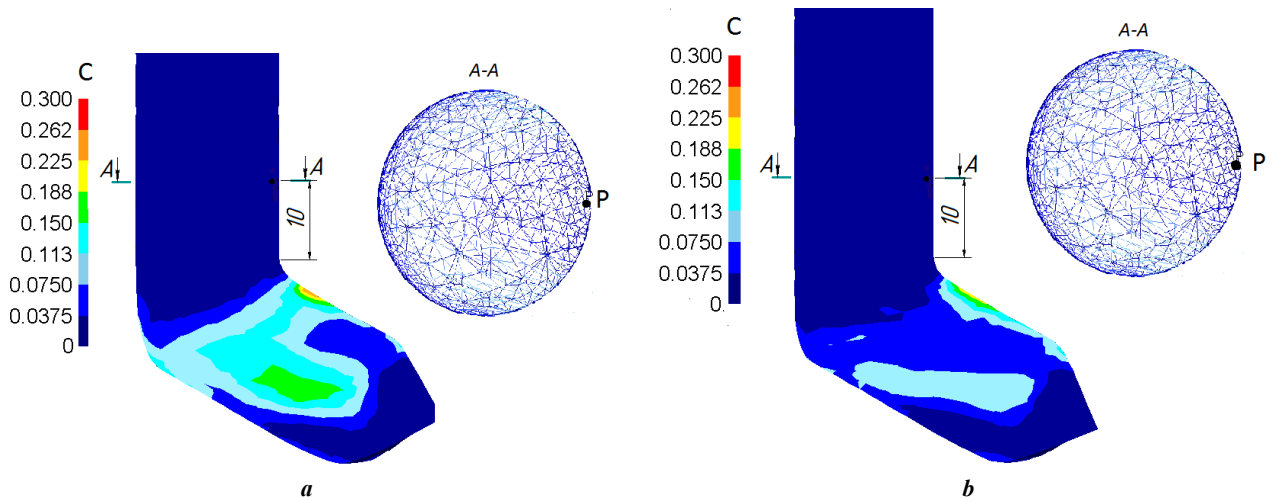


Рис. 2. Схема положения материальной точки, выбранной для расчета поврежденности, и распределение показателя c в продольном сечении виртуально деформированной заготовки при начальной температуре:
a – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 2. Scheme of the position of the material point selected for damage calculation and the distribution of the c index in the longitudinal section of the virtually deformed billet at the initial temperature:
a – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$

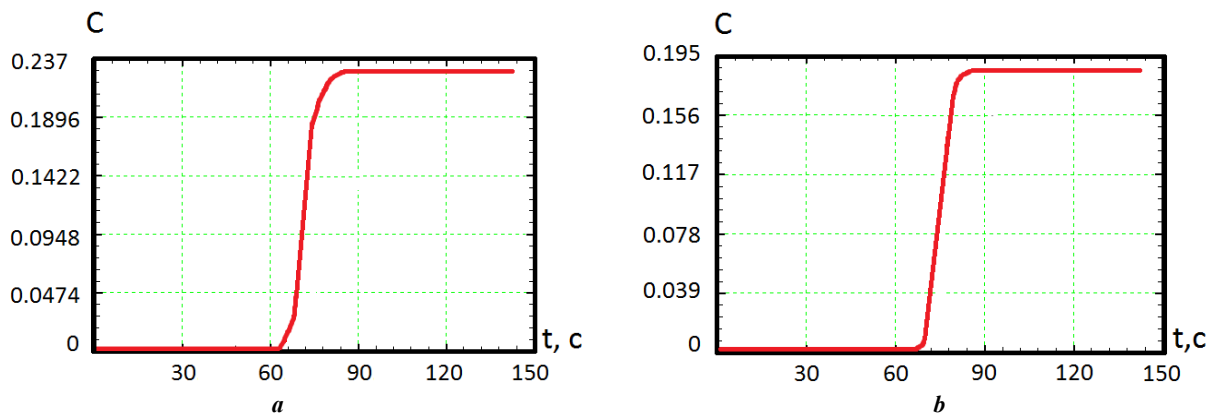


Рис. 3. Изменение во времени показателя поврежденности в точке: **a** – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 3. Change in damage index over time at a point: **a** – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$

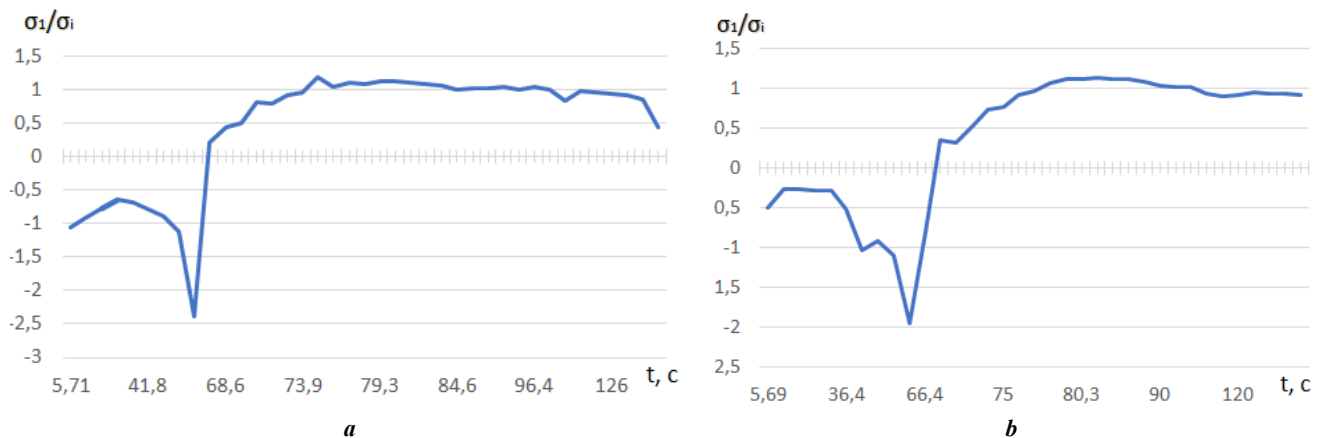


Рис. 4. Изменение во времени показателя σ_1/σ_i напряженного состояния в материальной точке заготовки:
a – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 4. Change of the σ_1/σ_i index of the stress state at a material point of the billet over time:
a – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$

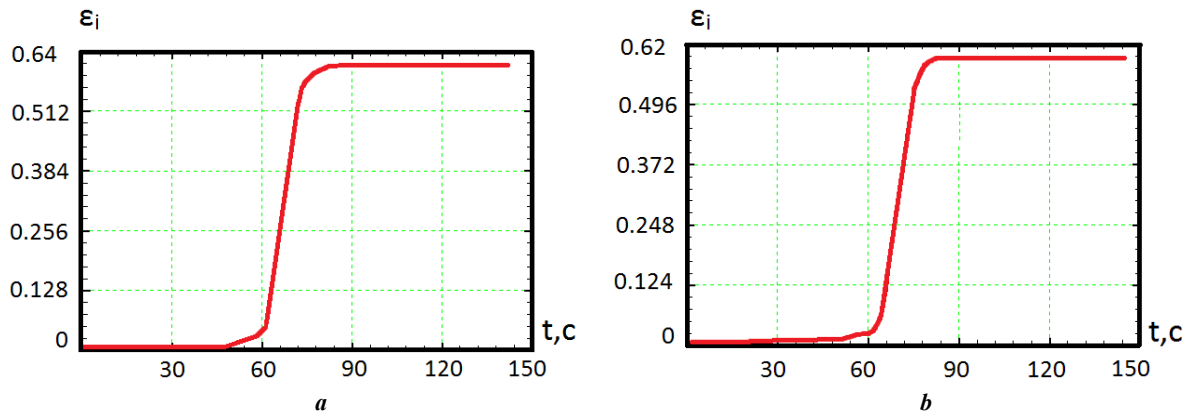


Рис. 5. Изменение во времени степени деформации в материальной точке заготовки: **a** – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$
Fig. 5. Change in the degree of deformation in a material point of the billet over time: **a** – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=350\text{ }^{\circ}\text{C}$

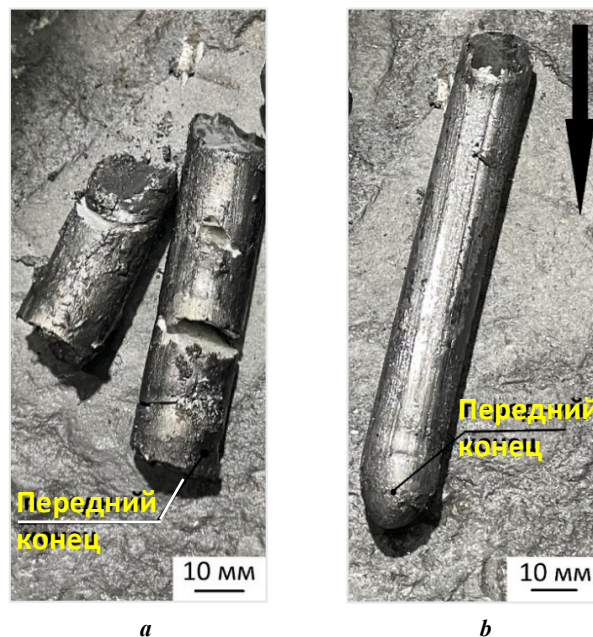


Рис. 6. Образцы после одного прохода равноканального углового прессования (РКУП):
a – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (стрелкой указано направление прохода при РКУП)
Fig. 6. Samples after one equal channel angular pressing (ECA) pass:
a – $T=20\text{ }^{\circ}\text{C}$; **b** – $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ (arrow indicates the ECA pass direction)

деформированного за один проход при $T=400\text{ }^{\circ}\text{C}$ – на образце отсутствуют видимые признаки разрушения. Результаты исследований механических свойств образцов представлены на рис. 7 и приведены в таблице 2.

На рис. 7 а приведена диаграмма растяжения исследуемого сплава до и после РКУП. Сплав $\text{Mg}-1\%\text{Zn}-0,06\%\text{Ca}$ в гомогенизированном состоянии обладает прочностью 144 МПа. В деформированном состоянии его прочность повышалась с увеличением степени деформации методом РКУП. Так, после 8 проходов РКУП прочность выросла до 210 МПа, что на 45 % выше по сравнению со сплавом в гомогенизированном состоянии (рис. 7 а, таблица 2). Существенно повысился предел текучести – с 42 МПа в гомогенизированном состоянии до 68 МПа после деформации методом РКУП. Этот результат свидетельствует о значимости проведения РКУП для увеличения

прочностных свойств данного сплава. Микротвердость гомогенизированного состояния сплава $\text{Mg}-1\%\text{Zn}-0,06\%\text{Ca}$ составила $44\pm 2,8\text{ HV}$. Значение микротвердости в результате пластической деформации методом РКУП со степенью деформации $\epsilon=5,04$, накопленной за 8 проходов, повысилось с $44\pm 2,8$ до $51,2\pm 3,4\text{ HV}$ (рис. 7 б, таблица 2).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Функции (3), определяющие пластичность магниевого сплава $\text{Mg}-1\%\text{Zn}-0,06\%\text{Ca}$ при температурах 20 и $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ в зависимости от показателя напряженного состояния, установленные в рамках проведенных исследований экспериментально, соответствуют известной закономерности – пластичность магниевых сплавов значительно возрастает при повышении температуры.

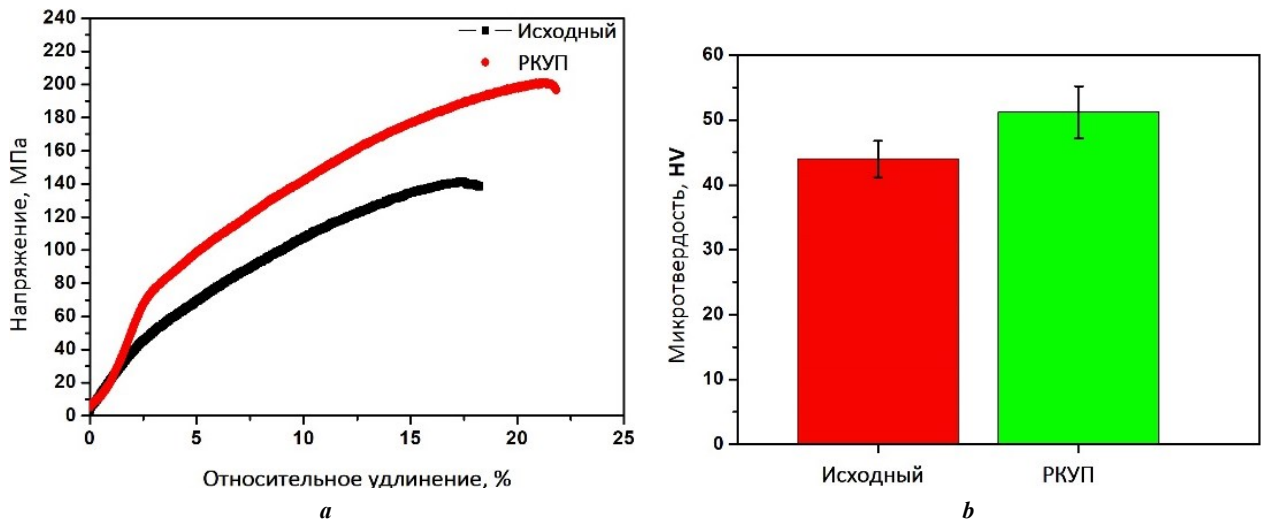


Рис. 7. Результаты механических испытаний:

a – диаграмма растяжения сплава Mg–1%Zn–0,06%Ca до и после равноканального углового прессования (РКУП);
b – сравнение исходной и полученной после РКУП микротвердости

Fig. 7. Results of mechanical tests:

a – stress-strain curve of the Mg–1%Zn–0.06%Ca alloy before and after equal channel angular pressing (ECAP);
b – comparison of the initial microhardness and microhardness obtained after ECAP

Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение образцов и измерения микротвердости
 Table 2. Results of tensile tests of samples and microhardness measurements

Состояние	T, °C	HV (среднее значение)	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	20	44,0±2,8	144	42	18
После РКУП	20	51,2±3,4	210	68	23

Проведенные исследования впервые показали возможность успешного применения модели разрушения Кокрофта – Лэтэма с учетом изменяющегося напряженного состояния [10] к сплаву Mg–1%Zn–0,06%Ca для определения температуры обработки. До последнего времени указанная модель успешно применялась к сталям [14] и титановым сплавам [21]. По результатам компьютерного моделирования напряженно-деформированного состояния заготовки и расчета поврежденности металла в области с наиболее неблагоприятным напряженным состоянием ($\sigma_1 > 0$) приняли решение: физическое моделирование РКУП для первого прохода выполнять при начальной температуре заготовки и оснастки, равной 400 °C. Данная температура выбрана с некоторым запасом, чтобы обеспечить гарантированное неразрушение заготовки в физическом эксперименте. Теоретически и экспериментально показано, что при начальной температуре образца менее 250 °C происходит его растрескивание как раз в той области заготовки, где показатель поврежденности *s* имеет максимальное значение по результатам компьютерного моделирования. Ранее в работе [22] при указанном температурном интервале обработки было отмечено сходное поведение близкого по составу сплава.

Физическое моделирование заготовок за 8 проходов показало успешное использование применительно к сплаву Mg–1%Zn–0,06%Ca известного подхода – РКУП с постепенным понижением температуры обработки [18]. Образцы, не разрушенные за первый проход при $T=400$ °C, подвергались последующему успешному деформированию РКУП еще в 7 проходов с понижением температуры с 400 до 250 °C.

Результаты моделирования распределения степени деформации в заготовке хорошо согласуются с аналитической оценкой степени деформации за 8 проходов $\epsilon=5,04$, выполненной по известной формуле [23]:

$$\epsilon_i = \frac{N}{\sqrt{3}} \left[2 \operatorname{ctg} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) + \Psi \cos \operatorname{ec} \left(\frac{\Phi}{2} + \frac{\Psi}{2} \right) \right], \quad (5)$$

где *N* – количество проходов;
 Ψ – внешний угол;
 Φ – внутренний угол.

В расчете брали внешний угол равным 20°, внутренний (угол пересечения каналов, соответствующий оснастке на рис. 1) – 120°. Значение деформации 0,63 за один проход РКУП, рассчитанное по формуле (5),

хорошо согласуется со значением, полученным моделированием (рис. 5).

Как и в работе [18], было обнаружено повышение механических свойств магниевых сплавов, но не такое значительное, что связано с меньшим содержанием в составе кальция: предел прочности повысился на 45 %, твердость на 16 % по сравнению с гомогенизированным состоянием. Это, вероятно, происходит благодаря формированию структуры с более мелким средним размером зерна за счет увеличения степени деформации до 5.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Использование комплексного моделирования процесса интенсивной пластической деформации магниевых сплавов, в том числе компьютерного и физического моделирования на экспериментальной установке, позволяет разрабатывать режимы деформирования заготовки благодаря расчету поврежденности сплава с использованием модели Кокрофта – Лэтэма. Физическое моделирование деформирования образцов подтвердило возможность определять компьютерным моделированием термомеханический режим РКУП магниевых сплавов системы Mg–Zn–Ca, обеспечивающий деформирование образцов без разрушения. Результаты физического моделирования хорошо согласуются с расчетными значениями поврежденности при компьютерном моделировании: комнатная температура $\omega=1,19$ ($\omega \geq 1$, условие разрушения) соответствовала разрушению образца при интенсивной пластической деформации; $T=350$ °C и $\omega=0,9$ ($\omega < 1$, условие неразрушения) соответствовали неразрушению образца. Это показывает надежность режима обработки, полученного путем комплексного моделирования, и обоснованность его применения к объемным заготовкам.

2. Интенсивная пластическая деформация является эффективным методом повышения механических свойств: после 8 проходов РКУП значения прочности сплава выросли с 144 до 210 МПа, что на 45 % выше по сравнению с гомогенизированным состоянием необработанного образца, значение микротвердости также повысилось с $44 \pm 2,8$ до $51,2 \pm 3,4$ HV.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Sun Yu, Zhang Baoping, Wang Yin, Geng Lin, Jiao Xiaohu. Preparation and characterization of a new biomedical Mg-Zn-Ca alloy // *Materials and Design*. 2012. Vol. 34. P. 58–64. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.07.058](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.058).
- Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P., Linderov M., Brilevsky A., Merson D. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System // *Materials*. 2023. Vol. 16. № 3. Article number 1324. DOI: [10.3390/ma16031324](https://doi.org/10.3390/ma16031324).
- Валиев Р.З., Жилиев А.П., Лэнгдон Т.Дж. Объемные наноструктурные материалы: фундаментальные основы и применения. СПб.: Эко-Вектор, 2017. 479 с.
- Martynenko N.S., Anisimova N.Y., Rybalchenko O.V. et al. Rationale for Processing of a Mg-Zn-Ca Alloy by Equal-Channel Angular Pressing for Use in Biodegradable Implants for Osteoreconstruction // *Crystals*. 2021. Vol. 11. Article number 1381. DOI: [10.3390/cryst11111381](https://doi.org/10.3390/cryst11111381).
- Medeiros M.P., Lopes D.R., Kawasaki M., Langdon T.G., Figueiredo R.B. An Overview on the Effect of Severe Plastic Deformation on the Performance of Magnesium for Biomedical Applications // *Materials*. 2023. Vol. 16. № 6. Article number 2401. DOI: [10.3390/ma16062401](https://doi.org/10.3390/ma16062401).
- Rezaei-Baravati A., Kasiri-Asgarani M., Bakhsheshi-Rad H.R., Omid M., Karamian E. Microstructure, Biodegradation, and Mechanical Properties of Biodegradable Mg-Based Alloy Containing Calcium for Biomedical Applications // *Physical Mesomechanics*. 2023. Vol. 26. № 2. P. 176–195. DOI: [10.1134/S1029959923020078](https://doi.org/10.1134/S1029959923020078).
- Alper Incesu, Ali Gungor. Mechanical properties and biodegradability of Mg–Zn–Ca alloys: homogenization heat treatment and hot rolling // *Journal of materials science. Materials in medicine*. 2020. Vol. 31. № 12. Article number 123. DOI: [10.1007/s10856-020-06468-5](https://doi.org/10.1007/s10856-020-06468-5).
- Roche V., Koga G.Y., Matias T.B., Kiminami C.S., Bolfarini C., Botta W.J., Nogueira R.P., Jorge Junior A.M. Degradation of Biodegradable Implants: The Influence of Microstructure and Composition of Mg-Zn-Ca Alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2019. Vol. 774. P. 168–181. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.09.346](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.346).
- Колмогоров В.Л. Численное моделирование больших пластических деформаций и разрушения металлов // *Кузнечно-штамповочное производство*. 2003. № 2. С. 4–16.
- Боткин А.В., Валиев Р.З., Степин П.С., Баймухаметов А.Х. Оценка поврежденности металла при холодной пластической деформации с использованием модели разрушения Кокрофт – Латам // *Деформация и разрушение материалов*. 2011. № 7. С. 17–22. EDN: [NXAHSN](https://www.edn.ru/NXAHSN).
- Kwak Eun Jeong, Bok Cheon Hee, Seo Min Hong, Kim Taek-Soo, Kim Hyoung Seop. Processing and mechanical properties of fine-grained magnesium by equal channel angular pressing // *Materials Transactions*. 2008. Vol. 49. № 5. P. 1006–1010. DOI: [10.2320/matertrans.MC200725](https://doi.org/10.2320/matertrans.MC200725).
- Christiansen P., Nielsen C.V., Martins P.A.F., Bay N. Predicting the onset of cracks in bulk metal forming by ductile damage criteria // *Procedia Engineering*. 2017. Vol. 207. P. 2048–2053. DOI: [10.1016/j.proeng.2017.10.1106](https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.1106).
- Власов А.В. О применении критерия Кокрофта – Лэтэма для прогнозирования разрушения при холодной объемной штамповке // *Известия Тульского государственного университета. Технические науки*. 2017. № 11-1. С. 46–58. EDN: [ZVLXNV](https://www.edn.ru/ZVLXNV).
- Матвеев М.А. Оценка вероятности разрушения металла при горячей пластической деформации с помощью критерия Кокрофта – Латама // *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. 2017. Т. 23. № 2. С. 109–126. DOI: [10.18721/JEST.230211](https://doi.org/10.18721/JEST.230211).
- Штремель М.А. Разрушение. В 2-х кн. Кн. 1: Разрушение материалов. М.: МИСИС, 2014. 670 с.
- Chen Xuewen, Yang Zhen, Zhang Bo, Sun Jiawei, Su Zhiyi, Mao Yiran. An Inverse Optimization Method for the Parameter Determination of the High-Temperature Damage Model and High-Temperature Damage Graph of Ti6Al4V Alloy // *Materials*. 2023. Vol. 16. Article number 4770. DOI: [10.3390/ma16134770](https://doi.org/10.3390/ma16134770).

17. Худододова Г.Д., Кулясова О.Б., Нафиков Р.К., Исламгалиев Р.К. Структура и механические свойства биомедицинского магниевого сплава Mg–1%Zn–0,2%Ca // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 2. С. 105–112. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-105-112](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-105-112).
 18. Кулясова О.Б., Исламгалиев Р.К. Влияние структурных изменений на механические свойства сплава Mg–1%Zn–0,2%Ca, полученного методом равноканального углового прессования // *Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета*. 2018. Т. 22. № 3. С. 24–29. EDN: [YAAWLZ](https://www.edn.ru/yaawlwz/).
 19. Cockcroft M.G., Latham D.J. Ductility and Workability of metals // *Journal of the Institute of Metals*. 1968. Vol. 96. P. 33–39.
 20. Боткин А.В., Валиев Р.З., Кубликова А.А., Дубинина С.В. Исследование пластичности металла при сдвиге на основе результатов испытаний образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием) // *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 2013. № 6. С. 60–65. DOI: [10.17073/0368-0797-2013-6-60-65](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2013-6-60-65).
 21. Gao Lin, Zhao Jiang, Quan Guo-zheng, Xiong Wei, An Chao. Study on the Evolution of Damage Degradation at Different Temperatures and Strain Rates for Ti-6Al-4V Alloy // *High Temperature Materials and Processes*. 2018. Vol. 38. P. 332–341. DOI: [10.1515/htmp-2018-0091](https://doi.org/10.1515/htmp-2018-0091).
 22. Козулин А.А., Скрипняк В.А., Красновейкин В.А., Скрипняк В.В., Каравацкий А.К. Исследование физико-механических свойств ультрамелкозернистых магниевых сплавов после интенсивной пластической деформации // *Известия высших учебных заведений. Физика*. 2014. Т. 57. № 9. С. 98–104. EDN: [SXZFZX](https://www.edn.ru/sxzfzx/).
 23. Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine-grained materials // *Scripta Materialia*. 1996. Vol. 35. № 2. P. 143–146. DOI: [10.1016/1359-6462\(96\)00107-8](https://doi.org/10.1016/1359-6462(96)00107-8).
- REFERENCES**
1. Sun Yu, Zhang Baoping, Wang Yin, Geng Lin, Jiao Xiaohu. Preparation and characterization of a new biomedical Mg-Zn-Ca alloy. *Materials and Design*, 2012, vol. 34, pp 58–64. DOI: [10.1016/j.matdes.2011.07.058](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.07.058).
 2. Vinogradov A., Merson E., Myagkikh P., Linderov M., Brilevsky A., Merson D. Attaining High Functional Performance in Biodegradable Mg-Alloys: An Overview of Challenges and Prospects for the Mg-Zn-Ca System. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 3, article number 1324. DOI: [10.3390/ma16031324](https://doi.org/10.3390/ma16031324).
 3. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Lengdon T.Dzh. *Obemnye nanostrukturnye materialy: fundamentalnye osnovy i primeneniya* [Bulk nanostructural materials: fundamental principle and application]. Sankt Petersburg, Eko-Vektor Publ., 2017. 479 p.
 4. Martynenko N.S., Anisimova N.Y., Rybalchenko O.V. et al. Rationale for Processing of a Mg-Zn-Ca Alloy by Equal-Channel Angular Pressing for Use in Biodegradable Implants for Osteoreconstruction. *Crystals*, 2021, vol. 11, article number 1381. DOI: [10.3390/cryst11111381](https://doi.org/10.3390/cryst11111381).
 5. Medeiros M.P., Lopes D.R., Kawasaki M., Langdon T.G., Figueiredo R.B. An Overview on the Effect of Severe Plastic Deformation on the Performance of Magnesium for Biomedical Applications. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 6, article number 2401. DOI: [10.3390/ma16062401](https://doi.org/10.3390/ma16062401).
 6. Rezaei-Baravati A., Kasiri-Asgarani M., Bakhsheshi-Rad H.R., Omidi M., Karamian E. Microstructure, Biodegradation, and Mechanical Properties of Biodegradable Mg-Based Alloy Containing Calcium for Biomedical Applications. *Physical Mesomechanics*, 2023, vol. 26, no. 2, pp. 176–195. DOI: [10.1134/S1029959923020078](https://doi.org/10.1134/S1029959923020078).
 7. Alper Incesu, Ali Gungor. Mechanical properties and biodegradability of Mg–Zn–Ca alloys: homogenization heat treatment and hot rolling. *Journal of materials science. Materials in medicine*, 2020, vol. 31, no. 12, article number 123. DOI: [10.1007/s10856-020-06468-5](https://doi.org/10.1007/s10856-020-06468-5).
 8. Roche V., Koga G.Y., Matias T.B., Kiminami C.S., Bolfarini C., Botta W.J., Nogueira R.P., Jorge Junior A.M. Degradation of Biodegradable Implants: The Influence of Microstructure and Composition of Mg-Zn-Ca Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 774, pp. 168–181. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.09.346](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.346).
 9. Kolmogorov V.L. Numerical simulation of large plastic deformations and failure of metals. *Kuznechno-shtampovochnoe proizvodstvo*, 2003, no. 2, pp. 4–16.
 10. Botkin A.V., Valiev R.Z., Stepin P.S., Baymukhamev A.Kh. Estimation of metal damage during cold plastic deformation using the Cockcroft–Latham failure model. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2011, no. 7, pp. 17–22. EDN: [NXAHSN](https://www.edn.ru/nxahsn/).
 11. Kwak Eun Jeong, Bok Cheon Hee, Seo Min Hong, Kim Taek-Soo, Kim Hyoung Seop. Processing and mechanical properties of fine-grained magnesium by equal channel angular pressing. *Materials Transactions*, 2008, vol. 49, no. 5, pp. 1006–1010. DOI: [10.2320/matertrans.MC200725](https://doi.org/10.2320/matertrans.MC200725).
 12. Christiansen P., Nielsen C.V., Martins P.A.F., Bay N. Predicting the onset of cracks in bulk metal forming by ductile damage criteria. *Procedia Engineering*, 2017, vol. 207, pp. 2048–2053. DOI: [10.1016/j.proeng.2017.10.1106](https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.1106).
 13. Vlasov A.V. On the application of the Cockcroft–Latham criterion to predict fracture in cold forging. *Izvestiya Tul'skogo gosudarstvennogo universiteta. Tekhnicheskie nauki*, 2017, no. 11-1, pp. 46–58. EDN: [ZVLXNV](https://www.edn.ru/zvlnxnv/).
 14. Matveev M.A. Numerical estimation of the probability of metal failure under hot plastic deformation by means of the Cockcroft – Latham criterion. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbPU. Estestvennye i inzhenernye nauki*, 2017, vol. 23, no. 2, pp. 109–126. DOI: [10.18721/JEST.230211](https://doi.org/10.18721/JEST.230211).
 15. Shtremel M.A. *Razrushenie. Razrushenie materialov* [Destruction. Destruction of materials]. Moscow, MISIS Publ., 2014. Kn. 1, 670 p.
 16. Chen Xuewen, Yang Zhen, Zhang Bo, Sun Jiawei, Su Zhiyi, Mao Yiran. An Inverse Optimization Method for the Parameter Determination of the High-Temperature Damage Model and High-Temperature Damage Graph of Ti6Al4V Alloy. *Materials*, 2023, vol. 16, article number 4770. DOI: [10.3390/ma16134770](https://doi.org/10.3390/ma16134770).
 17. Khudododova G.D., Kulyasova O.B., Nafikov R.K., Islamgaliev R.K. The structure and mechanical properties of biomedical magnesium alloy Mg–1%Zn–0.2%Ca. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 105–112. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-105-112](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-105-112).

18. Kulyasova O.B., Islamgaliev R.K. The influence of the structural changes in the Mg-1%Zn-0,2%Ca alloy, produced by ECAP on its mechanical properties. *Vestnik Ufimskogo gosudarstvennogo aviatsionnogo tekhnicheskogo universiteta*, 2018, vol. 22, no. 3, pp. 24–29. EDN: [YAAWLZ](#).
19. Cockcroft M.G., Latham D.J. Ductility and Workability of metals. *Journal of the Institute of Metals*, 1968, vol. 96, pp. 33–39.
20. Botkin A.V., Valiev R.Z., Kublikova A.A., Dubinina S.V. Determining the shear plasticity of metals on the basis of torsion-tension tests. *Steel in Translation*, 2013, vol. 43, no. 6, pp. 360–364. DOI: [10.3103/S096709121306003X](#).
21. Gao Lin, Zhao Jiang, Quan Guo-zheng, Xiong Wei, An Chao. Study on the Evolution of Damage Degradation at Different Temperatures and Strain Rates for Ti-6Al-4V Alloy. *High Temperature Materials and Processes*, 2018, vol. 38, pp. 332–341. DOI: [10.1515/htmp-2018-0091](#).
22. Kozulyn A.A., Skripnyak V.A., Krasnoveikin V.A., Skripnyak V.V., Karavatskii A.K. An investigation of physico-mechanical properties of ultrafine-grained magnesium alloys subjected to severe plastic deformation. *Russian Physics Journal*, 2015, vol. 57, no. 9, pp. 1261–1267. DOI: [10.1007/s11182-015-0372-5](#).
23. Iwahashi Y., Wang J., Horita Z., Nemoto M., Langdon T.G. Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine-grained materials. *Scripta Materialia*, 1996, vol. 35, no. 2, pp. 143–146. DOI: [10.1016/1359-6462\(96\)00107-8](#).

Computer prediction of fracture of magnesium alloy cylindrical billet during equal channel angular pressing

*Elena P. Volkova*¹, junior researcher
of the Research Institute of Physics of Advanced Materials
*Gandzhina D. Khudododova*², junior researcher
of the Research Institute of Physics of Advanced Materials
*Aleksandr V. Botkin*³, Doctor of Sciences (Engineering),
professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals
Ruslan Z. Valiev^{*4}, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,
Director of the Research Institute of Physics of Advanced Materials

Ufa University of Science and Technology, Ufa (Russia)

*E-mail: ruslan.valiev@ugatu.su

¹ORCID: <https://orcid.org/0009-0004-7183-4077>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1273-8518>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9522-280X>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4340-4067>

Received 03.05.2024

Revised 18.09.2024

Accepted 21.10.2024

Abstract: The main challenge in using magnesium alloys, applied in medicine as biodegradable materials, is their difficult deformability, which in turn leads to frequent failure of samples during severe plastic deformation. This paper shows that the temperature mode of equal channel angular pressing (ECAP) of a Mg–Zn–Ca system magnesium alloy, which ensures deformation of samples without failure, can be determined based on the results of finite-element computer simulation of the stress-strain state of the billet, calculation of alloy damage using the Cockcroft–Latham model, and prediction of the sample failure area. Modelling showed that the surface area of the billet adjacent to the matrix inner corner during ECAP, is the area of possible failure of the magnesium alloy. The value of alloy damage during ECAP in this area at $T=350$ °C is less than 1, which corresponds to non-failure of the metal. To verify the computer simulation results, ECAP physical simulation was performed; billets without signs of failure were produced. A study of the mechanical properties of the Mg–1%Zn–0.06%Ca magnesium alloy was conducted before and after ECAP processing according to the selected mode: the ultimate strength limit increased by 45 %, the hardness increased by 16 %, while the plasticity increased by 5 %.

Keywords: magnesium alloys; stress-strain state; finite-element computer simulation; alloy damage; equal channel angular pressing; microhardness; ultimate strength limit.

Acknowledgments: The work was supported by the Russian Science Foundation, project No. 24-43-20015 (<https://rscf.ru/project/24-43-20015/>). The experimental part was carried out using the equipment of the “Nanotech” Shared Research Facility of Ufa University of Science and Technology.

For citation: Volkova E.P., Khudododova G.D., Botkin A.V., Valiev R.Z. Computer prediction of fracture of magnesium alloy cylindrical billet during equal channel angular pressing. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 19–28. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-4-70-2](#).

Фазовый состав, структура и микротвердость титанового сплава VT23 после деформации в камере Бриджмена

Гладковский Сергей Викторович^{1,3}, доктор технических наук, главный научный сотрудник, заведующий лабораторией деформирования и разрушения
Пилюгин Виталий Прокофьевич^{2,4}, кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физики высоких давлений
Веселова Валерия Евгеньевна^{*1,5}, кандидат технических наук, научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения
Пацелов Александр Михайлович^{2,6}, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений

¹Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

²Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург (Россия)

*E-mail: veselova@imach.uran.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3542-6242>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5150-6605>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4955-6435>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6438-0725>

Поступила в редакцию 13.09.2024

Пересмотрена 21.10.2024

Принята к публикации 05.11.2024

Аннотация: Впервые изучены фазовый состав, микротвердость и тонкая структура ($\alpha+\beta$)-титанового сплава VT23 со стабильной и метастабильной β -фазой после деформации в камере Бриджмена кручением под давлением 4 ГПа при комнатной температуре. Установлено, что микротвердость сплава в зависимости от истинной степени деформации в условиях высокого гидростатического давления меняется по кривой с максимумом. Выявлена роль инициированного напряжением $\beta\text{m}\rightarrow\alpha''$ мартенситного превращения в формировании структуры и микротвердости сплава при кручении под давлением. Наибольшая микротвердость сплава со стабильной β -фазой составила 395 HV 0,05, а с метастабильной – 470 HV 0,05. При этом максимум микротвердости метастабильного сплава по сравнению со стабильным был смещен в область меньшей истинной деформации $e=2,6$. Использование методов рентгенофазового анализа и просвечивающей электронной микроскопии позволило проследить эволюцию структуры сплава при деформации под давлением, заключающуюся в изменении по сравнению с закаленным состоянием пластин α - и α'' -фаз, а также в развитии деформационных $\beta\text{m}\rightarrow\alpha''$ и $\alpha''\rightarrow\beta\text{m}$ мартенситных превращений. Увеличение степени деформации кручением под давлением до $e=7,7...7,9$ независимо от деформационной стабильности β -фазы приводит к снижению микротвердости сплава до уровня 185...205 HV 0,05, что связано с развитием процесса динамической рекристаллизации и формированием равноосных наночастиц α -фазы размером 20...50 нм. Выявленные при кинетическом индентировании различия в кривых нагружения – разгрузки соответствовали характеру изменения микротвердости сплава VT23 в зависимости от температуры закалки и степени истинной деформации.

Ключевые слова: титановый сплав VT23; фазовый состав; камера Бриджмена; кручение под давлением; истинная степень деформации; метастабильная β -фаза; мартенситные превращения.

Благодарности: Работа выполнена в рамках госзадания ИМАШ УрО РАН № 124020600045-0 и ИФМ УрО РАН № 122021000032-5 с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН. Авторы выражают благодарность С.Н. Сергееву (ИПСМ РАН) за помощь в проведении структурного анализа методом просвечивающей электронной микроскопии.

Для цитирования: Гладковский С.В., Пилюгин В.П., Веселова В.Е., Пацелов А.М. Фазовый состав, структура и микротвердость титанового сплава VT23 после деформации в камере Бриджмена // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 29–38. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-3.

ВВЕДЕНИЕ

Повышение прочности титановых сплавов конструкционного назначения может быть эффективно реализовано за счет проведения деформационно-термической обработки с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД), или «мегапластической деформации» (МД) [1–3]. Высокий уровень прочностных свойств данных материалов при сохране-

нии достаточного запаса пластичности и вязкости обусловливается формированием при интенсивном деформационном воздействии ультрамелкозернистой (УМЗ) или нанокристаллической микроструктуры с преимущественно большеугловыми границами зерен [3]. Среди известных методов ИПД, таких как равноканальное угловое прессование, всесторонняя изотермическая ковка, накопительная пакетная прокатка с соединением

слоев (ARB-процесс), позволяющих благодаря формированию УМЗ и нанокристаллической структуры существенно повысить прочностные свойства металлических материалов при сохранении достаточной пластичности [4], широкое распространение получил метод кручения (сдвига) под давлением. Такая деформационная обработка с наложением высокого гидростатического давления за счет реализации наиболее «мягкого» напряженно-деформированного состояния позволяет достигнуть очень высоких степеней истинной деформации ($e \approx 8$) без разрушения образцов [5; 6]. Согласно данным [4], кручение под давлением при комнатной температуре за счет создания УМЗ и нанокристаллической структуры с размером зерен до 80–100 нм дает возможность существенно повысить предел прочности чистого титана VT1-00 и сплава Ti–6Al–4V (VT6) до уровня $\sigma_B = 1200$ и $\sigma_B = 1750$ МПа соответственно. Для достижения наилучшего сочетания прочностных и пластических свойств титана и его сплавов после ИПД кручением под давлением целесообразно использовать дополнительный кратковременный низкотемпературный отжиг при температурах 300–400 °С. В ряде титановых сплавов после кручения под давлением в результате $\beta \rightarrow \omega$ - и частичного $\alpha \rightarrow \omega$ -переходов зафиксировано образование характерной для деформации под высоким давлением охрупчивающей ω -фазы в количестве от десятых долей до десятков процентов и установлена возможность развития при ИПД обратного $\omega \rightarrow \alpha$ -превращения [7; 8].

В [9] при изучении особенностей фазовых и структурных превращений в метастабильных титановых сплавах в условиях ИПД установлено, что в процессе кручения под давлением метастабильного сплава Ti–5553 (Ti–5Al–5V–5Mo–3Cr) измельчение зеренной структуры до уровня $d < 50$ нм достигается за счет дробления исходных β -зерен пластинами образующегося α'' -мартенсита напряжения. При достижении высоких (критических) степеней деформации происходит стабилизация β -фазы по отношению к образованию мартенсита деформации и развивается обратное $\alpha'' \rightarrow \beta$ -мартенситное превращение. Авторы [10] выявили изменение формы и дисперсности упрочняющих выделений, а также повышение микротвердости состаренного метастабильного сплава Ti–15Mo после деформации кручением под давлением по сравнению с недеформированным состоянием. Образование α'' -мартенсита напряжения в титановых сплавах с деформационно-метастабильной β -фазой активизирует процессы дисперсионного твердения и способствует дополнительному упрочнению при последующем отжиге (старении) [3].

Следует отметить, что сравнительное исследование влияния ИПД в наковальнях Бриджмена на структуру и механические свойства отечественных двухфазных

титановых сплавов в стабильном и метастабильном состоянии ранее не проводилось.

Цель работы – изучение влияния накопленной степени деформации сжатием и кручением под давлением на микротвердость, фазовый состав и тонкую структуру двухфазного отечественного сплава VT23 в стабильном и метастабильном по отношению к пластической деформации состоянии.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве исходного материала был использован двухфазный титановый сплав VT23 (Ti–5Al–5V–2Mo–Cr) производства ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» (Россия). Химический состав титанового сплава VT23 был определен с помощью рентгенофлуоресцентного спектрометра NITON XL2 980 GOLDD (таблица 1), он соответствовал ОСТ1 90013-81.

Заготовки из титанового сплава VT23 в состоянии поставки после отжига при 750 °С закалялись от температур 800 и 860 °С в воду с целью формирования различной стабильности β -фазы, так как, согласно данным [11; 12], после закалки от 800 °С β -фаза находится в стабильном по отношению к механическому нагружению состоянии, а после закалки от 860 °С – в метастабильном.

Процесс интенсивного пластического (мегапластического) деформирования монолитных образцов титанового сплава VT23 высотой 0,5 мм и диаметром 10 мм осуществлялся при комнатной температуре в камере Бриджмена сжатием под давлением 4 ГПа с последующим кручением. В работе использовались стальные наковальни с диаметром контактных площадок 10 мм. Кручение под давлением 4 ГПа проводили при вращении нижней наковальни со скоростью $\omega = 0,3$ об/мин. Угол поворота ϕ варьировался в пределах от 0 до 1080° (0...3 оборота). Истинная накопленная деформация оценивалась по соотношению, приведенному в работе [13]:

$$e = \ln \left(1 + \frac{\phi^2 r^2}{h_0^2} \right)^{1/2} + \ln \left(\frac{h_0}{h_K} \right),$$

где ϕ – угол поворота при кручении;

r – радиус диска;

h_0 – исходная толщина диска;

h_K – толщина диска после деформации.

Кинетическое микроиндентирование проводили на измерительной системе Fischerscope HM2000 XYm (Германия) с использованием индентора Виккерса и программного обеспечения WIN-HCU при максимальной нагрузке 0,005 Н. Погрешность измерения не превышала

Таблица 1. Химический состав сплава VT23, мас. %
Table 1. Chemical composition of the VT23 alloy, wt. %

Элемент	Ti	V	Al	Mo	Cr	Fe	Si	Zr
Содержание	85,870	4,780	4,855	1,865	1,305	0,800	0,150	0,025

2 %. Измерения проводились на середине радиуса образца. Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на дифрактометре ДРОН-3 в Co-K α -излучении, в диапазоне углов 25–105° с шагом 0,05°. Электронно-микроскопический анализ структуры титанового сплава VT23 осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM-2100 plus (Япония) при ускоряющем напряжении 80 кэВ. Подготовка тонких фольг для исследований включала в себя вырезку заготовок толщиной 300...500 мкм тонким абразивным диском в условиях водяного охлаждения, механическую обработку до толщины 100 мкм и последующую электрополировку в метиловом электролите при температуре не выше –50 °С.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Микротвердость сплава VT23 после закалки от температур 800 и 860 °С составила 132 HV 0,05 и 48 HV 0,05 соответственно (рис. 1). Как видно из рис. 1, микротвердость образцов сплава VT23 в зависимости от степени истинной пластической деформации ϵ в наковальнях Бриджмена меняется по кривой с максимумом. Существенный прирост микротвердости сплава по сравнению с исходным состоянием происходит уже на начальной стадии деформирования при величине $\epsilon=1,5$ в условиях сжатия под давлением 4 ГПа без кручения. При этом микротвердость образца сплава с метастабильной β -фазой, закаленного от температуры 860 °С, растет более интенсивно по сравнению со сплавом со стабильной β -фазой после закалки от 800 °С и достигает максимума (470 HV 0,05) при истинной деформации $\epsilon=2,6$. Максимальная микротвердость сплава со стабильной β -фазой (395 HV 0,05) наблюдается после кручения под давлением при достижении более высокой степени истинной деформации $\epsilon=5,4$. Микротвердость сплава независимо от температуры закалки и, соответственно, деформационной стабильности β -фазы при максимальной степени истинной деформации $\epsilon=7,7...7,9$ находится примерно на одном уровне – 185...205 HV 0,05.

Кривые нагружения – разгрузки образцов сплава со стабильной и метастабильной β -фазой в исходном состоянии имеют характерные отличия (рис. 2). При степенях деформации от $\epsilon=1,6$ до 4,5...4,7 кривая нагружения сплава с метастабильной β -фазой имеет более плавное увеличение напряжения с деформацией, что связано с мартенситным превращением. Далее при увеличении степени истинной деформации от $\epsilon=5,2...5,4$ до 7,7...7,9 разница в положении кривых постепенно снижается, а при степени деформации 7,7...7,9 они практически совпадают, что связано со стабилизацией β -фазы.

Количественный фазовый состав исследованных образцов приведен в таблице 2. Рентгенофазовый анализ показал, что после деформации сплав имеет трехфазное ($\alpha+\beta+\alpha''$)-состояние (α -фаза с ГПУ решеткой, β -фаза с ОЦК решеткой и α'' -фаза с орторомбической решеткой), а ω -фаза, образование которой при давлении выше 2 ГПа возможно, на дифрактограммах в диапазоне углов 20...105° не зафиксирована (рис. 3). Как видно из рис. 3, линии α -фазы (100), (110), (112) уширяются по мере увеличения степени деформации, а их интенсивность снижается, что свидетельствует об измельчении α -кристаллитов и наличии внутренних микронапряжений в результате пластической деформации. Наблюдается также перераспределение интегральных интенсивностей между рентгеновскими пиками α/α'' - и β -фазы, что свидетельствует как о формировании текстуры, так и о фазовом превращении метастабильной фазы $\beta_m \rightarrow \alpha''$.

Изучение тонкой структуры закаленного от 800 °С сплава методом ПЭМ (рис. 4) выявило наличие α -пластин толщиной 150...250 нм, расположенных в β -матрице, соответствующих кристаллографическому соотношению $[110]\beta \parallel [001]\alpha$. На микродифрактограммах закаленных образцов выявлены также отражения от α'' -фазы, образовавшейся в β -матрице при закалке. Тонкие и отчетливые межфазные границы указывают на высокую степень когерентности этих фаз. После закалки от температуры 860 °С при исследовании β -матрицы обнаружен сложный твидовый контраст (рис. 4 б), который указывает на пониженную стабильность

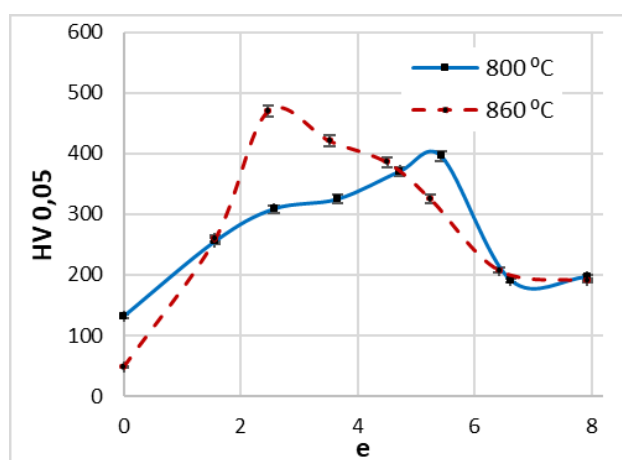


Рис. 1. Влияние истинной степени деформации ϵ в процессе кручения под давлением на микротвердость сплава VT23

Fig. 1. Effect of true deformation degree ϵ during torsion under pressure on the VT23 alloy microhardness

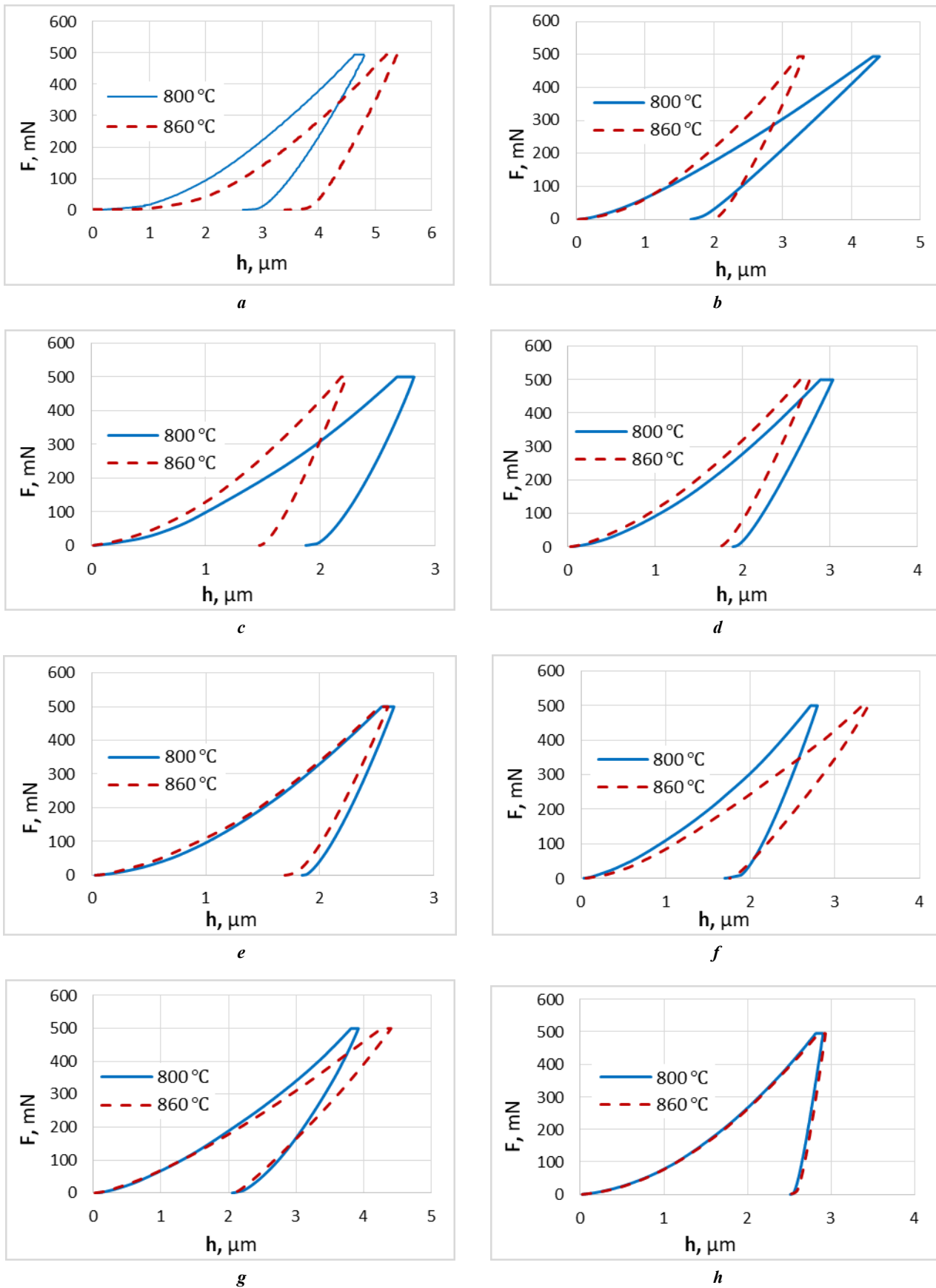


Рис. 2. Кривые нагружения – разгрузки образцов сплава VT23 при различных степенях деформации под давлением: *a* – без деформации; *b* – $e=1,6$; *c* – $e=2,5 \dots 2,6$; *d* – $e=3,5 \dots 3,7$; *e* – $e=4,5 \dots 4,7$; *f* – $e=5,2 \dots 5,4$; *g* – $e=6,4 \dots 6,6$; *h* – $e=7,7 \dots 7,9$

Fig. 2. Loading – unloading curves of VT23 alloy samples after various degrees of deformation under pressure: *a* – without deformation; *b* – $e=1.6$; *c* – $e=2.5 \dots 2.6$; *d* – $e=3.5 \dots 3.7$; *e* – $e=4.5 \dots 4.7$; *f* – $e=5.2 \dots 5.4$; *g* – $e=6.4 \dots 6.6$; *h* – $e=7.7 \dots 7.9$

Таблица 2. Фазовый состав титанового сплава VT23 [11]
Table 2. Phase composition of the VT23 titanium alloy [11]

Режим термообработки	α , %	β/β_m , %	α'' , %
Закалка 800 °С	32	50	18
Закалка 860 °С	7	8	85

β -фазы по отношению к мартенситным превращениям, вызванным напряжением.

ПЭМ-исследование микроструктуры сплава VT23, закаленного от 800 °С, после ИПД со степенью $\epsilon=1,6$ показало наличие фрагментов пластин исходной α -фазы различной толщины от 50 до 250 нм с прослойками β -фазы (рис. 5 а). Пластины имеют неправильную форму, сильно искаженные области и высокую плотность дислокационной структуры. Это свидетельствует об их деформационном происхождении в результате деформационной фрагментации структурных элементов. В образце, закаленном от температуры 860 °С с метастабильной β -фазой, процессы деформации сжатием под давлением со степенью $\epsilon=1,6$ характеризуются преимущественно фазовыми превращениями, вызванными деформацией метастабильной фазы $\beta_m \rightarrow \alpha''$ (рис. 5 б). ПЭМ-структура представлена фрагментами пластин исходной α -фазы толщиной 50...250 нм, а также более дисперсными частицами α'' -мартенсита (напряжения) (рис. 5 б).

На электронограммах образцов, деформированных со степенью $\epsilon=7,7...7,9$, наблюдается значительное количество рефлексов, расположенных по окружности (рис. 6, 7), что свидетельствует о наличии множественных кристаллических ориентаций, связанных с измельчением зерна. Зафиксировано наличие незначительного количества (до 5 %) ω -фазы высокого давления, которая не выявлялась методом рентгенофазового анализа. Изучение методом ПЭМ микроструктуры сплава, закаленного от 800 °С, после деформации со степенью $\epsilon=7,7$ выявило наличие равноосных зерен со слабым дислокационным контрастом диаметром 20...30 нм и более мелких зерен до 20 нм неправильной формы с характерным полосчатым контрастом (рис. 6). На ПЭМ-изображениях сплава, закаленного от 860 °С, зафиксированы более крупные одно-родные частицы и частицы с полосчатым контрастом размером 30...50 нм (рис. 7).

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Разница в характере кривых изменения микротвердости в зависимости от степени деформации образцов после закалки от температур 800 и 860 °С (рис. 1 а) может быть объяснена их фазовым составом (таблица 2). Так, более плавный характер роста микротвердости образца, закаленного от 800 °С, связан с постепенным увеличением плотности дислокаций в кристаллической структуре сплава, измельчением пластин α -фазы и атермического α'' -мартенсита. В соответствии с зависимостью Холла – Петча, более мелкие зерна способствуют увеличению микротвердости [14]. Увеличение

количества атермического α'' -мартенсита, имеющего более дисперсное строение по сравнению с исходной α -фазой [11] в образце, закаленном от температуры 860 °С, способствует более активному росту микротвердости, так как большая площадь поверхности пластин мартенсита по сравнению с крупными пластинами α -фазы позволяет им взаимодействовать с большим количеством дислокаций, создавая препятствия для их движения и повышая эффект упрочнения [15]. Кроме того, β -фаза в сплаве, закаленном от температуры 860 °С, находящаяся в метастабильном состоянии по отношению к механическому нагружению [12], в процессе деформирования кручением претерпевает мартенситное превращение $\beta \rightarrow \alpha''$ с образованием мартенсита напряжения, увеличивающего микротвердость сплава. Следует также отметить, что кристаллическая структура атермического мартенсита, а также мартенсита напряжения сильно искажена по сравнению с исходными α - и β -фазами, что приводит к высокой плотности дислокаций и внутренним напряжениям (рис. 4).

Разупрочнение сплавов в стабильном и метастабильном состоянии после закалки от 800 и 860 °С связано с процессом низкотемпературной динамической рекристаллизации, протекающей при высоких степенях пластической деформации, описанной в работе [2]. Микротвердость по Виккерсу снижается из-за уменьшения плотности дислокаций и образования равноосных зерен.

Резкое отличие в кривых нагружения – разгрузки исходных образцов (рис. 2 а) можно объяснить наличием метастабильной β_m -фазы. Метастабильные фазы могут обладать высокой устойчивостью к начальной деформации, что приводит к более длинной кривой нагружения перед началом значительного пластического течения [16] (рис. 2 а). Совпадение кривых нагружения – разгрузки при степени деформации 7,7...7,9 свидетельствует о том, что процессы распада метастабильных фаз и динамической рекристаллизации реализовались в полной мере (рис. 2 б).

Анализ ПЭМ-изображений при степенях деформации 7,7...7,9 (рис. 6, 7) показал, что образование равноосных зерен без деформационного контраста связано с низкотемпературной динамической рекристаллизацией α -фазы, описанной в работах [2; 17]: формирование большеугольных границ зерен при деформации приводит к появлению новых зерен по механизму непрерывной рекристаллизации, т. е. за счет увеличения разориентировки субграниц. Частицы с полосчатым контрастом, согласно [5], представляют собой деформационные фрагменты, образовавшиеся при последующей деформации рекристаллизованных зерен. Большой размер рекристаллизованных

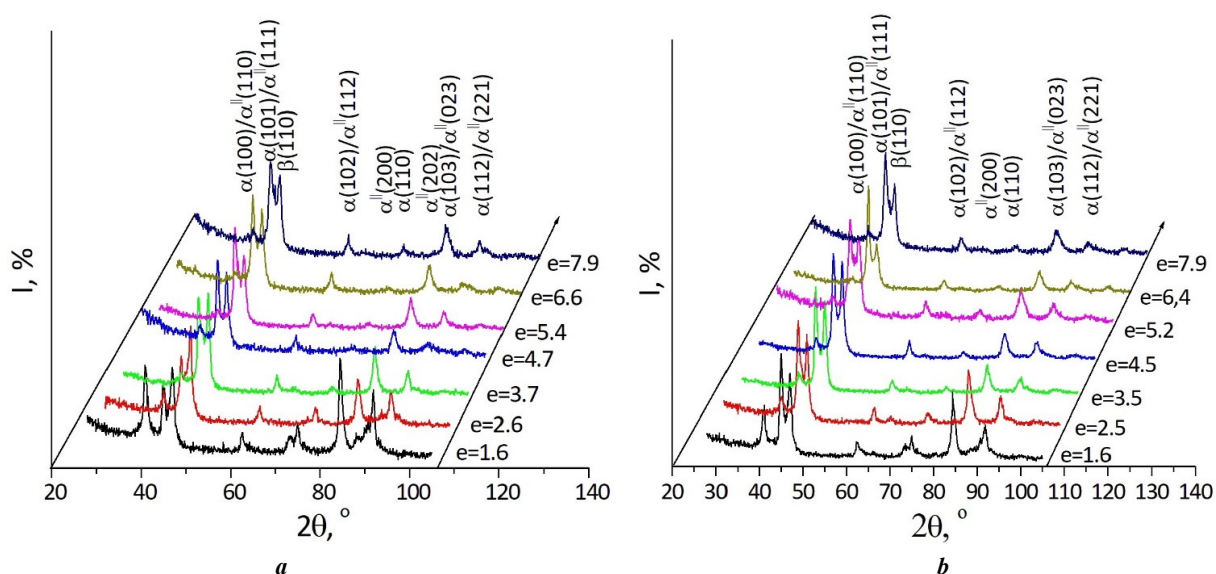


Рис. 3. Дифрактограммы образцов сплава VT23:
a – после закалки от 800 °С и деформации кручением под давлением;
b – после закалки от 860 °С и деформации кручением под давлением
Fig. 3. Diffraction patterns of VT23 alloy samples:
a – after quenching from 800 °C and torsional deformation under pressure;
b – after quenching from 860 °C and torsional deformation under pressure

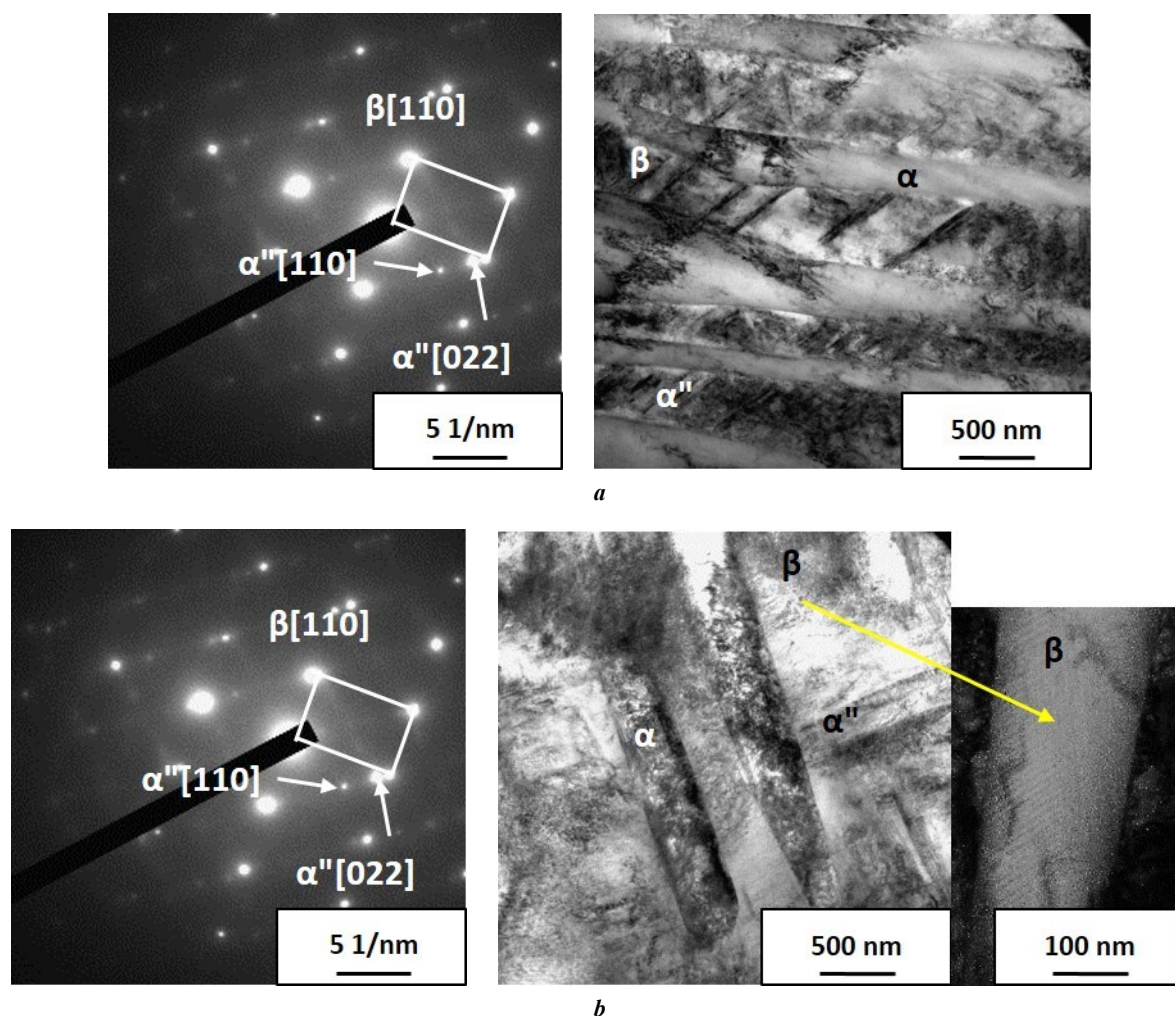


Рис. 4. ПЭМ-изображения микроструктуры сплава VT23 после закалки: *a* – от 800 °С; *b* – от 860 °С
Fig. 4. TEM image of the microstructure of VT23 alloy after quenching: *a* – from 800 °C; *b* – from 860 °C

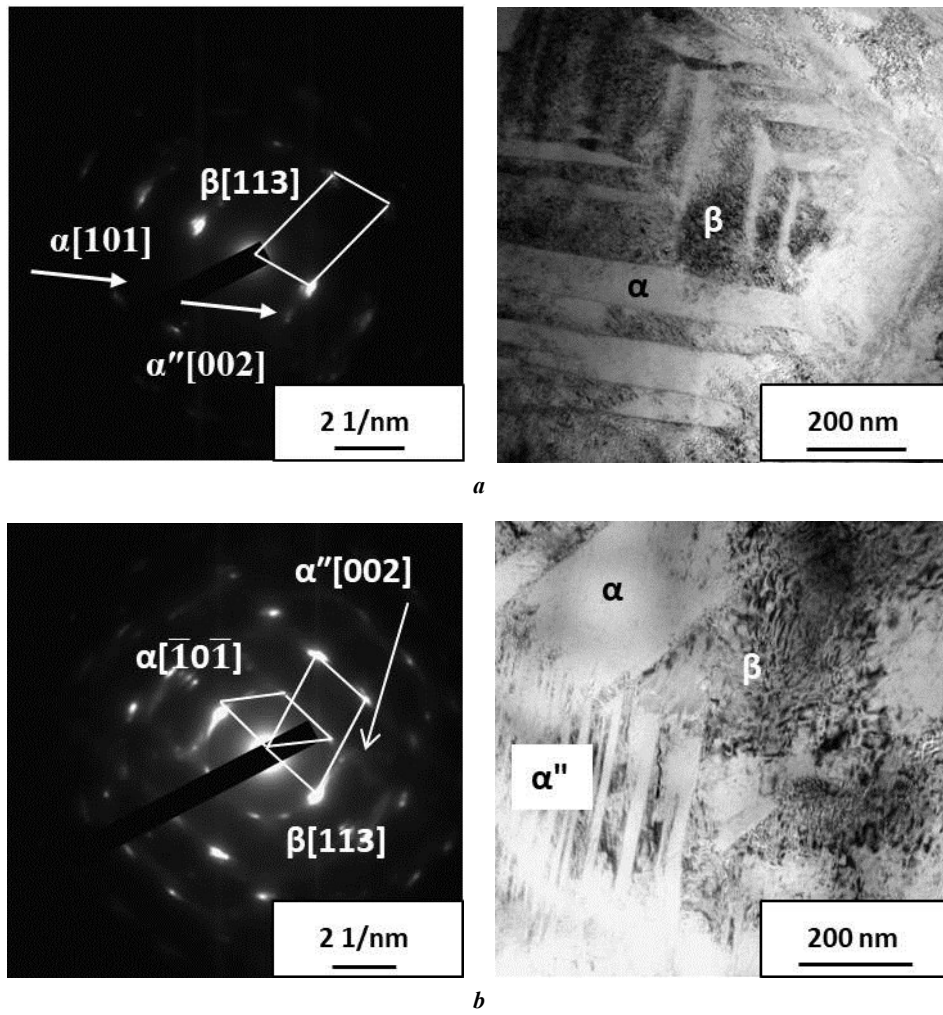


Рис. 5. ПЭМ-изображения титанового сплава VT23:

a – после закалки от 800 °C и ИПД, $e=1,6$; *b* – после закалки от 860 °C и ИПД, $e=1,6$

Fig. 5. TEM images of VT23 titanium alloy:

a – after quenching from 800 °C and SPD, $e=1.6$; *b* – after quenching from 860 °C and SPD, $e=1.6$

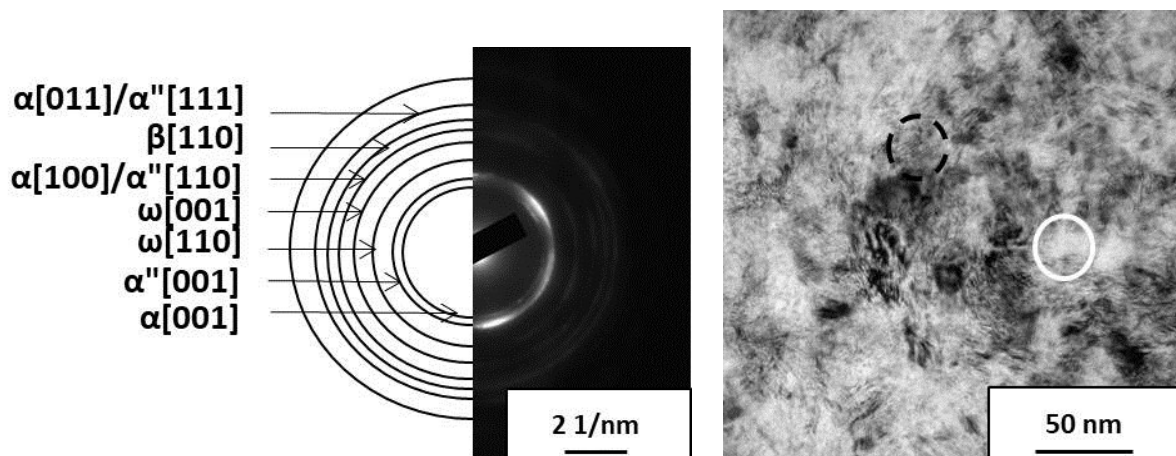


Рис. 6. ПЭМ-изображения титанового сплава VT23 после закалки от 800 °C и кручения под давлением, $e=7,7$.

Сплошной линией выделены равноосные частицы α -фазы со слабым дислокационным контрастом, пунктирной – с полосчатым контрастом

Fig. 6. TEM images of VT23 titanium alloy after quenching from 800 °C and torsion under pressure, $e=7.7$.

The solid line highlights α -phase equiaxed particles with weak dislocation contrast, and the dotted line highlights those with banded contrast

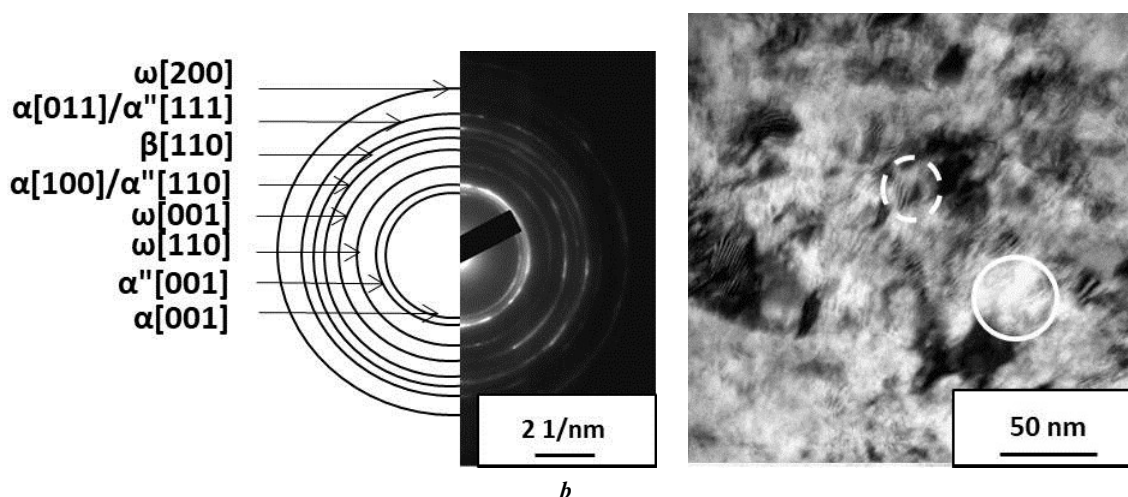


Рис. 7. ПЭМ-изображения титанового сплава VT23 после закалки от 860 °С и кручения под давлением, $e=7,9$.
Сплошной линией выделены равноосные частицы α -фазы со слабым дислокационным контрастом, пунктирной – с полосчатым контрастом

Fig. 7. TEM images of VT23 titanium alloy after quenching from 860 °C and torsion under pressure, $e=7.9$.
The solid line highlights α -phase equiaxed particles with weak dislocation contrast, and the dotted line highlights those with banded contrast

зерен в сплаве, закаленном от 860 °С, связан с тем, что процессы низкотемпературной динамической рекристаллизации сплава в деформационно-метастабильном состоянии при деформации кручением под давлением прошли более полно.

Таким образом, в результате проведенного исследования выявлены экстремальный характер изменения микротвердости сплава VT23 с увеличением истинной степени деформации кручением под давлением, связанный с последовательным развитием процессов диспергирования структуры и последующей динамической рекристаллизации, а также различия в уровне максимумов микротвердости и соответствующих им степеней деформации для сплава со стабильной и деформационно-метастабильной β -фазой.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Установлена нелинейная зависимость микротвердости сплава от степени истинной деформации кручением в условиях высокого давления. Максимальный уровень микротвердости закаленных от температур 800 и 860 °С образцов составил 395 HV 0,05 и 470 HV 0,05 при деформации 5,3 и 2,6 соответственно. Рост микротвердости образца, закаленного от 800 °С, связан с увеличением плотности дислокаций в исходных α - и β -фазах и измельчением структурных составляющих. Наибольший прирост микротвердости образца, закаленного от температуры 860 °С, связан с интенсивным упрочнением атермического α'' -мартенсита и фазовым превращением метастабильных фаз по схемам $\beta\text{m}\rightarrow\alpha''$ и $\alpha''\rightarrow\beta\text{m}$. Оцениваемое по снижению микротвердости последующее разупрочнение сплава в области деформаций $e>5,4$ для образца, закаленного от 800 °С, и $e>2,6$ для образца после закалки от 860 °С происходит в результате низкотемпературной динамической рекристаллизации α -фазы. При максимальной величине истинной степени деформации $e=7,7...7,9$ независимо от температуры закалки

микротвердость сплава отличалась незначительно и соответствовала уровню 185...205 HV 0,05.

С использованием рентгенофазового анализа показано, что при деформации в камере Бриджмена сплав сохраняет трехфазный ($\alpha+\beta+\alpha''$)-состав, при степени деформации от $e=1,6$ и более происходит измельчение α - и α'' -пластин, а также протекание фазового превращения – распад βm -фазы при закалке от 860 °С по схеме $\beta\text{m}\rightarrow\alpha''$.

При степени деформации $e=1,6$ происходит фрагментация пластин α и α'' , а также увеличение дислокационного контраста. В образце с метастабильной βm -фазой (закалка от 860 °С) происходит ее распад с образованием дисперсных игл α'' -мартенсита напряжения. Увеличение степени деформации до $e=7,7...7,9$ приводит к образованию равноосных α -частиц размером 20...30 нм (закалка от 800 °С) и 30...50 нм (закалка от 860 °С) вследствие процессов низкотемпературной динамической рекристаллизации и деформационных фрагментов с полосчатым контрастом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Семенова И.П., Рааб Г.И., Валиев Р.З. Наноструктурные титановые сплавы: новые разработки и перспективы применения // Российские нанотехнологии. 2014. Т. 9. № 5-6. С. 84–95. EDN: [SMKYOB](#).
- Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел // Физика твердого тела. 2010. Т. 52. № 6. С. 1090–1097. EDN: [RCRYIV](#).
- Sergueeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. Enhanced superplasticity in a Ti6Al4V alloy processed by severe plastic deformation // Scripta Materialia. 2000. Vol. 43. № 9. P. 819–824. DOI: [10.1016/S1359-6462\(00\)00496-6](#).
- Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007. 398 с.

5. Shurygina N.A., Cheretaeva A.O., Glezer A.M., Medvedeva A.D., D'yakonov D.L., Sundeev R.V., Tomchuk A.A. Effect of Microalloying Elements on the Physicochemical Properties of Commercial-Purity Titanium Subjected to Severe Plastic Deformation // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2021. Vol. 2021. № 4. P. 410–417. DOI: [10.1134/S0036029521040303](https://doi.org/10.1134/S0036029521040303).
6. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications // *Progress in Materials Science*. 2008. Vol. 53. № 6. P. 893–979. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2008.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.03.002).
7. Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Паселов А.М., Гундырев В.М., Хейфец А.Э., Пилюгин В.П. Образование омега-фазы в титане при деформации под давлением // *Физика металлов и металловедение*. 2010. Т. 109. № 1. С. 33–42. EDN: [KZLPSF](https://www.edn.ru/KZLPSF).
8. Korneva A., Straumal B., Kilmametov A., Gondek Ł., Wierzbicka-Miernika A., Lityńska-Dobrzyńska L., Ciosg G., Chulista R., Zięba P. Thermal stability and microhardness of metastable ω -phase in the Ti-3.3 at.% Co alloy subjected to high pressure torsion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2020. Vol. 834. № 5. Article number 155132. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.155132](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155132).
9. Zafari A., Wei X.S., Xu W., Xia K. Formation of nanocrystalline β structure in metastable beta Ti alloy during high pressure torsion: The role played by stress induced martensitic transformation // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 97. P. 146–155. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.06.042](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.042).
10. Bartha K., Stráský J., Veverková A. et al. Effect of the High-Pressure Torsion (HPT) and Subsequent Isothermal Annealing on the Phase Transformation in Biomedical Ti15Mo Alloy // *Metals*. 2019. Vol. 9. № 11. Article number 1194. DOI: [10.3390/met9111194](https://doi.org/10.3390/met9111194).
11. Gladkovsky S.V., Veselova V.E., Sergeev S.N., Patselov A.M. Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Characteristics of the Titanium Alloy Ti–5Al–5V–2Mo–Cr with Metastable β -Phase // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023. Vol. 76. P. 2091–2097. DOI: [10.1007/s12666-023-02908-2](https://doi.org/10.1007/s12666-023-02908-2).
12. Веселова В.Е., Гладковский С.В., Ковалев Н.И. Влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства метастабильного титанового сплава ВТ23 // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. 2021. Т. 23. № 4. С. 31–39. EDN: [ZNGDLZ](https://www.edn.ru/ZNGDLZ).
13. Egorova L.Yu., Khlebnikova Yu.V., Pilyugin V.P., Chernyshev E.G. Initial Stages in the Evolution of the Structure of a Zirconium Pseudo-Single Crystal During Shear Deformation under Pressure // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2017. № 5. P. 70–79. DOI: [10.17804/2410-9908.2017.5.070-079](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2017.5.070-079).
14. Guan Bo, Xin Yunchang, Huang Xiaoxu, Liu Chenglu, Wu Peidong, Liu Qing. The mechanism for an orientation dependence of grain boundary strengthening in pure titanium // *International Journal of Plasticity*. 2022. Vol. 153. Article number 103276. DOI: [10.1016/j.ijplas.2022.103276](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103276).
15. Kostryzhev A. Strengthening Mechanisms in Metallic Materials // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 7. Article number 1134. DOI: [10.3390/met11071134](https://doi.org/10.3390/met11071134).
16. Лясоцкая В.С., Князева С.И. Метастабильные фазы в титановых сплавах и условия их образования // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2008. № 8. С. 15–19. EDN: [KVXLNV](https://www.edn.ru/KVXLNV).
17. Блинова Е.Н., Либман М.А., Глезер А.М., Исаенкова М.Г., Томчук А.А., Комлев А.С., Крымская О.А., Филиппова В.П., Шурыгина Н.А. Особенности фазовых превращений в метастабильном сплаве Fe-18Cr-10Ni при мегапластической деформации // *Деформация и разрушение материалов*. 2022. № 4. С. 19–26. EDN: [BYLLUD](https://www.edn.ru/BYLLUD).

REFERENCES

1. Semenova I.P., Raab G.I., Valiev R.Z. Nanostructured titanium alloys: new developments and application prospects. *Nanotechnologies in Russia*, 2014, vol. 9, no. 5, pp. 311–324. DOI: [10.1134/S199507801403015X](https://doi.org/10.1134/S199507801403015X).
2. Glezer A.M., Metlov L.S. Physics of megaplastic (severe) deformation in solids. *Physics of the Solid State*, 2010, vol. 52, no. 6, pp. 1162–1169. DOI: [10.1134/S1063783410060089](https://doi.org/10.1134/S1063783410060089).
3. Sergueeva A.V., Stolyarov V.V., Valiev R.Z., Mukherjee A.K. Enhanced superplasticity in a Ti6Al4V alloy processed by severe plastic deformation. *Scripta Materialia*, 2000, vol. 43, no. 9, pp. 819–824. DOI: [10.1016/S1359-6462\(00\)00496-6](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00496-6).
4. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Obemnye nanostrukturnye metallicheskie materialy: poluchenie, struktura i svoystva* [Bulk nanostructured metallic materials: preparation, structure and properties]. Moscow, Akademkniga Publ., 2007. 398 p.
5. Shurygina N.A., Cheretaeva A.O., Glezer A.M., Medvedeva A.D., D'yakonov D.L., Sundeev R.V., Tomchuk A.A. Effect of Microalloying Elements on the Physicochemical Properties of Commercial-Purity Titanium Subjected to Severe Plastic Deformation. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2021, vol. 2021, no. 4, pp. 410–417. DOI: [10.1134/S0036029521040303](https://doi.org/10.1134/S0036029521040303).
6. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Using high-pressure torsion for metal processing: fundamentals and applications. *Progress in Materials Science*, 2008, vol. 53, no. 6, pp. 893–979. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2008.03.002](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.03.002).
7. Zel'dovich V.I., Frolova N.Yu., Patselov A.M., Gundyrev V.M., Kheifets A.E., Pilyugin V.P. The ω -phase formation in titanium upon deformation under pressure. *Physics of Metals and Metallography*, 2010, vol. 109, no. 1, pp. 30–38. DOI: [10.1134/S0031918X10010059](https://doi.org/10.1134/S0031918X10010059).
8. Korneva A., Straumal B., Kilmametov A., Gondek Ł., Wierzbicka-Miernika A., Lityńska-Dobrzyńska L., Ciosg G., Chulista R., Zięba P. Thermal stability and microhardness of metastable ω -phase in the Ti-3.3 at.% Co alloy subjected to high pressure torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 834, no. 5, article number 155132. DOI: [10.1016/j.jallcom.2020.155132](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.155132).
9. Zafari A., Wei X.S., Xu W., Xia K. Formation of nanocrystalline β structure in metastable beta Ti alloy during high pressure torsion: The role played by stress induced martensitic transformation. *Acta Materialia*, 2015, vol. 97, pp. 146–155. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.06.042](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.042).
10. Bartha K., Stráský J., Veverková A. et al. Effect of the High-Pressure Torsion (HPT) and Subsequent Isothermal Annealing on the Phase Transformation in Biomedical Ti15Mo Alloy. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 11, article number 1194. DOI: [10.3390/met9111194](https://doi.org/10.3390/met9111194).
11. Gladkovsky S.V., Veselova V.E., Sergeev S.N., Patselov A.M. Influence of Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Characteristics of the Titanium Alloy Ti–5Al–5V–2Mo–Cr with Metastable β -Phase // *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2023. Vol. 76. P. 2091–2097. DOI: [10.1007/s12666-023-02908-2](https://doi.org/10.1007/s12666-023-02908-2).

- um Alloy Ti–5Al–5V–2Mo–Cr with Metastable β -Phase. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2023, vol. 76, pp. 2091–2097. DOI: [10.1007/s12666-023-02908-2](https://doi.org/10.1007/s12666-023-02908-2).
12. Veselova V.E., Gladkovskiy S.V., Kovalev N.I. Influence of heat treatment modes on the microstructure and mechanical properties of the metastable titanium alloy VT23. *Vestnik Permskogo natsionalnogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 31–39. EDN: [ZNGDLZ](https://zngdlz.ru).
13. Egorova L.Yu., Khlebnikova Yu.V., Pilyugin V.P., Chernyshev E.G. Initial Stages in the Evolution of the Structure of a Zirconium Pseudo-Single Crystal During Shear Deformation under Pressure. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, no. 5, pp. 70–79. DOI: [10.17804/2410-9908.2017.5.070-079](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2017.5.070-079).
14. Guan Bo, Xin Yunchang, Huang Xiaoxu, Liu Chenglu, Wu Peidong, Liu Qing. The mechanism for an orientation dependence of grain boundary strengthening in pure titanium. *International Journal of Plasticity*, 2022, vol. 153, article number 103276. DOI: [10.1016/j.ijplas.2022.103276](https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2022.103276).
15. Kostryzhev A. Strengthening Mechanisms in Metallic Materials. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 7, article number 1134. DOI: [10.3390/met11071134](https://doi.org/10.3390/met11071134).
16. Lyasotskaya V.S., Knyazeva S.I. Metastable phases in titanium alloys and conditions of their formation. *Metal Science and Heat Treatment*, 2008, vol. 50, no. 7-8, pp. 373–377. DOI: [10.1007/s11041-008-9064-x](https://doi.org/10.1007/s11041-008-9064-x).
17. Blinova E.N., Libman M.A., Glezer A.M., Isaenkova M.G., Tomchuk A.A., Komlev A.S., Krymskaya O.A., Filippova V.P., Shurygina N.A. Phase transformations in a metastable Fe–18Cr–10Ni alloy during megaplastic deformation. *Russian Metallurgy (Metally)*, 2022, vol. 2022, no. 10, pp. 1174–1180. DOI: [10.1134/s0036029522100032](https://doi.org/10.1134/s0036029522100032).

Phase composition, structure and microhardness of the VT23 titanium alloy after deformation in a Bridgman chamber

Sergey V. Gladkovsky^{1,3}, Doctor of Sciences (Engineering), chief researcher,
Head of the Laboratory of Deformation and Fracture

Vitaly P. Pilyugin^{2,4}, PhD (Physics and Mathematics), leading researcher, Head of the High Pressure Physics Laboratory

Valeria E. Veselova^{*1,5}, PhD (Engineering), researcher at the Laboratory of Deformation and Fracture

Aleksandr M. Patselov^{2,6}, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher at the High Pressure Physics Laboratory

¹*Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)*

²*M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)*

*E-mail: veselova@imach.uran.ru

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-3542-6242>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5150-6605>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4955-6435>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6438-0725>

Received 13.09.2024

Revised 21.10.2024

Accepted 05.11.2024

Abstract: The authors have studied for the first time the phase composition, microhardness and fine structure of the VT23 (α + β)-titanium alloy, with stable and metastable β -phase, after torsional deformation in a Bridgman chamber under a pressure of 4 GPa at room temperature. It has been found that the alloy microhardness, depending on the true degree of deformation under high hydrostatic pressure, changes along a curve with a maximum. The role of stress-induced β m \rightarrow α " martensitic transformation in the formation of alloy structure, and microhardness under high-pressure torsion was revealed. The highest microhardness of the alloy with stable β -phase was 395 HV 0.05, and with metastable – 470 HV 0.05. At the same time, the maximum microhardness of metastable alloy, compared to stable alloy, was shifted to the region of lower true strain $\epsilon=2.6$. Using X-ray diffraction analysis, and transmission electron microscopy methods, made it possible to trace the evolution of alloy structure under high-pressure deformation consisting in grinding of α -, and α "-phase plates compared to the quenched state, as well as in the development of deformation β m \rightarrow α ", and α " \rightarrow β m martensitic transformations. An increase in the degree of deformation by high-pressure torsion to $\epsilon=7.7...7.9$, regardless of the deformation stability of the β -phase, leads to a decrease in the alloy microhardness to a level of 185...205 HV 0.05. This is associated with the development of the dynamic recrystallisation process, and the formation of equiaxed α -phase nanoparticles with a size of 20...50 nm. The differences in the loading-unloading curves revealed by kinetic indentation, corresponded to the nature of the change in the VT23 alloy microhardness, depending on the quenching temperature and the true deformation degree.

Keywords: VT23 titanium alloy; phase composition; Bridgman chamber; high-pressure torsion; true deformation degree; metastable β -phase; martensitic transformations.

Acknowledgments: The work was carried out within the state assignments No. 124020600045-0 to the Institute of Engineering Science, UB RAS and No. 122021000032-5 to the Institute of Metal Physics, UB RAS using the equipment of the Plastometry Collective Centre of the Institute of Engineering Science, UB RAS. The authors express their gratitude to S.N. Sergeev (Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS) for assistance in carrying out microstructural analysis using transmission electron microscopy.

For citation: Gladkovsky S.V., Pilyugin V.P., Veselova V.E., Patselov A.M. Phase composition, structure and microhardness of the VT23 titanium alloy after deformation in a Bridgman chamber. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 29–38. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-4-70-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-4-70-3).

Исследование механизмов центробежного распыления на основе модельного эксперимента

*Жуков Евгений Юрьевич**, инженер кафедры 1101

«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов»

Наурзалинов Алибек Серпаевич, техник кафедры 1101

«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов»

Пашков Игорь Николаевич¹, доктор технических наук, профессор кафедры 1101

«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов»

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва (Россия)

*E-mail: ZhukovEY@mai.ru,
jezzacome@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2511-2845>

Поступила в редакцию 15.02.2024

Пересмотрена 16.04.2024

Принята к публикации 28.10.2024

Аннотация: Процесс диспергирования расплава на вращающейся чаше является распространенным методом получения металлических порошков. Изучение процесса диспергирования на реальных расплавах, в том числе методами визуализации, затруднено. Поэтому влияние таких факторов, как высота падения струи, величина потока жидкости, смачивание поверхности, наличие стенки у чаши, на процесс получения мелких капель предложено изучить с помощью модельной жидкости без кристаллизации, фиксируя процесс путем высокоскоростной съемки. Цель работы – определение наиболее благоприятных условий диспергирования, когда вся подаваемая жидкость превращается в капли без образования крупных капель, дополнительных струй, приводящих к вторичному распылению. В качестве модельной жидкости выбран раствор глицерина в воде с вязкостью, равной вязкости расплава олова. Процесс диспергирования снимался на высокоскоростную камеру с частотой съемки 1200 кадров/с. Установлено, что при увеличении потока расплава наблюдается изменение режима распыления. При росте давления увеличивается поток и кинетическое взаимодействие струи с поверхностью чаши, а следовательно, избыток жидкости, который распыляется преждевременно. При любом потоке подаваемой жидкости, если жидкость не попадает в центр, происходит вторичное распыление за счет разрушения пленки на гидравлическом скачке из-за неравномерной радиальной скорости на пике скачка. При изменении высоты подачи от 100 до 150 мм наблюдается вторичное распыление в виде капель в месте гидравлического скачка. Количество спиралей и вторичное распыление влияют на увеличение размера фракции частиц. В диапазоне высоты падения струи от 50 до 100 мм отмечается оптимальный процесс, при котором можно получить наименьшую фракцию. В эксперименте наблюдалась тенденция к улучшению процесса распыления при повышении чистоты обработки поверхности чаши. За счет стенок чаши увеличивается путь жидкости до выхода ее с чаши, разрушаются в пленку капли, летящие над поверхностью чаши, вследствие чего улучшается процесс диспергирования.

Ключевые слова: центробежное распыление расплава; диспергирование расплава на вращающейся чаше; поток жидкости; металлический порошок; гидродинамические условия; высокоскоростная съемка.

Для цитирования: Жуков Е.Ю., Наурзалинов А.С., Пашков И.Н. Исследование механизмов центробежного распыления на основе модельного эксперимента // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 39–49. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-4.

ВВЕДЕНИЕ

Центробежное распыление расплава (ЦРР) является одним из распространенных методов получения металлических порошков с помощью диспергирования расплава. По сравнению с распылением расплава газом или водой ЦРР отличается более узким интервалом размеров получаемых частиц, что дает этому методу большие преимущества с точки зрения выхода годного продукта. Сущность метода заключается в разрушении расплава под действием центробежных сил на вращающейся чаше. При этом расплав на чашу может подаваться в форме струи, пленок и капель [1]. В любом случае на поверхности чаши формируется пленка жид-

кости, которая превращается в капли на кромке вращающейся чаши. Метод ЦРР ограничен получением материалов с невысокой температурой плавления. В основном это связано с необходимостью обеспечения смачивания расплавом поверхности чаши и ее стойкости к воздействию расплава. Для высокотемпературных сплавов обычно применяют центробежное распыление вращающегося прутка.

На процесс получения металлических частиц заданного размера влияют гидродинамические условия процесса диспергирования жидкости и тепловые условия, связанные с охлаждением и затвердеванием расплава. Для получения заданного размера частиц порошка

необходимо в первую очередь обеспечить подачу струи жидкости к чаше, ее распространение по поверхности и диспергирование на частицы определенного размера. Одновременное решение задач исследования гидродинамических и тепловых процессов громоздко и затруднительно, поэтому имеет смысл их раздельное изучение.

Анализ литературных источников по ЦРП показывает, что основное внимание уделяется проблемам влияния характера потока жидкости, конструкции диска и параметров распыления на фракционный состав получаемого порошка. Отмечается, что скорость вращения чаши в основном определяет размер получаемого порошка. Для получения порошков высокой дисперсности необходимо выбирать электродвигатель с частотой оборотов от 10000 об/мин [2; 3].

Одним из наиболее важных параметров при распылении является достижение определенного потока жидкости [4; 5]. В процессе центробежного распыления расплавленный металл смачивает диск и течет к периферии диска, где образует жидкий тор. Нестабильность, вызванная вращением диска, создает небольшие связи на краях диска, которые затем отбрасываются от диска в виде капель. При большой подаче жидкости связи могут не образовываться, и будет происходить режим распада пленки [6–8]. При низкой подаче жидкости капли могут образовываться непосредственно на краю или перед краем диска из-за неполного смачивания диска [9–11]. В работе [12] описывается процесс распыления при изменении потока от 3 до 10 кг/ч, по мере увеличения потока наблюдаются три механизма распыления жидкости на краю чаши: капельный, струйками и пленкой.

При высокой скорости вращения на чаше часто возникает так называемый гидравлический скачок [13–15]. Гидравлический скачок представляет собой кольцевой скачок течения, проявляющийся в резком увеличении толщины расплава и, соответственно, уменьшении радиальной скорости, а также в отрыве частиц жидкости до достижения края чаши [13–15].

В работах [16; 17] показано, что существует некое оптимальное расстояние от источника жидкости до чаши, при котором получается порошок наименьшей фракции. При отклонении от этого расстояния размер порошка увеличивается или происходит расширение интервала фракционного состава частиц.

Во многих источниках отмечается, что необходимо обеспечить хорошую смачиваемость поверхности чаши расплавом металла [18; 19]. Для достижения этого предлагается даже использовать чашу с покрытием, состав которого аналогичен составу распыляемого материала. В этом случае удавалось добиться хорошего смачивания [19]. Для максимального смачивания расплавом поверхности чаши при распылении можно предварительно чашу облудить распыляемым материалом. На адгезию расплава влияет чистота обработки поверхности чаши. Наблюдается тенденция к улучшению процесса распыления с повышением чистоты обработки поверхности чаши. В реальных процессах диспергирования металлов на шероховатой поверхности, как показано в [20], происходит налипание металла на поверхность чаши и образование застывшего металла в виде тора. На обработанной поверхности пленка жидкости будет более равномерно распределяться по чаше.

В работе [21] описано влияние угла борта чаши на размер получаемых частиц. Чем выше этот угол, тем более мелкие порошки можно получить. Самый мелкий порошок был получен при угле наклона 60–70°. Экспериментальные данные по поводу угла наклона чаши 90° отсутствуют [21]. В [10] также показано уменьшение фракции порошка с чашей с бортами. За счет стенок увеличивается путь жидкости до ее выхода с чаши, и в результате этого ближе к краю чаши уменьшается пленка.

Таким образом, существующие экспериментальные данные или расчетные модели рассматривают влияние различных факторов процесса диспергирования только на размер получаемой продукции, условия поддержания стабильности самого процесса не учитываются. Отмечается важная роль гидродинамических процессов, однако не приводятся описания поведения струи жидкости при попадании на вращающуюся чашу, превращения ее в пленку с последующим разрушением в капли. Не рассматривается также явление вторичного диспергирования крупных капель и фрагментов жидкости, которые имеют другую скорость по сравнению с пленкой на чаше. Поэтому представляет интерес визуализация процесса диспергирования модельной жидкости без учета процессов затвердевания с помощью высокоскоростной съемки.

Цель работы – определение наиболее благоприятных условий диспергирования, когда вся подаваемая жидкость превращается в капли без образования крупных капель, дополнительных струй, приводящих к вторичному распылению.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Эксперименты по диспергированию на вращающейся чаше проводили с модельной жидкостью. В качестве модельной жидкости был выбран раствор глицерина в воде в соотношении 60/40, вязкость которого соответствовала вязкости расплавленного олова. Эксперимент не учитывал переохлаждение и затвердевание расплавов в реальных процессах. Изучалась только гидродинамика поведения жидкости. Весь процесс проходил на воздухе.

Для проведения эксперимента была создана специальная установка, состоящая из высокоскоростного привода вращения, чаши, устройства подачи жидкости. Привод вращения был жестко закреплен на массивном корпусе. Распылительная чаша имела диаметр 36 мм. На поверхность чаши подавалась жидкость через шприц объемом 50 мл. Скорость подачи жидкости изменялась с помощью давления в шприце, равного 1, 2 и 4 атм., а также диаметра иглы 0,8 и 1,5 мм. Схема установки представлена на рис. 1.

Частота вращения чаши была выбрана постоянной, равной 10 000 об/мин. Высота подачи жидкости варьировалась от 20 до 150 мм. Угол наклона бортов чаши составлял 0° и 90°.

Эксперименты проводились в условиях полного смачивания жидкостью поверхности чаши. Для получения режима несмачивания на распылительную чашу наносили синтетический каучук.

В эксперименте рассматривались три типа чаши: гладкая (проводилась полировка рабочей поверхности чаши абразивной бумагой с зернистостью 800), шероховатая (достигалась с помощью бумаги с зернистостью 40), а также без обработки (имеются следы от резца).

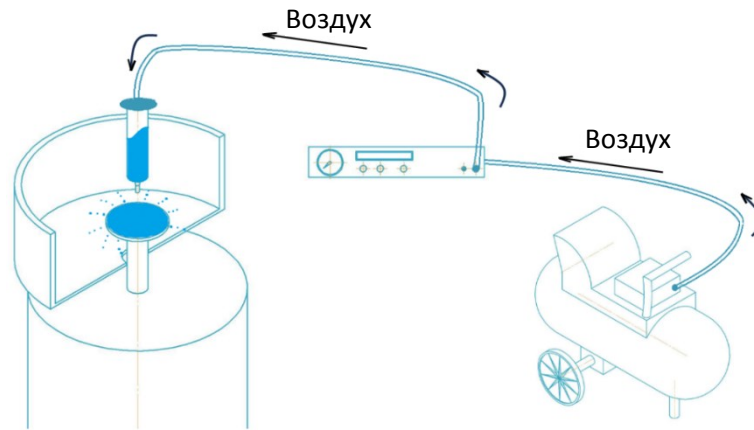


Рис. 1. Схема процесса центробежного распыления
Fig. 1. Diagram of the centrifugal atomization process

Съемка осуществлялась с помощью высокоскоростной камеры Casio EX-F1 при частоте съемки 1200 кадров/с. Формирование толстой пленки на поверхности чаши, вторичное образование струй и преждевременное распыление жидкости считались некорректным режимом центробежного распыления.

Для определения величин радиуса гидравлического скачка R_c и высоты пленки жидкости H использовали следующие уравнения [9]:

$$R_c = 0,55 \left(\frac{\rho Q^2}{\mu \omega} \right)^{\frac{1}{4}},$$

где ρ – плотность жидкости, кг/м³;
 Q – объемный расход, м³/с;
 μ – динамическая вязкость, Па·с;
 ω – скорость вращения чаши, рад/с;

$$H = \left[\frac{3 \mu Q}{2 \pi \rho \omega^2 r^2 \cos \alpha} \right]^{\frac{1}{3}},$$

где r – радиус чаши, м;
 α – угол наклона чаши.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Поведение жидкости в момент касания вращающегося диска

При соприкосновении жидкости с вращающейся чашей происходит формирование дискового объема жидкости вокруг струи, который затем растягивается к периферии. При попадании струи в центр вращающейся чаши наблюдается спокойное растягивание пленки к периферии и распыление на краю чаши. При отклонении струи от центра чаши появляются крупные фрагменты, которые упруго отскакивают от поверхности, формируя крупные капли. Происходит преждевременное распыление жидкости.

Увеличение расстояния до чаши приводит к нарушению сплошности струи, ее распаду на части и увеличению вероятности отклонения от центра, как следствие – появлению преждевременного распыления в момент касания поверхности чаши (рис. 2).



Рис. 2. Изменение высоты подачи жидкости от чаши при потоке 6,69 кг/ч и гладкой обработке чаши:
а – 20 мм; б – 50 мм; с – 150 мм
Fig. 2. Changing the height of liquid feed from the bowl at a flow rate of 6.69 kg/h and smooth bowl processing:
а – 20 mm; б – 50 mm; с – 150 mm

При изменении шероховатости поверхности мы можем наблюдать, что чем выше чистота поверхности чаши, тем более равномерно распределяется жидкость по поверхности чаши (рис. 3).

Поведение жидкости на поверхности чаши при установившемся процессе вращения

Изменение потока жидкости. Расчет потоков жидкости при различном диаметре игл и давлении, а также радиусов гидравлического скачка и толщин пленки показал, что при увеличении потока распыла с 3,96 до 42,35 кг/ч радиус гидравлического скачка увеличивается примерно в 3 раза – с 1,83 мм до 6 мм. При этом высота пленки жидкости, согласно расчетам, увеличивается только в 2 раза – с 0,34 до 0,62 мм (таблица 1).

При постоянной подаче жидкости на чашу при диаметре иглы 0,8 мм (рис. 4) и давлении до 2 атм. наблюдалось образование спиралей на поверхности. Распыление происходило по траектории этих спиралей. Наблюдалась нехватка потока жидкости для ее распределения по всей поверхности чаши. При превышении давления 2 атм. из-за увеличения скорости струи происходит

вторичное распыление в виде направленных ручейков до кромки чаши.

При диаметре иглы 1,5 мм (рис. 5) и давлении до 2 атм. наблюдается почти гладкая поверхность пленки на чаше с небольшими спиральями и ведется распыление по всей периферии чаши и по спиральям. Толщина пленки на поверхности больше, чем при диаметре иглы 0,8 мм. При росте давления более 2 атм. спиралей на поверхности нет, а само распыление ведется только через край чаши. Таким образом, при недостаточном потоке жидкости происходит формирование спиралевидных потоков, которые распыляются на кромке чаши или до нее. При достаточном потоке наблюдается сплошная пленка жидкости, которая полностью распыляется на кромке чаши. Увеличение потока приводит к росту толщины пленки, а следовательно, размера частиц.

Изменение высоты подачи жидкости. Если изменить высоту подачи жидкости на чашу при малом потоке 6,69 кг/ч, видно, что чем меньше расстояние до чаши, тем более равномерный слой образовывается на ней, однако наблюдаются спирали, которые сближаются на расстоянии до 50 мм (рис. 6). По траектории движения



Рис. 3. Изменение шероховатости поверхности при потоке 6,69 кг/ч и расстоянии до чаши 50 мм:
a – гладкая чаша; *b* – чаша без обработки
Fig. 3. Changing the surface roughness at a flow rate of 6.69 kg/h and a distance to the bowl of 50 mm:
a – a smooth bowl; *b* – a bowl without treatment

Таблица 1. Расчет параметров жидкости при центробежном распылении
Table 1. Calculation of liquid parameters during centrifugal atomization

Диаметр иглы, мм	Давление, атм.	Поток, кг/ч	Радиус гидравлического скачка, мм	Высота пленки, мм
0,8	1	3,96	1,83	0,34
	2	6,69	2,38	0,39
	4	9,25	2,80	0,42
1,5	1	21,18	4,24	0,52
	2	34,45	5,40	0,59
	4	42,35	6,00	0,62

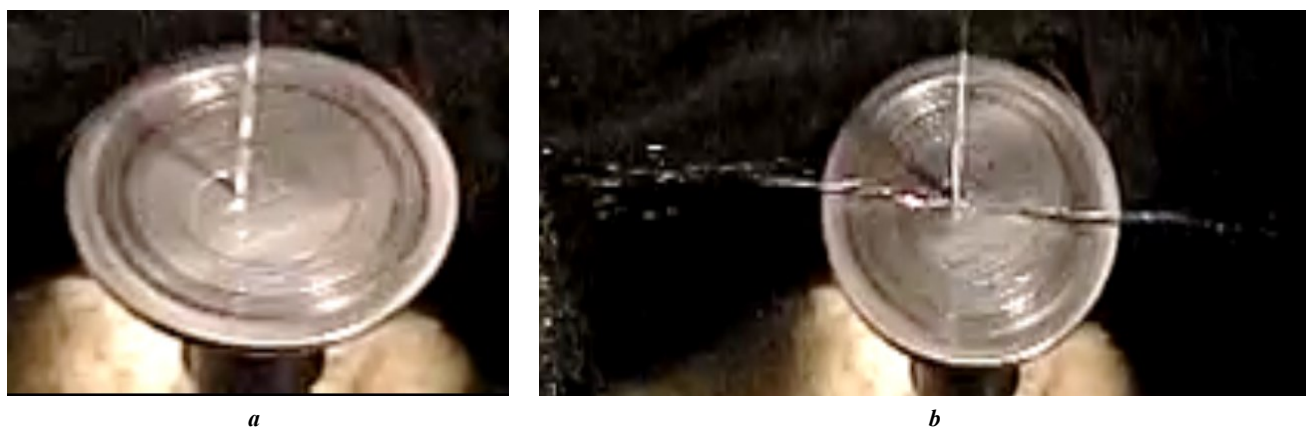


Рис. 4. Изменение давления при подаче жидкости на поверхность чаши без обработки, диаметр иглы 0,8 мм:
a – 1 атм.; **b** – 2 атм.
Fig. 4. Changing pressure when liquid is supplied to the surface of the bowl without treatment, needle diameter is 0.8 mm:
a – 1 atm.; **b** – 2 atm.



Рис. 5. Изменение давления при подаче жидкости на поверхность чаши без обработки, диаметр иглы 1,5 мм:
a – 1 атм.; **b** – 2 атм.
Fig. 5. Changing pressure when liquid is supplied to the surface of the bowl without treatment, needle diameter is 1.5 mm:
a – 1 atm.; **b** – 2 atm.

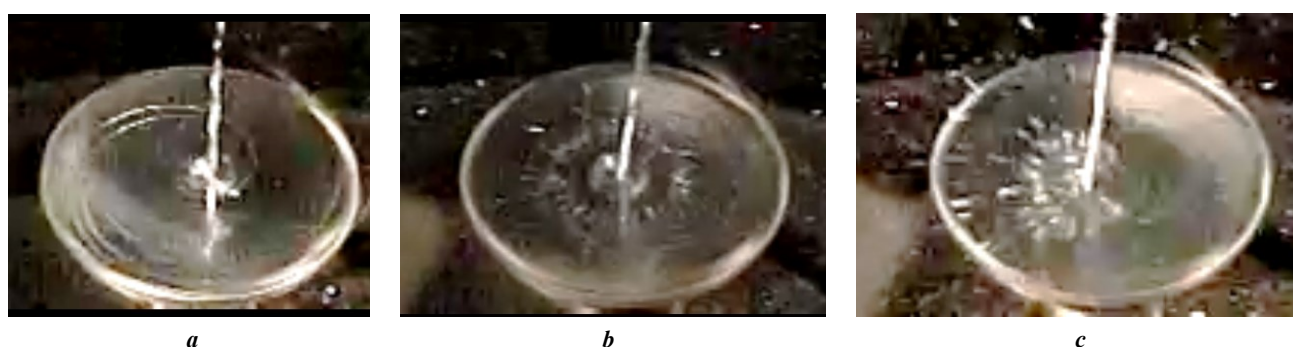


Рис. 6. Изменение расстояния от иглы до гладкой поверхности чаши:
a – 50 мм; **b** – 100 мм; **c** – 150 мм
Fig. 6. Changing the distance from the needle to the smooth surface of the bowl:
a – 50 mm; **b** – 100 mm; **c** – 150 mm

этих спиральных образований можно наблюдать распыление на краю чаши в виде ручейков. Как предполагается, основное распыление в данном случае будет проходить через эти ручейки. При высоте подачи струи от 100 до 150 мм наблюдалось двойное распыление (рис. 6).

Влияние смачивания поверхности чаши. Получена почти полная несмачиваемость поверхности (рис. 7). В ходе эксперимента были испробованы различные варианты обработки поверхности чаши: нанесение масла, воска и других материалов, не смачиваемых экспериментальным раствором. Однако при скоростях вращения чаши 10000 об/мин модельная жидкость смывала нанесенные слои. В нашем случае при постоянной подаче жидкости через иглу диаметром 0,8 мм на несмачиваемой поверхности наблюдается уменьшение количества и размеров спиралей. Только после 4 атм. происходит преждевременное распыление жидкости через струйки на моменте входа жидкости, и они образуются не сразу от начала подачи жидкости на чашу (рис. 8).

Изменение геометрии чаши. Эксперименты проводились с иглой диаметром 0,8 мм. На гладкой поверхности чаши жидкость распределяется более равномерно,

и пленка становится более тонкой, в отличие от чаши без обработки. Характер спиралей и струй сохраняется при изменении давления для этих типов чаш (рис. 9). Если увеличить шероховатость поверхности за счет грубой абразивной обработки, то наблюдается ухудшение процесса распыления – как при начальном моменте касания жидкости чаши, так и при установившемся процессе (рис. 10). Очевидно, что грубая поверхность чаши вносит сильные возмущения в поток жидкости, приводящие к его разрушению в виде струек и капель разного размера.

При отсутствии бортов вторичное распыление наблюдается в виде капель, которые летят под углом к поверхности чаши. Борт с углом 90° обеспечивает распределение попадающих в результате вторичного распыления крупных струй и капель жидкости по его поверхности и их распыление на кромке чаши. Таким образом, доля вторичного распыления при наличии бортов снижается, и процесс становится более устойчивым.

При диаметре иглы 1,5 мм размер пленки, распыляемой от чаши с бортами, уменьшается, в отличие от чаши без бортов. На поверхности чаши пленка жидкости образуется аналогично чаше без бортов (рис. 11).



Рис. 7. Капля воды на несмачиваемой поверхности
Fig. 7. A drop of water on a non-wetted surface

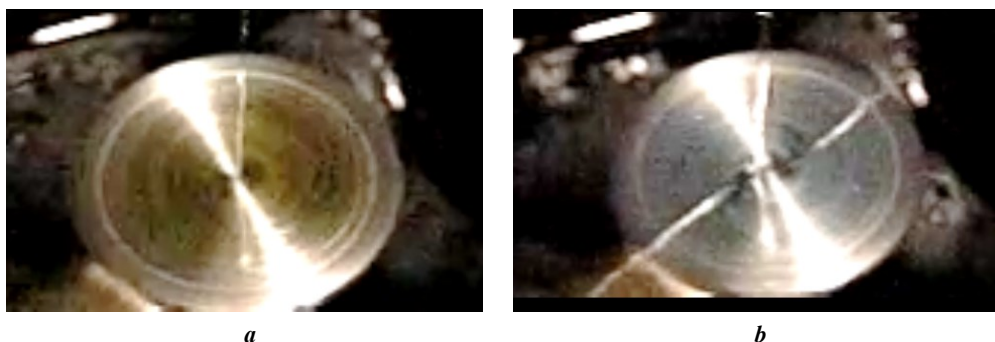


Рис. 8. Изменение давления при подаче на несмачиваемую поверхность чаши:
a – 1 атм.; *b* – 4 атм.
Fig. 8. Changing pressure when supplying to a non-wetted surface of a bowl:
a – 1 atm.; *b* – 4 atm.

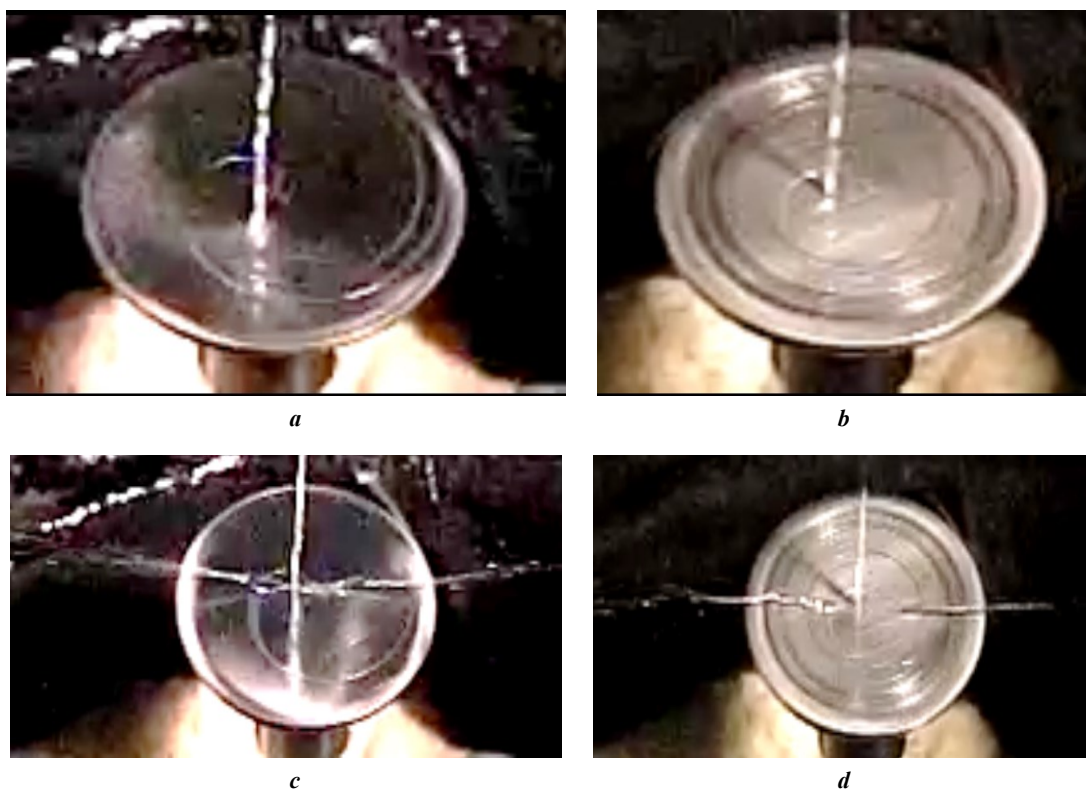


Рис. 9. Изменение давления подаваемой жидкости на чашу:
a – 1 атм., гладкая поверхность чаши; *b* – 1 атм., поверхность чаши без обработки;
c – 2 атм., гладкая поверхность чаши; *d* – 2 атм., поверхности чаши без обработки

Fig. 9. Changing the pressure of the liquid supplied to the bowl:
a – 1 atm., smooth bowl surface; *b* – 1 atm., untreated bowl surface;
c – 2 atm., smooth bowl surface; *d* – 2 atm., untreated bowl surface

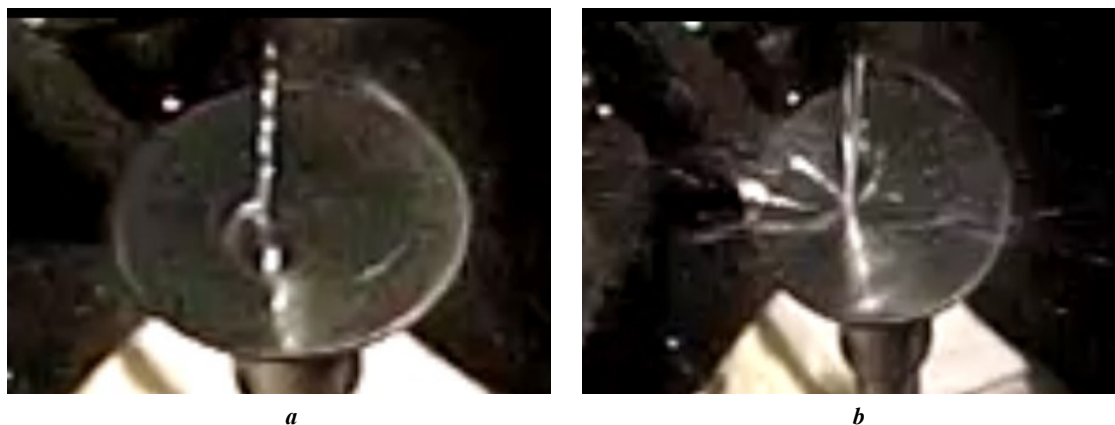


Рис. 10. Изменение давления подаваемой жидкости на шероховатую поверхность чаши: *a* – 1 атм.; *b* – 2 атм.
Fig. 10. Changing the pressure of the liquid supplied to the rough bowl surface: *a* – 1 atm.; *b* – 2 atm.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Поведение жидкости в момент касания вращающегося диска

При попадании струи в центр вращающейся чаши жидкость попадает в область с нулевой радиальной скоростью. Происходит растекание ее по поверхности чаши с постоянным увеличением скорости по мере движения от центра. При попадании

струи на некотором расстоянии от центра часть жидкости растекается по поверхности чаши, а часть упруго отскакивает в виде крупных фрагментов, которые имеют скорость ниже, чем частицы с кромки чаши. Эта часть жидкости не диспергируется до мелких капель из-за нехватки энергии. Можно предположить, что такое преждевременное распыление может приводить к появлению крупных частиц порошка при распылении расплава.

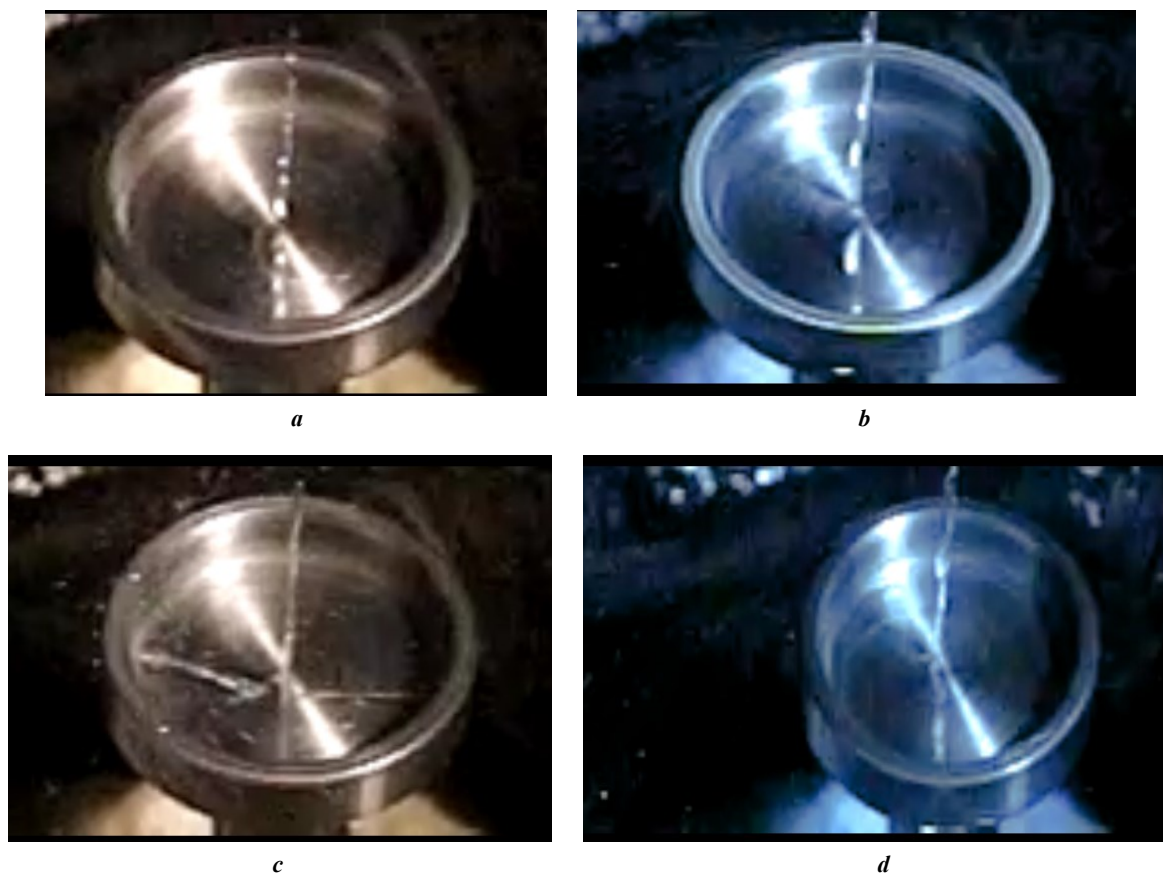


Рис. 11. Изменение давления и диаметр иглы при распылении жидкости на чаше с бортами:

a – диаметр 0,8 мм, давление 1 атм.; **b** – диаметр 1,5 мм, давление 1 атм.;

c – диаметр 0,8 мм, давление 2 атм.; **d** – диаметр 1,5 мм, давление 2 атм.

Fig. 11. Changing the pressure and needle diameter when spraying liquid on a bowl with sloped wall:

a – diameter is 0.8 mm, pressure is 1 atm.; **b** – diameter is 1.5 mm, pressure is 1 atm.;

c – diameter is 0.8 mm, pressure is 2 atm.; **d** – diameter is 1.5 mm, pressure is 2 atm.

В литературных источниках не приводится разделение процесса на начальный (момент касания струи чаши) и установившийся. В основном это связано с тем, что оценкой процесса распыления обычно является фракционный состав полученного порошка. В целом на начальном этапе важны все факторы, которые играют определяющую роль при установившемся процессе: дистанция подачи струи [16; 17], величина потока, смачивание поверхности чаши [19]. Увеличение высоты падения струи приводит к ее частичному разрушению и возможности упругого отражения части жидкости. Появление крупных капель при попадании жидкости на шероховатую поверхность связано с сильным возмущением, возникающим при попадании потока жидкости на шероховатую поверхность. Снижение шероховатости способствует образованию стабильной пленки на поверхности чаши.

Поведение жидкости на поверхности чаши при установившемся процессе вращения

Изменение потока жидкости. Одним из важных условий диспергирования жидкости с краев чаши является соответствие ее потока условиям образования на поверхности чаши сплошного слоя. В противном случае появляются источники вторичного распыления.

В зависимости от потока и расстояния до чаши образуется гидравлический скачок в виде кольца жидкости. На гидравлическом скачке происходит разрыв пленки из-за избытка жидкости и дальнейшего перехода в струи, что соответствует данным работы [10]. При любом потоке жидкости, если она не попадает в центр, происходит вторичное распыление за счет разрушения пленки на гидравлическом скачке из-за неравномерной радиальной скорости на пике скачка.

В литературе не обнаружено описания формирования спиралевидных потоков на поверхности чаши. Их образование, очевидно, связано с недостатком жидкости для заполнения всей поверхности чаши. В таком случае жидкость должна была растекаться в очень тонкий слой, поэтому поверхностное натяжение приводило к формированию спиральных потоков. В этом случае распыление всегда наблюдалось на выходе спиралей к краю чаши. В основном оно носило вид капельного распыления. При увеличении потока происходит «растягивание» жидкости по поверхности чаши с распылением по всему ее периметру. По мере увеличения потока и формирования сплошного слоя жидкости на поверхности чаши распыление смещается в направлении струйного и пленочного. Это хорошо согласуется с литературными данными [12].

Влияние смачивания поверхности чаши. Несмотря на указание в [18; 19] необходимости смачивания расплавом поверхности чаши, в модельном эксперименте не удалось выявить определенные закономерности в поведении жидкости на чашах в условиях полного смачивания и несмачивания. В результате эксперимента на чаше с покрытиями получены противоречивые данные, которые требуют дополнительных исследований. Возможно, это произошло в результате разрушения и отрыва нанесенного барьерного слоя.

Изменение геометрии чаши. Как показали результаты визуализации процесса, наличие бортов на кромке чаши обязательно для достижения устойчивого процесса распыления. Это хорошо согласуется с результатами [10; 21]. И хотя в источниках описаны эксперименты на чашах с бортами под углом 60–70°, применение чаши с бортами под углом 90° тоже показало свою эффективность. Эксперимент подтвердил, что наличие бортов увеличивает дистанцию, которую проходит жидкость до распыления [10], однако это, по нашему мнению, не главное преимущество наличия бортов на чаше. Основное преимущество состоит в том, что капли жидкости в результате преждевременного распыления, летящие под углом к поверхности чаши, могут распределяться по борту и затем распыляться через его кромку в виде малых капель. Особое значение это может иметь при плохом смачивании жидкостью поверхности чаши.

Изменение высоты подачи жидкости. Изменение высоты падения струи в пределах 20–150 мм оказывает существенное влияние на появление вторичного распыления. Существует оптимальная высота подачи струи жидкости, что хорошо согласуется с литературными данными [11]. В нашем эксперименте оптимальным для устойчивого распыления модельной жидкости являлся диапазон 50–100 мм. Слишком большая высота падения струи приводит к ее преждевременному разрушению на более мелкие струи и капли, которые при непопадании точно в центр чаши упруго отскакивают, провоцируя вторичное распыление крупных частиц. При приближении точки подачи струи к чаше более вероятно попадание в ее центр, что приводит к устойчивости процесса распыления. Слишком близкое расположение затрудняет технологическую возможность реализации подачи жидкости.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. В целом результаты, полученные с помощью диспергирования модельной жидкости, коррелируют с литературными данными о процессе и позволяют оценить поведение жидкости на поверхности чаши с точки зрения формирования равномерного фронта диспергирования без вторичного распыления.

2. Начало процесса диспергирования в момент контакта струи жидкости должно обеспечивать точное попадание струи в центр вращающейся чаши, подачу жидкости необходимо проводить с высоты в диапазоне 50–100 мм. В противном случае появляются источники вторичного распыления.

3. Основным важным параметром процесса диспергирования является создание потока жидкости, который обеспечивает равномерное покрытие поверхности чаши пленкой жидкости и распыление со всей периферии чаши. При нехватке потока происходят разрывы жид-

кости и формирование спиралей и струй, которые диспергируются на периферии чаши.

4. На гладкой чаше, в отличие от чаши без обработки, лучше смачиваемость и тоньше пленка, которая образуется на поверхности. Шероховатая чаша хуже всего подходит для распыления.

5. На чаше с бортами наблюдается уменьшение толщины пленки на краю чаши, более равномерное распыление. Борты также разрушают струи и капли жидкости в пленку, которая затем диспергируется с кромок.

6. Согласно литературным данным, смачивание должно способствовать движению жидкости в пределах пограничного слоя к периферии чаши. На модельной жидкости в условиях ограничения смачивания были получены противоположные результаты, что требует дополнительных исследований.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Труфанов Д.А., Котов С.А., Шалашов Е.В., Часов В.В. Получение металлических порошков методом центробежного распыления с использованием вращающегося стакана // *Металлообработка*. 2016. № 4. С. 57–62. EDN: [XBJSYJ](#).
2. Ahmed M., Youssef M.S. Characteristics of mean droplet size produced by spinning disk atomizers // *Journal of Fluids Engineering*. 2012. Vol. 134. № 7. Article number 071103. DOI: [10.1115/1.4006819](#).
3. Ahmed M., Youssef M.S. Influence of spinning cup and disk atomizer configurations on droplet size and velocity characteristics // *Chemical Engineering Science*. 2014. Vol. 107. P. 149–157. DOI: [10.1016/j.ces.2013.12.004](#).
4. Ahmed M., Amighi A., Ashgriz N., Tran H.N. Characteristics of liquid sheets formed by splash plate nozzles // *Experiments in Fluids*. 2008. Vol. 44. № 1. P. 125–136. DOI: [10.1007/s00348-007-0381-4](#).
5. Bao Qieng, Yang Yiru, Wen Xiaochun, Guo Lei, Guo Zhancheng. The preparation of spherical metal powders using the high-temperature remelting spheroidization technology // *Materials & Design*. 2021. Vol. 199. Article number 109382. DOI: [10.1016/j.matdes.2020.109382](#).
6. Moghimian P., Poirie T., Habibnejad-Korayem M., Zavala J.A., Kroeger J., Marion F., Larouche F. Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys // *Additive Manufacturing*. 2021. Vol. 43. Article number 102017. DOI: [10.1016/j.addma.2021.102017](#).
7. Runwal J., Ambekar R., Dhokey N.B. A novel process for spheroidization of irregular shaped metallic powders // *Powder Metallurgy*. 2021. Vol. 64. № 1. P. 1–7. DOI: [10.1080/00325899.2020.1848974](#).
8. Wang Hao, Cui Yujie, Yang Jianwen, Chiba Yumi, Fujieda Masa, Yamanaka Kenta, Chiba Jinghiko. Investigation of dynamic balance process to obtain fine powder by plasma rotating electrode process (PREP) method // *Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2024. Article number 24-00035. DOI: [10.2497/jjspm.24-00035](#).
9. Liu Junxiang, Yu Qingbo, Qin Qin. Numerical study on film disintegration by centrifugal atomisation using rotating cup // *Powder Metallurgy*. 2013. Vol. 56. № 4. P. 288–294. DOI: [10.1179/1743290113Y.0000000053](#).

10. Shanthar R., Chen Kun, Abeykoon C. Powder-based additive manufacturing: A critical review of materials, methods, opportunities, and challenges // *Advanced Engineering Materials*. 2023. Vol. 25. № 19. Article number 2300375. DOI: [10.1002/adem.202300375](https://doi.org/10.1002/adem.202300375).
11. Liu Junxiang, Yu Qingbo, Guo Qiang. Experimental investigation of liquid disintegration by rotary cups // *Chemical Engineering Science*. 2012. Vol. 73. P. 44–50. DOI: [10.1016/j.ces.2012.01.010](https://doi.org/10.1016/j.ces.2012.01.010).
12. Li Hui Ping, Tsakiroopoulos P., Johnson T. Centrifugal atomisation of alloys // *Key Engineering Materials*. 2001. Vol. 189/191. P. 245–251. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.189-191.245](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.189-191.245).
13. Ahmed M., Abou Al-Sood M.M., Ali A. A one-dimensional model of viscous liquid jets breakup // *Journal of Fluids Engineering*. 2011. Vol. 133. № 11. Article number 114501. DOI: [10.1115/1.4004909](https://doi.org/10.1115/1.4004909).
14. Peng Lei, Li Long, Zhao Wei. Numerical study of inlet eccentricity on liquid film spreading and splitting in centrifugal granulation assisted thermal energy recovery // *Powder Technology*. 2023. Vol. 414. Article number 118079. DOI: [10.1016/j.powtec.2022.118079](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.118079).
15. Tan Yu, Ding Bin, Shi Jun, Yan Hui, Wu Yingchun, Wu Junjun. Modelling the film fragmentation of industrial-scale centrifugal granulation of high-temperature molten slag // *Powder Technology*. 2023. Vol. 426. Article number 118654. DOI: [10.1016/j.powtec.2023.118654](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118654).
16. Deng Huaxia, Ouyang Huajiang. Vibration of spinning discs and powder formation in centrifugal atomization // *Proceedings of the Royal Society A. Mathematical, physical and engineering sciences*. 2010. Vol. 467. № 2119. P. 361–380. DOI: [10.1098/rspa.2010.0099](https://doi.org/10.1098/rspa.2010.0099).
17. Zhao Yuyuan. Analysis of flow development in centrifugal atomization: Part I. Film thickness of a fully spreading melt // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2004. Vol. 12. № 5. P. 959–971. DOI: [10.1088/0965-0393/12/5/013](https://doi.org/10.1088/0965-0393/12/5/013).
18. Zhao Yuyuan. Analysis of flow development in centrifugal atomization: Part II. Disintegration of a non-fully spreading melt // *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*. 2004. Vol. 12. № 5. P. 973–983. DOI: [10.1088/0965-0393/12/5/014](https://doi.org/10.1088/0965-0393/12/5/014).
19. Шемякина О.А., Шейхалиева З.И., Шейхалиев Ш.М. Получение порошков припоев центробежным распылением расплава // *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2010. № 3. С. 52–57. EDN: [MULYST](https://doi.org/10.1002/adem.202300375).
20. Sungkhaphaitoon P., Likhidkan W., Kitjaidiaw S., Wisutmethangoon S., Plookphol T. Effect of atomizer disc geometry on zinc metal powder production by centrifugal atomization // *Applied Mechanics and Materials*. 2012. Vol. 271-272. P. 232–236. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMM.271-272.232](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.271-272.232).
21. Peng Hao, Wang Na, Wang Dongxiang, Ling Xiang. Experimental Study on Critical Characteristics of Liquid Atomization by Spinning Disk // *Industrial & Engineering Chemistry Research*. 2016. Vol. 55. № 21. P. 6175–6185. DOI: [10.1021/acs.iecr.6b00401](https://doi.org/10.1021/acs.iecr.6b00401).
- using a rotating cup. *Metalloobrabotka*, 2016, no. 4, pp. 57–62. EDN: [XBJSYJ](https://doi.org/10.1002/adem.202300375).
2. Ahmed M., Youssef M.S. Characteristics of mean droplet size produced by spinning disk atomizers. *Journal of Fluids Engineering*, 2012, vol. 134, no. 7, article number 071103. DOI: [10.1115/1.4006819](https://doi.org/10.1115/1.4006819).
3. Ahmed M., Youssef M.S. Influence of spinning cup and disk atomizer configurations on droplet size and velocity characteristics. *Chemical Engineering Science*, 2014, vol. 107, pp. 149–157. DOI: [10.1016/j.ces.2013.12.004](https://doi.org/10.1016/j.ces.2013.12.004).
4. Ahmed M., Amighi A., Ashgriz N., Tran H.N. Characteristics of liquid sheets formed by splash plate nozzles. *Experiments in Fluids*, 2008, vol. 44, no. 1, pp. 125–136. DOI: [10.1007/s00348-007-0381-4](https://doi.org/10.1007/s00348-007-0381-4).
5. Bao Qieng, Yang Yiru, Wen Xiaochun, Guo Lei, Guo Zhancheng. The preparation of spherical metal powders using the high-temperature remelting spheroidization technology. *Materials & Design*, 2021, vol. 199, article number 109382. DOI: [10.1016/j.matdes.2020.109382](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.109382).
6. Moghimian P., Poirie T., Habibnejad-Korayem M., Zavala J.A., Kroeger J., Marion F., Larouche F. Metal powders in additive manufacturing: A review on reusability and recyclability of common titanium, nickel and aluminum alloys. *Additive Manufacturing*, 2021, vol. 43, article number 102017. DOI: [10.1016/j.addma.2021.102017](https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102017).
7. Runwal J., Ambekar R., Dhokey N.B. A novel process for spheroidization of irregular shaped metallic powders. *Powder Metallurgy*, 2021, vol. 64, no. 1, pp. 1–7. DOI: [10.1080/00325899.2020.1848974](https://doi.org/10.1080/00325899.2020.1848974).
8. Wang Hao, Cui Yujie, Yang Jianwen, Chiba Yumi, Fujieda Masa, Yamanaka Kenta, Chiba Jinghiko. Investigation of dynamic balance process to obtain fine powder by plasma rotating electrode process (PREP) method. *Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*, 2024, article number 24-00035. DOI: [10.2497/jjspm.24-00035](https://doi.org/10.2497/jjspm.24-00035).
9. Liu Junxiang, Yu Qingbo, Qin Qin. Numerical study on film disintegration by centrifugal atomisation using rotating cup. *Powder Metallurgy*, 2013, vol. 56, no. 4, pp. 288–294. DOI: [10.1179/1743290113Y.0000000053](https://doi.org/10.1179/1743290113Y.0000000053).
10. Shanthar R., Chen Kun, Abeykoon C. Powder-based additive manufacturing: A critical review of materials, methods, opportunities, and challenges. *Advanced Engineering Materials*, 2023, vol. 25, no. 19, article number 2300375. DOI: [10.1002/adem.202300375](https://doi.org/10.1002/adem.202300375).
11. Liu Junxiang, Yu Qingbo, Guo Qiang. Experimental investigation of liquid disintegration by rotary cups. *Chemical Engineering Science*, 2012, vol. 73, pp. 44–50. DOI: [10.1016/j.ces.2012.01.010](https://doi.org/10.1016/j.ces.2012.01.010).
12. Li Hui Ping, Tsakiroopoulos P., Johnson T. Centrifugal atomisation of alloys. *Key Engineering Materials*, 2001, vol. 189/191, pp. 245–251. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.189-191.245](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.189-191.245).
13. Ahmed M., Abou Al-Sood M.M., Ali A. A one-dimensional model of viscous liquid jets breakup. *Journal of Fluids Engineering*, 2011, vol. 133, no. 11, article number 114501. DOI: [10.1115/1.4004909](https://doi.org/10.1115/1.4004909).
14. Peng Lei, Li Long, Zhao Wei. Numerical study of inlet eccentricity on liquid film spreading and splitting in centrifugal granulation assisted thermal energy recovery. *Powder Technology*, 2023, vol. 414, article number 118079. DOI: [10.1016/j.powtec.2022.118079](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.118079).

REFERENCES

1. Trufanov D.A., Kotov S.A., Shalashov E.V., Chasov V.V. Receiving metallic powders by centrifugal atomization

15. Tan Yu, Ding Bin, Shi Jun, Yan Hui, Wu Yingchun, Wu Junjun. Modelling the film fragmentation of industrial-scale centrifugal granulation of high-temperature molten slag. *Powder Technology*, 2023, vol. 426, article number 118654. DOI: [10.1016/j.powtec.2023.118654](https://doi.org/10.1016/j.powtec.2023.118654).
16. Deng Huaxia, Ouyang Huajiang. Vibration of spinning discs and powder formation in centrifugal atomization. *Proceedings of the Royal Society A. Mathematical, physical and engineering sciences*, 2010, vol. 467, no. 2119, pp. 361–380. DOI: [10.1098/rspa.2010.0099](https://doi.org/10.1098/rspa.2010.0099).
17. Zhao Yuyuan. Analysis of flow development in centrifugal atomization: Part I. Film thickness of a fully spreading melt. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2004, vol. 12, no. 5, pp. 959–971. DOI: [10.1088/0965-0393/12/5/013](https://doi.org/10.1088/0965-0393/12/5/013).
18. Zhao Yuyuan. Analysis of flow development in centrifugal atomization: Part II. Disintegration of a non-fully spreading melt. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 2004, vol. 12, no. 5, pp. 973–983. DOI: [10.1088/0965-0393/12/5/014](https://doi.org/10.1088/0965-0393/12/5/014).
19. Shemyakina O.A., Sheikhalieva Z.I., Sheikhaliev S.M. Obtaining solder powders by centrifugal atomization of melt. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2010, vol. 51, no. 3, pp. 250–254. DOI: [10.3103/S1067821210030107](https://doi.org/10.3103/S1067821210030107).
20. Sungkhaphaitoon P., Likhidkan W., Kitjaidiaw S., Wisutmethangoon S., Plookphol T. Effect of atomizer disc geometry on zinc metal powder production by centrifugal atomization. *Applied Mechanics and Materials*, 2012, vol. 271–272, pp. 232–236. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMM.271-272.232](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.271-272.232).
21. Peng Hao, Wang Na, Wang Dongxiang, Ling Xiang. Experimental Study on Critical Characteristics of Liquid Atomization by Spinning Disk. *Industrial & Engineering Chemistry Research*, 2016, vol. 55, no. 21, pp. 6175–6185. DOI: [10.1021/acs.iecr.6b00401](https://doi.org/10.1021/acs.iecr.6b00401).

Study of centrifugal atomisation mechanisms based on a simulated experiment

*Evgeny Yu. Zhukov**, engineer

of Chair “Technologies and Systems for Automated Design of Metallurgical Processes” (1101)

Alibek S. Naurzalinov, technician

of Chair “Technologies and Systems for Automated Design of Metallurgical Processes” (1101)

*Igor N. Pashkov*¹, Doctor of Sciences (Engineering),

professor of Chair “Technologies and Systems for Automated Design of Metallurgical Processes” (1101)

Moscow Aviation Institute (National Research University), Moscow (Russia)

*E-mail: ZhukovEY@mai.ru,
jezzacome@gmail.com

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-2511-2845>

Received 15.02.2024

Revised 16.04.2024

Accepted 28.10.2024

Abstract: The process of melt dispersion on a rotating bowl is a common method for producing metal powders. It is difficult to study the dispersion process on real melts, including by visualisation methods. Therefore, it is proposed to study the influence of such factors as the jet fall height, liquid flow rate, surface wetting, and the presence of a bowl wall on the process of obtaining small droplets using a model liquid without crystallisation, recording the process by high-speed shooting. The purpose of this work is to determine the most favourable dispersion conditions, when all the supplied liquid turns into droplets without the formation of large droplets, additional jets leading to secondary spraying. A glycerol solution in water with a viscosity equal to the viscosity of tin melt was chosen as a model liquid. The dispersion process was shot on a high-speed camera with a shooting frequency of 1,200 frames per second. It was found that when increasing the melt flow, a change in the spray mode is observed. With an increase in pressure, the flow and kinetic interaction of the jet with the surface of the bowl, increase, and consequently, the excess liquid, which is sprayed prematurely, increases. At any flow of the supplied liquid, if the liquid does not get to the centre, secondary spraying occurs due to the destruction of the film, on the hydraulic jump, because of the uneven radial velocity at the peak of the jump. When the feed height changes from 100 to 150 mm, secondary spraying in the form of droplets is observed at the hydraulic jump area. The number of spirals and secondary spraying affect the increase in the size of the particle fraction. In the range of the jet fall height from 50 to 100 mm, an optimal process is observed, in which it is possible to obtain the smallest fraction. In the experiment, a tendency to improve the spraying process when increasing the bowl surface finish was observed. Due to the walls of the bowl, the path of the liquid before it leaves the bowl increases, drops flying above the surface of the bowl are destroyed into a film, therefore, the dispersion process improves.

Keywords: centrifugal melt atomisation; melt dispersion on a rotating bowl; liquid flow; metal powder; hydrodynamic conditions; high-speed shooting.

For citation: Zhukov E.Yu., Naurzalinov A.S., Pashkov I.N. Study of centrifugal atomisation mechanisms based on a simulated experiment. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 39–49. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-4-70-4](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-4-70-4).

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).

К вопросу о формировании термобарьерных покрытий методом магнетронного распыления

*Качалин Геннадий Викторович*¹, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник
*Медведев Константин Сергеевич*², ведущий инженер
*Медников Алексей Феликсович*³, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник
*Зилова Ольга Сергеевна*⁴, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник
Тхабисимов Александр Борисович^{*5}, кандидат технических наук, старший научный сотрудник
*Илюхин Дмитрий Игоревич*⁶, инженер 1 категории
*Касьяненко Владислав Александрович*⁷, инженер 1 категории

Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва (Россия)

*E-mail: TkhabisimovAB@mpei.ru,
abt-bkt@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9506-862X>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1667-458X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4883-7873>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0410-8188>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9544-9086>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-6385-0284>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-7510-2106>

Поступила в редакцию 18.10.2024

Пересмотрена 26.11.2024

Принята к публикации 03.12.2024

Аннотация: Применение магнетронных распылительных систем с протяженными неохлаждаемыми мишенями позволит разработать промышленные импортозамещающие технологии формирования термобарьерных покрытий на основе оксида циркония, легированного оксидами редкоземельных металлов, для решения актуальных задач газового турбостроения. В работе приведены результаты сравнения технологии получения термобарьерных покрытий методом магнетронного распыления с двумя типами протяженных мишеней из сплава Zr-8%Y – широко распространенной и применяемой охлаждаемой мишенью и разрабатываемой авторами неохлаждаемой протяженной мишенью магнетронной распылительной системы. Приведено сравнение результатов масс-спектрометрических исследований гистерезиса парциального давления кислорода, свойственного технологии получения оксидных пленок; влияния типа мишени на скорость роста покрытия; исследований методом растровой электронной микроскопии структуры термобарьерных покрытий; элементного состава покрытий на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия – YSZ. Экспериментально установлено, что повышение температуры мишени магнетронной распылительной системы позволяет в 2 раза уменьшить ширину петли характерного гистерезиса зависимости парциального давления кислорода от его расхода. Полученные зависимости позволили определить диапазон значений расхода кислорода при различных мощностях магнетронного разряда, при которых работа может производиться с устойчивым и стабильным управлением процессом, без опасности попадания в гистерезис. Проведенные металлографические исследования показали характерную развитую пористую дендритную структуру керамического слоя, необходимую для снижения коэффициента теплопроводности термобарьерного покрытия. Выявлено, что применение неохлаждаемой мишени позволяет повысить скорость осаждения термобарьерного покрытия более чем в 10 раз по сравнению со скоростью осаждения для охлаждаемой мишени. Полученные результаты демонстрируют возможность применения технологии магнетронного распыления протяженной неохлаждаемой мишени для формирования керамического слоя термобарьерных покрытий.

Ключевые слова: магнетронное распыление; неохлаждаемая мишень; термобарьерные покрытия; гистерезисные явления; скорость осаждения покрытия.

Благодарности: Государственное задание № FSWF-2023-0016 (соглашение № 075-03-2023-383 от 18 января 2023 г.) в сфере научной деятельности на 2023–2025 гг.

Для цитирования: Качалин Г.В., Медведев К.С., Медников А.Ф., Зилова О.С., Тхабисимов А.Б., Илюхин Д.И., Касьяненко В.А. К вопросу о формировании термобарьерных покрытий методом магнетронного распыления // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 51–61. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-5.

ВВЕДЕНИЕ

Проблемы обеспечения надежности авиационных газотурбинных двигателей (ГТД) и энергетических газотурбинных установок (ГТУ) являются наиболее сложными среди многочисленных проблем, возникаю-

щих на пути развития современных газовых турбин. Важнейшим элементом газовой турбины являются лопатки ротора, материал и конструкция которых в значительной мере определяют ресурс и допустимую температуру газа перед турбиной. Температуры продуктов

сгорания в газовых турбинах достигают 1700 °С, поэтому для защиты лопаток ротора от высокотемпературного воздействия применяют термобарьерные покрытия (ТБП).

Современные ТБП представляют собой жаростойкие композитные покрытия толщиной 100÷400 мкм, состоящие из двух слоев. Первый (нижний) слой – металлическое жаростойкое связующее, как правило, типа $MeCrAlY$, где Me – матрица γNi или Co , которое защищает от окисления материал подложки и создает адгезионную пару со вторым (верхним) слоем – керамическим теплоизоляционным покрытием, состоящим из оксидов редкоземельных металлов и обладающим низкой теплопроводностью [1; 2]. Первый слой ТБП защищает от окисления материал подложки (коэффициент теплового расширения слоя может достигать $16,8 \cdot 10^{-6} K^{-1}$ от комнатной температуры, до 1000 °С) [3; 4]. Второй слой является теплоизоляционным слоем с низкой теплопроводностью (около 0,8÷1,2 Вт/(м·К)) и высокой стойкостью к термоциклированию [5].

Среди широкого спектра керамических материалов в качестве верхнего керамического слоя покрытия наиболее интересен диоксид циркония с добавками оксидов редкоземельных металлов, в частности стабилизированный оксидом иттрия – 8% Y_2O_3 (YSZ). Эта керамическая композиция обладает низкой теплопроводностью, высокими прочностью, вязкостью разрушения, износостойкостью и коэффициентом термического расширения, соизмеримым с металлическим первым слоем ТБП [6]. Применение YSZ необходимо для стабилизации чистого ZrO_2 , поскольку его моноклинная структура переходит в тетрагональную и кубическую фазы, когда подвергается воздействию высокой температуры, приводящей к развитию напряжений [7; 8]. Отмечено, что моноклинно-тетрагональный переход в ZrO_2 протекает с разрушительным изменением объема, препятствующим изготовлению и применению изделий из чистого оксида [9].

Для формирования ТБП наибольшее распространение получили методы электронно-лучевого испарения и плазменного нанесения на воздухе и в вакууме. Формирование покрытий в вакууме позволяет наносить пленки с высокой адгезией к подложке, но требует большого расхода материала мишени с низким коэффициентом использования (0,15–0,25) [8]. В свою очередь, применение методов электронно-лучевого испарения и плазменного нанесения на воздухе позволяет формировать покрытия с высокой скоростью осаждения и высокой стойкостью к термоциклированию, но зачастую оно затруднено ввиду ограниченности используемых материалов и невозможности покрытия деталей сложной формы [10; 11].

Вместе с тем можно утверждать, что благодаря развитию технологий магнетронного распыления этот метод может стать альтернативой существующим. Связано это с тем, что при температурах свыше 1300 °С стандартный материал YSZ приближается к определенным ограничениям из-за спекания и фазовых превращений при повышенных температурах. YSZ, образующийся в процессе электронно-лучевого испарения и плазменного нанесения на воздухе, состоит из метастабильной t' -фазы. При длительном воздействии повышенных температур он разлагается на фазы с высоким и низким содержанием иттрия. Последняя при охлаждении переходит в моноклинную фазу с соответствующим значи-

тельным увеличением объема, что в конечном итоге приводит к разрушению покрытия [12–14].

Основная сложность реализации классического магнетронного распыления с охлаждаемой мишенью для получения ТБП заключается в образовании на ее поверхности тонкой непроводящей пленки оксидного соединения в процессе реализации реактивных процессов с присутствием кислорода. Такие оксидные пленки обладают высоким электрическим сопротивлением, препятствующим протеканию токов распыляющих ионов [15].

В работе [16] представлены результаты исследования температурной зависимости удельного сопротивления керамик на основе ZrO_2 , которые показали, что в интервале температур от 500 до 1000 К удельное сопротивление уменьшается, а проводимость тонкой пленки оксида при температуре более 1000 К достаточно для устойчивого горения магнетронного разряда. Под действием нагрева от ионной бомбардировки уменьшается удельное сопротивление образующегося на поверхности неохлаждаемой мишени оксида YSZ, и он может распыляться.

На рис. 1 приведена зависимость скорости роста покрытия $ZrYO$, полученного распылением циркониевой мишени, от расхода кислорода. При расходе кислорода более 3,0 ед. скорость роста покрытия резко падает из-за окисления поверхности мишени. В области расхода кислорода 0–3,0 ед. реализуется «металлический режим», при котором скорость осаждения составляет около 4 мкм/ч, и формируются непрозрачные покрытия металлического цвета, проводящие электрический ток. Такие покрытия не могут быть использованы в качестве ТБП, так как при нагреве в воздушной среде они сгорают и отслаиваются.

При расходе кислорода более 4,0 ед. реализуется «окисленный режим» и формируются прозрачные и непроводящие покрытия, которые возможно использовать как ТБП, однако скорость осаждения таких покрытий резко снижается и составляет около 0,3 мкм/ч (рис. 1). Для нанесения керамического слоя ТБП толщиной 50 мкм в условиях проводимых экспериментов потребовалось бы более 160 ч, что неэффективно для промышленного нанесения керамических слоев ТБП с использованием магнетронных распылительных систем с охлаждаемой мишенью.

Решением задачи формирования ТБП методом магнетронного распыления может стать применение неохлаждаемых мишеней, нагреваемых до температуры более 1000 °С. При этих температурах пленки оксидов, образующиеся на поверхности неохлаждаемой мишени, обладают электрической проводимостью и не препятствуют горению магнетронного разряда. За счет высокой температуры возможно также испарение материала неохлаждаемой мишени, что создает дополнительный поток атомов с поверхности и позволяет увеличить скорость осаждения покрытия [17–19].

Основным функциональным свойством ТБП является коэффициент теплопроводности, у YSZ-покрытий он минимальный среди окисных систем. Дальнейшее снижение коэффициента теплопроводности реализуется ростовыми способами – создаются условия для роста пористой структуры в виде перьев (дендритов) [20].

Приведенный анализ показал, что логичным этапом развития технологии магнетронного распыления

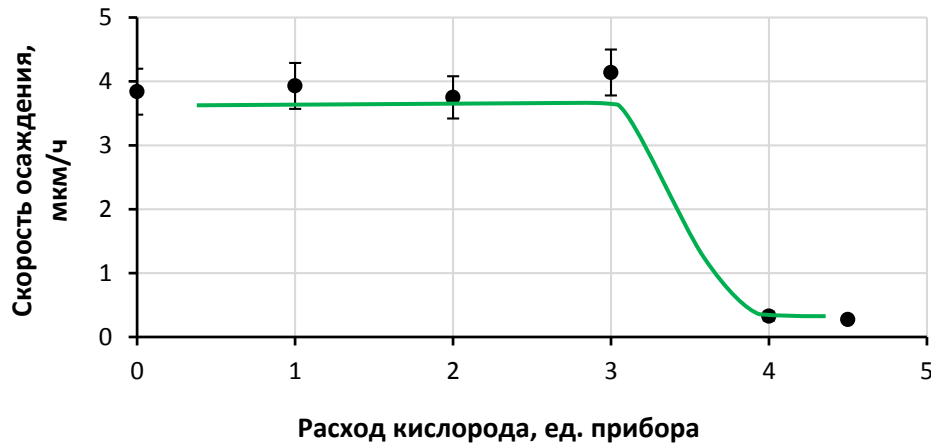


Рис. 1. Зависимость скорости осаждения покрытия на основе ZrYO от расхода кислорода при мощности магнетронного разряда 5 кВт (охлаждаемая мишень).

Источник: Качалин Г.В., Медников А.Ф., Медведев К.С., Бычков А.И., Зилова О.С. Изучение влияния расхода кислорода на скорость осаждения покрытия на основе Zr–Y при магнетронном распылении с охлаждаемой мишенью // *Вакуумная техника и технологии – 2023: сборник трудов 30-й Всероссийской научно-технической конференции с международным участием. СПб.: Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ» им. В.И. Ульянова (Ленина), 2023. С. 108–113. EDN: GTVAVJ*

Fig. 1. Dependence of the deposition rate of the ZrYO-based coating on oxygen consumption at a magnetron discharge power of 5 kW (cooled target).

Source: Kachalin G.V., Mednikov A.F., Medvedev K.S., Bychkov A.I., Zilova O.S. Study of the influence of oxygen consumption on the deposition rate of Zr–Y-based coatings at magnetron sputtering with a cooled target. *Vakuumnaya tekhnika i tekhnologii – 2023: sbornik trudov 30-y Vserossiyskoy nauchno-tekhnicheskoy konferentsii s mezhdunarodnym uchastiem. Sankt-Petersburg, Sankt-Peterburgskiy gosudarstvennyy elektrotekhnicheskiy universitet “LETI” im. V.I. Ulyanova (Lenina) Publ., 2023, pp. 108–113. EDN: GTVAVJ*

с охлаждаемой мишенью для получения ТБП с минимальным коэффициентом теплопроводности является переход к применению магнетронной распылительной системы с неохлаждаемой мишенью. Это обуславливает необходимость сравнения двух типов мишеней на основе результатов экспериментальных исследований гистерезиса парциального давления кислорода, собственного технологического получения оксидных пленок; влияния типа мишени на скорость роста покрытия; определения структуры и элементного состава термобарьерных покрытий YSZ, полученных с использованием неохлаждаемой мишени.

Цель исследования – разработка технологии формирования термобарьерных покрытий на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия, методом магнетронного распыления протяженной неохлаждаемой мишени.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Формирование покрытий осуществлялось с использованием вакуумной установки, созданной в НИУ «МЭИ». На рис. 2 показана схема рабочего объема технологической установки.

Особенностью установки является наличие системы вращения, обеспечивающей возможность как планетарного вращения обрабатываемых изделий и образцов, так и вращение всех или отдельно выбранных позиций планетарного механизма в заданном положении, в частности непосредственно перед мишенью магнетронного распылителя.

Формирование покрытий производилось планарным магнетроном (разработка НИУ «МЭИ», Россия) с протя-

женной мишенью размером 710×80×8 мм, изготовленной из сплава 92%Zr–8%Y. Во время проведения технологического процесса образцы из нержавеющей стали закреплялись на оснастке, которая вращалась непосредственно перед магнетроном. Расстояние от мишени до оси вращения составляло 150 мм. В качестве технологических газов использовались аргон и кислород особой чистоты, подаваемые в вакуумную камеру с использованием регуляторов расхода газа РРГ-10.

Технологический процесс формирования покрытий включал в себя откачку вакуумной камеры до давления $5 \cdot 10^{-3}$ Па, совмещенную с прогревом камеры и оснастки, и подачу плазмообразующего газа аргона для проведения ионной очистки образцов в тлеющем разряде в области магнетронов с охлаждаемыми мишенями. Затем образцы перемещались к предварительно разогретой неохлаждаемой мишени (рис. 3), и проводилось формирование покрытия при непрерывном вращении образцов перед мишенью.

Мощность магнетронного разряда варьировалась в диапазоне от 2,2 до 9 кВт. Для экспериментов с охлаждаемой мишенью сразу же после этапа ионной очистки проводилось формирование покрытий.

Температура неохлаждаемой мишени измерялась хромель-алюмелевой термопарой, размещенной в канале, просверленном в боковом торце мишени так, что спай термопары был расположен вблизи трека магнетронного разряда.

Исследования микроструктуры и морфологии поверхности, толщины и состава полученных покрытий, элементный анализ проводились с использованием контрольно-измерительного оборудования, входящего

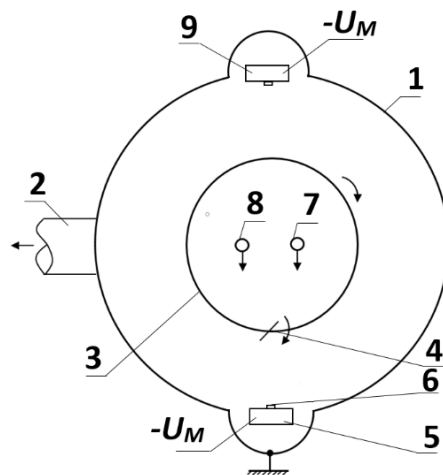


Рис. 2. Схема технологической установки нанесения термобарьерного покрытия магнетроном с протяженной неохлаждаемой мишенью:

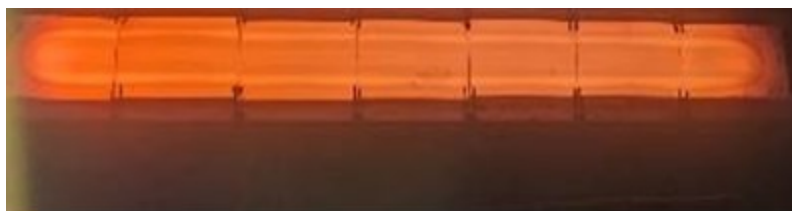
- 1 – вакуумная камера; 2 – патрубок высоковакуумной откачки;
 3 – планетарная карусель; 4 – образец; 5 – магнетронный источник;
 6 – неохлаждаемая мишень; 7 – подача аргона; 8 – подача кислорода;
 9 – магнетрон ионной очистки образцов

Fig. 2. Scheme of the technological installation for applying thermal barrier coating with a magnetron with an extended uncooled target:

- 1 – vacuum chamber; 2 – high vacuum pumping pipe; 3 – planetary carousel; 4 – sample; 5 – magnetron source;
 6 – uncooled target; 7 – argon supply; 8 – oxygen supply; 9 – magnetron for ion purification of samples



a



b

Рис. 3. Внешний вид неохлаждаемой мишени Zr–Y: *a* – до выключения разряда; *b* – после выключения разряда
Fig. 3. The appearance of the uncooled Zr–Y target: *a* – before the discharge is turned off; *b* – after the discharge is turned off

в состав экспериментального комплекса Уникальных научных установок (УНУ) «Гидроударный стенд "Эрозия-М"» НИУ «МЭИ».

Микроструктура и морфология поверхности покрытий исследовались на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения TESCAN MIRA 3 LMU (Tescan, Чехия) с термополювым катодом Шоттки. Элементный анализ покрытий проводился методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии с использованием EDS-спектрометра Oxford X Max 50 (Oxford Instruments, Великобритания), установленного на микроскопе TESCAN

MIRA 3 LMU. Микроструктура и состав покрытий по глубине исследовались на поперечных металлографических шлифах, изготовленных с использованием комплекса для пробоподготовки Buehler GmbH (Buehler, США).

Толщина покрытий определялась как на поперечных шлифах при исследовании микроструктуры поверхности на микроскопе TESCAN MIRA 3 LMU, так и методом шарового шлифования с использованием прибора Calotest Compact (Anton Paar, Австрия). Скорость осаждения рассчитывалась по результатам определения толщины и времени формирования покрытия.

Состав атмосферы в вакуумной камере исследовался квадрупольным масс-спектрометром Pfeiffer Vacuum PrismaPlus (Pfeiffer Vacuum, Германия), оснащенным дифференциальной откачкой. Масс-спектрометрическим методом анализа состава газовой атмосферы в колпаке вакуумной камеры исследовалось влияние величины потока кислорода и мощности магнетронного разряда на парциальное давление аргона и кислорода.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 4 показана типичная зависимость парциального давления кислорода от его расхода для формирования YSZ-покрытия магнетронным распылением с охлаждаемой и неохлаждаемой мишенями.

Видно, что зависимость парциального давления кислорода в камере от его расхода имеет нелинейный характер с выраженным гистерезисом. При одном и том же расходе кислорода наблюдаются два значения парциального давления в зависимости от направления изменения расхода кислорода, причем для охлаждаемой мишени изменение парциального давления кислорода больше, чем для неохлаждаемой мишени.

В случае охлаждаемой мишени при расходе кислорода свыше 2,5 ед. наблюдалось резкое увеличение парциального давления кислорода, имеющего тенденцию к насыщению при значении расхода более 4,5 ед. (рис. 4). Это свидетельствует о соответствующем резком снижении скорости распыления охлаждаемой мишени вследствие образования оксидной пленки и уменьшения количества распыленных атомов циркония и иттрия, связывающих кислород. При уменьшении расхода кислорода его парциальное давление снижает-

ся, и при расходе кислорода в 0,5 ед. мишень полностью очищается от возникшей оксидной пленки.

Производные прямой и обратной зависимостей парциального давления кислорода от его расхода отличаются в несколько раз. Их вид зависит от времени выдержки при каждом значении расхода кислорода, а также стадии формирования или стравливания оксидной пленки на поверхности мишени. Отмечено, что управляемость процессом формирования на обратной зависимости значительно стабильнее. Парциальное давление кислорода увеличивается с 0 до 32 % при увеличении расхода кислорода с 2,0 до 4,5 ед., но уменьшается до 0 % при уменьшении расхода кислорода с 4,5 до 0,5 ед.

В свою очередь, для неохлаждаемой мишени полученные зависимости смещены в область больших значений расхода кислорода (рис. 4). Парциальное давление начинает увеличиваться при расходе кислорода в 3,5 ед., что свидетельствует о значительно большей скорости распыления неохлаждаемой мишени. Так, при расходе кислорода в 4,0 ед. на охлаждаемой мишени парциальное давление кислорода в камере составило 30 %, тогда как на неохлаждаемой мишени его значение близко к нулю, т. е. весь поступающий кислород поглощается растущим слоем YSZ. Полученные зависимости для неохлаждаемой мишени меняются монотонно, а выявленное максимальное значение парциального давления кислорода в 1,5 раза меньше, чем для охлаждаемой мишени.

Особенностью обратной ветви зависимости для неохлаждаемой мишени является наличие участка с расходом кислорода 4,5–5,5 ед. с практически неизменным парциальным давлением и близким к нулю значением производной (рис. 4). С точки зрения технологии

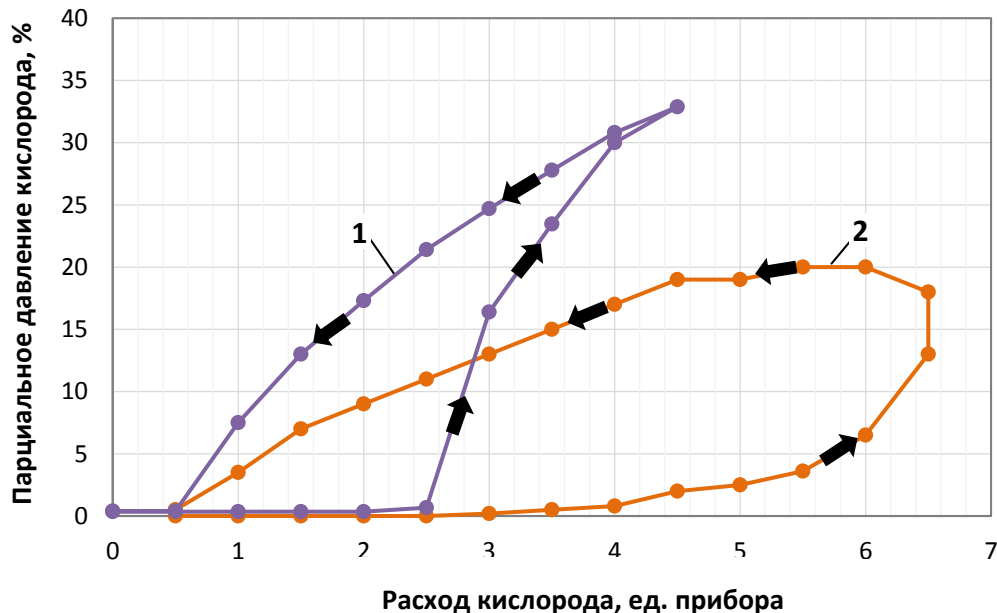


Рис. 4. Зависимость парциального давления кислорода для охлаждаемой (1) и неохлаждаемой (2) мишеней от расхода кислорода при мощности магнетронного разряда 3 кВт (стрелками показано направление изменения расхода кислорода)

Fig. 4. Dependence of the partial pressure of oxygen for cooled (1) and uncooled (2) targets on the oxygen consumption at a magnetron discharge power of 3 kW (the arrows show the direction of change in oxygen consumption)

формирования ТБП наличие такого участка указывает, что работа в этой области может производиться с устойчивым управлением процессом, без опасности попадания в гистерезис. Достижение стабильности процесса возможно при плавном увеличении значений расхода кислорода с 0,0 до более чем 7,0 ед. и последующим снижении до 4,5–5,5 ед.

На рис. 5 показана измеренная зависимость температуры неохлаждаемой и охлаждаемой мишеней от мощности магнетронного разряда. Температура охлаждаемой мишени определяется теплопроводностью конструкции крепления мишени к магнитной системе

магнетрона, поэтому получена линейная зависимость температуры мишени от мощности магнетронного разряда. Температура неохлаждаемой мишени определяется излучением с ее поверхности, поэтому получена степенная зависимость с тенденцией к насыщению.

Из сравнения зависимостей парциального давления аргона и кислорода от расхода кислорода для мощностей магнетронного разряда в 3, 6 и 9 кВт на неохлаждаемой мишени видно, что увеличение мощности разряда до 9 кВт приводит к качественному изменению вида гистерезиса – ширина кривой уменьшается более чем в 2 раза (рис. 6).

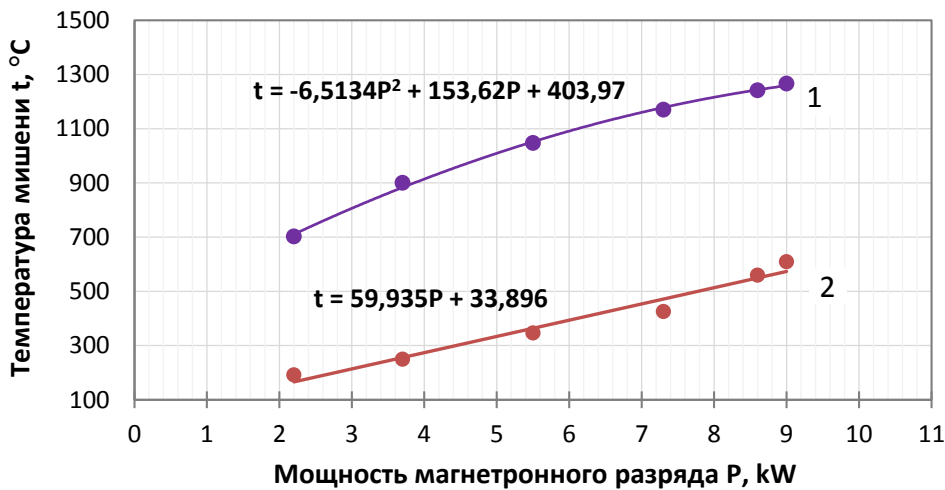


Рис. 5. Зависимость температур неохлаждаемой (1) и охлаждаемой (2) циркониевых мишеней от мощности магнетронного разряда

Fig. 5. Dependence of temperatures of uncooled (1) and cooled (2) zirconium targets on the magnetron discharge power

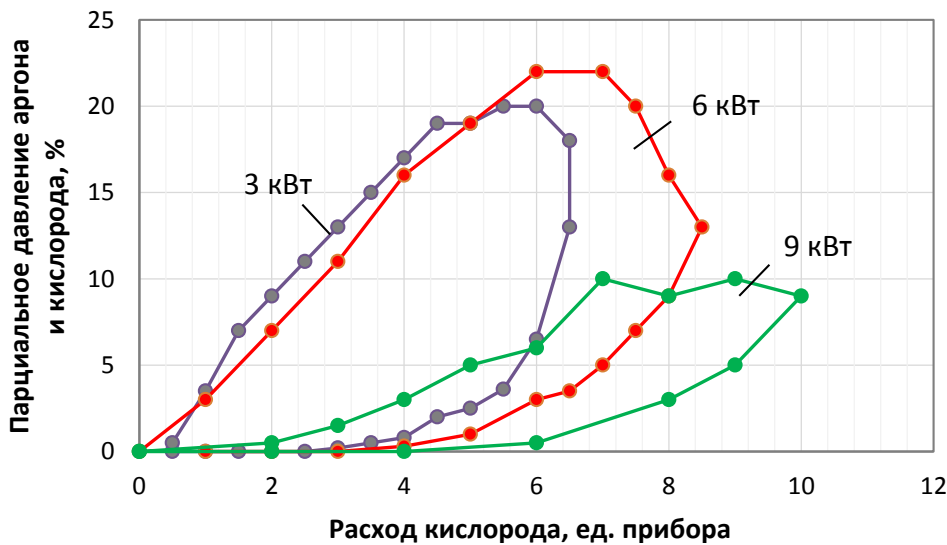


Рис. 6. Зависимость парциального давления кислорода от расхода кислорода для различных мощностей магнетронного разряда на неохлаждаемой мишени

Fig. 6. Dependence of the partial pressure of oxygen on oxygen consumption for various magnetron discharge capacities

Выявлено, что при мощности магнетронного разряда более 6 кВт (температура неохлаждаемой мишени более 1100 °С, рис. 5) вид гистерезисной кривой (рис. 6) качественно меняется, и при мощности 9 кВт происходит значительное сужение гистерезисной кривой. На обратной ветви полученной зависимости для мощности 9 кВт (рис. 6) наблюдается достаточно протяженная область значений с 7,0 до 9,0 ед. расхода кислорода, при которых парциальное давление кислорода стабильно.

Максимальное значение парциального давления кислорода на прямых ветвях полученных гистерезисных кривых позволяет судить об интенсивности процесса поглощения кислорода растущей оксидной пленкой. Так, увеличение мощности с 3 до 6 кВт увеличило максимальное значение парциального давления кислорода, несмотря на то что при мощности 6 кВт скорость распыления по крайней мере в 2 раза больше, чем при 3 кВт. Увеличение мощности до 9 кВт более чем в 2 раза уменьшило парциальное давление кислорода, что свидетельствует о значительном увеличении потока распыленных атомов, связывающих кислород. Об этом свидетельствуют и полученные данные измерения скорости осаждения YSZ-покрытия (таблица 1).

Сопоставление скоростей осаждения с использованием охлаждаемой и неохлаждаемой мишеней (таблица 1) показало, что распыление с неохлаждаемой мишени позволяет увеличить скорость осаждения более чем в 10 раз, что качественно согласуется с результатами исследования парциального давления кислорода (рис. 4).

На рис. 7 показан начальный рост подобной структуры. Начальный рост перьевой структуры ТБП YSZ, полученной при мощности 8,7–8,8 кВт, характеризуется ростом отдельно стоящих перьев с дендритной структурой,

имеющих ширину от 1 до 6 мкм, с зазорами между ними 0,1–0,5 мкм.

Исследование микроструктуры YSZ-покрытия, сформированного с использованием неохлаждаемой мишени при мощности 9 кВт при большем времени формирования по сравнению с покрытием, приведенным на рис. 7, показало сочетание нанослойной (с толщиной слоев от 60 до 140 нм) и столбчатой структуры (рис. 8).

В условиях осаждения на полированной поверхности (с Ra 0,04±0,06 мкм) (рис. 8 а) ширина столбцов в нижней части покрытия составляет 0,2±0,4 мкм, в верхней части – варьируется от 0,4 до 2 мкм (в среднем 0,9 мкм); в центральном слое покрытия столбчатая структура имеет хорошо просматриваемую дендритную структуру. При формировании покрытия на более шероховатой поверхности (с Ra более 0,8 мкм) (рис. 8 б) отмечается большее количество трещин и пор, ширина столбцов в верхней части покрытия увеличивается, достигая 2÷7 мкм, дендритная структура приобретает более выраженный вид перистой структуры.

Исследование морфологии поверхности методом растровой электронной микроскопии показало, что поверхность сформированного с использованием неохлаждаемой мишени YSZ-покрытия с соответствующей микроструктурой, приведенной на рис. 8 б, имеет иерархическую структуру типа «цветная капуста» (рис. 8 с). Данная структура на наноуровне состоит из зерен диаметром 60±90 нм, которые объединены в блоки размером 400±600 нм, формирующие на микроуровне глобулы размером 2÷4 мкм, которые, в свою очередь, объединяются в конгломераты размером до 15 мкм. Выявленная структура сформированного покрытия типа «цветная капуста» на микроуровне обладает пористостью, снижающей коэффициент теплопроводности.

Таблица 1. Скорость осаждения термобарьерных YSZ-покрытий, полученных с использованием охлаждаемой и неохлаждаемой мишеней

Table 1. Deposition rate of thermal barrier YSZ-coatings produced using cooled and uncooled targets

Тип магнетрона, мощность 9 кВт	Скорость осаждения, мкм/ч
С охлаждаемой мишенью	0,7±0,2
С неохлаждаемой мишенью	7,9±0,4

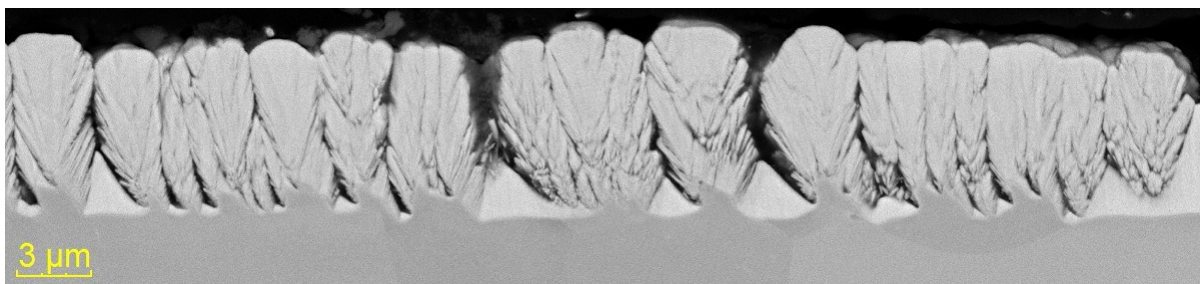


Рис. 7. Структура термобарьерного YSZ-покрытия, полученная при мощности 8,7 кВт
Fig. 7. The structure of the thermal barrier YSZ-coating produced at a power of 8.7 kW

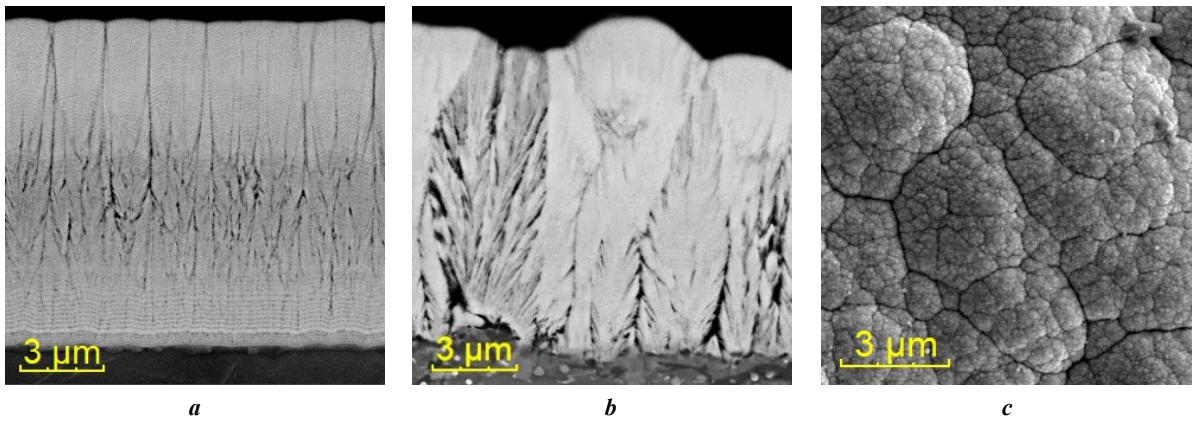


Рис. 8. Поперечный шлиф (a, b) и морфология поверхности (c) термобарьерного YSZ-покрытия, сформированного с использованием неохлаждаемой мишени при мощности 9 кВт
Fig. 8. Transverse section (a, b) and surface morphology (c) of the thermal barrier YSZ-coating formed using an uncooled target at a power of 9 kW

Элементный EDS-анализ термобарьерных YSZ-покрытий, сформированных с использованием неохлаждаемой мишени, показал наличие в них 62±67 вес. % Zr, 8±11 вес. % Y, 22±30 вес. % O.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Известные зависимости парциального давления кислорода от его расхода в виде петель гистерезиса, свойственные процессам формирования оксидных пленок [15; 16], также наблюдаются при их формировании с использованием неохлаждаемой мишени. В работе получены диапазоны значений расхода кислорода при различных мощностях магнетронного разряда, при которых работа может производиться с устойчивым и стабильным управлением процессом. Экспериментально установлено, что повышение температуры мишени магнетронной распылительной системы позволяет уменьшить в 2 раза ширину петли гистерезиса.

Сравнение скоростей осаждения покрытия на основе ZrYO от расхода кислорода, полученных для охлаждаемой мишени (рис. 1), и полученных авторами скоростей осаждения того же покрытия для неохлаждаемой мишени позволяет констатировать факт преодоления возникновения окисной пленки и достижения многократного увеличения роста покрытия.

Полученные в работе [16] сведения о том, что к основному потоку распыленных атомов материала мишени добавляются атомы из-за процесса сублимации, объясняют наблюдаемый факт увеличения скорости роста окисного покрытия. С большой долей вероятности можно предположить, что процесс сублимации происходит со всей нагретой поверхности мишени. Но в то же время следует ожидать, что за счет сублимации изменятся механические свойства покрытия ввиду различия энергий распыленных и сублимировавшихся атомов, как было продемонстрировано в [17–19].

С нагретой поверхности окисла может происходить термоэлектронная эмиссия, которая увеличит ток магнетронного разряда, и вследствие нагрева неохлаждаемой мишени дополнительно к распылению может происходить испарение окисла. Следовательно, на поверх-

ности неохлаждаемой мишени будет наблюдаться однозначная зависимость между тремя параметрами, определяемыми температурой поверхности мишени: скоростью роста окисла, скоростью его распыления и его проводимостью.

По сравнению с результатами для охлаждаемой мишени, показанными в [8], формирование покрытий с задействованием неохлаждаемой мишени также позволяет наносить пленки с высокой адгезией к подложке, но требует меньшего расхода материала мишени с высоким коэффициентом ее использования. В свою очередь, высокое значение адгезии позволит ограничить процессы разрушения покрытий из [12; 14] при температурах свыше 1300 °С.

Применение неохлаждаемой мишени расширяет возможности использования материалов мишени и нанесения покрытий на детали сложной формы, по сравнению с методами электронно-лучевого испарения и плазменного нанесения на воздухе [10; 11].

YSZ-покрытие, сформированное с использованием неохлаждаемой мишени, показало сочетание нанослойной и столбчатой структуры, свойственной структуре ТБП, полученного в работе [20].

Полученные результаты открывают новые возможности для разработки технологии магнетронного распыления протяженной неохлаждаемой мишени для получения ТБП на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия, толщиной более 50 мкм и изучения их тепловых и механических свойств.

ВЫВОДЫ

Результаты проведенных исследований технологии формирования ТБП показывают возможность использования магнетронных систем распыления протяженной неохлаждаемой мишени для формирования керамического слоя ТБП с развитой пористой структурой.

Экспериментально установлено, что повышение температуры мишени магнетрона позволяет уменьшить влияние гистерезиса – ширина петли гистерезиса уменьшается в 2 раза – и повысить скорость осаждения ТБП более чем в 10 раз по сравнению с охлаждаемой мишенью.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Banerjee P., Roy A., Sen S., Ghosh A., Saha G., Seikh A.H., Alnaser I.A., Ghosh M. Service life assessment of yttria stabilized zirconia (YSZ) based thermal barrier coating through wear behavior // *Heliyon*. 2023. Vol. 9. № 5. Article number e16107. DOI: [10.1016/j.heliyon.2023.e16107](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e16107).
- Singh M., Sahu P.K., Sampath S., Jonnalagadda K.N. Fracture toughness of freestanding plasma sprayed yttria stabilized zirconia coatings via in situ tensile experiments // *Journal of the European Ceramic Society*. 2024. Vol. 44. № 4. P. 2499–2511. DOI: [10.1016/j.jeurceramsoc.2023.10.074](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.10.074).
- Liu Qiaomu, Huang Shunzhou, He Aijie. Composite ceramics thermal barrier coatings of yttria stabilized zirconia for aero-engines // *Journal of Materials Science & Technology*. 2019. Vol. 35. № 12. P. 2814–2823. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.003).
- Raza M., Boulet P., Pierson J.-F., Snyders R., Konstantinidis S. Thermal stability of oxygen vacancy stabilized zirconia (OVSZ) thin films // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 409. Article number 126880. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2021.126880](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126880).
- De Goes W.U., Markocsan N., Gupta M., Vaßen R., Matsushita T., Illkova K. Thermal barrier coatings with novel architectures for diesel engine applications // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 396. Article number 125950. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.125950](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125950).
- Yetim A.F., Tekdir H., Turalioglu K., Taftali M., Yetim T. Tribological behavior of plasma-sprayed Yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings on 316L stainless steel under high-temperature conditions // *Materials Letters*. 2023. Vol. 336. Article number 133873. DOI: [10.1016/j.matlet.2023.133873](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.133873).
- Karaoglan A.C., Ozgurluk Y., Gulec A., Ozkan D., Binal G. Effect of coating degradation on the hot corrosion behavior of yttria-stabilized zirconia (YSZ) and blast furnace slag (BFS) coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2023. Vol. 473. Article number 130000. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2023.130000](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.130000).
- Chen Can, Song Xuemei, Li Wei, Zheng Wei, Ji Heng, Zeng Yi, Shi Ying. Relationship between microstructure and bonding strength of yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings // *Ceramics International*. 2022. Vol. 48. № 4. P. 5626–5635. DOI: [10.1016/j.ceramint.2021.11.107](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.11.107).
- Sanjai S.G., Srideep S., Krishna B.A., Sumanth M.S., Ramaswamy P. Synthesis of Yttria-Stabilized Zirconia Nano Powders for Plasma Sprayed Nano Coatings // *Materials Today: Proceedings*. 2020. Vol. 22. Part 4. P. 1253–1263. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.01.418](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.418).
- Wang Xin, Zhen Zhen, Huang Guanghong, Mu Rende, He Limin, Xu Zhenhua. Thermal cycling of EB-PVD TBCs based on YSZ ceramic coat and diffusion aluminate bond coat // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 873. Article number 159720. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.159720](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159720).
- Mulone A., Mahade S., Björklund S., Lundström D., Kjellman B., Joshi S., Klement U. Development of yttria-stabilized zirconia and graphene coatings obtained by suspension plasma spraying: Thermal stability and influence on mechanical properties // *Ceramics International*. 2023. Vol. 49. № 6. P. 9000–9009. DOI: [10.1016/j.ceramint.2022.11.055](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.11.055).
- Берлин Е.В., Сейдман Л.А. Получение тонких пленок реактивным магнетронным распылением. 2-е изд., испр. и доп. М.: URSS, 2022. 316 с.
- Tkhabisimov A.B., Mednikov A.F., Dasaev M.R., Kachalin G.V., Zilova O.S. Solid particle erosion resistance of protective ion-plasma coating formed on full-scale objects based on modern additive technologies // *International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering*. 2019. Vol. 8. № 7. P. 2295–2302. EDN: [YNNMPC](https://doi.org/10.1016/j.ijite.2019.07.003).
- Духопельников Д.В., Булычев В.С., Воробьев Е.В. Магнетронный разряд с жидкофазным катодом // *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия Естественные науки*. 2018. № 1. С. 95–103. DOI: [10.18698/1812-3368-2018-1-95-103](https://doi.org/10.18698/1812-3368-2018-1-95-103).
- Kuritsyna I.E., Bredikhin S.I., Agarkov D.A., Borik M.A., Kulebyakin A.V., Milovich F.O., Lomonova E.E., Myzina V.A., Tabachkova N.Yu. Electrotransport characteristics of ceramic and single crystal materials with the $(\text{ZrO}_2)_{0.89}(\text{Sc}_2\text{O}_3)_{0.10}(\text{Y}_2\text{O}_3)_{0.01}$ composition // *Russian Journal of Electrochemistry*. 2018. Vol. 54. P. 481–485. DOI: [10.1134/S1023193518060125](https://doi.org/10.1134/S1023193518060125).
- Zhang Wanying, Shi Fengyue, Wang Jianwen, Yang Yang, Zhao Guangdong, Zhao Dongyu. Preparation and properties of a porous $\text{ZrO}_2/\text{SiZrBOC}$ ceramic matrix composite with high temperature resistance and low thermal conductivity // *Journal of the European Ceramic Society*. 2024. Vol. 44. № 4. P. 2329–2337. DOI: [10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.007](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.007).
- Lin Jianliang, Stinnett T.C. Development of thermal barrier coatings using reactive pulsed dc magnetron sputtering for thermal protection of titanium alloys // *Surface & Coatings Technology*. 2020. Vol. 403. Article number 126377. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.126377](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126377).
- Reddy G.V., Rasu N.G., Kumar M.M., Prasad J., Hari T. Review on Advanced Alternative Thermal Barrier Coatings (TBC's) Materials in Low Heat Rejection Engines // *International Journal of Research in Mechanical Engineering and Technology*. 2016. Vol. 6. № 2. P. 27–35.
- Bleykher G.A., Borduleva A.O., Krivobokov V.P., Sidelev D.V. Evaporation factor in productivity increase of hot target magnetron sputtering systems // *Vacuum*. 2016. Vol. 132. P. 62–69. DOI: [10.1016/j.vacuum.2016.07.030](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.07.030).
- Chen Dianying, Dambra C., Dorfman M. Process and properties of dense and porous vertically-cracked yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings // *Surface and Coatings Technology*. 2020. Vol. 404. Article number 126467. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.126467](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126467).

REFERENCES

- Banerjee P., Roy A., Sen S., Ghosh A., Saha G., Seikh A.H., Alnaser I.A., Ghosh M. Service life assessment of yttria stabilized zirconia (YSZ) based thermal barrier coating through wear behavior. *Heliyon*, 2023, vol. 9, no. 5, article number e16107. DOI: [10.1016/j.heliyon.2023.e16107](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2023.e16107).
- Singh M., Sahu P.K., Sampath S., Jonnalagadda K.N. Fracture toughness of freestanding plasma sprayed yttria stabilized zirconia coatings via in situ tensile experiments. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, vol. 44, no. 4, pp. 2499–2511. DOI: [10.1016/j.jeurceramsoc.2023.10.074](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.10.074).

3. Liu Qiaomu, Huang Shunzhou, He Aijie. Composite ceramics thermal barrier coatings of yttria stabilized zirconia for aero-engines. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, vol. 35, no. 12, pp. 2814–2823. DOI: [10.1016/j.jmst.2019.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.08.003).
4. Raza M., Boulet P., Pierson J.-F., Snyders R., Konstantinidis S. Thermal stability of oxygen vacancy stabilized zirconia (OVSZ) thin films. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 409, article number 126880. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2021.126880](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2021.126880).
5. De Goes W.U., Markocsan N., Gupta M., Vaßen R., Matsushita T., Illkova K. Thermal barrier coatings with novel architectures for diesel engine applications. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 396, article number 125950. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.125950](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.125950).
6. Yetim A.F., Tekdir H., Turalioglu K., Taftali M., Yetim T. Tribological behavior of plasma-sprayed Yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings on 316L stainless steel under high-temperature conditions. *Materials Letters*, 2023, vol. 336, article number 133873. DOI: [10.1016/j.matlet.2023.133873](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.133873).
7. Karaoglan A.C., Ozgurluk Y., Gulec A., Ozkan D., Binal G. Effect of coating degradation on the hot corrosion behavior of yttria-stabilized zirconia (YSZ) and blast furnace slag (BFS) coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2023, vol. 473, article number 130000. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2023.130000](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2023.130000).
8. Chen Can, Song Xuemei, Li Wei, Zheng Wei, Ji Heng, Zeng Yi, Shi Ying. Relationship between microstructure and bonding strength of yttria-stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Ceramics International*, 2022, vol. 48, no. 4, pp. 5626–5635. DOI: [10.1016/j.ceramint.2021.11.107](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.11.107).
9. Sanjai S.G., Srideep S., Krishna B.A., Sumanth M.S., Ramaswamy P. Synthesis of Yttria-Stabilized Zirconia Nano Powders for Plasma Sprayed Nano Coatings. *Materials Today: Proceedings*, 2020, vol. 22, part 4, pp. 1253–1263. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.01.418](https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.01.418).
10. Wang Xin, Zhen Zhen, Huang Guanghong, Mu Rende, He Limin, Xu Zhenhua. Thermal cycling of EB-PVD TBCs based on YSZ ceramic coat and diffusion aluminide bond coat. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 873, article number 159720. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.159720](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.159720).
11. Mulone A., Mahade S., Björklund S., Lundström D., Kjellman B., Joshi S., Klement U. Development of yttria-stabilized zirconia and graphene coatings obtained by suspension plasma spraying: Thermal stability and influence on mechanical properties. *Ceramics International*, 2023, vol. 49, no. 6, pp. 9000–9009. DOI: [10.1016/j.ceramint.2022.11.055](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.11.055).
12. Berlin E.V., Seydman L.A. *Poluchenie tonkikh plenok reaktivnym magnetronnym raspyleniem* [Production of thin films by reactive magnetron sputtering]. 2nd ed., ispr. i dop. Moscow, URSS Publ., 2022. 316 p.
13. Tkhabisimov A.B., Mednikov A.F., Dasaev M.R., Kachalin G.V., Zilova O.S. Solid particle erosion resistance of protective ion-plasma coating formed on full-scale objects based on modern additive technologies. *International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering*, 2019, vol. 8, no. 7, pp. 2295–2302. EDN: [YNNMPC](https://doi.org/10.1016/j.ijitee.2019.07.003).
14. Dukhopelnikov D.V., Bulychev V.S., Vorobev E.V. Magnetron discharge with liquid-phase cathode. *Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Natural Sciences*, 2018, no. 1, pp. 95–103. DOI: [10.18698/1812-3368-2018-1-95-103](https://doi.org/10.18698/1812-3368-2018-1-95-103).
15. Kuritsyna I.E., Bredikhin S.I., Agarkov D.A., Borik M.A., Kulebyakin A.V., Milovich F.O., Lomonova E.E., Myzina V.A., Tabachkova N.Yu. Electrotransport characteristics of ceramic and single crystal materials with the $(\text{ZrO}_2)_{0.89}(\text{Sc}_2\text{O}_3)_{0.10}(\text{Y}_2\text{O}_3)_{0.01}$ composition. *Russian Journal of Electrochemistry*, 2018, vol. 54, pp. 481–485. DOI: [10.1134/S1023193518060125](https://doi.org/10.1134/S1023193518060125).
16. Zhang Wanying, Shi Fengyue, Wang Jianwen, Yang Yang, Zhao Guangdong, Zhao Dongyu. Preparation and properties of a porous $\text{ZrO}_2/\text{SiZrBOC}$ ceramic matrix composite with high temperature resistance and low thermal conductivity. *Journal of the European Ceramic Society*, 2024, vol. 44, no. 4, pp. 2329–2337. DOI: [10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.007](https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2023.11.007).
17. Lin Jianliang, Stinnett T.C. Development of thermal barrier coatings using reactive pulsed dc magnetron sputtering for thermal protection of titanium alloys. *Surface & Coatings Technology*, 2020, vol. 403, article number 126377. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.126377](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126377).
18. Reddy G.V., Rasu N.G., Kumar M.M., Prasad J., Hari T. Review on Advanced Alternative Thermal Barrier Coatings (TBC's) Materials in Low Heat Rejection Engines. *International Journal of Research in Mechanical Engineering and Technology*, 2016, vol. 6, no. 2, pp. 27–35.
19. Blykher G.A., Borduleva A.O., Krivobokov V.P., Sidelev D.V. Evaporation factor in productivity increase of hot target magnetron sputtering systems. *Vacuum*, 2016, vol. 132, pp. 62–69. DOI: [10.1016/j.vacuum.2016.07.030](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2016.07.030).
20. Chen Dianying, Dambra C., Dorfman M. Process and properties of dense and porous vertically-cracked yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2020, vol. 404, article number 126467. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.126467](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126467).

On the formation of thermal barrier coatings by magnetron sputtering

Gennady V. Kachalin¹, PhD (Engineering), leading researcher

Konstantin S. Medvedev², leading engineer

Aleksey F. Mednikov³, PhD (Engineering), leading researcher

Olga S. Zilova⁴, PhD (Engineering), leading researcher

Aleksandr B. Tkhabisimov^{*5}, PhD (Engineering), senior researcher

Dmitriy I. Ilyukhin⁶, engineer of the 1st category

Vladislav A. Kasyanenko⁷, engineer of the 1st category

National Research University “Moscow Power Engineering Institute”, Moscow (Russia)

*E-mail: TkhabisimovAB@mpei.ru,
abt-bkt@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9506-862X>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1667-458X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4883-7873>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0410-8188>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9544-9086>

⁶ORCID: <https://orcid.org/0009-0009-6385-0284>

⁷ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-7510-2106>

Received 18.10.2024

Revised 26.11.2024

Accepted 03.12.2024

Abstract: The use of magnetron sputtering systems with extended uncooled targets will allow developing industrial import-substituting technologies for the formation of thermal barrier coatings, based on zirconium oxide doped with rare earth metal oxides to solve urgent problems of gas turbine construction. This paper presents the results of comparing the technology for producing thermal barrier coatings by magnetron sputtering, with two types of extended targets made of Zr–8%Y alloy – a widely used cooled target and an uncooled extended target, of a magnetron sputtering system developed by the authors. This paper gives a comparison of the results of mass-spectrometric studies of the hysteresis of the oxygen partial pressure inherent in the technology for producing oxide films; the influence of the target type on the coating growth rate; studies of the structure of thermal barrier coatings using the scanning electron microscopy method; and the elemental composition of coatings based on zirconium dioxide partially stabilised with yttrium oxide – YSZ. It has been experimentally found that increasing the temperature of the magnetron sputtering system target, allows decreasing the loop width of the characteristic hysteresis of the oxygen partial pressure dependence on its flow rate by 2 times. The obtained dependencies allowed determining the range of oxygen flow rates at various magnetron discharge powers, at which the work can be performed with stable and sustainable process control, without the risk of falling into hysteresis. The conducted metallographic studies showed a characteristic developed porous dendritic structure of the ceramic layer, which is necessary to reduce the thermal conductivity coefficient of the thermal barrier coating. It has been revealed that the use of an uncooled target allows increasing the deposition rate of the thermal barrier coating by more than 10 times compared to the deposition rate for a cooled target. The obtained results demonstrate the possibility of using the magnetron sputtering technology of an extended uncooled target to form a ceramic layer of thermal barrier coatings.

Keywords: magnetron sputtering; uncooled target; thermal barrier coatings; hysteresis phenomena; coating deposition rate.

Acknowledgements: State assignment No. FSWF-2023-0016 (Agreement No. 075-03-2023-383 dated January 18, 2023) in the field of scientific activity for 2023–2025.

For citation: Kachalin G.V., Medvedev K.S., Mednikov A.F., Zilova O.S., Tkhabisimov A.B., Ilyukhin D.I., Kasyanenko V.A. On the formation of thermal barrier coatings by magnetron sputtering. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 51–61. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-5.

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

НИИПТ сегодня

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

Основные достижения НИИПТ

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

Электрохимическое взаимодействие между биорезорбируемыми магниевыми сплавами ZX10 и WZ31 и медицинским титановым сплавом Ti6Al4V

Мягих Павел Николаевич^{*1}, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий
*Мерсон Евгений Дмитриевич*², кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий
*Полуянов Виталий Александрович*³, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий
*Мерсон Дмитрий Львович*⁴, доктор физико-математических наук, профессор, директор НИИ прогрессивных технологий

Бегун Марина Эдуардовна, студент, техник НИИ прогрессивных технологий
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: p.myagkikh@tltsu.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

Поступила в редакцию 08.05.2024

Пересмотрена 09.10.2024

Принята к публикации 07.11.2024

Аннотация: Сплавы на основе магния являются современным материалом для изготовления биорезорбируемых (саморастворяющихся) хирургических имплантатов. Магний – металл с наиболее отрицательным из всех конструкционных материалов электродным потенциалом $-2,37$ В. Это означает, что близкое расположение имплантатов из магниевых и, например, титановых сплавов будет приводить к возникновению гальванического эффекта и ускоренной электрохимической коррозии магния. Однако неизвестно, как влияет соотношение площадей изделий из титана и магния на проявление этого эффекта. Данная работа посвящена этому вопросу. В приведенном исследовании цилиндрические образцы биорезорбируемых магниевых сплавов ZX10 и WZ31 располагались в физиологическом растворе Рингера на расстоянии 3 см от образца из сплава медицинского назначения Ti6Al4V такой же формы и размера. Во время испытания поддерживалась температура коррозионной среды 37 °С. Серия экспериментов включала в себя коррозионные испытания длительностью трое суток с участием одного, двух или четырех магниевых образцов, таким образом, соотношение площадей титанового и магниевых сплавов составляло 1:1, 1:2 и 1:4. Выявлено, что для обоих магниевых сплавов при увеличении соотношения площадей эффект от электрохимического воздействия значительно снижается, что выражено в уменьшении скорости коррозии. В то же время влияние присутствия Ti6Al4V на скорость коррозии для сплава WZ31 существенно слабее, чем для ZX10, что объясняется наличием в сплаве LPSO-фазы, а также более легированной и, соответственно, имеющей более положительный электродный потенциал матрицей.

Ключевые слова: хирургические имплантаты; электрохимическая коррозия; биорезорбируемые материалы; магниевые сплавы; ZX10; WZ31; титановые сплавы; Ti6Al4V; медицинские материалы; скорость коррозии; электродный потенциал.

Благодарности: Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 23-23-10041 (<https://rscf.ru/project/23-23-10041/>), проект № 23-19-00636 (<https://rscf.ru/project/23-19-00636/>).

Для цитирования: Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Бегун М.Э. Электрохимическое взаимодействие между биорезорбируемыми магниевыми сплавами ZX10 и WZ31 и медицинским титановым сплавом Ti6Al4V // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 63–71. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-6.

ВВЕДЕНИЕ

Идея саморастворяющегося хирургического имплантата для остеосинтеза давно находится под пристальным вниманием ученых и медицинских компаний. Такие имплантаты не нуждаются в операции по их извлечению, которая является серьезным стрессом для организма пациента. Одним из наиболее простых решений является использование биорезорбируемых полимеров, таких как

полилактид, полидопамин, поликапролактон и т. д. Действительно, эти материалы довольно дешевы и просты в обработке. В то же время прочностные свойства полимеров не идут ни в какое сравнение с металлами. Попытки решить проблему, например путем создания полимерно-металлического композита [1], продолжают, однако значимые успехи на данный момент не достигнуты. Аналогичные проблемы наблюдаются и для биорезорбируемой

керамики, которая к тому же значительно более хрупкая. Из металлических материалов в качестве основы для биорезорбируемых сплавов рассматриваются железо, цинк и магний [2], некоторые исследователи рассматривают в качестве биорезорбируемого материала вольфрам [3; 4] и металлические стекла на основе кальция, цинка и стронция [5]. Магниево-титановые сплавы уже используются для коммерческого изготовления медицинских саморастворяющихся изделий, кроме того, модуль Юнга магния из представленных элементов наиболее близок к костному, что также является важным фактором, поскольку имплантат из такого материала способен упруго деформироваться согласованно с костью.

Условия эксплуатации имплантата из магниевого сплава напрямую могут влиять на его характеристики, такие как скорость коррозии. Например, в непосредственной близости от места установки медицинского изделия из магниевого сплава может быть уже установлен титановый имплантат. Известно, что из-за самого низкого среди всех конструкционных материалов электродного потенциала магний в присутствии других металлов склонен к электрохимической коррозии [6; 7] ввиду образования гальванопары между более отрицательным магнием и более положительным металлом. В работе [8] при помощи атомно-силовой микроскопии зонда Кельвина были получены доказательства того, что в некоторых случаях даже появляющиеся на поверхности магниевого сплава продукты его коррозии могут иметь более положительный потенциал и способны образовывать с магниевой матрицей гальванопару. В работе [9], где исследовались магниевые сплавы, легированные серебром, продемонстрировано, что при добавлении серебра коррозионные свойства сначала улучшаются, а затем стойкость к коррозии резко падает. Авторы связывают это с разницей электродного потенциала между матрицей и выделяющимися по достижении предела растворимости лигатуры частицами интерметаллидов. Однако, помимо электродного потенциала, существует еще целый ряд факторов, оказывающих влияние на электрохимическую коррозию. Наиболее важный из них – расстояние, на котором гальванический эффект между магнием и другим металлом будет оказывать значительное влияние на скорость коррозии.

В работе [10] магниевый винт был установлен непосредственно в титановую пластину (т. е. имел с ней прямой контакт), закрепленную, помимо него, титановыми винтами. По результатам экспериментов, в т. ч. тестов *in vivo* на кроликах, авторы отмечают, что магниевый винт способствовал образованию укрупненной костной мозоли и ускорению ее минерализации в сравнении с контрольной группой, где для крепления титановой пластины применялись только титановые винты. В то же время на приведенных в работе рентгеновских снимках уже через 3 недели после операции магниевый винт практически не заметен. Это указывает на то, что всего за 21 день он практически полностью растворился под действием агрессивной среды живого организма и электрохимического взаимодействия с титановой пластиной и винтами. Очевидно, интенсивное растворение винта ускорило формирование костной мозоли за счет обогащения тканей магнием, но в то же время следует отметить, что сам винт растворился слишком быстро. В схеме, предложенной авторами, где основ-

ную нагрузку несут несколько титановых винтов, такая скорость растворения допустима, но если говорить о чисто магниевых имплантатах, выполняющих свои функции самостоятельно, то на основании данной работы можно сделать вывод, что прямой контакт с титановыми изделиями в теле человека грозит выходом имплантата из строя до завершения процесса срастания. В одной из наших предыдущих работ было выявлено, что при расположении титанового имплантата в 3 см от образца из сплава ZX10 скорость коррозии возрастает в 1,5 раза, однако на расстоянии 6 см этот эффект полностью исчезает [11]. Это показывает, что электрохимическое взаимодействие между магнием и титаном может проявляться не только при прямом контакте металлов, но и на некотором удалении, а также что влияние этого эффекта на скорость коррозии значительно.

Другим важным параметром является соотношение площадей изделий из магниевых и титановых сплавов. Основная гипотеза заключается в том, что увеличение площади магниевого изделия относительно титанового может в некоторой степени уменьшить влияние электрохимического эффекта на скорость коррозии. Подтверждение этой гипотезы позволит допускать установку крупного магниевого имплантата, например, пластины для остеосинтеза, вблизи небольшого по площади титанового имплантата, такого как винт. И, наконец, важно понимать, одинаково ли сильно гальванический эффект проявляется для разных магниевых сплавов. Учитывая, что он вызван разностью электродных потенциалов, можно предположить, что для сплавов, имеющих большое количество частиц вторичных фаз, чей потенциал более положительный, чем у магния, либо же матрицу, электродный потенциал которой был повышен за счет растворения в ней легирующих элементов, влияние электрохимического взаимодействия с титановым сплавом будет существенно слабее. В связи с этим данное исследование было проведено на двух различных магниевых сплавах.

Цель работы – определить влияние соотношения площадей образцов из магниевых сплавов ZX10 и WZ31 и образца из титанового сплава Ti6Al4V на скорость коррозии.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения исследования были выбраны биорезорбируемые сплавы ZX10 и WZ31. В качестве термомеханической обработки была выбрана всесторонняя изотермическая ковка, которая проводилась в интервале температур 400–300 °С и включала в себя 5 проходов. Такой режим обработки обеспечивает равномерную мелкозернистую структуру [12]. Химический состав магниевых сплавов был определен при помощи оптико-эмиссионного спектрометра Thermo Fisher Scientific ARL 4460 OES (США). Химический состав титанового сплава определялся на оптико-эмиссионном спектрометре Bruker Q4 Tasman (Германия). Оба спектрометра были калиброваны по стандартным образцам.

Образцы (в т. ч. из титанового сплава) представляли собой цилиндры Ø5 мм и высотой 30 мм, подготовленные путем токарной обработки. Применявшийся в исследовании титановый сплав Ti6Al4V соответствовал ГОСТ Р ИСО 5832-3-2020. Отдельно были изготовлены плоские образцы для исследования микроструктуры

сплавов ZX10 и WZ31, которые последовательно полировались на безводных алмазных суспензиях с размером абразива 3, 1 и 0,25 мкм, после чего следовала ионная полировка в потоке ионов аргона на установке Hitachi IM4000 Plus (Япония) при ускоряющем напряжении 4,5 кВ в течение 45 мин.

Исследование микроструктуры выполнялось в колонне сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) Carl Zeiss SIGMA (Германия) с использованием модулей фирмы EDAX (США) для анализа дифракции обратно-отраженных электронов (EBSD) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС). Сплав WZ31 имел большое количество частиц вторичных фаз, чей электродный потенциал дополнительно исследовался по методу зонда Кельвина с применением атомно-силового микроскопа NT-MDT Solver NEXT (Россия).

Коррозионные испытания включали в себя выдержку образца в течение 72 ч в растворе Рингера состава 8,36 г NaCl, 0,3 г KCl, 0,15 г CaCl₂ на 1000 мл воды. Объем коррозионной ячейки составлял 5 л. Для регистрации максимального уровня pH применялся pH-метр Mettler Toledo Delta 320 (США). Испытания контрольной группы (при отсутствии титанового сплава) выполнялись на образцах обоих сплавов. Исходная скорость коррозии определялась для одного и для четырех одновременно участвующих в эксперименте образцов, поскольку количество образцов в ячейке само по себе могло повлиять на скорость коррозии. При выполнении основной серии экспериментов титановый стержень закреплялся в пазе в середине фторопластовой шайбы диаметром 7 см. По кругу в радиусе 3 см от него располагались пазы для установки образцов из магниевых сплавов. Схема установки приведена на рис. 1. Одновременно в эксперименте участвовало по одному, по два и по четыре образца магниевых сплавов, таким образом, соотношение площадей титанового и магниевых сплавов составляло 1:1, 1:2 и 1:4.

После завершения испытаний образцы извлекались, продукты коррозии удалялись погружением на 1 мин в водный раствор состава 20 % CrO₃ + 1 % AgNO₃. Скорость коррозии определялась гравиметрически по разнице масс.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В таблице 1 приведен химический состав магниевых сплавов. В таблице 2 приведен химический состав титанового сплава.

Из рис. 2 видно, что сплав ZX10 имеет средний размер зерна около 5 мкм, сплав WZ31 – около 1 мкм. Оба сплава имеют разориентированную структуру, кристаллографическая текстура отсутствует, что характерно для сплавов после всесторонней изотермическойковки. Это позволяет избежать анизотропии коррозионных свойств, обусловленной кристаллографической ориентацией, что наблюдается на сильно текстурированных материалах. На рис. 2 б видны темные участки, соответствующие непроиндексированным областям.

Частицы вторичных фаз в сплаве ZX10 немногочисленны и содержат цинк и кальций (рис. 3). Исходя из элементного состава, фаза с губчатой морфологией в сплаве ZX10 (точка 1 на рис. 3), наиболее вероятно,

является частицами оксидов кальция и магния. Частицы в точках 2 и 3, вероятнее всего, представляют собой интерметаллиды, образованные матричным металлом и легирующими элементами.

Сплав WZ31, напротив, насыщен частицами, по большей части имеющими характерную морфологию для LPSO-фазы (рис. 4). Помимо крупных (до 15 мкм) частиц LPSO-фазы присутствуют мелкие частицы размером 0,2–2 мкм. Вероятнее всего, мелкие частицы получены путем механического дробления крупных при термомеханической обработке. Элементный состав LPSO-фазы показан в таблице 3.

На представленных на рис. 5 результатах исследования сплава WZ31 по методу зонда Кельвина видны как крупные, так и мелкие частицы, положительно заряженные относительно матрицы, предположительно являющиеся LPSO-фазой.

Из рис. 6 видно, что для обоих магниевых сплавов скорость коррозии в присутствии титанового сплава выше, чем при испытаниях контрольной группы, однако следует заметить, что разница существенно зависит как от химического состава материала, так и от количества анодов (магниевых образцов) и, соответственно, от соотношения площадей магниевых и титановых сплавов: при увеличении количества магниевых сплавов скорость их коррозии снижается.

В таблице 4 приведен максимальный уровень pH, установленный для каждой группы образцов в ходе экспериментов. Следует отметить, что во всех случаях независимо от наличия титанового сплава и количества анодов уровень pH достигает максимальных значений в первые сутки, а далее практически не меняется.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Наличие LPSO-фазы косвенно подтверждается результатами EBSD-анализа: согласно литературным данным, темные непроиндексированные участки на рис. 2 б соответствуют LPSO-фазе [13; 14].

Исходя из элементного состава, фаза с губчатой морфологией в сплаве ZX10 (точка 1 на рис. 3), наиболее вероятно, является частицами оксидов кальция и магния, округлые же частицы (точки 2 и 3 на рис. 3) имеют соотношение атомов цинка к атомам кальция ~2,2, ввиду чего, скорее всего, принадлежат фазам Ca₂Mg₅Zn₅ [15] и Mg₆Zn₃Ca₂ [16].

Химический состав LPSO-фазы в исследуемом сплаве WZ31 очень близок к представленному в литературе [17]. Известно, что LPSO-фаза более положительно заряжена, чем матрица. Исследование посредством атомно-силовой микроскопии зонда Кельвина (рис. 4) позволило определить, что электродный потенциал LPSO-фазы (светлые участки на рис. 4) в сплаве WZ31 действительно на 0,3–0,4 В положительнее, чем матрица, что полностью соответствует результатам работ [18; 19].

По результатам проведенных экспериментов можно отметить несколько важных фактов. Во-первых, независимо от материала и количества магниевых образцов скорость коррозии в присутствии титанового сплава всегда выше, чем без него, т. е. во всех случаях между титановым и магниевым сплавами возникал гальванический эффект.

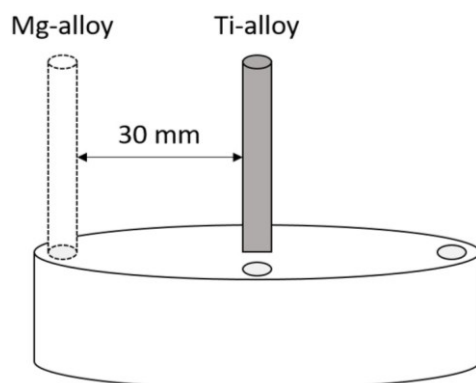


Рис. 1. Схема расположения образцов во время коррозионных испытаний
Fig. 1. Schematic diagram of the arrangement of samples during the corrosion tests

Таблица 1. Химический состав магниевых сплавов WZ31 и ZX10, вес. %
Table 1. Chemical composition of the WZ31 and ZX10 magnesium alloys, % wt.

Сплав	Mg	Zn	Zr	Ca	Fe	Mn	Si	Al	Cu	Y
WZ31	Основа	0,69	0,13	<0,001	0,004	0,002	0,002	0,008	<0,001	2,790
ZX10		1,48	<0,01	0,098	0,004	0,003	0,002	0,010	<0,001	<0,001

Таблица 2. Химический состав сплава Ti6Al4V, вес. %
Table 2. Chemical composition of the Ti6Al4V alloy, % wt.

Ti	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Fe	V	C	Cu
Основа	0,016	0,002	0,021	0,011	0,011	5,618	0,102	3,950	<0,002	0,006

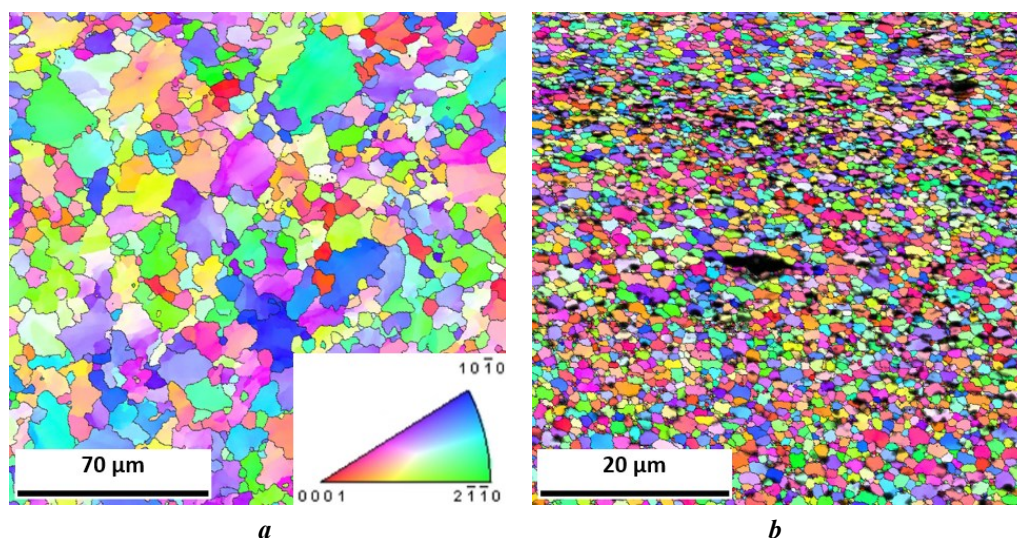


Рис. 2. Карта кристаллографических ориентаций зерен сплавов ZX10 (a) и WZ31 (b)
Fig. 2. Maps of crystallographic orientations of grains of the ZX10 (a) and WZ31 (b) alloys

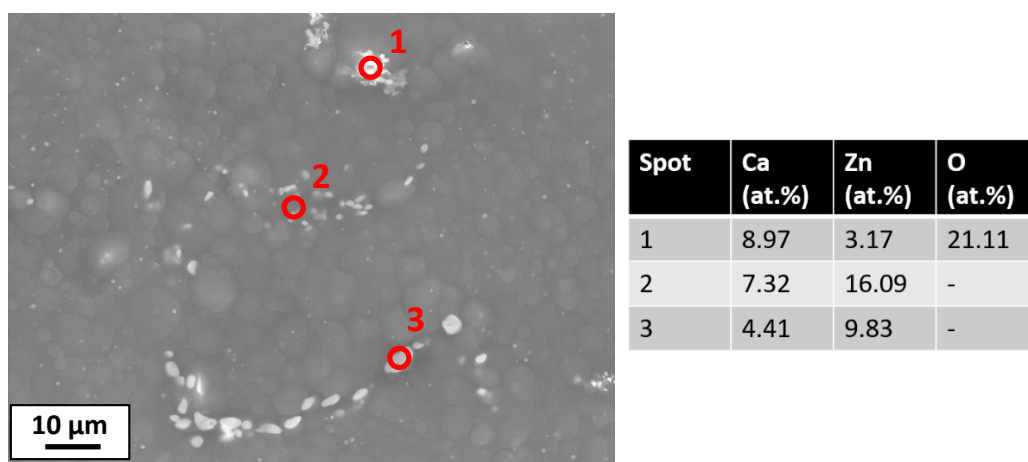


Рис. 3. СЭМ-снимок и химический состав частиц вторичных фаз в сплаве ZX10
Fig. 3. SEM image and chemical composition of secondary phase particles in the ZX10 alloy

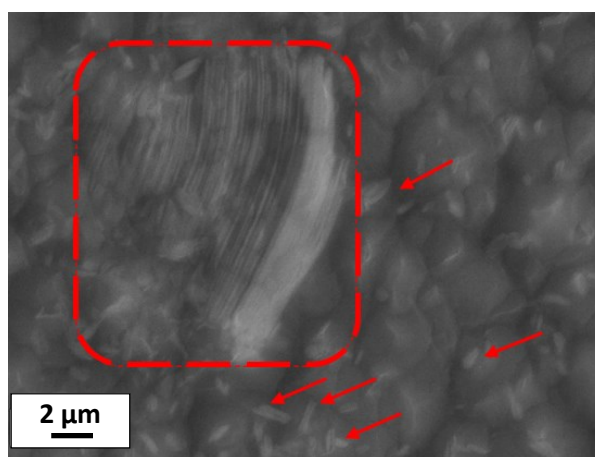


Рис. 4. Частицы LPSO-фазы (помечены красными стрелками и рамкой) в сплаве WZ31
Fig. 4. LPSO phase particles (marked by red arrows and frame) in the WZ31 alloy

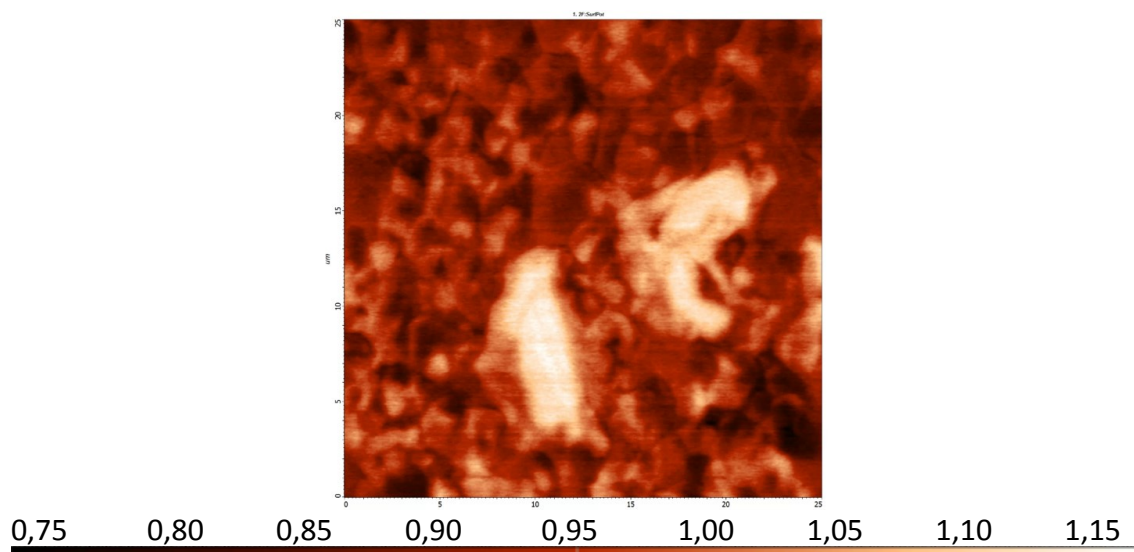


Рис. 5. Распределение электродного потенциала на поверхности сплава WZ31. Светлые участки – LPSO-фаза
Fig. 5. Electrode potential distribution on the WZ31 alloy surface. Light areas are the LPSO phase

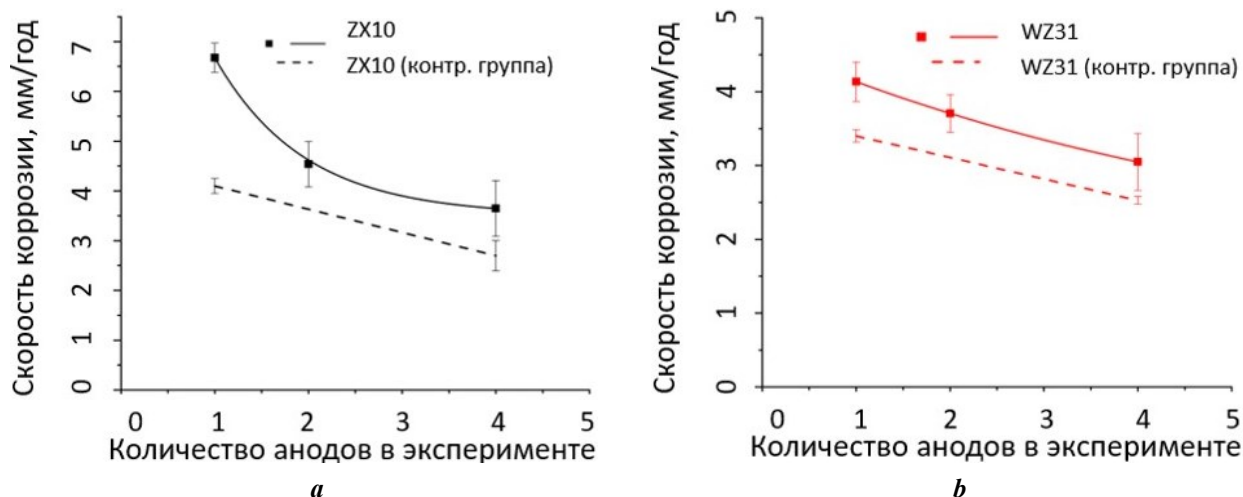


Рис. 6. Зависимость скорости коррозии сплавов ZX10 (a) и WZ31 (b) от числа образцов магниевого сплава (анодов)
 Fig. 6. Dependence of the corrosion rate of the ZX10 (a) and WZ31 (b) alloys on the number of magnesium alloy samples (anodes)

Таблица 3. Химический состав матрицы сплава WZ31 и его LPSO-фазы
 Table 3. Chemical composition of the WZ31 alloy matrix and LPSO phase

Область	Mg (wt. %)	Y (wt. %)	Zn (wt. %)	Mg (at. %)	Y (at. %)	Zn (at. %)
Матрица	96,65	2,43	0,92	98,97	0,68	0,35
LPSO-фаза	74,5	17,33	8,17	90,55	5,76	3,69

Таблица 4. Максимальный уровень pH раствора, достигнутый в ходе коррозионных испытаний
 Table 4. Maximum pH level of the solution achieved during corrosion tests

Группа образцов	Максимальный уровень pH
ZX10 контрольная группа, 1 анод	8,52
ZX10 контрольная группа, 4 анода	9,44
ZX10, 1 анод	8,52
ZX10, 2 анода	8,68
ZX10, 4 анода	9,39
WZ31 контрольная группа, 1 анод	8,32
WZ31 контрольная группа, 4 анода	9,21
WZ31, 1 анод	8,23
WZ31, 2 анода	8,46
WZ31, 4 анода	9,24

Второй важный результат заключается в том, что зависимость скорости коррозии от соотношения площадей титанового и магниевого сплава существенно отличается для ZX10 и WZ31. Если для сплава ZX10 увеличение со-

отношения площади с 1:1 до 1:2 провоцирует резкое снижение скорости коррозии, что придает кривой вид гиперболы, то для сплава WZ31 кривая на всей своей протяженности имеет скорее вид прямой (рис. 6). Кроме того, разница между скоростью коррозии образцов в присутствии титанового сплава и образцов контрольной группы для этого сплава меньше. Из этого можно сделать вывод, что сплав WZ31 менее чувствителен к гальваническому эффекту, вызываемому присутствием титанового сплава. Это хорошо объясняется тем, что матрица WZ31 содержит растворенные в ней цинк и иттрий, из-за чего ее электродный потенциал повышен, а также наличием в сплаве большого количества более положительно заряженных, чем магний, частиц LPSO-фазы. Таким образом, разница электродных потенциалов между WZ31 и Ti6Al4V меньше, чем между Ti6Al4V и ZX10.

Интересным результатом является снижение скорости коррозии образцов контрольной группы при увеличении количества анодов, наблюдаемое для обоих сплавов. Объяснить данный эффект можно существенно более высоким максимальным уровнем pH раствора в экспериментах с участием четырех анодов, что согласуется с результатами работы [20], где показано, что при высоком уровне pH коррозия магниевого сплава AZ31 замедляется. Во всех таких случаях уровень pH в течение первых суток принимал значение около 9,2–9,4, после чего его рост останавливался. Ранее было продемонстрировано, что высокий уровень pH может способствовать лучшей пассивации поверхности сплава ZX10 [21]. По всей видимости, подобная особенность характерна и для WZ31.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Увеличение соотношения площадей образцов сплавов ZX10 и Ti6Al4V с 1:1 до 1:2 приводит к резкому падению скорости коррозии. Увеличение соотношения площадей с 1:2 до 1:4 также способствует снижению скорости коррозии, но не столь значительно.

2. Скорость коррозии сплава WZ31 с увеличением соотношения площадей образцов сплавов ZX10 и Ti6Al4V снижается практически линейно.

3. Сплав WZ31 менее чувствителен к гальваническому эффекту, вносимому наличием титанового сплава на расстоянии 3 см. Это объясняется повышением электродного потенциала матрицы за счет растворения в ней легирующих элементов и наличием большого количества LPSO-фазы.

4. Увеличение количества участвующих в эксперименте контрольной группы магниевых образцов с 1 до 4 также приводит к снижению скорости коррозии обоих исследуемых сплавов. Наиболее вероятная причина этого явления – существенно более высокий максимальный уровень pH раствора, который может способствовать лучшей пассивации материала.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Antoniac I., Popescu D., Zarcu A., Antoniac A., Miculescu F., Moldovan H. Magnesium filled polylactic acid (PLA) material for filament based 3D printing // *Materials (Basel)*. 2019. Vol. 12. № 5. P. 1–13. DOI: [10.3390/ma12050719](https://doi.org/10.3390/ma12050719).
- Yang Youwen, He Chongxian, E Dianyu, Yang Wenjing, Qi Fangwei, Xie Deqiao, Shen Lida, Peng Shuping, Shuai Cijun. Mg bone implant: Features, developments and perspectives // *Materials and Design*. 2020. Vol. 185. Article number 108259. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108259](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108259).
- Butler T.J., Jackson R.W., Robson J.Y., Owen R.J.T., Delves H.T., Sieniawska C.E., Rose J.D.G. In vivo degradation of tungsten embolisation coils // *British Journal of Radiology*. 2000. Vol. 73. № 870. P. 601–603. DOI: [10.1259/bjr.73.870.10911782](https://doi.org/10.1259/bjr.73.870.10911782).
- Peuster M., Fink C., Wohlsein P., Bruegmann M., Günther A., Kaese V., Niemeier M., Haferkamp H., Schnakenburg C.V. Degradation of tungsten coils implanted into the subclavian artery of New Zealand white rabbits is not associated with local or systemic toxicity // *Biomaterials*. 2003. Vol. 24. № 3. P. 393–399. DOI: [10.1016/S0142-9612\(02\)00352-6](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(02)00352-6).
- Zheng Y.F., Gu X.N., Witte F. Biodegradable metals // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2014. Vol. 77. P. 1–34. DOI: [10.1016/j.mser.2014.01.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.01.001).
- Song G.-L. Corrosion electrochemistry of magnesium (Mg) and its alloys // *Corrosion of Magnesium Alloys*. Sawston: Woodhead Publishing, 2011. P. 3–65. DOI: [10.1533/9780857091413.1.3](https://doi.org/10.1533/9780857091413.1.3).
- Esmaily M., Svensson J.E., Fajardo S., Birbilis N., Frankel G.S., Virtanen S., Arrabal R., Thomas S., Johansson L.G. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion // *Progress in Materials Science*. 2017. Vol. 89. P. 92–193. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2017.04.011](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.011).
- Parfenov E.V., Kulyasova O.B., Mukaeva V.R., Mingo B., Farrakhov R.G., Cherneikina Y.V., Yerokhin A., Zheng Y.F., Valiev R.Z. Influence of ultra-fine grain structure on corrosion behaviour of biodegradable Mg-1Ca alloy // *Corrosion Science*. 2020. Vol. 163. Article number 108303. DOI: [10.1016/j.corsci.2019.108303](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108303).
- Ma Yingzhong, Wang Dexin, Li Hongxiang, Yuan Fulong, Yang Changlin, Zhang Jishan. Microstructure, mechanical and corrosion properties of novel quaternary biodegradable extruded Mg-1Zn-0.2Ca-xAg alloys // *Materials Research Express*. 2020. Vol. 7. № 1. Article number 015414. DOI: [10.1088/2053-1591/ab6a52](https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6a52).
- Tian Li, Sheng Yifeng, Huang Le et al. An innovative Mg/Ti hybrid fixation system developed for fracture fixation and healing enhancement at load-bearing skeletal site // *Biomaterials*. 2018. Vol. 180. P. 173–183. DOI: [10.1016/j.biomaterials.2018.07.018](https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2018.07.018).
- Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Бегун М.Э. О совместимости хирургических имплантатов из биорезорбируемых магниевых сплавов с медицинскими изделиями из титановых сплавов // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3-1. С. 106–114. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-106-114](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-106-114).
- Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg-1Zn-0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid // *Letters on Materials*. 2020. Vol. 10. № 2. P. 217–222. DOI: [10.22226/2410-3535-2020-2-217-222](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-2-217-222).
- Мягих П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л. Влияние структуры на кинетику и стадийность процесса коррозии биорезорбируемых магниевых сплавов ZX10 и WZ31 // *Frontier Materials & Technologies*.

- gies. 2022. № 2. С. 63–73. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-63-73](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-63-73).
14. Zheng Jie, Chen Zhe, Yan Zhaoming, Zhang Zhimin, Wang Qiang, Xue Yong. Preparation of ultra-high strength Mg–Gd–Y–Zn–Zr alloy by pre-ageing treatment prior to extrusion // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 894. Article number 162490. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.162490](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162490).
 15. Schäublin R.E., Becker M., Cihova M., Gerstl S.S.A., Deiana D., Hébert C., Pogatscher S., Uggowitz P.J., Löffler J.F. Precipitation in lean Mg–Zn–Ca alloys // *Acta Materialia*. 2022. Vol. 239. Article number 118223. DOI: [10.1016/j.actamat.2022.118223](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118223).
 16. Martynenko N., Anisimova N., Kiselevskiy M. et al. Structure, mechanical characteristics, biodegradation, and in vitro cytotoxicity of magnesium alloy ZX11 processed by rotary swaging // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2020. Vol. 8. № 4. P. 1038–1046. DOI: [10.1016/j.jma.2020.08.008](https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.008).
 17. Liu Shimeng, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Yin Xiunan. Effect of Zn content on hot tearing susceptibility of LPSO enhanced Mg–Zn_x–Y₂–Zr_{0.06} alloys with different initial mold temperatures // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 904. Article number 163963. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.163963](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163963).
 18. Li C.Q., Xu D.K., Zeng Z.R., Wang B.J., Sheng L.Y., Chen X.B., Han E.H. Effect of volume fraction of LPSO phases on corrosion and mechanical properties of Mg–Zn–Y alloys // *Materials and Design*. 2017. Vol. 121. P. 430–441. DOI: [10.1016/j.matdes.2017.02.078](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.078).
 19. Zong Ximei, Zhang Jinshan, Liu Wei, Zhang Yatong, You Zhiyong, Xu Chunxiang. Corrosion Behaviors of Long-Period Stacking Ordered Structure in Mg Alloys Used in Biomaterials: A Review // *Advanced Engineering Materials*. 2018. Vol. 20. № 7. P. 1–26. DOI: [10.1002/adem.201800017](https://doi.org/10.1002/adem.201800017).
 20. Azzeddine H., Hanna A., Dakhouche A. Exploring the Corrosion Performance of AZ31 Magnesium Alloy under Acidic and Alkaline Conditions // *Physics of Metals and Metallography*. 2024. P. 1–8. DOI: [10.1134/S0031918X24600258](https://doi.org/10.1134/S0031918X24600258).
 21. Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л. Зависимость процесса коррозии биорезорбируемого сплава ZX10 от структурных факторов и локального уровня pH // *Frontier Materials & Technologies*. 2023. № 2. С. 59–76. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-3).
 2. Butler T.J., Jackson R.W., Robson J.Y., Owen R.J.T., Delves H.T., Sieniawska C.E., Rose J.D.G. In vivo degradation of tungsten embolisation coils. *British Journal of Radiology*, 2000, vol. 73, no. 870, pp. 601–603. DOI: [10.1259/bjr.73.870.10911782](https://doi.org/10.1259/bjr.73.870.10911782).
 4. Peuster M., Fink C., Wohlsein P., Bruegmann M., Günther A., Kaese V., Niemeyer M., Haferkamp H., Schnakenburg C.V. Degradation of tungsten coils implanted into the subclavian artery of New Zealand white rabbits is not associated with local or systemic toxicity. *Biomaterials*, 2003, vol. 24, no. 3, pp. 393–399. DOI: [10.1016/S0142-9612\(02\)00352-6](https://doi.org/10.1016/S0142-9612(02)00352-6).
 5. Zheng Y.F., Gu X.N., Witte F. Biodegradable metals. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2014, vol. 77, pp. 1–34. DOI: [10.1016/j.mser.2014.01.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2014.01.001).
 6. Song G.-L. Corrosion electrochemistry of magnesium (Mg) and its alloys. *Corrosion of Magnesium Alloys*. Sawston, Woodhead Publ., 2011, pp. 3–65. DOI: [10.1533/9780857091413.1.3](https://doi.org/10.1533/9780857091413.1.3).
 7. Esmaily M., Svensson J.E., Fajardo S., Birbilis N., Frankel G.S., Virtanen S., Arrabal R., Thomas S., Johansson L.G. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion. *Progress in Materials Science*, 2017, vol. 89, pp. 92–193. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2017.04.011](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.04.011).
 8. Parfenov E.V., Kulyasova O.B., Mukaeva V.R., Mingo B., Farrakhov R.G., Cherneikina Y.V., Yerokhin A., Zheng Y.F., Valiev R.Z. Influence of ultra-fine grain structure on corrosion behaviour of biodegradable Mg–1Ca alloy. *Corrosion Science*, 2020, vol. 163, article number 108303. DOI: [10.1016/j.corsci.2019.108303](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2019.108303).
 9. Ma Yingzhong, Wang Dexin, Li Hongxiang, Yuan Fulong, Yang Changlin, Zhang Jishan. Microstructure, mechanical and corrosion properties of novel quaternary biodegradable extruded Mg–1Zn–0.2Ca–xAg alloys. *Materials Research Express*, 2020, vol. 7, no. 1, article number 015414. DOI: [10.1088/2053-1591/ab6a52](https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab6a52).
 10. Tian Li, Sheng Yifeng, Huang Le et al. An innovative Mg/Ti hybrid fixation system developed for fracture fixation and healing enhancement at load-bearing skeletal site. *Biomaterials*, 2018, vol. 180, pp. 173–183. DOI: [10.1016/j.biomaterials.2018.07.018](https://doi.org/10.1016/j.biomaterials.2018.07.018).
 11. Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л., Бегун М.Е. On the compatibility of surgical implants of bioresorbable magnesium alloys with medical devices of titanium alloys. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3-1, pp. 106–114. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-1-106-114](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-1-106-114).
 12. Merson D.L., Brilevsky A.I., Myagkikh P.N., Markushchev M.V., Vinogradov A. Effect of deformation processing of the dilute Mg–1Zn–0.2Ca alloy on the mechanical properties and corrosion rate in a simulated body fluid. *Letters on Materials*, 2020, vol. 10, no. 2, pp. 217–222. DOI: [10.22226/2410-3535-2020-2-217-222](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-2-217-222).
 13. Мягких П.Н., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мерсон Д.Л. Structure effect on the kinetics and staging of the corrosion process of biodegradable ZX10 and WZ31 magnesium alloys. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 63–73. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-63-73](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-63-73).
 14. Zheng Jie, Chen Zhe, Yan Zhaoming, Zhang Zhimin, Wang Qiang, Xue Yong. Preparation of ultra-high strength Mg–Gd–Y–Zn–Zr alloy by pre-ageing treatment prior to extrusion. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 894, article number 162490. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.162490](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.162490).

REFERENCES

1. Antoniac I., Popescu D., Zapciu A., Antoniac A., Miculescu F., Moldovan H. Magnesium filled polylactic acid (PLA) material for filament based 3D printing. *Materials (Basel)*, 2019, vol. 12, no. 5, pp. 1–13. DOI: [10.3390/ma12050719](https://doi.org/10.3390/ma12050719).
2. Yang Youwen, He Chongxian, E Dianyuan, Yang Wenjing, Qi Fangwei, Xie Deqiao, Shen Lida, Peng Shuping, Shuai Cijun. Mg bone implant: Features, developments and perspectives. *Materials and Design*, 2020, vol. 185, article number 108259. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108259](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108259).

15. Schäublin R.E., Becker M., Cihova M., Gerstl S.S.A., Deiana D., Hébert C., Pogatscher S., Uggowitz P.J., Löffler J.F. Precipitation in lean Mg–Zn–Ca alloys. *Acta Materialia*, 2022, vol. 239, article number 118223. DOI: [10.1016/j.actamat.2022.118223](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2022.118223).
16. Martynenko N., Anisimova N., Kiselevskiy M. et al. Structure, mechanical characteristics, biodegradation, and in vitro cytotoxicity of magnesium alloy ZX11 processed by rotary swaging. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2020, vol. 8, no. 4, pp. 1038–1046. DOI: [10.1016/j.jma.2020.08.008](https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.008).
17. Liu Shimeng, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Yin Xiunan. Effect of Zn content on hot tearing susceptibility of LPSO enhanced Mg–Zn_x–Y₂–Zr_{0.06} alloys with different initial mold temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 904, article number 163963. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.163963](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163963).
18. Li C.Q., Xu D.K., Zeng Z.R., Wang B.J., Sheng L.Y., Chen X.B., Han E.H. Effect of volume fraction of LPSO phases on corrosion and mechanical properties of Mg–Zn–Y alloys. *Materials and Design*, 2017, vol. 121, pp. 430–441. DOI: [10.1016/j.matdes.2017.02.078](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.02.078).
19. Zong Ximei, Zhang Jinshan, Liu Wei, Zhang Yatong, You Zhiyong, Xu Chunxiang. Corrosion Behaviors of Long-Period Stacking Ordered Structure in Mg Alloys Used in Biomaterials: A Review. *Advanced Engineering Materials*, 2018, vol. 20, no. 7, pp. 1–26. DOI: [10.1002/adem.201800017](https://doi.org/10.1002/adem.201800017).
20. Azzeddine H., Hanna A., Dakhouche A. Exploring the Corrosion Performance of AZ31 Magnesium Alloy under Acidic and Alkaline Conditions. *Physics of Metals and Metallography*, 2024, pp. 1–8. DOI: [10.1134/S0031918X24600258](https://doi.org/10.1134/S0031918X24600258).
21. Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A., Merson D.L. The dependence of the biodegradable ZX10 alloy corrosion process on the structural factors and local pH level. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 2, pp. 59–76. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-2-64-3](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-2-64-3).

Electrochemical interaction between biodegradable ZX10 and WZ31 magnesium alloys and medical Ti6Al4V titanium alloy

Pavel N. Myagkikh^{*1}, PhD (Engineering),

junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

Evgeny D. Merson², PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

Vitaly A. Poluyanov³, PhD (Engineering),

junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

Dmitry L. Merson⁴, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics),

Professor, Director of the Research Institute of Advanced Technologies

Marina E. Begun, student,

technician of the Research Institute of Advanced Technologies

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: p.myagkikh@tltu.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

Received 08.05.2024

Revised 09.10.2024

Accepted 07.11.2024

Abstract: Magnesium-based alloys are a modern material for the production of biodegradable (self-dissolving) surgical implants. Magnesium is a metal with the most negative electrode potential of all structural materials: –2.37 V. This means that close arrangement of implants made of magnesium, and for example, titanium alloys will lead to the occurrence of a galvanic effect, and accelerated electrochemical corrosion of magnesium. However, it is unknown how the ratio of the areas of titanium and magnesium products affects the magnitude of this effect. This work covers this issue. In the presented study, cylindrical samples of biodegradable ZX10 and WZ31 magnesium alloys were placed in physiological Ringer’s solution at a distance of 3 cm, from a sample of medical Ti6Al4V alloy of the same shape and size. During the test, the temperature of the corrosive environment was maintained at 37 °C. The series of experiments included corrosion tests lasting three days with the participation of one, two or four magnesium samples, thus the area ratios between the titanium and magnesium alloy were 1:1, 1:2 and 1:4. It was found that for both magnesium alloys, with an increase in the area ratio, the effect of electrochemical action decreases significantly, which is expressed in a decrease in the corrosion rate. At the same time, for the WZ31 alloy, the effect of the presence of Ti6Al4V on the corrosion rate is significantly weaker than for ZX10, which is explained by the presence of the LPSO phase in the alloy, as well as a more alloyed matrix and, accordingly, having a more positive electrode potential.

Keywords: surgical implants; electrochemical corrosion; biodegradable materials; magnesium alloys; ZX10; WZ31; titanium alloys; Ti6Al4V; medical materials; corrosion rate; electrode potential.

Acknowledgments: The research was financially supported by the Russian Science Foundation, project No. 23-23-10041 (<https://rscf.ru/project/23-23-10041/>), project No. 23-19-00636 (<https://rscf.ru/project/23-19-00636/>).

For citation: Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A., Merson D.L., Begun M.E. Electrochemical interaction between biodegradable ZX10 and WZ31 magnesium alloys and medical Ti6Al4V titanium alloy. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 63–71. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-4-70-6](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-4-70-6).

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

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

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

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

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

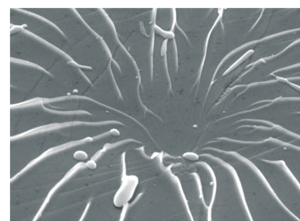
ШФМ знаменита еще и замечательными капустниками, которые организуются силами самих ее участников – людей, талантливых во всех отношениях.

Очередная, 11-я ШФМ, которая, как и всегда, прошла на самом высоком уровне, надолго запомнится ее участникам.

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

I Международная школа

«Физическое материаловедение»



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

*Первое
информационное сообщение*

Интенсификация процесса равноканального углового прессования с помощью ультразвуковых колебаний

Рубаник Василий Васильевич^{1,3}, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией физики металлов, член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси

Ломач Марина Сергеевна^{*1,4}, младший научный сотрудник

Рубаник Василий Васильевич мл.^{1,5}, доктор технических наук, профессор, директор

*Луцко Валерий Федорович*¹, старший научный сотрудник

*Гусакова Софья Викторовна*², кандидат физико-математических наук,

ведущий инженер радиационной и вакуумной аппаратуры сектора обслуживания научных исследований

¹Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси, Витебск (Республика Беларусь)

²Белорусский государственный университет, Минск (Республика Беларусь)

*E-mail: ita@vitebsk.by

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0350-1180>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-9930-1798>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9268-0167>

Поступила в редакцию 30.06.2023

Пересмотрена 09.10.2024

Принята к публикации 28.10.2024

Аннотация: Представлен новый способ равноканального углового прессования (РКУП) с использованием мощных ультразвуковых колебаний (УЗК). Разработано оригинальное устройство ультразвукового РКУП, в котором волновод с матрицей выполнены как единое целое, а элементы крепления волновода расположены в узловой плоскости механических смещений стоячей волны, возбуждение которой происходит непосредственно в матрице и заготовке в процессе прессования. Впервые предложено передавать УЗК в зону пересечения каналов матрицы, через которые перемещается заготовка, не через пуансон, а посредством возбуждения колебаний в самой матрице, т. е. матрица одновременно является волноводом продольных УЗК. Это позволило многократно повысить эффективность ультразвукового воздействия за счет снижения сил трения между поверхностью заготовки и поверхностью каналов матрицы, а также за счет снижения деформационных усилий в зоне пересечения каналов матрицы, где происходит простой сдвиг деформируемого металла. В результате по сравнению с известными способами ультразвукового РКУП, в которых снижение усилия прессования составляет менее 15 %, возбуждение УЗК непосредственно в волноводе-матрице позволило снизить усилие прессования в 1,5–4 раза. При этом существенно меняется и структура прессуемых материалов: уменьшается размер зерен и их кристаллографические ориентировки, увеличивается микротвердость. Изменения фазового состава для всех образцов, полученных РКУП с УЗК и по обычной технологии, не наблюдается.

Ключевые слова: равноканальное угловое прессование; РКУП; ультразвуковые колебания; УЗК; объемное наноструктурирование; интенсивная пластическая деформация; ИПД; волновод; матрица; деформационные усилия; зеренная структура; цинк; алюминий.

Благодарности: Работа выполнена при поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (проект № Т22КИТГ-011).

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

Для цитирования: Рубаник В.В., Ломач М.С., Рубаник В.В. мл., Луцко В.Ф., Гусакова С.В. Интенсификация процесса равноканального углового прессования с помощью ультразвуковых колебаний // *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 4. С. 73–85. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-7.

ВВЕДЕНИЕ

Получение объемных наноструктурированных металлических материалов является актуальным и востребованным направлением современного материаловедения. Такие металлы и сплавы привлекательны для инновационных применений, так как обладают уникальными свойствами. При этом особенности структуры таких материалов (доля мало- и большеугловых границ, размер зерен и др.) определяются методами их получения. Наиболее распространены и изучены два

метода интенсивной пластической деформации (ИПД): равноканальное угловое прессование (РКУП) и кручение под высоким давлением.

РКУП, как метод ИПД металлических материалов, с помощью которого стало возможно получать заготовки с мелкозернистой структурой за счет объемного наноструктурирования, было предложено В.М. Сегалом с сотрудниками в 70-х гг. XX в. [1] и с начала 90-х гг. стало применяться для ИПД с целью получения субмикронных и наноразмерных металлических структур [2].

Такие структуры обладают существенно лучшими механическими свойствами, оптимально сочетающими прочность и пластичность. В частности, метод применяется для получения субмикронных кристаллических структур таких металлов, как Pd, Fe, Ni, Co, сплавов на основе Al, Mg, Ti, Zn и др. Метод ИПД посредством РКУП заключается в продавливании образцов через пересекающиеся под определенным углом каналы матрицы постоянного поперечного сечения. В результате образцы подвергаются сдвиговой деформации в зоне пересечения каналов, что приводит к изменению их структуры и физико-механических свойств¹ [3]. Таким образом, при проведении РКУП возможно накапливать сколь угодно большую деформацию сдвига без изменения размеров заготовки. В процессе прохождения через каналы суммарные сдвиговые характеристики в металлическом образце могут быть изменены за счет его вращения между отдельными проходами, т. е. структурообразование в процессе деформации напрямую зависит от маршрута РКУП [4]. Повторными проходами заготовки через пересекающиеся каналы можно добиться накопления желаемой степени деформации и в результате – необходимых структурных изменений. При этом геометрическая форма образца, за исключением областей вблизи его концов, не изменяется. Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура образцов с преимущественно большеугловыми разориентировками границ зерен, полученных методом РКУП, зависит от многих параметров: числа проходов, маршрута, температуры деформации, угла пересечения каналов, радиуса закругления в месте пересечения каналов, скорости прохода образца, материала образца, вида смазки [2; 5].

Одним из способов снижения деформационных усилий при обработке металлов давлением (ОМД) является использование ультразвуковых колебаний (УЗК), для чего разрабатываются различные устройства и схемы подвода УЗК к очагу деформации [6; 7]. При этом ультразвуковое воздействие в процессе ОМД приводит и к изменению структуры и физико-механических свойств материалов. В зависимости от частоты, амплитуды УЗК, локальности воздействия можно достичь как упрочнения металла, так и его разупрочнения, пластификации [6].

ОМД с наложением УЗК широко начали применять после открытия акустопластического эффекта [8]. Эффект заключался в резком снижении напряжения пластического течения металла при ультразвуковом воздействии. Степень снижения зависит от многих факторов, в первую очередь от мощности ультразвукового воздействия и технологических параметров процессов ОМД. В частности, колебательная скорость ультразвукового инструмента должна быть намного выше скорости деформации металла [6; 7]. С этой точки зрения РКУП является идеальным процессом для интенсификации его с помощью УЗК, так как скорости прессования небольшие (кроме РКУП взрывом), а силы трения велики, т. е. УЗК, снижая силы трения, должны влиять как на силовые условия протекания процесса РКУП, так и на свойства получаемых заготовок [6; 7]. Однако, несмотря на

очевидность эффективности ультразвукового воздействия на РКУП, УЗК в данном процессе до недавнего времени не применяли из-за сложности ввода их в очаг деформации. Авторы изучали уменьшение силы трения скольжения металлов с помощью продольных или поперечных УЗК² [9]. Результаты их исследования показали, что колебания в продольном или поперечном направлении можно использовать для значительного уменьшения сил трения скольжения между взаимодействующими поверхностями. В работах [10; 11] численно исследовался эффект от наложения УЗК на пуансон во время процесса РКУП. Расчеты показали, что должно происходить уменьшение силы деформирования, которое зависит от амплитуды колебаний и скорости перемещения пуансона.

Действительно, результаты экспериментальных исследований РКУП алюминиевых сплавов с ультразвуковым воздействием на деформируемый металл через пуансон подтвердили, что использование УЗК снижает усилие прессования на 10 % [11]. При этом значительное влияние на снижение усилия прессования оказывают амплитуда и частота УЗК [11–13]. Использование УЗК при РКУП приводит к увеличению предела текучести, предела прочности и твердости металлических материалов [12; 14]. Недостатком предложенного способа ультразвукового воздействия на РКУП является низкая эффективность [10; 12; 15]. Это связано с невозможностью ввода в очаг деформации значительной ультразвуковой энергии через пуансон, который является элементом акустической системы – волноводом продольных УЗК.

В Институте технической акустики Национальной академии наук Беларуси разработано оригинальное устройство ультразвукового РКУП, в котором волновод с матрицей выполнены как единое целое с общей длиной, равной

$$l = n \frac{\lambda}{2},$$

где λ – длина продольной ультразвуковой волны в материале матрицы-волновода;
 n – целое число.

Элементы крепления волновода располагают в узловой плоскости механических смещений стоячей волны, возбуждение которой происходит непосредственно в матрице и заготовке в процессе прессования [16].

Цель работы – интенсификация процесса равноканального углового прессования с помощью ультразвуковых колебаний, а также изучение их влияния на силовые характеристики РКУП металлических материалов и свойства получаемых образцов при возбуждении УЗК в матрице, т. е. непосредственно в зоне деформирования.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве материала выбран цинк чистотой 99,9 мас. % и алюминиевый сплав А7 стандартного химического состава (таблица 1).

¹ Shivashankara B.S., Gopi K.R., Pradeep S., Raghavendra Rao R. Investigation of mechanical properties of ECAP processed AL7068 aluminium alloy // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2021. Vol. 1189. Article number 012027. DOI: [10.1088/1757-899X/1189/1/012027](https://doi.org/10.1088/1757-899X/1189/1/012027).

² Gudimetla K., Kumar S.R., Ravisankar B., Prathipati R.P., Kumaran S. Consolidation of commercial pure aluminum particles by hot ECAP // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2018. Vol. 330. Article number 012031. DOI: [10.1088/1757-899X/330/1/012031](https://doi.org/10.1088/1757-899X/330/1/012031).

Таблица 1. Химический состав материала А7 (ГОСТ 11069-2001), %
 Table 1. Chemical composition of the А7 material (GOST 11069-2001), %

Fe	Si	Mn	Ti	Al	Cu	Mg	Zn	Ga	Примеси
≤0,16	≤0,15	≤0,03	≤0,01	min 99,7	≤0,01	≤ 0,02	≤0,04	≤0,03	прочие, каждая 0,02

Исходные образцы из цинка и алюминиевого сплава А7 имели длину 20 мм и диаметр 5 мм. Источником УЗК служил ультразвуковой генератор мощностью 4,0 кВт с магнитоэлектрическим преобразователем ПМС-15А-18 (Россия). Амплитуда колебаний на торце волновода-матрицы – до 30 мкм, частота колебаний составляла ~18 кГц. Процесс РКУП осуществляли при температуре 20–22 °С с помощью гидравлического ручного пресса ППП со скоростью перемещения пуансона 4÷10 мм/с.

Структуру образцов исследовали на оптическом микроскопе MICRO-200 (Республика Беларусь), а также с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) марки LEO1455VP (Германия). Полученные растровые электронно-микроскопические изображения были адаптированы к программной среде NEXSYS ImageExpert Pro 3. Зернистая структура исследовалась методом дифракции обратно отраженных электронов (ДОО), реализованным с помощью дифракционной приставки фазового анализа HKL EBSD Premium System Channel 5 (Великобритания) к СЭМ. Для определения ориентации зеренной структуры приготавливались продольные (в направлении деформации) шлифы образцов как в цинке, так и в алюминиевом сплаве.

При помощи микротвердомера ПМТ-3М (Россия) была определена микротвердость образцов цинка и алюминиевого сплава после обычного РКУП и РКУП с УЗК. Значение микротвердости определяли по методу Виккерса замером длин диагоналей отпечатка с учетом величины нагрузки, равной 0,196 Н. Для расчета значения микротвердости бралась средняя величина четырех замеров в каждой рассматриваемой области.

При прессовании образцов использовали графитовую смазку. Заготовки цинка и алюминиевого сплава А7 продавливали через матрицу, имеющую два канала равного сечения диаметром 5 мм, пересекающихся под углом 90° (рис. 1).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Установлено, что наложение УЗК при РКУП цинка и алюминиевого сплава А7 приводит к снижению усилия прессования в 1,5 раза и более (рис. 2). Изменение скорости прессования в пределах 4÷10 мм/с практически не влияет на усилие прессования, а динамика ее изменения определяется величиной перемещения пуансона. После одного прохода РКУП с наложением УЗК (рис. 3 а) микроструктура цинка отличается от микроструктуры цинка,

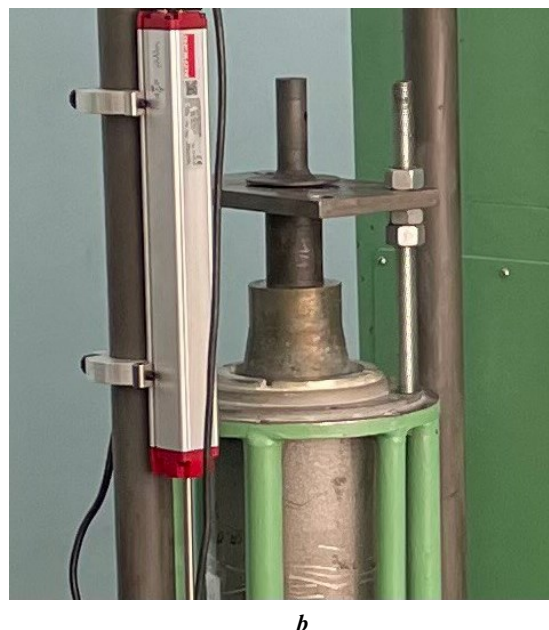
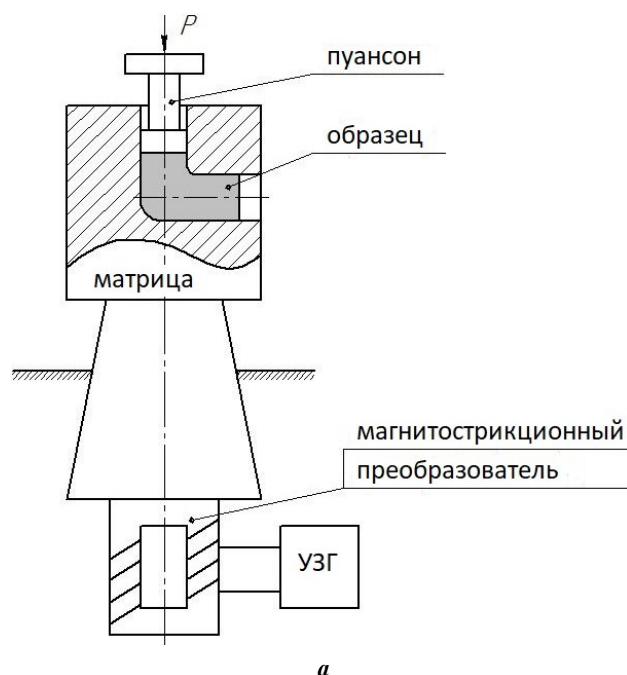


Рис. 1. Схема (а) и внешний вид (б) акустического узла устройства ультразвукового РКУП
 Fig. 1. Schematic (a) and external appearance (b) of the acoustic unit of the ultrasonic assisted ECAP device

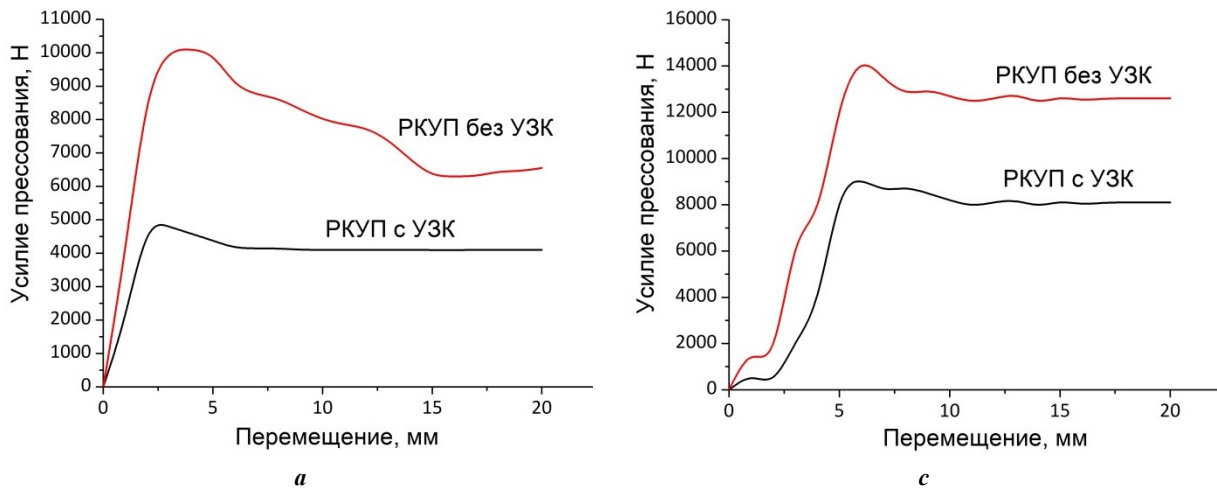


Рис. 2. Зависимость усилия прессования цинка от перемещения пуансона (а) и алюминиевого сплава А7 (б)
Fig. 2. Dependence of the pressing force of zinc on the displacement of the punch (a) and A7 aluminium alloy (b)

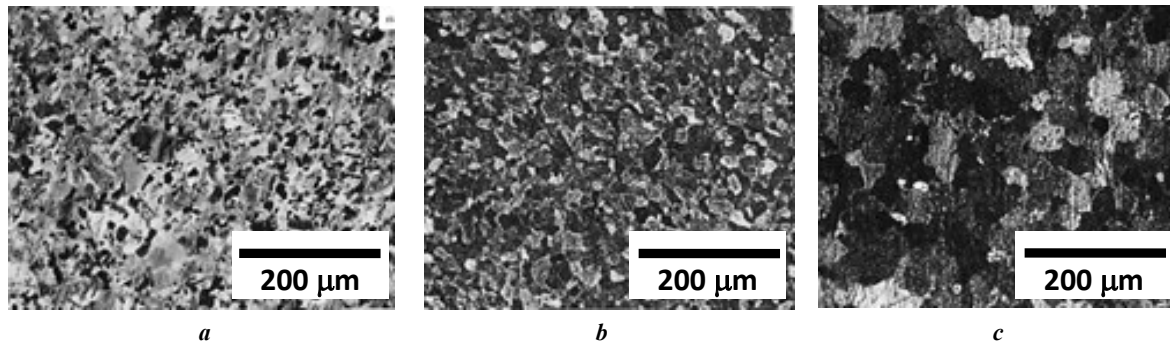


Рис. 3. Микроструктура цинка: а – исходного; б – после 1 прохода РКУП без УЗК; с – после 1 прохода РКУП с УЗК
Fig. 3. Microstructure of zinc: a – initial; b – after 1 pass of ECAP without UV; c – after 1 pass of ECAP with UV

полученного при обычном РКУП (рис. 3 б) и от микроструктуры исходного образца (рис. 3 с). Происходит измельчение зерен, и зерна приобретают более равноосную форму. Процесс измельчения зерен не зависит от изменения скорости прессования в исследуемом диапазоне скоростей.

Результаты исследования анализа зеренной структуры цинка приведены на рис. 4–7. В исходном сплаве средний размер зерен составляет 10,6 мкм. Однако, согласно данным распределения размеров зерен по размерным группам (рис. 6 а), существует большой разброс размеров зерен. Сравнение данных СЭМ-изображений микроструктуры и результатов ДОО позволяет утверждать, что высока объемная доля крупных зерен с размером, превышающим 20 мкм. При этом в крупных зернах наблюдается высокая плотность малоугловых границ зерен, как показано на гистограмме разориентации зерен (рис. 5 а).

После деформации в процессе РКУП средний размер зерен уменьшается до 3,6 мкм (рис. 6 б). Анализ зеренной структуры показывает, что мелкие зерна формируются на границах крупных зерен (рис. 4 б). Доля малоугловых границ в зерне снижается в 2 раза (рис. 5 б). Это позволяет предположить, что в процессе одного прохода РКУП деформация осуществляется за счет движения малоугловых границ к границе зерна.

Поскольку цинк обладает ярко выраженной анизотропией кристаллической решетки и, соответственно, механических свойств, то такой механизм может протекать для зерен, ориентация которых благоприятна.

В образцах, подвергнутых РКУП с наложением УЗК, выявлено уменьшение среднего размера зерна до 2,9 мкм (рис. 7). При этом наблюдается сужение распределения размера зерен по размерным группам и низкая концентрация малоугловых границ зерен, как показано на рис. 4 с и 5 с соответственно. Полученный результат позволяет утверждать, что в процессе деформации при воздействии ультразвука активируется движение дислокаций не только в благоприятно ориентированных зернах, но и во всем объеме образца. Из анализа гистограмм разориентации зерен видно, что в образце цинка, подвергнутом одному проходу РКУП без УЗК и с УЗК, преимущество имеет доля малоугловых границ (рис. 5).

Текстура цинка исследована методом ДОО после РКУП без УЗК (рис. 8 а) и РКУП с УЗК (рис. 8 б). На рис. 8 приведены прямые полюсные фигуры проекций плоскостей $\{0001\}$, $\{10\bar{1}2\}$, $\{10\bar{1}1\}$ на плоскость образца $OX-OY$. В центре круга (рис. 8) располагается проекция нормали к поверхности. Максимальная плотность проекций, расположенных вблизи от центра круга, в обоих случаях приходится на отражение от плоскости (0001) .

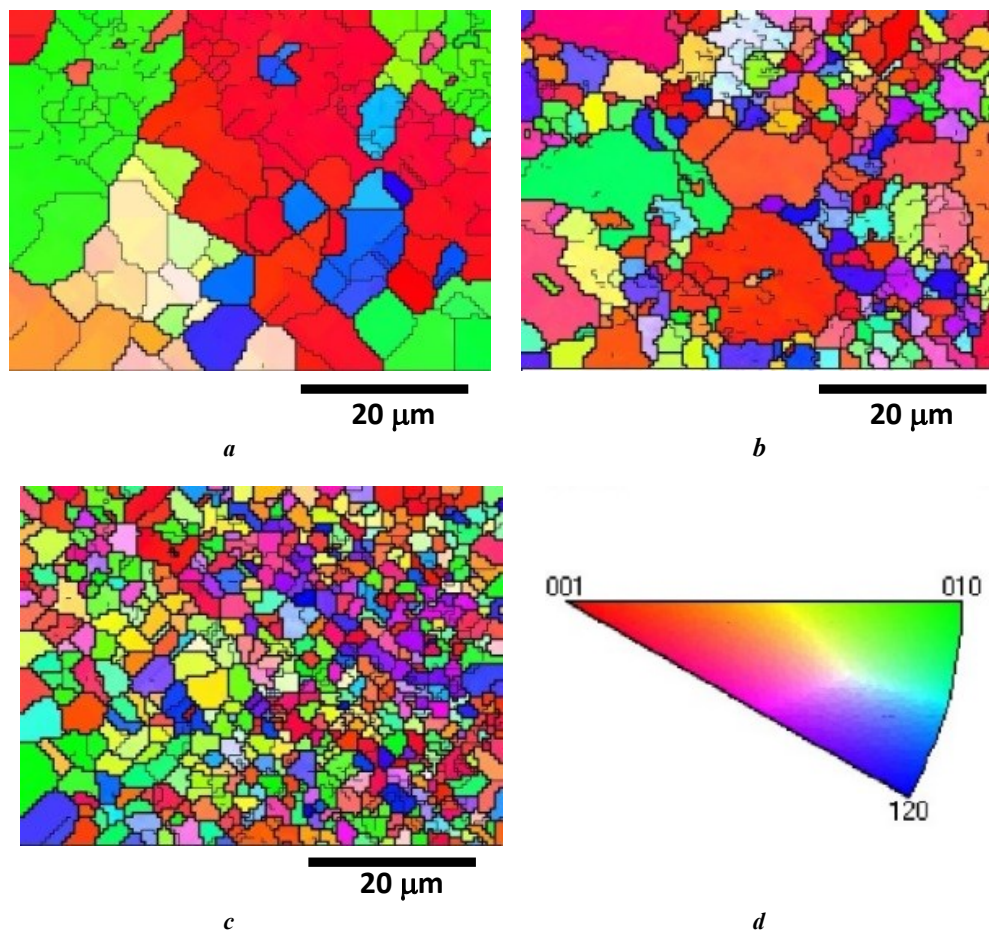


Рис. 4. Зеренная структура цинка: **a** – исходного; **b** – после 1 прохода РКУП без УЗК; **c** – после 1 прохода РКУП с УЗК; **d** – цветовой код.

Жирными черными линиями выделены границы зерен с разориентацией больше 10° , тонкими черными линиями – малоугловые границы с разориентацией больше 2° и меньше 10°

Fig. 4. Grain structure of zinc: **a** – initial; **b** – after 1 pass of ECAP without UV; **c** – after 1 pass of ECAP with UV; **d** – colour code. Bold black lines highlight grain boundaries with a misorientation greater than 10° , thin black lines highlight low-angle boundaries with a misorientation greater than 2° and less than 10°

Среднее значение микротвердости для образцов цинка, полученных РКУП с УЗК, составляло $\sim 30,6$ HV, для образцов без УЗК – $\sim 26,9$ HV. При этом для всех образцов цинка наблюдается небольшое увеличение микротвердости от центра к краям в поперечном сечении.

Что касается алюминиевого сплава А7, то средний размер зерна в исходном образце составлял ~ 16 мкм (рис. 9 а, 10 а). Наложение УЗК в процессе РКУП привело к изменению как размеров, так и формы зерен (рис. 9 б, 9 с). Из анализа гистограмм распределения зерен по размерам следует, что в процессе РКУП происходит их дробление. Средний размер зерна в образце алюминиевого сплава А7 после одного прохода РКУП без УЗК составил 6,0 мкм (рис. 10 б), с УЗК – 3,5 мкм (рис. 11).

В образцах алюминиевого сплава А7, подвергнутых одному проходу РКУП без УЗК, установлено увеличение доли высокоугловых границ и снижение доли малоугловых границ в 2 раза. Наложение ультразвука приводит к тому, что доля малоугловых границ снижается в 4 раза по сравнению с исходным сплавом (рис. 12).

На рис. 13 приведены результаты исследования текстуры алюминиевых образцов. Установлено, что в исходном образце наблюдается ярко выраженная текстура (101). После одного прохода РКУП без ультразвука

доля зерен ориентированных плоскостью (101) уменьшается в 24 раза. После воздействия ультразвука преимущественная ориентация зерен исчезает.

Среднее значение микротвердости для образцов А7, полученных РКУП с УЗК, составляло $\sim 23,4$ HV, для образцов без УЗК – $\sim 19,1$ HV. Наблюдается также небольшое увеличение микротвердости от центра к краям в поперечном сечении.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные в работе результаты показали, что применение УЗК в процессе РКУП снижает силы трения между образцом и матрицей, а значит, и усилие прессования металлических материалов, изменяет структуру и физико-механические свойства деформируемого металла.

Ранее похожий результат был получен для промышленного алюминия AA-1050³. Однако в устройстве, описанном в [12; 15; 17], неэффективно использовалась

³ Donič T., Martikán M., Hadzima B. New unique ECAP system with ultrasound and backpressure // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2014. Vol. 63. Article number 012047. DOI: [10.1088/1757-899X/63/1/012047](https://doi.org/10.1088/1757-899X/63/1/012047).

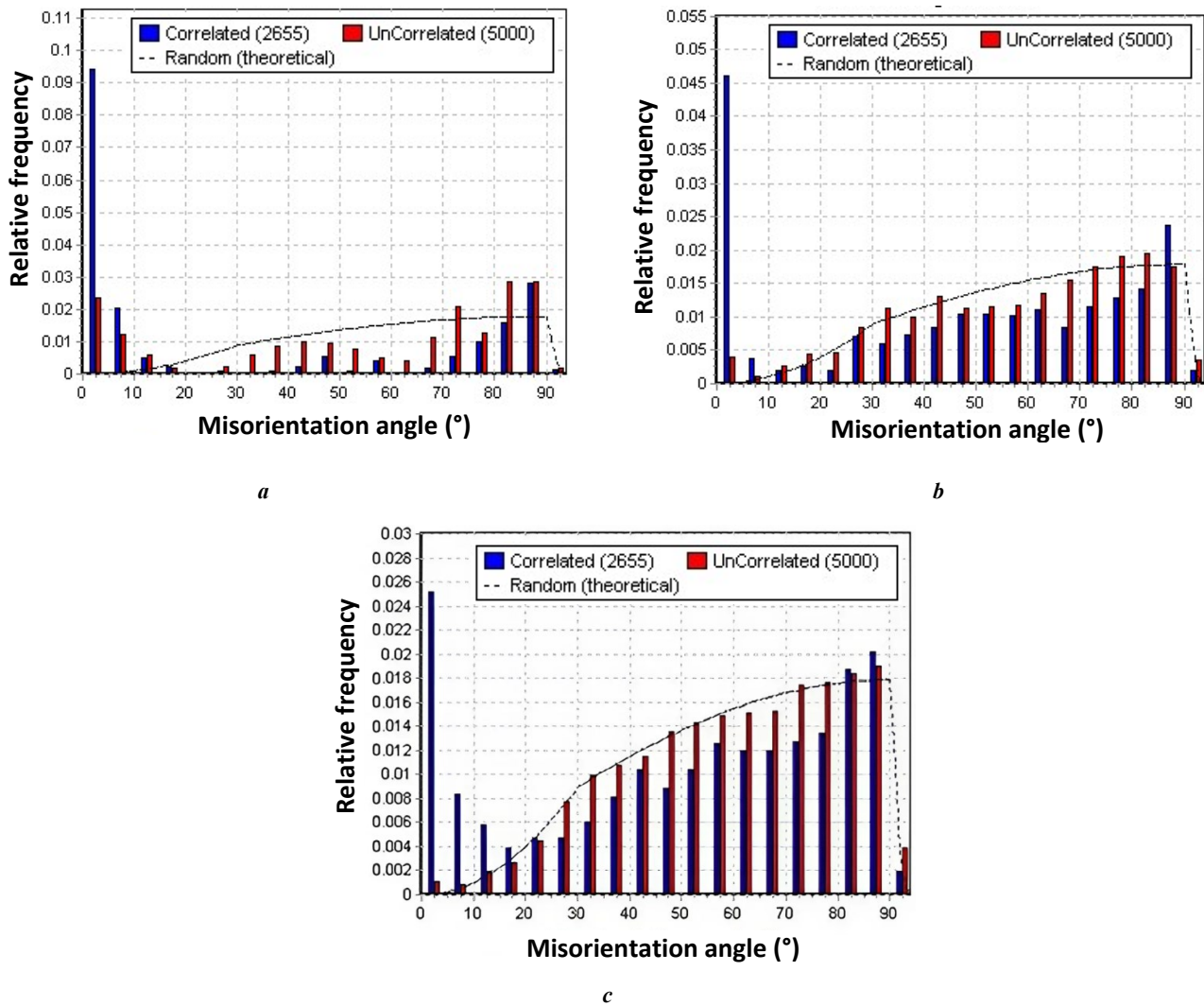


Рис. 5. Гистограммы разориентации зерен цинка:
a – исходного; *b* – после 1 прохода ПКУП без УЗК; *c* – после 1 прохода ПКУП с УЗК
Fig. 5. Histograms of grain misorientation of zinc:
a – initial; *b* – after 1 pass of ECAP without UV; *c* – after 1 pass of ECAP with UV

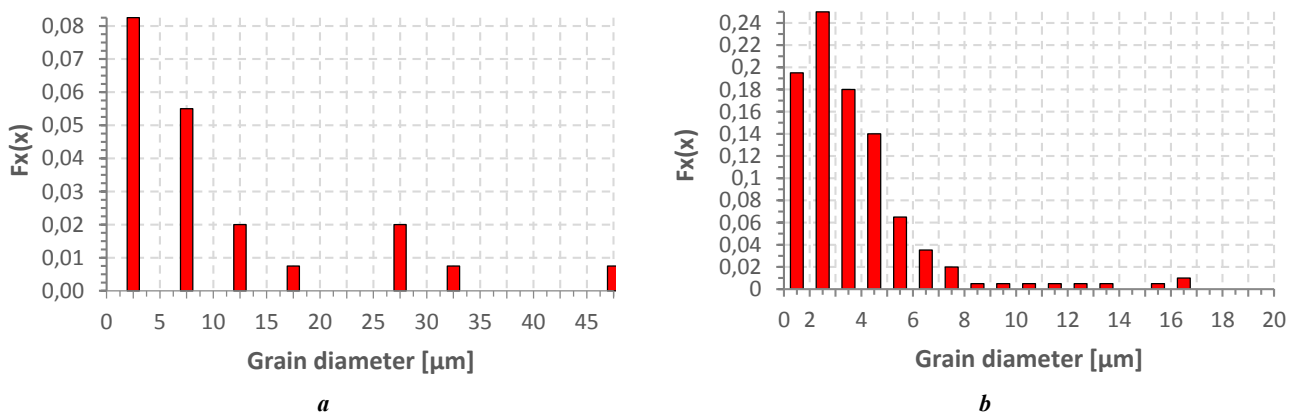


Рис. 6. Гистограммы размеров зерен цинка :
a – исходного; *b* – после 1 прохода ПКУП без УЗК
Fig. 6. Histograms of grain sizes of zinc:
a – initial; *b* – after 1 pass of ECAP without UV

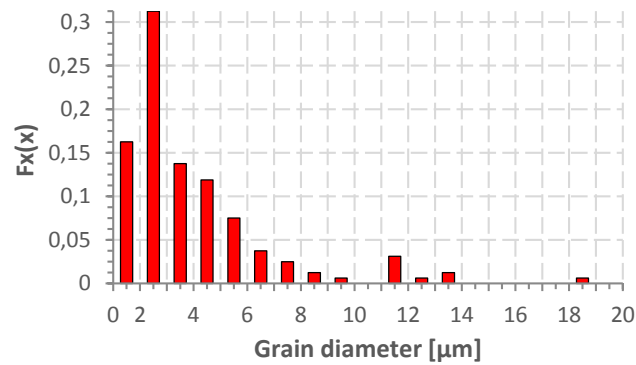


Рис. 7. Гистограммы размеров зерен цинка после 1 прохода РКУП с УЗК
Fig. 7. Histograms of grain sizes of zinc after 1 pass of ECAP with UV

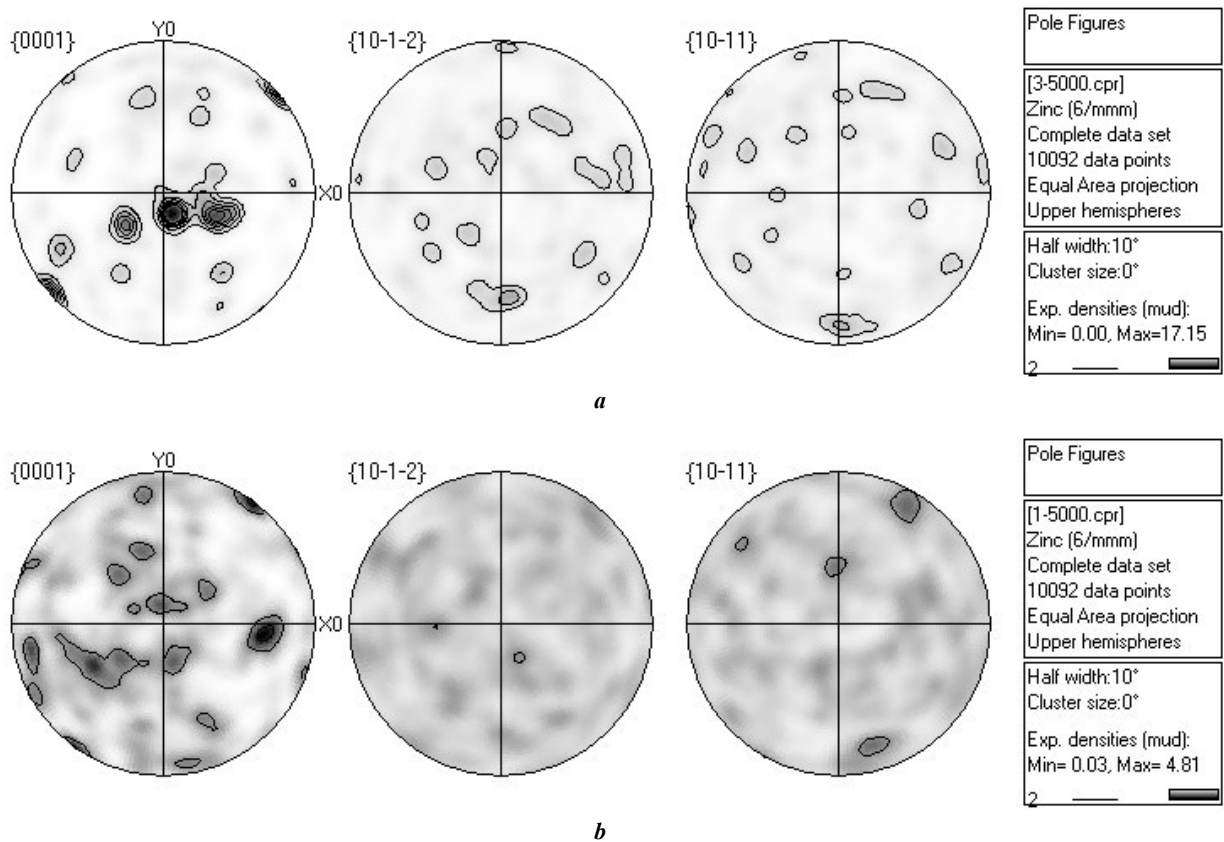


Рис. 8. Прямые полюсные фигуры цинка:
a – после 1 прохода РКУП без УЗК; **b** – после 1 прохода РКУП с УЗК
Fig. 8. Direct pole figures of zinc: **a** – after 1 pass of ECAP without UV; **b** – after 1 pass of ECAP with UV

энергия УЗК. При контакте источника УЗК, в качестве которого выбран магнитострикционный преобразователь с амплитудой колебаний 12 мкм и частотой 20 кГц, с подвижной частью узла деформации (пуансоном) изменяются масса и геометрический размер колебательной системы устройства. В результате этого колебательная система выходит из резонанса, амплитуда колебаний пуансона резко уменьшается. В итоге достигнутое снижение усилия деформации составило менее 15 %.

Результаты исследований, описанных в работе [11], также подтвердили, что использование УЗК снижает усилие прессования, но всего лишь на 10 %: 162,5 и 147,7 кН для обычного РКУП и РКУП с использованием УЗК соответственно. Основная причина этого снижения связана с уменьшением силы контактного трения между образцом и матрицей.

В наших исследованиях воздействие УЗК на образец осуществлялось не через подвижную часть узла деформации (пуансон), а через матрицу [16], т. е. возбуждение

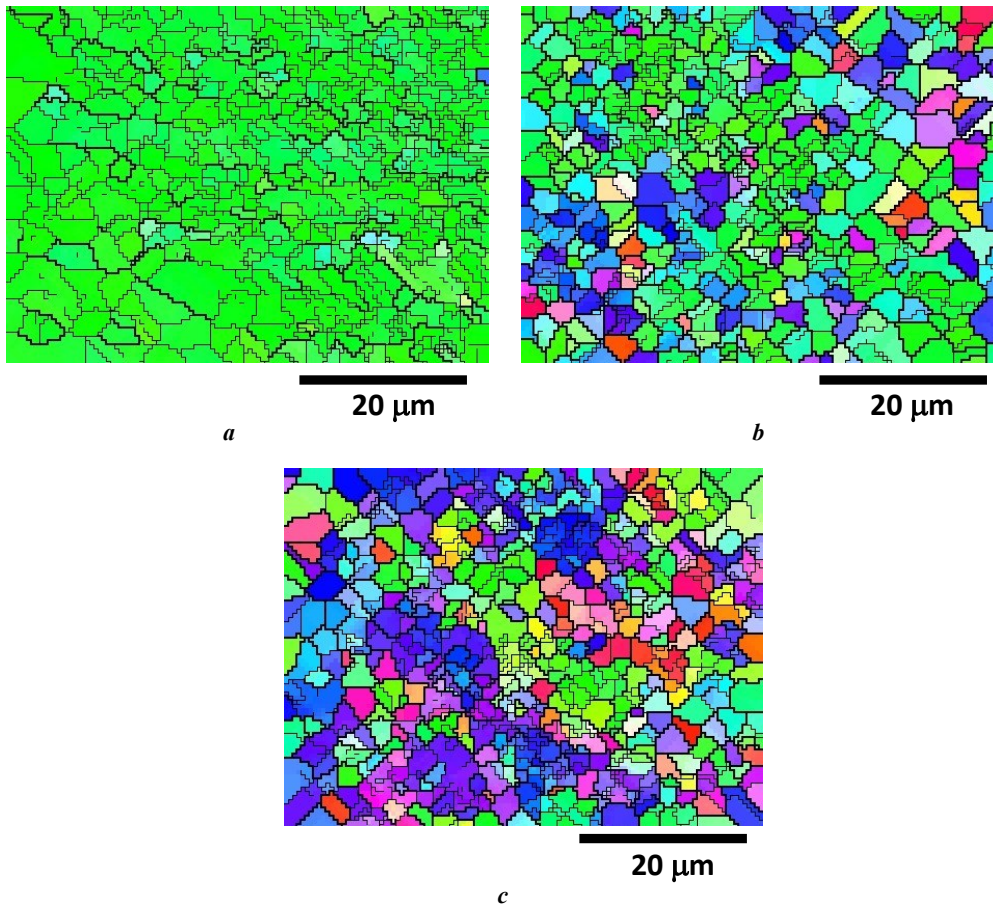


Рис. 9. Зеренная структура алюминиевого сплава А7: **a** – исходного; **b** – после 1 прохода РКУП без УЗК; **c** – после 1 прохода РКУП с УЗК
Fig. 9. Grain structure of the A7 aluminium alloy:
a – initial; **b** – after 1 pass of ECAP without UV; **c** – after 1 pass of ECAP with UV

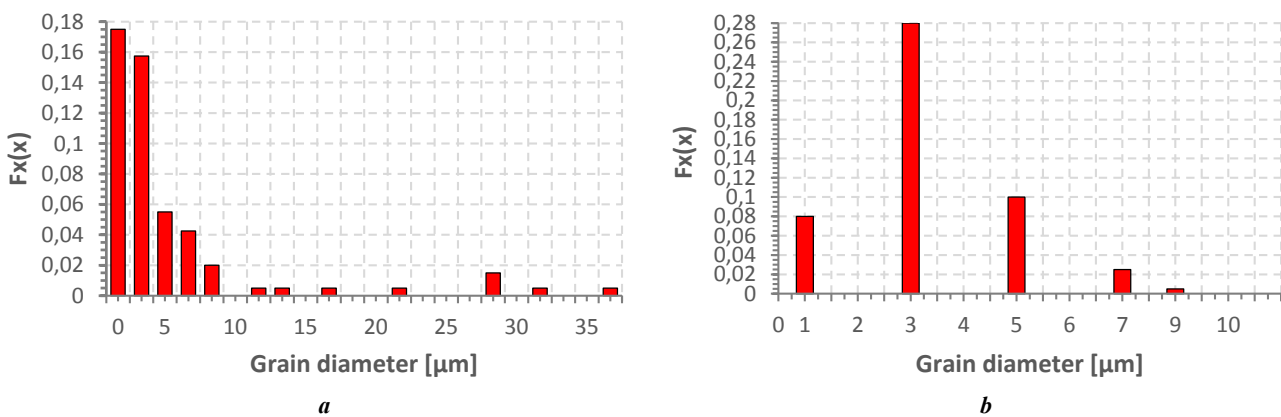


Рис. 10. Гистограммы размеров зерен алюминиевого сплава А7: **a** – исходного; **b** – после 1 прохода РКУП без УЗК
Fig. 10. Histograms of grain sizes of the A7 aluminium alloy: **a** – initial; **b** – after 1 pass of ECAP without UV

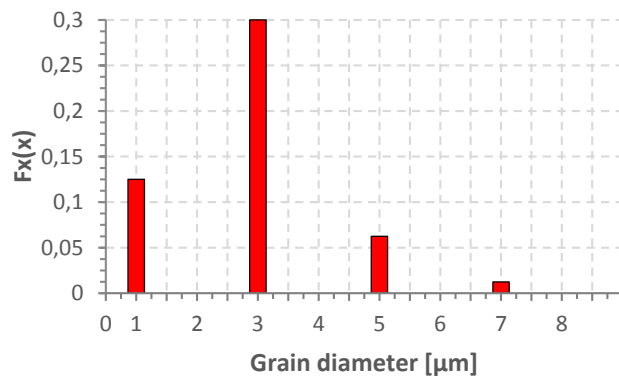


Рис. 11. Гистограммы размеров зерен алюминиевого сплава А7 после 1 прохода РКУП с УЗК
 Fig. 11. Histograms of grain sizes of the A7 aluminium alloy after 1 pass of ECAP with UV

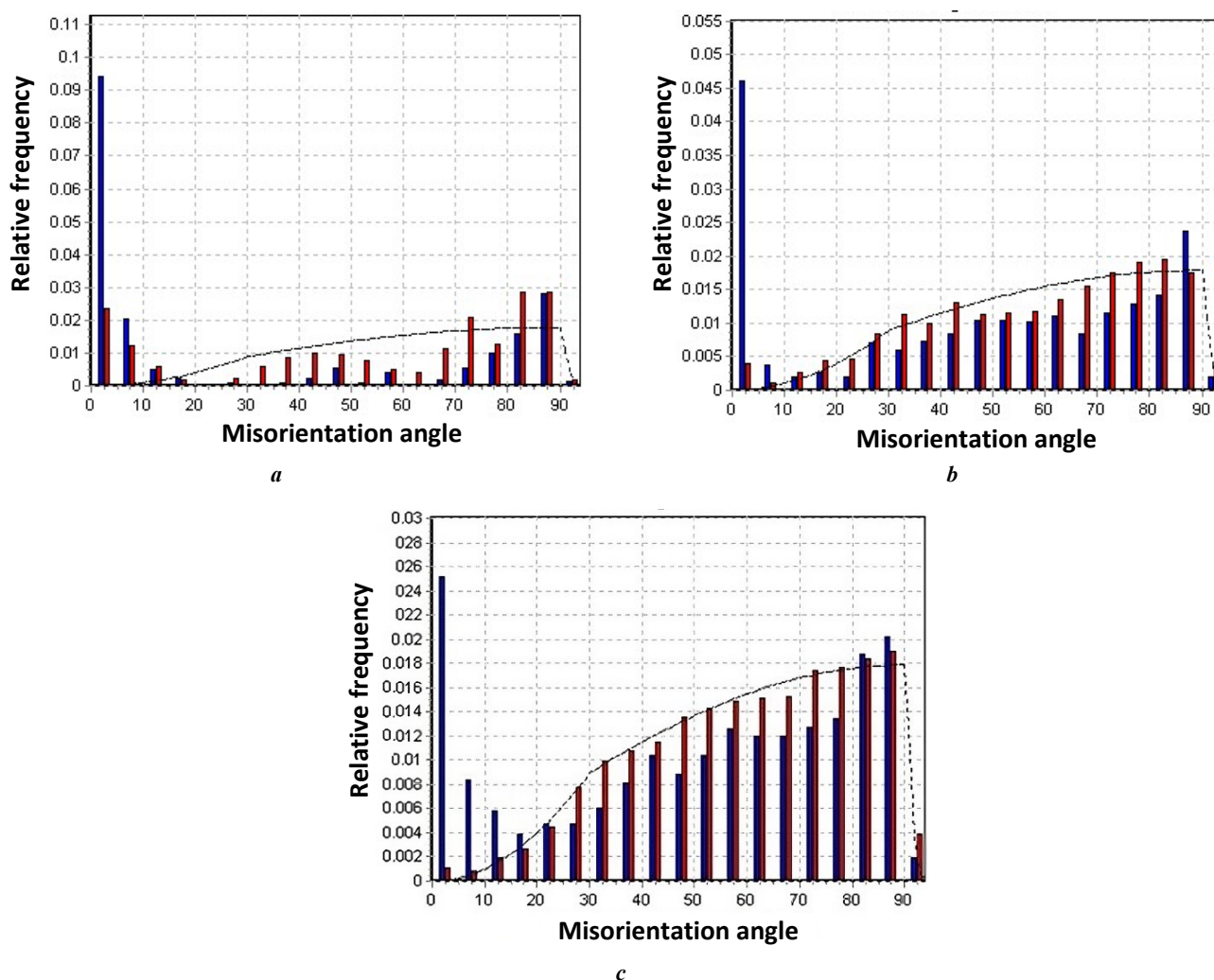


Рис. 12. Гистограммы разориентации зерен алюминиевого сплава А7:
 a – исходного; b – после 1 прохода РКУП без УЗК; c – после 1 прохода РКУП с УЗК
 Fig. 12. Histograms of grain misorientation of the A7 aluminium alloy:
 a – initial; b – after 1 pass of ECAP without UV; c – after 1 pass of ECAP with UV

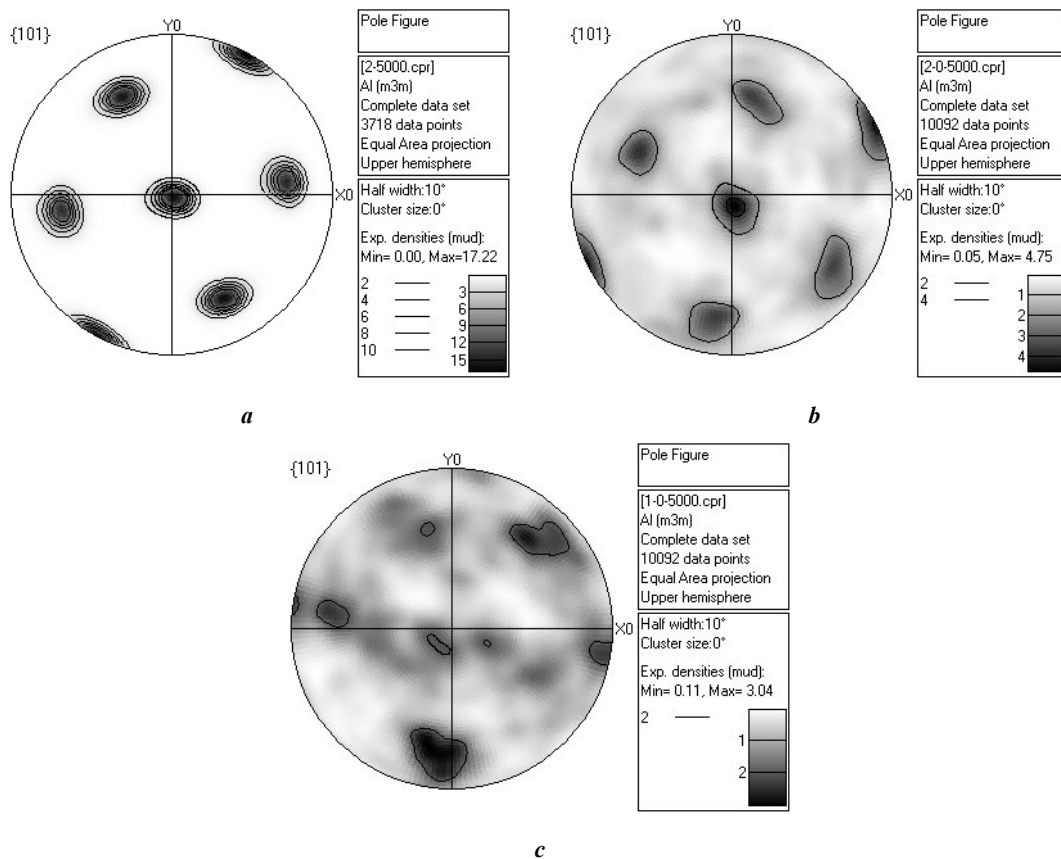


Рис. 13. Прямые полюсные фигуры алюминиевого сплава А7:
a – исходного; *b* – после 1 прохода РКУП без УЗК; *c* – после 1 прохода РКУП с УЗК
Fig. 13. Direct pole figures of the A7 aluminium alloy:
a – initial; *b* – after 1 pass of ECAP without UV; *c* – after 1 pass of ECAP with UV

стоячей ультразвуковой волны происходило непосредственно в матрице и заготовке в процессе РКУП. Использование волновода с матрицей, выполненных как единое целое (волновод-матрица), обеспечило исключение переходной области между ними как таковой. Энергия УЗК при этом подается непосредственно в зону обработки без потерь на границе раздела «волновод – матрица». Отсутствие этой границы обеспечивает также существенное повышение ресурса работы устройства в целом. Одновременно существенно снижается усилие деформации как за счет снижения сил трения между поверхностью пуансона и каналами волновода-матрицы, так и за счет снижения усилий деформационного сдвига металла в зоне пересечения каналов. Степень измельчения структуры заготовки возрастает, происходит облегчение стоков дислокаций заготовки. Что касается разориентации зерен как цинка, так и алюминиевого сплава А7, то преимущество имеет доля малоугловых границ (рис. 5 и 12). Это связано с ростом степени деформации. За один проход РКУП с УЗК и без УЗК сложно добиться однородной равноосной структуры с большим содержанием большеугловых границ зерен. В дальнейшем необходимо проведение РКУП с большим числом проходов как с наложением УЗК, так и без него.

Работа, направленная на совершенствование технологии РКУП как одного из методов ИПД, является актуальной. Использование УЗК при РКУП принципи-

ально изменяет свойства металлов и сплавов при формировании в них УМЗ структур, что позволит в большей мере реализовать сочетание высокой прочности и пластичности. Исследования необычного сочетания прочности и пластичности наноструктурных материалов имеют весьма важное как фундаментальное, так и практическое значение. С фундаментальной точки зрения эти исследования интересны для выяснения новых механизмов деформации. С практической стороны создание наноматериалов с высокой прочностью и пластичностью может резко повысить их усталостную прочность, ударную вязкость, снизить температуру хрупко-вязкого перехода, что позволит повысить срок службы и, следовательно, область применения многих перспективных материалов.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Разработано оригинальное устройство РКУП, в котором волновод с матрицей выполнены как единое целое.

Впервые применен метод РКУП металлических материалов, таких как цинк и алюминиевый сплав А7, с подведением продольных УЗК непосредственно в зону деформирования за счет возбуждения их в матрице-волноводе.

Установлено, что наложение УЗК при РКУП цинка и алюминиевого сплава А7 приводит к снижению усилия

прессования в 1,5 раза и более за счет возбуждения колебаний в самой матрице, которая служила волноводом продольных УЗК.

Изменение скорости прессования в пределах 4–10 мм/с практически не влияет на усилие прессования.

Воздействие УЗК на процесс РКУП также является эффективным способом изменения структуры металлических материалов. Так, после одного прохода микроструктура материала, полученная прессованием с наложением УЗК, существенно отличается от микроструктуры образцов, полученных без УЗК: наблюдается уменьшение размера зерен и изменение их кристаллографической ориентировки, повышение механических свойств деформируемого металла, увеличение микротвердости.

Таким образом, можно утверждать, что ультразвуковое воздействие в процессе РКУП позволяет существенно изменить силовые характеристики процесса и свойства металлических материалов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И. Процессы пластического структурообразования металлов. Минск: Наука и техника, 1994. 231 с.
2. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные материалы: получение, структура и свойства. М.: Академкнига, 2007. 397 с.
3. Khelifa T., Lachhab R., Azzeddine H., Chen Z., Muñoz J.A., Cabrera-Marrero J.M., Brisset F., Helbert A.-L., Baudin T., Khitouni M. Effect of ECAP and subsequent annealing on microstructure, texture, and microhardness of an AA6060 aluminum alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2022. Vol. 31. № 4. P. 2606–2623. DOI: [10.1007/s11665-021-06404-w](https://doi.org/10.1007/s11665-021-06404-w).
4. Пуспасари В., Астава И.Н.Г.П., Хербиrowo С., Мабрури Э. Механические свойства и микроструктура сплава Al–Mg (5052), обработанного методом равноканального углового прессования (РКУП) с вариациями методов РКУП и термической обработки // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2024. Т. 67. № 1. С. 37–46. DOI: [10.17073/0368-0797-2024-1-37-46](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-37-46).
5. Agarwal K.M., Tyagi R.K., Choubey V., Saxena K.K. Mechanical behaviour of Aluminium Alloy AA6063 processed through ECAP with optimum die design parameters // *Advances in Materials and Processing Technologies*. 2022. Vol. 2. P. 1901–1915. DOI: [10.1080/2374068X.2021.1878705](https://doi.org/10.1080/2374068X.2021.1878705).
6. Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность. Минск: Наука и техника, 1976. 446 с.
7. Клубович В.В., Рубаник В.В., Царенко Ю.В. Ультразвук в технологии производства композиционных кабелей. Минск: Беларуская навука, 2012. 294 с.
8. 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).
9. Kumar V.C., Hutchings I.M. Reduction of the sliding friction of metals by the application of longitudinal or transverse ultrasonic vibration // *Tribology International*. 2004. Vol. 37. № 10. P. 833–840. DOI: [10.1016/j.triboint.2004.05.003](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2004.05.003).
10. Ahmadi F., Farzin M. Finite element analysis of ultrasonic-assisted equal channel angular pressing // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*. 2013. Vol. 16. P. 249–255. DOI: [10.1177/0954406213514961](https://doi.org/10.1177/0954406213514961).
11. Djevanroodi F., Ahmadian H., Naseri R., Koohkan K., Ebrahimi M. Experimental investigation of ultrasonic assisted equal channel angular pressing process // *Archives of Civil and Mechanical Engineering*. 2016. Vol. 16. № 3. P. 249–255. DOI: [10.1016/j.acme.2015.10.001](https://doi.org/10.1016/j.acme.2015.10.001).
12. Shao Guangda, Li Hongwei, Zhan Mei. A review on ultrasonic-assisted forming: mechanism, model, and process // *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 34. Article number 99. DOI: [10.1186/s10033-021-00612-0](https://doi.org/10.1186/s10033-021-00612-0).
13. Bagherzadeh S., Abrinia K., Han Qingyou. Analysis of plastic deformation behavior of ultrafine-grained aluminum processed by the newly developed ultrasonic vibration enhanced ECAP: Simulation and experiments // *Journal of Manufacturing Processes*. 2020. Vol. 50. P. 485–497. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.01.010](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.010).
14. Wu Bo, Lu Jianxun, Wu Zhaozhi, Wu Xiaoyu, Lou Yan, Ruan Shuangchen. Mechanical Properties and Microstructure of AZ31 Magnesium Alloy Processed by Intermittent Ultrasonic-Assisted Equal Channel Angular Pressing // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. № 1. P. 346–356. DOI: [10.1007/s11665-020-05389-2](https://doi.org/10.1007/s11665-020-05389-2).
15. Ahmadi F., Farzin M., Meratian M., Loeian S.M., Forouzan M.R. Improvement of ECAP process by imposing ultrasonic vibrations // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2015. Vol. 79. P. 503–512. DOI: [10.1007/s00170-015-6848-1](https://doi.org/10.1007/s00170-015-6848-1).
16. Рубаник В.В., Рубаник В.В., Ломач М.С., Луцко В.Ф. Пресс для равноканального углового прессования: описание к полезной модели к патенту Республики Беларусь № BY 13457, 2024. 6 с.
17. Eskandarzade M., Masoumi A., Faraji G. Numerical and analytical investigation of an ultrasonic assisted ECAP process // *Journal of Theoretical and Applied Vibration and Acoustics*. 2016. Vol. 2. № 2. P. 167–184. DOI: [10.22064/TAVA.2016.22472](https://doi.org/10.22064/TAVA.2016.22472).

REFERENCES

1. Segal V.M., Reznikov V.I., Kopylov V.I. *Protsessy plasticheskogo strukturoobrazovaniya metallov* [Processes of plastic structure formation of metals]. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1994. 231 p.
2. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Obemnye nanostrukturnye materialy: poluchenie, struktura i svoystva* [Bulk nanostructured materials: preparation, structure and properties]. Moscow, Akademkniga Publ., 2007. 397 p.
3. Khelifa T., Lachhab R., Azzeddine H., Chen Z., Muñoz J.A., Cabrera-Marrero J.M., Brisset F., Helbert A.-L., Baudin T., Khitouni M. Effect of ECAP and subsequent annealing on microstructure, texture, and microhardness of an AA6060 aluminum alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, vol. 31, no. 4, pp. 2606–2623. DOI: [10.1007/s11665-021-06404-w](https://doi.org/10.1007/s11665-021-06404-w).
4. Puspasari V., Astava I.N.G.P., Kherbirowo S., Mabruuri E. Mechanical properties and microstructure of Al–Mg (5052) alloy processed by equal-channel angular press-

- ing (ECAP) with variation of ECAP routes and heat treatment. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2024, vol. 67, no. 1, pp. 37–46. DOI: [10.17073/0368-0797-2024-1-37-46](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2024-1-37-46).
5. Agarwal K.M., Tyagi R.K., Choubey V., Saxena K.K. Mechanical behaviour of Aluminium Alloy AA6063 processed through ECAP with optimum die design parameters. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 2022, vol. 2, pp. 1901–1915. DOI: [10.1080/2374068X.2021.1878705](https://doi.org/10.1080/2374068X.2021.1878705).
 6. Severdenko V.P., Klubovich V.V., Stepanenko A.V. *Ul'trazvuk i plastichnost* [Ultrasound and plasticity]. Minsk, Nauka i tekhnika Publ., 1976. 446 p.
 7. Klubovich V.V., Rubanik V.V., Tsarenko Yu.V. *Ul'trazvuk v tekhnologii proizvodstva kompozitsionnykh kabeley* [Ultrasonic processing of materials]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2012. 294 p.
 8. 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).
 9. Kumar V.C., Hutchings I.M. Reduction of the sliding friction of metals by the application of longitudinal or transverse ultrasonic vibration. *Tribology International*, 2004, vol. 37, no. 10, pp. 833–840. DOI: [10.1016/j.triboint.2004.05.003](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2004.05.003).
 10. Ahmadi F., Farzin M. Finite element analysis of ultrasonic-assisted equal channel angular pressing. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2013, vol. 16, pp. 249–255. DOI: [10.1177/0954406213514961](https://doi.org/10.1177/0954406213514961).
 11. Djavanroodi F., Ahmadian H., Naseri R., Koohkan K., Ebrahimi M. Experimental investigation of ultrasonic assisted equal channel angular pressing process. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2016, vol. 16, no. 3, pp. 249–255. DOI: [10.1016/j.acme.2015.10.001](https://doi.org/10.1016/j.acme.2015.10.001).
 12. Shao Guangda, Li Hongwei, Zhan Mei. A review on ultrasonic-assisted forming: mechanism, model, and process. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2021, vol. 34, article number 99. DOI: [10.1186/s10033-021-00612-0](https://doi.org/10.1186/s10033-021-00612-0).
 13. Bagherzadeh S., Abrinia K., Han Qingyou. Analysis of plastic deformation behavior of ultrafine-grained aluminum processed by the newly developed ultrasonic vibration enhanced ECAP: Simulation and experiments. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, vol. 50, pp. 485–497. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.01.010](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.01.010).
 14. Wu Bo, Lu Jianxun, Wu Zhaozhi, Wu Xiaoyu, Lou Yan, Ruan Shuangchen. Mechanical Properties and Microstructure of AZ31 Magnesium Alloy Processed by Intermittent Ultrasonic-Assisted Equal Channel Angular Pressing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, no. 1, pp. 346–356. DOI: [10.1007/s11665-020-05389-2](https://doi.org/10.1007/s11665-020-05389-2).
 15. Ahmadi F., Farzin M., Meratian M., Loeian S.M., Forouzan M.R. Improvement of ECAP process by imposing ultrasonic vibrations. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2015, vol. 79, pp. 503–512. DOI: [10.1007/s00170-015-6848-1](https://doi.org/10.1007/s00170-015-6848-1).
 16. Rubanik V.V., Rubanik V.V., Lomach M.S., Lutsko V.F. *Press dlya ravnokanalnogo uglovogo pressovaniya* [Press for equal-channel angular pressing], opisaniye k poleznoy modeli k patentu Respubliki Belarus no. BY 13457, 2024, 6 p.
 17. Eskandarzade M., Masoumi A., Faraji G. Numerical and analytical investigation of an ultrasonic assisted ECAP process. *Journal of Theoretical and Applied Vibration and Acoustics*, 2016, vol. 2, no. 2, pp. 167–184. DOI: [10.22064/TAVA.2016.22472](https://doi.org/10.22064/TAVA.2016.22472).

Intensification of the process of equal channel angular pressing using ultrasonic vibrations

Vasily V. Rubanik^{1,3}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,

Head of the Laboratory of Physics of Metals, Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus

Marina S. Lomach^{*1,4}, junior researcher

Vasily V. Rubanik Jr.^{1,5}, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Director

*Valery F. Lutsko*¹, senior researcher

*Sofya V. Gusakova*², PhD (Physics and Mathematics),

leading engineer of radiation and vacuum equipment in the Scientific Research Service Sector

¹*Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, Vitebsk (Republic of Belarus)*

²*Belarusian State University, Minsk (Republic of Belarus)*

*E-mail: ita@vitebsk.by

³ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0350-1180>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0009-0005-9930-1798>

⁵ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9268-0167>

Received 30.06.2023

Revised 09.10.2024

Accepted 28.10.2024

Abstract: The work presents a new method of equal channel angular pressing (ECAP) using powerful ultrasonic vibrations (UV). The authors have developed an original device of ultrasonic ECAP, in which the waveguide with the matrix are made as a single unit, and the waveguide fastening elements are located in the nodal plane of mechanical displacements of the standing wave, the excitation of which occurs directly in the matrix and the blank during pressing. For the first time, it has been proposed to transmit ultrasonic vibrations to the zone of intersection of the matrix channels through which the blank moves, not through the punch, but by exciting vibrations in the matrix itself, i. e. the matrix is simultaneously a waveguide for longitudinal ultrasonic vibrations. This allowed increasing repeatedly the efficiency of

ultrasonic action by reducing the friction forces between the surface of the blank and the surface of the matrix channels, as well as by reducing the deformation forces in the zone of intersection of the matrix channels, where a simple shift of the deformed metal occurs. As a result, in comparison with the known methods of ultrasonic ECAP, when the reduction in pressing force is less than 15 %, the excitation of ultrasonic vibrations directly in the waveguide – matrix allowed reducing the pressing force by 1.5–4 times. At the same time, the structure of the pressed materials also changes significantly: the grain size and their crystallographic orientations decrease, the microhardness increases. Changes in the phase composition for all samples produced by ECAP with ultrasonic vibrations, and by conventional technology are not observed.

Keywords: equal channel angular pressing; ECAP; ultrasonic vibrations; UV; bulk nanostructuring; severe plastic deformation; SPD; waveguide; matrix; deformation forces; grain structure; zinc; aluminium.

Acknowledgments: The work was supported by the Belorussian Republican Foundation for Fundamental Research (Project No. T22KITG-011).

The paper was written on the reports of the participants of the XI International School of Physical Materials Science (SPM-2023), Togliatti, September 11–15, 2023.

For citation: Rubanik V.V., Lomach M.S., Rubanik V.V. Jr., Lutsko V.F., Gusakova S.V. Intensification of the process of equal channel angular pressing using ultrasonic vibrations. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 73–85. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-7.

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».

Универсальная модель прогнозирования фазового состава многокомпонентных латуней на основе данных химического анализа

Святкин Алексей Владимирович*¹, кандидат технических наук,
доцент кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

Костин Глеб Вячеславович, студент кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика»
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

*E-mail: astgl@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8121-9084>

Поступила в редакцию 04.06.2024

Пересмотрена 04.10.2024

Принята к публикации 20.11.2024

Аннотация: При разработке технических требований к сплавам важно применять комплексный подход. Сочетая аналитическое и имитационное моделирование, можно уменьшить технологические риски на этапе создания или изменения требований. Реализация данного подхода напрямую зависит от степени учета всех факторов, включенных в модели, а также от их влияния на изменчивость характеристик. Однако известные модели не дают удовлетворительной сходимости с реальными промышленными сплавами. На примере сложнотемпературной латуни ЛМцАЖКС (CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb) предложен подход, позволяющий описать изменчивость структурного состояния многокомпонентных латуней. Анализ статистических данных химического состава и микроструктуры промышленных партий позволил установить, что матричный раствор сплава представляет собой ($\alpha+\beta$)-латунь и соответствует соотношению фаз при 700 °С на политермическом псевдобинарном разрезе диаграммы Cu–Zn–Mn₂Si₃. Методами рентгеноспектрального анализа исследовано распределение легирующих элементов в основных фазах. Подтверждена полная связанность железа в силицидах и равномерное распределение марганца в горячепрессованном состоянии. Предложен расчет доли кремния, входящего в твердый раствор. Измеренная плотность сплава составляет 7650 кг/м³, расчетная плотность матричного раствора – 8100 кг/м³. На основании уточненных параметров универсальной модели методом Монте-Карло оценили изменчивость микроструктуры в зависимости от требований к химическому составу. Причиной нестабильности технологических свойств является значительная изменчивость соотношения α - и β -фаз. Содержание α -фазы в сплаве изменяется от 37,5 до 66,5 %, β -фазы – от 17,5 до 55,2 %. Имитационная модель, разработанная в рамках исследования, предоставляет возможность не только анализировать существующие сплавы, но и предсказывать поведение новых сплавов, что является критически важным для оптимизации технологических процессов и улучшения эксплуатационных свойств материалов.

Ключевые слова: многокомпонентная латунь; ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1; стабильность технологических процессов; химический состав специальных латуней; статистическое имитационное моделирование фазового состава; микроструктура латуней; плотность латуни; цинковый эквивалент; силициды.

Для цитирования: Святкин А.В., Костин Г.В. Универсальная модель прогнозирования фазового состава многокомпонентных латуней на основе данных химического анализа // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 87–95. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-8.

ВВЕДЕНИЕ

Современное массовое производство выдвигает строгие требования к технологичности металлопродукции. Разработка отечественных марок специальных многокомпонентных латуней, не уступающих по технологичности и эксплуатационным характеристикам маркам зарубежных производителей, является актуальной задачей. Повышение стабильности технологичности процессов в массовом производстве рассматривается в рамках теории варибельности [1; 2] и статистического мышления (концепция «шесть сигм») [3]. Управление изменчивостью фазового состава является основным фактором, определяющим технологичность. Снизить время на проектирование требований к сплавам возможно за счет внедрения современных методов статистического моделирования. Одним из таких методов является метод Монте-Карло, основанный на воспроиз-

ведении большого числа выполнений случайного процесса, специально созданного для условий решаемой задачи. Случайный процесс формируют так, чтобы его вероятностные характеристики были равны наблюдаемым или же через них стало бы возможным вычислить искомые величины рассматриваемой задачи.

Сплав ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 (далее – ЛМцАЖКС) (европейские аналоги: CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb – EN, Diel470HT фирмы Diehl) применяется в отечественном автомобилестроении, обладает высокой износостойкостью, но нестабильными технологическими и эксплуатационными характеристиками [4; 5]. Легирующие элементы, такие как алюминий, марганец, железо, кремний, с одной стороны, способствуют повышению механических свойств [6; 7], с другой – разнонаправленно действуют на технологичность литейных процессов и пластичность в горячем и холодном состоянии,

замедляя диффузионные процессы [8; 9]. Свинец, заполняя поры, позволяет повысить обрабатываемость резанием за счет образования мелких прерывистых стружек [10], но также способствует трещинообразованию при штамповке [10; 11]. Поэтому для инжиниринга латунных многокомпонентных сплавов важно понимать, как изменение содержания легирующих элементов отразится на изменчивости фазового состава.

В работах [12; 13] предложены методики оценки фазового состава многокомпонентных латуней на основе расчета цинкового эквивалента с учетом коэффициентов Гийе, предложенных более 100 лет назад [14], но до сих пор активно используемых в технической литературе. Основными положениями методик прогнозирования [12; 13] являются следующие.

1. Расчет цинкового эквивалента (Zn_3) по диаграмме Cu–Zn производится по формуле

$$Zn_3 = \frac{Zn + \sum K_i \cdot C_i}{Cu + Zn + \sum K_i \cdot C_i}, \quad (1)$$

где Cu, Zn – фактическое содержание в сплаве меди и цинка, %;

C_i – содержание в сплаве i -го элемента, %;

K_i – соответствующий коэффициент эквивалентности по Гийе (таблица 1).

2. Учитывается, что свинец находится в свободном состоянии, кремний полностью связан в силицидах, а марганец и железо – частично.

3. Прогнозируемое содержание силицидов оценивается по формуле

$$Me_5Si_3 = (1 + \alpha_{Fe} + \alpha_{Mn} + \alpha_{Ni}) \cdot Si \cdot \frac{\rho_{\text{латуни}}}{\rho_{Me_5Si_3}}, \quad \% \text{ об.}, \quad (2)$$

где α_{Fe} , α_{Mn} , α_{Ni} – коэффициенты связности по кремнию [12; 13];

$\rho_{Me_5Si_3} \approx 6,0 \text{ кг/дм}^3$ – средняя плотность силицидов Fe и Mn.

4. При этом отмечается, что после прессования фиксируется фазовый состав, соответствующий диаграмме Cu–Zn при 500 °C [12] или 400 °C [13].

Однако в указанных работах отсутствуют сведения о проверке качества моделей. При апробации методик на промышленных партиях латуни ЛМцАЖН получены низкие показатели качества моделей¹. Описанный подход представляется обоснованным, но в модели не учтен ряд факторов, которые могут внести значимые погрешности. Плотность латуни соответствует справочным данным для менее легированных латуней. Механизм зарождения и роста силицидов при кристаллизации является диффузионным, поэтому в случае уменьшения скорости кристаллизации количество и размеры силицидов должны возрасти до предельного возможного и заданного химическим составом значения [15]. При возрастании скорости кристаллизации диффузия пройти

не успеет, часть Si, Mn, Fe остается в твердом растворе. Твердый раствор будет изменяться в зависимости от взаимодействия указанных элементов. Поэтому объем силицидов в сплавах зависит от условий охлаждения шашек после разлива. Учитывая переменную растворимость силицидов в латуни в интервале 200...800 °C, положение о полной связанности кремния в силицидах требует перепроверки. В то же время известно, что железо практически не растворяется в латуни, образуя γ -Fe [16]. Для описания равновесного состояния специальных латунных сплавов, легированных Mn и Si, логично использовать псевдобинарный политегермический разрез диаграммы Cu–Zn_e–Mn₅Si₃ (рис. 1). Заметим, что в [17] приводится расчет альтернативных коэффициентов эквивалентности на основе электронных концентраций, рассчитанных как сумма произведений атомной концентрации каждого компонента и числа его коллективизированных электронов.

Цель работы – уточнение универсальной модели прогнозирования на основе сведений о химическом составе фаз многокомпонентной латуни.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Объектами работы являлись промышленные партии труб латуни ЛМцАЖКС 70-7-5-2-2-1 (ЛМцАЖКС) в горячепрессованном состоянии (температура нагрева 750 °C).

Была сформирована выборка образцов от 20 реальных промышленных плавок латуни ЛМцАЖКС в горячепрессованном состоянии. Технические требования к химическому составу приведены в таблице 2, там же показаны средние значения по химическим элементам и стандартное отклонение по анализируемой выборке. Для каждого элемента оценивали характер распределения совокупности. Как правило, основные элементы сплава от партии к партии имеют нормальное распределение, примеси – равномерное (прямоугольное). Гипотезу о нормальном распределении проверяли, используя критерий Пирсона.

Далее проводился металлографический анализ для установления реальных структурных соотношений. Результаты соотносили с диаграммой состояния Cu–Zn_e–Mn₅Si₃ (рис. 1). Количественный металлографический анализ проводили с помощью микроскопа Olympus GX51 (Япония) с системой панорамной микроскопии SIAMS 800 (Россия). Долю силицидов ((Fe,Mn)₅Si₃) определяли на нетравленных шлифах в продольном и поперечном сечениях. Количество α - и β -фаз фиксировали после травления (FeCl₃ – 5 г; HCl – 30 мл; H₂O – 100 мл).

Для уточнения химического состава фаз проводили рентгеноспектральный анализ на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) EVO18 Carl Zeiss (ФРГ) с EDX фирмы Bruker (ФРГ). Измерения проводили после изучения полей при увеличении в диапазоне $\times 2000 \dots 7000$ для исключения влияния высокодисперсных силицидов, используя функцию «анализ в точке».

Для проектной деятельности при разработке и корректировке технических требований основным показателем в массовом производстве является статистическая сходимость математического ожидания и стандартного отклонения моделей и прямых наблюдений.

Уточнение плотности раствора выполняли исходя из следующих соображений:

¹ Костин Г.В., Святкин А.В. Оценка адекватности моделей прогнозирования фазового состава кремнисто-марганцевой латуни // Физическое материаловедение: сборник материалов XI международной школы, Тольятти, 11–15 сентября 2023 года. Тольятти: Тольяттинский государственный университет, 2023. С. 163–164. EDN: [QNAСВО](#).

Таблица 1. Коэффициенты эквивалентности цинка в латунях
Table 1. Equivalence coefficients of zinc in brasses

Элемент	Si	Al	Mn	Fe	Ni	Sn	Pb	Mg
По Гийе [14]	10,0	5,0	0,5	0,9	-1,3	2,0	1,0	2,0
По Ефремову [17]	6,0	4,0	-0,2	-	-0,6...1,5	1,7	-	1,7

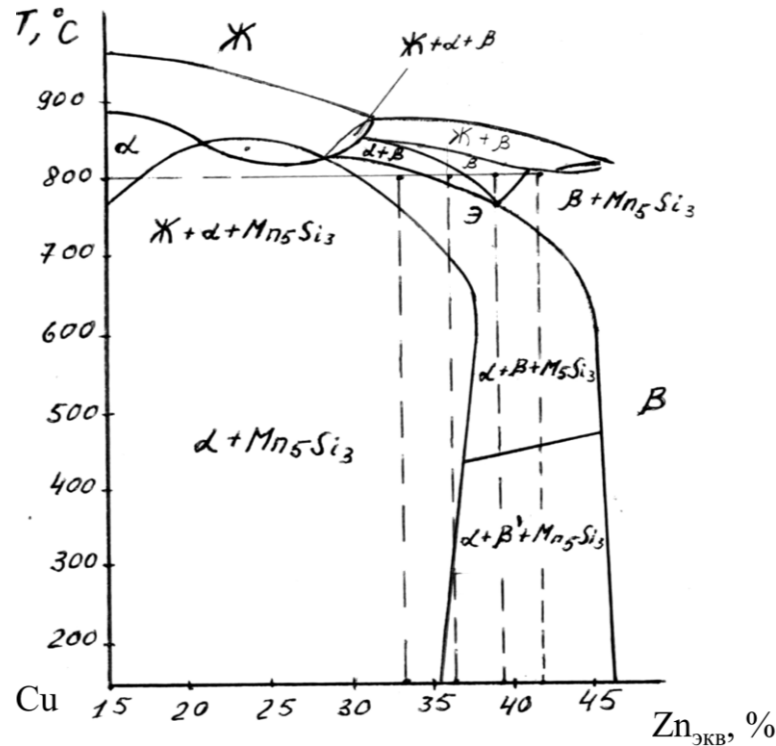


Рис. 1. Псевдобинарный политермический разрез диаграммы Cu-Zn-Mn₅Si₃ с постоянным содержанием силицидов.

Источник: Котляров И.В., Копыл М.Д., Тропотов А.В. Специальные латунные сплавы для колец синхронизаторов: оптимизация составов и технологических процессов // Проблемы развития автомобилестроения в России: сборник избранных докладов II-IV международных научно-практических конференций. Тольятти: ТГУ, 1996. С. 130-134. С. 131.

Fig. 1. Pseudo-binary polythermal section of the Cu-Zn-Mn₅Si₃ diagram with a constant content of silicides.

Source: Kotlyarov I.V., Kopyl M.D., Tropotov A.V. Special brass alloys for synchronizer rings: optimization of compositions and technological processes. Problemy razvitiya avtomobilestroeniya v Rossii: sbornik izbrannykh dokladov II-IV mezhduнародnykh nauchno-prakticheskikh konferentsiy. Tolyatti, TGU Publ., 1996, pp. 130-134, p. 131.

$$M = M_{\text{мат}} + M_{\text{MeSi}}, \quad (3)$$

где M – масса образца;

$M_{\text{мат}}$ – масса матричного раствора;

M_{MeSi} – масса силицидов.

Раскрыв формулу для нахождения массы образца, получаем

$$\rho \cdot V = \rho_{\text{мат}} \cdot V_{\text{мат}} + \rho_{\text{MeSi}} \cdot V_{\text{MeSi}}, \quad (4)$$

где ρ – общая плотность образца, измеренная по ГОСТ 20018-74;

V – объем образца, принятый равным 1;

$$\rho_{\text{MeSi}} = 5990 \text{ кг/м}^3;$$

согласно закону стереометрической металлографии о соответствии объемов фаз и площадей:

$V_{\text{мат}} \approx S_{\text{мат}}$, $V_{\text{MeSi}} \approx S_{\text{MeSi}}$ – объемы, занимаемые матрицей и силицидами соответственно, рассчитываются по данным металлографического анализа;

$S_{\text{мат}}$ и S_{MeSi} – доля площади поверхности, измеренная металлографическим анализом матричного твердого раствора и силицидов соответственно.

Для установления фактической плотности латуни измерили образцы от 20 партий сплава ЛМЦАЖКС.

После уточнения методики прогнозирования фазового состава провели имитационное моделирование его изменчивости методом Монте-Карло по 500 итерациям.

Таблица 2. Химический состав компонентов сплава ЛМцАЖКС, мас. %
Table 2. Chemical composition of the CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb alloy components, wt. %

Элемент	Al	Cu	Fe	Mn	Ni	Pb	Si	Sn	Zn	Примеси
Норма	5,0–6,0	69,5–71,5	1,4–2,4	6,5–7,5	≤0,1	0,6–1,2	1,7–2,5	≤0,1	ост.	≤0,5
Среднее	5,35	70,06	1,61	7,10	0,07	0,88	1,87	0,03	12,98	0,13
Стандартное отклонение	0,16	0,41	0,12	0,17	0,02	0,04	0,06	0,02	0,43	0,02
Распределение	+	+	+	+	–	+	+	–	+	–

Примечание. «+» соответствует нормальному распределению, «–» – прямоугольному, количество α -фазы не менее 50 %.

Note. “+” corresponds to normal distribution, “–” corresponds to rectangular distribution, the α -phase amount is not less than 50 %.

При этом среднее значение соответствовало середине поля допуска, стандартное отклонение рассчитывали по правилу «шести сигм»:

$$6\sigma = \frac{\text{ВГД} - \text{НГД}}{6}, \quad (5)$$

где ВГД и НГД – верхняя и нижняя границы поля допуска.

Значение элемента для каждой итерации:

$$\bar{X}_1 = \bar{X} \pm K_3 \cdot \sigma, \quad (6)$$

где \bar{X} – соответствующий элемент химического состава; K_3 – случайный коэффициент от 0 до 1, сгенерированный для соответствующего распределения.

Получение набора случайных чисел и построение регрессионных моделей проводили с помощью «Пакета анализа» Microsoft Excel.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Результаты металлографического исследования по 20 партиям сплава ЛМцАЖКС в таблице 3 приведены в виде среднего и стандартного отклонения. Фазы α и β' изменяются в достаточно широком диапазоне: $\alpha=43,1...63,2$ %, $\beta'=26,0...53,6$ %. Доля силицидов $(\text{Fe},\text{Mn})_5\text{Si}_3$ в сплаве стабильна между пар-

тиями сплава и составляет 9,2...12,5 % при стандартном отклонении, равном 0,4 %.

В результате анализа выборки по плотности установлено, что сплав ЛМцАЖКС имеет плотность 7650 ± 20 кг/м³. Тогда из формулы (4) следует, что плотность матрицы латуни ЛМцАЖКС равна ≈ 8100 кг/м³.

При изучении микроструктуры установлено, что сплав ЛМцАЖКС представляет собой 4-компонентную систему и состоит из преимущественно равноосных зерен ($\alpha+\beta'$)-твердого раствора, силицидов и структурно-свободных включений свинца. Последующее исследование на электронном микроскопе подтвердило практически полное отсутствие признаков эвтектоидного распада. β' -фаза состоит из дисперсных пластин, ориентированных поперечно направлению прессования (рис. 2). Интерметаллиды представлены двумя основными типами – крупными первичными силицидами $(\text{Fe},\text{Mn})_5\text{Si}_3$ и вторичными дисперсными стержневидными включениями Mn_5Si_3 .

Статистика по химическому составу α - и β' -фаз приведена в таблице 4. Химический состав α - и β' -фаз достаточно стабилен от партии к партии. Установлено, что железо связано полностью в силицидах – $(\text{Fe},\text{Mn})_5\text{Si}_3$, кремний неравномерно распределен в твердом растворе и входит в состав α -фазы с содержанием $0,14 \pm 0,09$ % мас., в состав β' -фазы – с содержанием $0,06 \pm 0,05$ % мас. Марганец достаточно равномерно распределен между α - и β' -фазами с концентрацией 2,72...2,75 %. Алюминий выявляется в обеих фазах, несмотря на то, что относится

Таблица 3. Результаты металлографического исследования микроструктуры сплава ЛМцАЖКС
Table 3. Results of metallographic study of the CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb alloy microstructure

Показатель	α -фаза, об. %	β -фаза, об. %	α/β	$(\text{Fe}, \text{Mn})_5\text{Si}_3$, об. %
Среднее	52,2	36,3	1,5	11,5
Стандартное отклонение	4,8	6,3	0,4	0,9
Минимум	43,1	26,0	0,9	9,2
Максимум	63,2	53,6	2,4	12,5

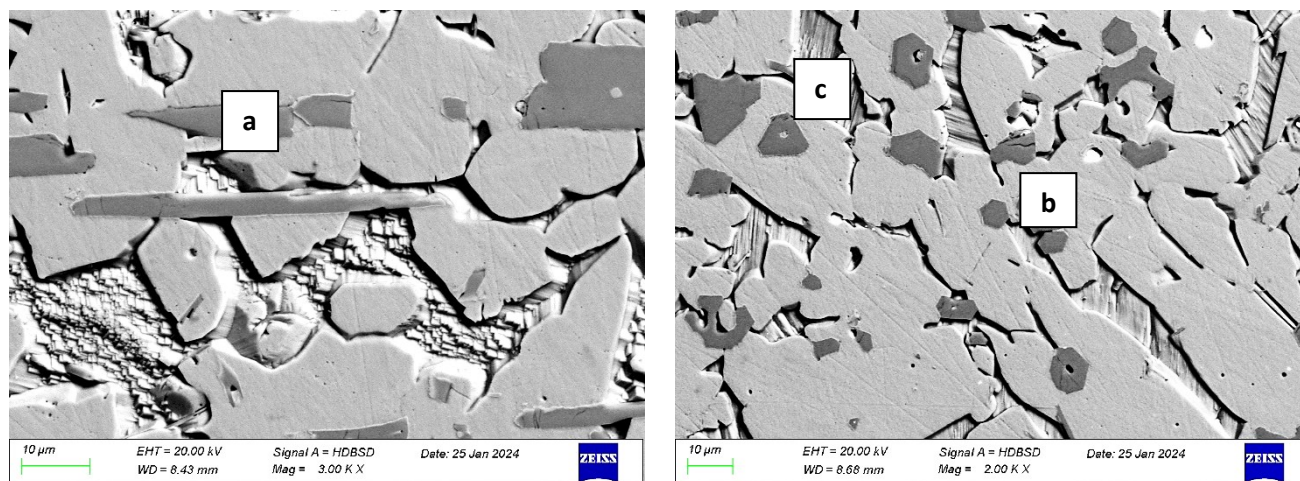


Рис. 2. Микроструктура сплава ЛМцАЖКС:
a – сечение в направлении прессования; *b* – радиальное сечение; *c* – вид пластин β -фазы с радиальным сечением
Fig. 2. Microstructure of the CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb alloy:
a – section in the pressing direction; *b* – radial section; *c* – view of the β -phase plates with the radial section

Таблица 4. Статистика химического состава α - и β -фаз
Table 4. Statistics of chemical composition of α - and β -phases

Элемент	α -фаза						β -фаза					
	Al	Si	Mn	Cu	Fe	Zn	Al	Si	Mn	Cu	Fe	Zn
\bar{X}	4,78	0,14	2,72	78,80	0	13,63	7,72	0,05	2,75	74,83	0	14,69
σ	0,29	0,09	0,12	0,26	0	0,20	0,44	0,06	0,14	0,55	0	0,29

к β -образующим элементам. В α -фазе концентрация алюминия составляет $4,78 \pm 0,29$ %, в β '-фазе – $7,72 \pm 0,44$ %.

Линейное сканирование показало, что концентрационные пики марганца обусловлены только переходом от матричного раствора к силицидам. Между α - и β -фазами марганец распределен равномерно. Определенное по правилу «шести сигм» количество α -фазы в сплаве изменяется от 37,5 до 66,5 %, β '-фазы – от 17,5 до 55,2 %.

Опираясь на полученные результаты, применили иной подход: расчет по кремнию выполняли, учитывая положение, что в латуни ЛМцАЖКС кремний образует с железом и марганцем стабильный силицид $(Fe, Mn)_5Si_3$, а железо полностью связано в силицидах. Поскольку центр интерметаллида обогащен железом, а периферия – марганцем [18], то количество кремния, связанного железом, составляет

$$Si_{Fe} = \frac{3}{5} \cdot \frac{Fe \cdot Ar(Si)}{Ar(Fe)}, \quad (7)$$

где Fe – концентрация железа в сплаве;
 $Ar(Fe)$ – атомная масса железа, равная 55,845 а. е. м.;
 $Ar(Si)$ – атомная масса кремния, равная 28,086 а. е. м.

Доля кремния, связанная с марганцем:

$$Si_{Mn} = \frac{3}{5} \cdot \frac{Mn \cdot Ar(Si)}{Ar(Mn)}, \quad (8)$$

где Mn – концентрация марганца в сплаве;
 $Ar(Mn)$ – атомная масса марганца, равная 54,938 а. е. м.

Количество кремния в матрице:

$$Si_{\text{мат}} = Si - Si_{Fe} - Si_{Mn}. \quad (9)$$

Сравнивая результат определения количества общего кремния в сплаве с количеством растворенного в матрице кремния, установили, что возможно использовать уравнение регрессии

$$Si_{\text{мат}} = 0,07 \cdot Si + 0,03. \quad (10)$$

Анализируя таблицу 2 и сопоставляя с диаграммой Cu–Zn– $((Fe, Mn)_5Si_3)$ (рис. 1), установили, что полученные результаты соответствуют соотношению фаз при температуре 700 °С, что несколько отличается от работ [12; 13]. В таком случае формулы по методам прогнозирования приобретают вид:

$$\alpha_{\text{пресс}} = \frac{41,6 - \text{Zn}_3}{41,6 - 34,4}, \quad (11)$$

$$\alpha_{\text{отжига}} = \frac{45,6 - \text{Zn}_3}{45,6 - 36,5}. \quad (12)$$

Аналогично [12] полученный результат умножаем на коэффициент K , учитывающий весовую долю свинца и силицидов, корректируя количество кремния в соответствии с расчетом (7)–(10):

$$K = \frac{100 - \text{Pb}_{(\text{объем})} - (\text{Fe, Mn})_5\text{Si}_3(\text{объем})}{100}. \quad (13)$$

Объемную долю свинца и силицидов определяем в соответствии с формулой [12]:

$$W_{\text{объем}} = W_{\text{мас}} \cdot \frac{\rho_{\text{латуни}}}{\rho_{\text{к}}}, \quad (14)$$

где $W_{\text{мас}}$ – массовая доля соответствующего вещества; $\rho_{\text{латуни}}$ и $\rho_{\text{к}}$ – плотности латуни и соответствующего вещества.

Далее проводили расчет коэффициента детерминации R^2 для методик [12; 13] и по формулам (9)–(12), используя коэффициенты Гийе [14] и Ефремова [17]. При расчете по [14; 17] во всех случаях получаем однофазную α -латунь. Показатели расчетов по (11)–(14) приведены в таблице 5.

Расчет цинкового эквивалента по таблице 4 показал, что для α -фазы $\text{Zn}_3=33,0\%$, для β -фазы $\text{Zn}_3=41,8\%$, что соответствует α -фазе при $750\text{ }^\circ\text{C}$, β -фазе при $700\text{ }^\circ\text{C}$ на диаграмме (рис. 1). Результат соответствует данным, полученным при металлографическом анализе.

Исходя из действующих требований (таблица 2) определили минимальное и максимальное количество α - и β -фаз в сплаве: α -фаза=39...70% ($\alpha \geq 50\%$ в 88% случаев), β -фаза=18...50%. При этом в 99% случаев в микроструктуре преобладает α -фаза.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Известно [18], что силициды в сплаве представляют собой соединение $(\text{Fe, Mn})_5\text{Si}_3$. Однако признаков эвтектоидного распада $\beta \rightarrow \alpha + \beta$, установленного ранее в [18], не выявлено. Микроструктура сплава ЛМцАЖКС в приведенной работе исследована в отожженном состоянии, что и является причиной различия в результатах. Таким образом,

в промышленно производимом сплаве ЛМцАЖКС после прессования эвтектоидный распад высокотемпературной β -фазы практически полностью подавлен, и сплав находится в неравновесном состоянии. Высокая изменчивость микроструктуры $\alpha/\beta=0,9...2,4$ является фактором, определяющим нестабильность технологических свойств.

Микроструктура сплава с точки зрения технологичности не является оптимальной, так как основные операции технологического процесса связаны с горячим деформированием. В работе [19] показано, что корректировка алюминия на 0,4% мас. позволяет значительно стабилизировать процесс, качественно не изменяя требований нормативов. В нашем случае при содержании алюминия 5,3...6,0% α -фаза составит 40...65% ($\alpha \geq 50\%$ в 67% случаев), β' -фаза – 23,5...50%. С точки зрения качественного повышения технологичности целесообразно обеспечить соотношение α - и β -фаз 50/50 [17]. Это возможно получить, ограничивая содержание меди до 68,45...70,40%, алюминия – 5,3...6,0%. Тогда количество α -фазы равно 28,5...58,3% ($\alpha \geq 50\%$ в 18% случаев), β -фазы – 30...61%. Известно, что максимальная износостойкость обеспечивается при количестве β' -фазы 45...50%, α -фазы – 30...45% [20; 21]. Такое соотношение соответствует содержанию меди 68,8...70,7%, алюминия – 5,5...6,1%. Для предотвращения образования силицидов неблагоприятной формы концентрацию кремния в сплаве рекомендуется ограничивать до не более чем 2,2% [18].

Проверка методики прогнозирования продемонстрировала, что полученная модель обладает коэффициентом детерминации (R^2), равным 0,62, что свидетельствует о приемлемом качестве модели, в отличие от ранее известных моделей [12; 13], что может объясняться изменившимися условиями производства сплава. Положение о полной связанности кремния и использование коэффициентов связанности марганца и железа с кремнием, на наш взгляд, является одним из основных источников погрешности моделей [12; 13]. В результате получено, что предсказанные значения по [12; 13] дают сильно завышенные результаты (на 20...30%) и $R^2 < 0$. Таким образом, на основании предложенной имитационной модели возможно не только провести анализ технологических рисков, но и предсказать поведение новых сплавов со скорректированным или принципиально новым химическим составом, что является критически важным для оптимизации технологических процессов и улучшения эксплуатационных свойств материалов. Ожидается, что результаты данного исследования внесут вклад в развитие технологий производства и переработки многокомпонентных латуней, а также повысят их конкурентоспособность на современном рынке.

Таблица 5. Показатели расчетной модели
Table 5. Calculation model indicators

Среднее по выборке, %			Стандартное отклонение, %			Коэффициент детерминации R^2
α	β	(Fe,Mn) ₅ Si ₃	α	β	(Fe,Mn) ₅ Si ₃	
53,1	35,5	11,5	4,4	4,0	0,4	0,62

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Статистический анализ промышленных партий латуни ЛМцАЖКС показал, что изменчивость микроструктуры сплава, обеспечивающая стабильность технологических и эксплуатационных характеристик, может быть описана аналитическо-имитационной моделью, основанной на коэффициентах Гийе и диаграмме Cu–Zn–((Fe,Mn)₅Si₃).

Выполнено уточнение формулы прогнозирования α -фазы сплава после прессования. При этом установлено соответствие наблюдаемой микроструктуры соотношению α - и β -фаз на псевдобинарном политермическом разрезе диаграммы Cu–Zn_c–Mn₅Si₃ при 700 °С. Для горячепрессованного состояния установлена полная связанность Fe в силицидах, наличие остаточного содержания Si в α - и β -фазах и равномерное распределение Mn в α - и β -фазах.

Для повышения технологичности рекомендуется изменить содержание меди и алюминия до 68,45...70,40 % и 5,3...6,0 % соответственно. Предполагается, что максимальная износостойкость обеспечивается содержанием меди на уровне 68,8...70,7 %, алюминия – 5,5...6,1 %.

Предложенная имитационная модель позволит снизить риски отклонений в технологических процессах при корректировке требований к химическому составу и разработке новых марок латуней, совместно легированных алюминием, марганцем, железом и кремнием.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Истомина Е.Е., Куранов М.Н. Механизмы управления промышленным предприятием: принципы бережливого производства // Компетентность. 2020. № 6. С. 38–42. EDN: [IWBBKZ](#).
- Шпер В.Л., Шереметьева С.А., Смелов В.Ю., Хунузида Е.И. Контрольные карты Шухарта – простой, но не лёгкий для применения инструмент анализа данных // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2024. Т. 67. № 1. С. 121–131. DOI: [10.17073/0368-0797-2024-1-121-131](#).
- Трофимова Н.Н. Особенности и перспективы внедрения интегрированной методологии Lean Six Sigma на предприятии // Вестник университета. 2021. № 4. С. 123–129. DOI: [10.26425/1816-4277-2021-4-123-129](#).
- Овчинников А.С., Логинов Ю.Н. Особенности прессования труб из сложнолегированной латуни ЛМцАЖКС // Производство проката. 2012. № 4. С. 38–41. EDN: [PALEBN](#).
- Пугачева Н.Б., Овчинников А.С., Лебедь А.В. Анализ дефектов промышленных заготовок из латуней // Цветные металлы. 2014. № 10. С. 71–77. EDN: [SOVRLB](#).
- Dong Zhuangzhuang, Jie Jinchuan, Dong Bowen, Wang Xianlong, Liu Shichao, Li Tingju. Effect of aluminum addition on microstructure and properties of a novel nickel-silicon-containing brass // Journal of Materials Research. 2020. Vol. 35. P. 1598–1611. DOI: [10.1557/jmr.2020.141](#).
- Hendrawan Ch.N., Setyani A., Pertiwi D.R.K., Sofyan B.T. Effect of 9 wt% Mn addition on cold rolling and annealing behaviour of Cu-31Zn alloy // Materials Today: Proceedings. 2021. Vol. 46. Part 9. P. 3346–3351. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.11.476](#).
- Яковцева О.А., Михайловская А.В., Иржак А.В., Котов А.Д., Медведева С.В. Сравнение вкладов действующих механизмов сверхпластической деформации двойной и многокомпонентных латуней // Физика металлов и металловедение. 2020. Т. 121. № 6. С. 643–650. DOI: [10.31857/S0015323020060182](#).
- Яковцева О.А., Кабойи П.К., Иржак А.В., Михайловская А.В. Влияние малой добавки алюминия на особенности и механизмы сверхпластической деформации сплава Cu-Zn с микродуплексной структурой // Физическая мезомеханика. 2023. Т. 26. № 3. С. 62–71. DOI: [10.55652/1683-805X_2023_26_3_62](#).
- Stavroulakis P., Toulfatzis A.I., Pantazopoulos G.A., Paipetis A.S. Machinable Leaded and Eco-Friendly Brass Alloys for High Performance Manufacturing Processes // Metals. 2022. Vol. 12. № 2. Article number 246. DOI: [10.3390/met12020246](#).
- Левин Д.О., Сулицин А.В., Карева Н.Т., Галимов Д.М. Влияние химического состава латуни типа ЛС59-1 на качество водозапорных изделий // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. 2022. Т. 22. № 4. С. 38–55. EDN: [IQCHZH](#).
- Котов Д.А., Мысик Р.К., Еремин А.А., Волков М.И., Жукова Л.М. Прогнозирование фазового состава сложнолегированных латуней // Литейщик России. 2005. № 9. С. 17–21.
- Тропотов А.В., Пугачева Н.Б., Рязанцев Ю.В., Жукова Л.М. Исследование остаточных напряжений в изделиях, изготовленных из сложнолегированных латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 1. С. 28–32. EDN: [KTYOWP](#).
- Guillet L., Portevin A. Revue de Metallurgie Memoirs XVII. Paris, 1920. 561 p.
- Васильев М.А. Структура и динамика поверхности переходных металлов. Киев: Наукова думка, 1988. 248 с.
- Kamali-Moghaddam S., Häggström L., Ericsson T., Wappling R. Metallurgical behavior of iron in brass studied using Mössbauer spectroscopy // Hyperfine Interact. 2006. Vol. 168. P. 995–999. DOI: [10.1007/s10751-006-9386-2](#).
- Ефремов Б.Н. Латунь. От фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М, 2014. 312 с.
- Пугачева Н. Б. Структура промышленных $\alpha + \beta$ -латуней // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 2. С. 23–29. EDN: [KVXWIF](#).
- Святкин А.В., Выбойщик М.А., Гнусина А.М. Влияние метастабильных соединений на склонность к растрескиванию многокомпонентных латуней // Деформация и разрушение материалов. 2024. № 4. С. 32–40. EDN: [OGLZJL](#).
- Курбаткин И.И., Белов Н.А., Райков Ю.Н., Румянцева О.В., Похлебенина Л.А., Антипов В.В. Влияние легирующих элементов и технологических факторов на фазовый состав и свойства латунных труб, применяемых в автомобильной промышленности // Цветные металлы. 2001. № 5. С. 73–76.
- Курбаткин И.И., Мочалов С.Н., Котов В.В., Пружинин И.Ф. Влияние химических элементов на формирование структуры и свойств специальных латуней при их обработке // Цветные металлы. 2000. № 2. С. 85–88.

REFERENCES

- Istomina E.E., Kuranov M.N. Principles of lean production in industrial enterprise management mechanisms. *Kompetentnost*, 2020, no. 6, pp. 38–42. EDN: [IWBBKZ](#).
- Shper V.L., Sheremeteva S.A., Smelov V.Yu., Khunuzidi E.I. Shewhart control charts – A simple but not easy tool for data analysis. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2024, vol. 67, no. 1, pp. 121–131. DOI: [10.17073/0368-0797-2024-1-121-131](#).
- Trofimova N.N. Features and prospects of implementation of the integrated Lean Six Sigma methodology at the enterprise. *Vestnik universiteta*, 2021, no. 4, pp. 123–129. DOI: [10.26425/1816-4277-2021-4-123-129](#).
- Ovchinnikov A.S., Loginov Yu.N. Special aspects of pressing pipes from complex alloyed LMtAZhKS brass. *Proizvodstvo prokata*, 2012, no. 4, pp. 38–41. EDN: [PALEBN](#).
- Pugacheva N.B., Ovchinnikov A.S., Lebed A.V. Analysis of defects of industrial brass blanks. *Tsvetnye metally*, 2014, no. 10, pp. 71–77. EDN: [SQVRLB](#).
- Dong Zhuangzhuang, Jie Jinchuan, Dong Bowen, Wang Xianlong, Liu Shichao, Li Tingju. Effect of aluminum addition on microstructure and properties of a novel nickel-silicon-containing brass. *Journal of Materials Research*, 2020, vol. 35, pp. 1598–1611. DOI: [10.1557/jmr.2020.141](#).
- Hendrawan Ch.N., Setyani A., Pertiwi D.R.K., Sofyan B.T. Effect of 9 wt% Mn addition on cold rolling and annealing behaviour of Cu-31Zn alloy. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 46, part 9, pp. 3346–3351. DOI: [10.1016/j.matpr.2020.11.476](#).
- Yakovtseva O.A., Mikhaylovskaya A.V., Kotov A.D., Medvedeva S.V., Irzhak A.V. Comparison of contributions of the mechanisms of the superplastic deformation of binary and multicomponent brasses. *Physics of Metals and Metallography*, 2020, vol. 121, no. 6, pp. 582–589. DOI: [10.1134/S0031918X20060186](#).
- Yakovtseva O.A., Kaboyi P.K., Irzhak A.V., Mikhaylovskaya A.V. Influence of minor aluminum addition on the superplastic deformation of a microduplex Cu–Zn alloy. *Physical Mesomechanics*, 2023, vol. 26, no. 5, pp. 533–541. DOI: [10.1134/s1029959923050065](#).
- Stavroulakis P., Toulfatzis A.I., Pantazopoulos G.A., Paipetis A.S. Machinable Leaded and Eco-Friendly Brass Alloys for High Performance Manufacturing Processes. *Metals*, 2022, vol. 12, no. 2, article number 246. DOI: [10.3390/met12020246](#).
- Levin D.O., Sulitsin A.V., Kareva N.T., Galimov D.M. Effects of chemical composition of brass alloy type LS59-1 on the quality of ball valves. *Vestnik Yuzhno-Uralskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Metallurgiya*, 2022, vol. 22, no. 4, pp. 38–55. EDN: [IQCHZH](#).
- Kotov D.A., Mysik R.K., Eremin A.A., Volkov M.I., Zhukova L.M. Prediction of phase composition of complex alloyed brasses. *Liteyshchik Rossii*, 2005, no. 9, pp. 17–21.
- Tropotov A.V., Pugacheva N.B., Ryazantsev Yu.V., Zhukova L.M. A study of residual stresses in articles produced from complexly-alloyed brass. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, vol. 48, no. 1-2, pp. 31–35. DOI: [10.1007/s11041-006-0039-5](#).
- Guillet L., Portevin A. *Revue de Metallurgie Memoirs XVII*. Paris, 1920. 561 p.
- Vasilev M.A. *Struktura i dinamika poverkhnosti perekhodnykh metallov* [Structure and Dynamics of the Surface of Transition Metals]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1988. 248 p.
- Kamali-Moghaddam S., Häggström L., Ericsson T., Wappling R. Metallurgical behavior of iron in brass studied using Mössbauer spectroscopy. *Hyperfine Interact*, 2006, vol. 168, pp. 995–999. DOI: [10.1007/s10751-006-9386-2](#).
- Efremov B.N. *Latuni. Ot fazovogo stroeniya k strukture i svoystvam* [Brasses. From phase composition to structure and properties]. Moscow, INFRA-M Publ., 2014. 312 p.
- Pugacheva N.B. Structure of commercial $\alpha + \beta$ brasses. *Metal Science and Heat Treatment*, 2007, vol. 49, no. 1-2, pp. 67–74. DOI: [10.1007/s11041-007-0013-x](#).
- Svyatkin A.V., Vyboyschik M.A., Gnusina A.M. Effect of metastable compounds on susceptibility to cracking of multicomponent brasses. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2024, no. 4, pp. 32–40. EDN: [OGLZJL](#).
- Kurbatkin I.I., Belov N.A., Raykov Yu.N., Rumyantseva O.V., Pokhlebenina L.A., Antipov V.V. Effect of alloying elements and technological factors on phase composition and properties of brass tubes used in the automotive industry. *Tsvetnye metally*, 2001, no. 5, pp. 73–76.
- Kurbatkin I.I., Mochalov S.N., Kotov V.V., Pruzhinin I.F. The influence of chemical elements on the formation of the structure and properties of special brasses during their processing. *Tsvetnye metally*, 2000, no. 2, pp. 85–88.

Universal model for predicting the phase composition of multicomponent brasses based on chemical analysis data

*Aleksey V. Svyatkin**¹, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair “Nanotechnology, Materials Science and Mechanics”

Gleb V. Kostin, student of Chair “Nanotechnology, Materials Science and Mechanics”

Togliatti State University, Togliatti (Russia)

*E-mail: astgl@mail.ru

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8121-9084>

Received 04.06.2024

Revised 04.10.2024

Accepted 20.11.2024

Abstract: When developing technical requirements for alloys, it is important to apply an integrated approach. Combining analytical and simulation modelling, it is possible to reduce technological risks at the stage of creating or modifying requirements. The implementation of this approach directly depends on the degree of consideration of all factors included in the models, as well as on their influence on the variability of characteristics. However, known models do not provide satisfactory convergence with real industrial alloys. Using the example of a complex-alloyed CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb brass, an approach is proposed that allows describing the variability in the structural state of multicomponent brasses. The analysis of statistical data on the chemical composition and microstructure of industrial batches, made it possible to establish that the alloy matrix solution is a ($\alpha+\beta$)-brass, and corresponds to the phase ratio at 700 °C on the polythermal pseudo-binary cross-section of the Cu–Zn–Mn₅Si₃ diagram. The distribution of alloying elements in the main phases was studied using X-ray spectral analysis. The complete binding of iron in silicides and uniform distribution of manganese in the hot-pressed state were confirmed. A calculation of the silicon proportion in the solid solution was proposed. The measured density of the alloy is 7650 kg/m³, while the calculated density of the matrix solution is 8100 kg/m³. Based on the updated parameters of the universal model, the authors used the Monte Carlo method to assess the variability of the microstructure in relation to the requirements for the chemical composition. The instability of technological properties is attributed to significant variability in the ratio of the α - and β -phases. The content of the α -phase in the alloy ranges from 37.5 % to 66.5 %, while the β -phase varies from 17.5 % to 55.2 %. The simulation model developed in this study enables both to analyse the existing alloys and to predict the behaviour of new alloys. This is critically important for optimising technological processes, and improving the operational properties of materials.

Keywords: multicomponent brass; CuZn13Mn8Al5Si2Fe1Pb; stability of technological processes; chemical composition of special brasses; statistical simulation modelling of phase composition; brass microstructure; brass density; zinc equivalent; silicides.

For citation: Svyatkin A.V., Kostin G.V. Universal model for predicting the phase composition of multicomponent brasses based on chemical analysis data. *Frontier Materials & Technologies*. 2024. No. 4. P. 87–95. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-8.



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

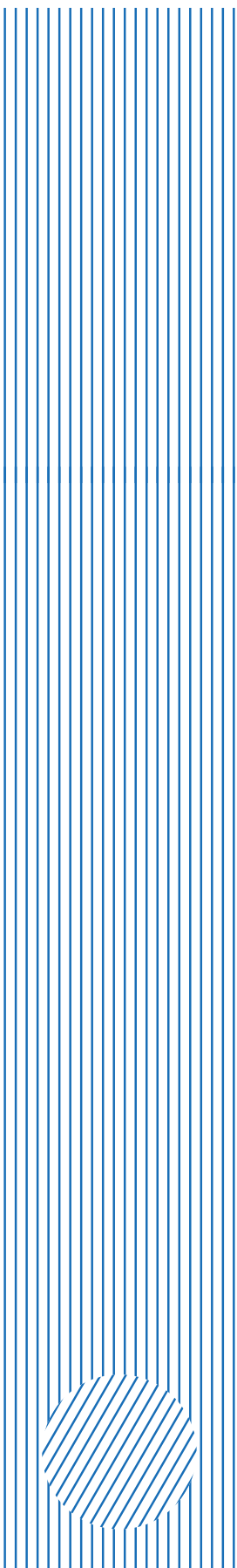
Рисунки и таблицы не должны выходить за пределы формата страницы. Альбомная ориентация страницы не допускается. Обязательно наличие подрисунковых подписей и названий таблиц. Если в тексте приводятся заимствованные рисунки, схемы, таблицы, необходимо указывать, откуда они были взяты.

Набор формул

Формулы оформляются с помощью редактора формул Microsoft Equation 3.0. Длина формул не должна превышать 80 мм. Размер формулы должен быть 100 %. Не допускается преобразование формулы в формат рисунка.

Оформление списка литературы и библиографических ссылок

Список литературы составляется в порядке расположения ссылок в статье. Не должно быть источников, не упоминающихся в тексте статьи. Не принято ссылаться на учебники и учебные пособия, кроме культовых в своей области, на диссертации и авторефераты диссертаций. Не менее трети источников должны быть изданы в последние 3–5 лет. Допустимы ссылки только на печатные издания (за исключением электронных журналов). Ссылки на интернет-сайты недопустимы. Самоцитирование не должно составлять более 20 % списка. Если цитируемый источник имеет DOI, то DOI приводится в конце библиографического описания этого источника. Все DOI должны быть рабочими ссылками.



Оценка влияния состава сплава на параметры обработки и качество поверхности посредством комплексного анализа

Шайлеш Рао Азари*¹, кандидат наук, профессор, факультет машиностроения
Рао Шрилата², кандидат наук, профессор

Технологический институт Нимт Минкии, Бангалор (Индия)

*E-mail: shailesh.rao@nmit.ac.in

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6190-9857>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3691-8713>

Поступила в редакцию 25.04.2024

Пересмотрена 18.06.2024

Принята к публикации 05.11.2024

Аннотация: Изучалось влияние состава сплавов (мягкой стали и алюминия) на несколько параметров обработки, таких как температура, сила резания, шероховатость поверхности и морфология стружки. Значительные изменения этих параметров были обнаружены путем модификации сплавов при поддержании постоянных условий процесса. В мягкой стали скорость вращения влияла на морфологию стружки, при этом повышенные скорости приводили к образованию непрерывной стружки, а пониженные скорости – к образованию более короткой стружки. Увеличенный передний угол влияет на свойства стружки, что приводит к небольшому уменьшению ее длины. При заданной скорости вращения на длину стружки влияла сила резания. Алюминиевые сплавы, напротив, производили непрерывные фрагменты стружки независимо от скорости резания или переднего угла. Были выбраны коэффициенты корреляции переменных, разработана эффективная регрессионная модель и применена к экспериментальным данным. Модель случайного леса показывает, что выбор материала существенно влияет на температуру, силу резания, шероховатость поверхности и морфологию стружки во время обработки. Получены данные о корреляции между передним углом инструмента и другими параметрами обработки, выявлены факторы, влияющие на качество поверхности. Результаты способствуют лучшему пониманию свойств обработанной поверхности, что облегчает оптимизацию операций обработки для различных материалов.

Ключевые слова: токарная обработка; передний угол; морфология стружки; прогнозное моделирование.

Для цитирования: Шайлеш Рао А., Рао Ш. Оценка влияния состава сплава на параметры обработки и качество поверхности посредством комплексного анализа // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 97–110. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-9.

ВВЕДЕНИЕ

Цилиндрические детали изготавливаются по заданным моделям с использованием токарных станков и/или станков с ЧПУ. В ходе процесса стружка отделяется от заготовки из-за сдвигающих усилий, приложенных острым инструментом. Последние достижения в области исследований процесса обработки привели к улучшению качества продукции. Обоснована важность геометрии инструмента в процессе токарной обработки. Значительное количество тепла, выделяемое при удалении стружки с заготовки, приводит к усталости инструмента и ухудшению качества поверхности [1]. Необходимо четко понимать важность геометрии инструмента на протяжении всего процесса обработки. В работе [2] исследовано влияние переднего угла на свойства материала и стружки. Показано, что изменение переднего угла при различных условиях процесса приводило к изменению износа инструмента, морфологии стружки и шероховатости поверхности.

Пластичный материал формирует непрерывную стружку и обеспечивает более длительный срок службы инструмента по сравнению с хрупким материалом, который производит прерывистую стружку и приводит к более короткому сроку службы инструмента [3]. Многочис-

ленные исследования продемонстрировали связь между морфологией инструмента и его долговечностью, а также неровностями его поверхности. Инструменты с большим радиусом, работающие на более высоких скоростях, приводят к меньшей шероховатости поверхности по сравнению с инструментами с меньшим радиусом. В настоящее время для получения обширной информации о параметрах процесса резания применяются аналитические и численные методы [4]. В методологиях моделирования для иллюстрации различных параметров резки и материалов используются двухмерные или трехмерные модели [5]. Многие модели основаны на двухмерной структуре и не реализуются в трех измерениях из-за длительности вычислений и повышенной сложности [6].

Распространение разнообразных коммерческих продуктов возросло из-за быстрого технического прогресса современного общества. В [7] изучены достижения в теоретическом анализе и численном моделировании износа инструмента в мировом масштабе. В работе [8] проведено численное моделирование и имитация процедур резания металла. Для моделирования операций обработки разрабатываются многочисленные численные методы, в т. ч. методы конечных элементов и бессеточные методы [8]. Авторы [9] использовали алгоритм ABAQUS для

моделирования наклонного резания сплавов на основе никеля с использованием инструментов с покрытием, что привело к более точному прогнозированию сил резания. Сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными показало, что они совпадают. Инструментарий метода конечных элементов использовался для проведения тщательного анализа влияния ключевых переменных обработки на механические свойства сплавов мягкой стали, обработанных с использованием керамического инструмента. Моделирование генерировало распределенное представление значений температуры и напряжения на режущей кромке инструмента во время анализа [10]. Подходы на основе моделирования или метода конечных элементов используются исключительно для расчета результатов; их нельзя сравнивать с другими факторами процесса или подвергать всестороннему анализу. Для сравнения и прогнозирования выходных переменных с различными предикторами используются различные инструменты, включая MATLAB, ANOVA, а также программное обеспечение с открытым исходным кодом, такое как R и Python. Для установления связи между несколькими независимыми факторами и зависимой переменной для будущих прогнозов применяются регрессионные модели. На основе экспериментальных данных, собранных в процессе обработки, было создано множество численных алгоритмов. Выбор подходящих прогностических моделей облегчает определение оптимальных параметров резания и повышает качество процесса [11; 12]. Разработаны прогностические модели для увеличения долговечности инструмента [13], минимизации продолжительности обработки [14], снижения потребления энергии [15], сокращения времени настройки [16] и пр. Они имеют решающее значение для определения оптимальных параметров резания и повышения качества процедуры. Авторы [17] разработали температурную модель для прогнозирования температуры инструмента во время наклонного вращения, посредством этого объяснив стабильность процесса обработки. В [18] разработана модель для степени истирания во время процесса фрезерования. Важно тщательно изучить влияние передних углов на различные материалы, чтобы создать надежные прогностические модели. Следовательно, необходимы дальнейшие исследования для разработки прогностических моделей, сопоставляющих сталь с алюминием. Форма режущего инструмента является критическим параметром обработки, который влияет на условия резания и, следовательно, на качество готовых изделий¹. Всестороннее понимание того, как свойства материала влияют на механизм резания, требует тщательного изучения морфологии стружки при обработке различных материалов при определенных параметрах процесса.

Исследование направлено на анализ параметров обработки, в т. ч. температуры, силы резания, шероховатости поверхности и морфологии стружки, при различных составах сплавов.

Цель работы – улучшить понимание влияния выбора материала и угла наклона инструмента на качество поверхности, морфологию стружки и другие результаты

обработки, тем самым способствуя оптимизации процессов обработки для различных материалов. Для улучшения результатов необходимо провести прогностический анализ, чтобы понять морфологию поверхности с различными составами материалов.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Токарные работы выполнялись с использованием алюминиевых и стальных сплавов с переменным передним углом в качестве одного из параметров обработки. Выполнялись и количественно оценивались другие возможные комбинации параметров процесса, такие как скорость и сила резания, текстура поверхности и температура. Исследования проводились с использованием сверхмощного прецизионного токарного станка PSG 124 / A 124 производства HMT Machine Tools Ltd. (Hindustan Machine Tools, Индия). В качестве материалов заготовки выбраны два образца – из мягкой стали (EN9) и алюминия (2017-T4), демонстрирующие сопоставимые механические свойства в соответствии со справочниками ASM. Диаметр заготовок составлял 24 мм, длина – 150 мм. Образцы были надежно закреплены в трехкулачковом патроне и вращались со скоростью резания 160 и 360 об/мин, поддерживая постоянную скорость подачи 0,12 мм/об. Использовался инструмент из быстрорежущей стали индийского производства, содержащий 10 % кобальта, с квадратным поперечным сечением 12,7 мм и длиной 50 мм. В качестве параметров процесса взяты передние углы инструмента 3, 5, 8 и 11° и глубина резания 0,5 мм. Для измерения сил, возникающих во время обработки, к токарному станку был прикреплен стандартный динамометр токарного инструмента. Профиль профиля использовался для анализа образования стружки и определения длины зазубрин стружки по увеличенным изображениям. Шероховатость поверхности оценивалась с помощью прибора SJ-218 Talysurf (Mitutoyo, Япония) на обработанной поверхности.

На основе подробных экспериментальных значений предлагается прогностическая модель для обеспечения предварительной оценки взаимосвязи между переменными с фокусом на температуре в качестве выходных данных. Программный инструмент R применялся для создания прогностической модели с использованием экспериментальных данных. Исследование проводилось путем их импорта в среду инструмента. Функция “read.csv()” использовалась для импорта табличных данных с соответствующим форматированием и распределением переменных. Коэффициенты корреляции между зависимыми и независимыми переменными вычислялись сначала из имеющихся данных. Кроме того, для прогнозирования шероховатости поверхности на основе предоставленных данных использовались линейная регрессия и метод случайного леса.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Формирование стружки

Формирование стружки дает представление о качестве заготовки и определяет стабильность обработки. На рис. 1 показаны фотографии стружки на проекторе профиля, что облегчает измерение геометрии стружки.

¹ Dogra M., Sharma V.S., Dureja J.S. Effect of tool geometry variation on finish turning – A Review // *Journal of Engineering Science and Technology Review*. 2011. Vol. 4. № 1. P. 1–13. DOI: [10.25103/jestr.041.01](https://doi.org/10.25103/jestr.041.01).

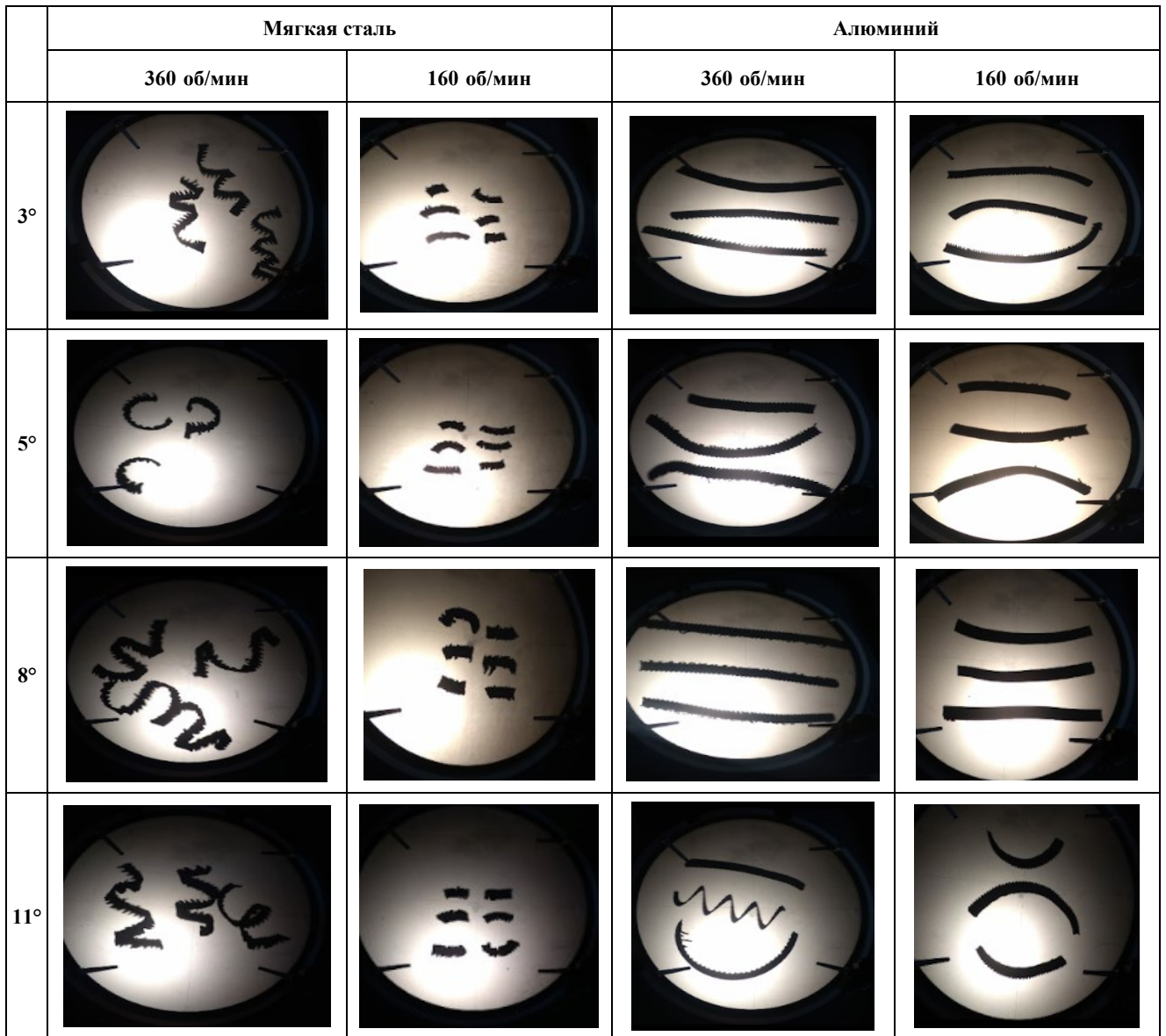


Рис. 1. Образование стружки для различных материалов при различных углах наклона и скоростях вращения
 Fig. 1. Chip formation for the different materials at different rake angles and rotational speeds

Первоначальные наблюдения показывают, что изменение переднего угла повлияли на длину стружки. Это явление возникает из-за изменения направления движения стружки по поверхности лезвия. Примечательно, что при 140 об/мин увеличение силы резания привело к образованию более короткой стружки. Из-за свойств алюминиевых сплавов образование непрерывной стружки происходило независимо от изменений скорости резания или переднего угла, как показано на рис. 1.

Определение свойств в процессе обработки

На рис. 2 а показана высота зубцов, наблюдаемая во время исследования стружки при различных скоростях резания. По мере уменьшения скорости вращения высота увеличивается. При повышенных скоростях вращения образуется непрерывная стружка с завитками. На протяжении всей процедуры режущая кромка инструмента взаимодействует с обрабатываемым материалом, подвергает-

ся сжатию и достигает пластического состояния. При вращении мягкой стали с пониженной скоростью наблюдается большая длина зубцов. В алюминиевых сплавах постоянная толщина съема материала приводит к образованию удлиненного фрагмента с уменьшенной длиной зубцов.

На рис. 2 в представлены значения шероховатости обработанной поверхности. Для мягкой стали эти значения уменьшались с увеличением скорости резания. Как показали результаты, значение шероховатости обратно пропорционально температуре резания. Повышенные температуры резания способствуют термической мягкости материала, что позволяет легко извлекать металл из сплава. Кроме того, увеличение скорости резания усиливает вибрации на уровне поверхности и теплогенерацию. Это приводит к образованию грубой поверхности, что также может быть следствием разрыва стружки между режущей кромкой инструмента и податливой заготовкой. В процессе обработки увеличение переднего угла приводит

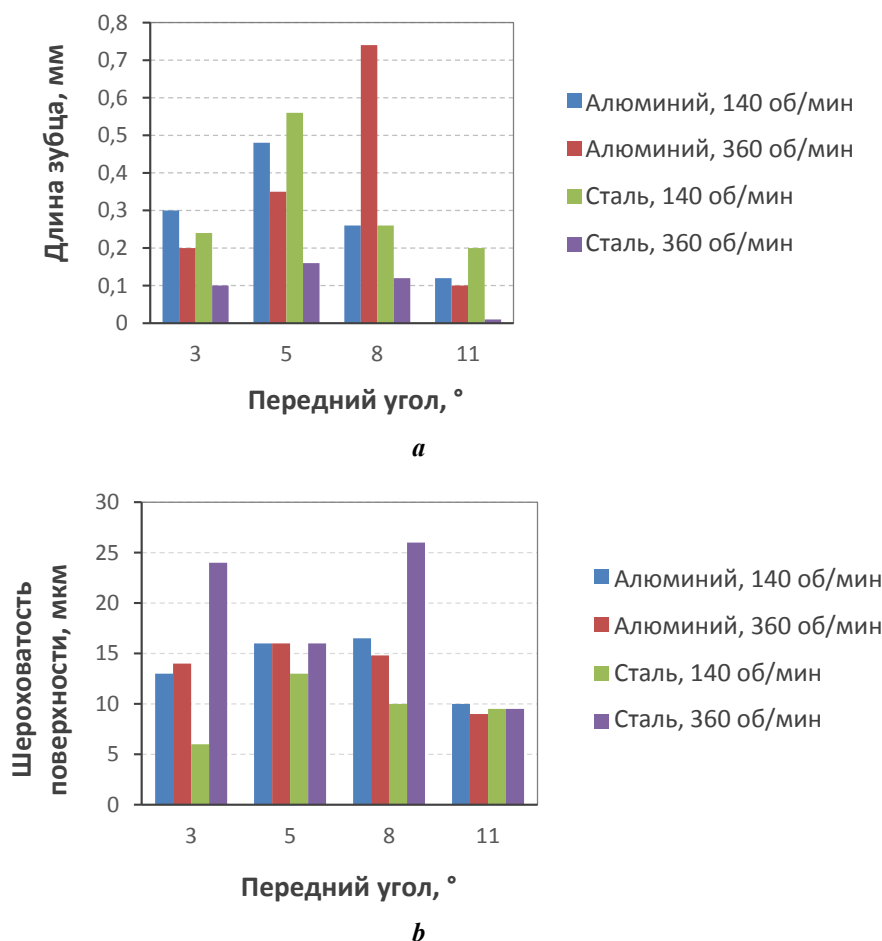


Рис. 2. Определение некоторых механических свойств во время процесса обработки
Fig. 2. Determination of some mechanical properties during the machining process

к уменьшению силы резания из-за уменьшения контакта на границе режущей кромки инструмента. Как показано на рис. 3 а, длина фрагмента увеличивается до переднего угла 5° , после чего уменьшается. Температура в месте контакта с режущей кромкой инструмента измерялась с помощью пирометра (рис. 3 б). Здесь температура растет с увеличением переднего угла, что может быть следствием более высокой силы трения.

В таблице 1 представлены экспериментальные данные для различных параметров процесса, включая скорость вращения, силу резания, передний угол и шероховатость поверхности, а также соответствующие им выходные переменные.

В таблице 2 показаны значения корреляции, полученные в результате анализа в программном обеспечении *R*. С помощью этих коэффициентов анализируются связи между различными независимыми переменными и температурой. В данном случае шероховатость поверхности и сила резания имеют сильную положительную корреляцию с температурой. Это подтверждает, что увеличение шероховатости поверхности и силы резания коррелирует с повышением температуры на протяжении всего процесса обработки. Указанные переменные существенно влияют на тепловое поведение процесса. Передний угол демонстрирует умеренную корреляцию с шероховатостью поверхности. Он оказывает минимальное влияние на другие

переменные в исследовании. Среди исследованных параметров самую положительную корреляцию с площадью поверхности и силой резания имела температура. Это указывает на то, что характеристики поверхности и сила резания, возникающая во время обработки, напрямую коррелируют с результирующей температурой. Корреляционный анализ выявил существенные корреляции между этими переменными и зарегистрированной температурой. Кроме того, шероховатость поверхности и сила резания продемонстрировали отрицательную корреляцию с передним углом, как показано в таблице 2.

Множественный регрессионный анализ показал, что сила резания, шероховатость поверхности, передний угол и скорость резания значительно влияют на температуру, возникающую в месте контакта в процессе исследований. В таблицах 3 и 4 приведены значения параметров обработки для алюминия и стали соответственно. Для представленных данных предлагаются следующие модели отклика для алюминия и стали.

Линейная регрессия для стали:

$$T = 199,64 - 0,05Fc - 0,1Ra + 6,482\gamma + 0,077SFM,$$

где T – температура;

Fc – сила резания;

Ra – шероховатость поверхности;

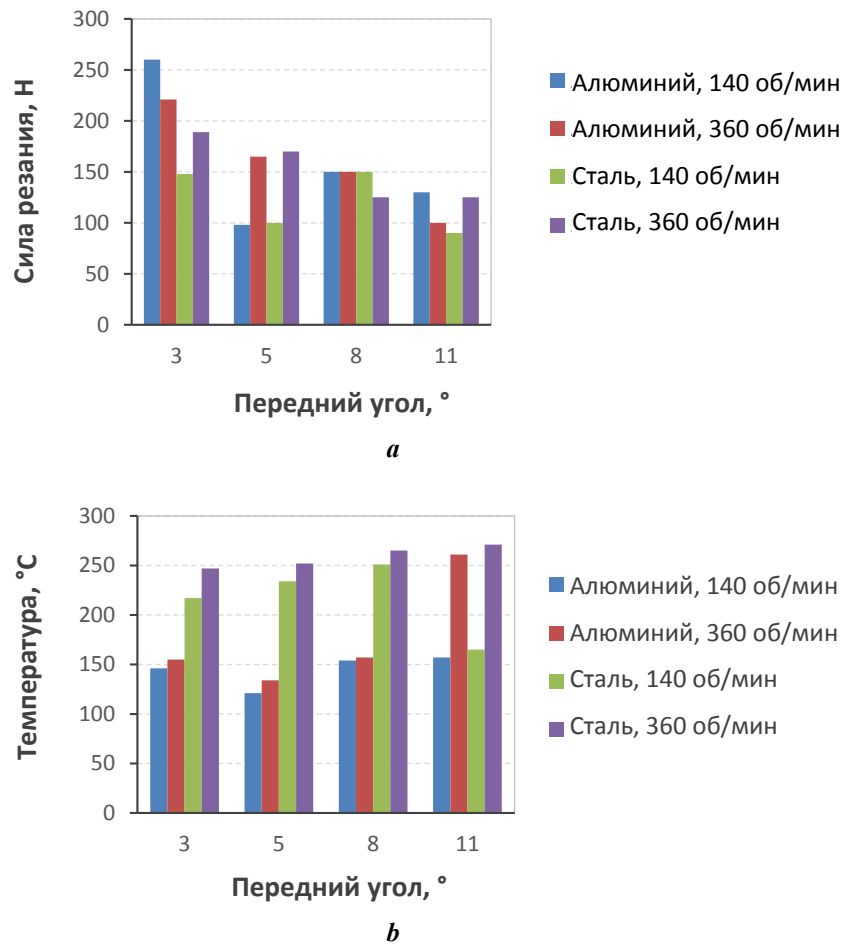


Рис. 3. Распределение температуры для различных передних углов
 Fig. 3. Temperature distribution for various rake angle

γ – передний угол;
 SFM – скорость резания.

Линейная регрессия для алюминия:

$$T = 116,41 - 0,02Fc - 0,05Ra + 2,66\gamma + 0,132SFM.$$

Для повышения производительности обработки важно понимать корреляцию между параметрами процесса и температурой. Экспериментальные результаты подчеркивают температурную чувствительность силы резания, скорости резания, шероховатости поверхности и переднего угла. В обоих уравнениях p -значения для независимых переменных с факторами взаимодействия были ниже 0,05, что означает, что эти переменные оказали статистически значимое положительное влияние на температуру. Использование эффектов взаимодействия указывает на то, что связь между температурой и исследуемыми переменными формируется их взаимодействием, а не является просто аддитивной.

Значения достоверности аппроксимации для обеих моделей составили приблизительно 89 %, что указывает на их обоснованность и хорошее соответствие. Высокие показатели свидетельствуют о том, что модели, основанные на независимых переменных и их взаимодействии, объясняют существенную долю температурных колебаний. Регрессионный анализ температуры дал незначительные остаточные значения, что означает, что разработанные модели

эффективно отображают связь между независимыми переменными и температурой. Минимальные значения остаточных величин предполагают, что модели точно аппроксимируют фактические данные о температуре.

На рис. 4 с помощью программы R показаны фактические и прогнозируемые измерения температуры. Графическое представление показывает, что температурная модель была точнее заявленных параметров процесса. Это подтверждает эффективность разработанных моделей для прогнозирования температуры на протяжении всего процесса обработки.

Функция “plot3d” из пакета “rgl” используется для создания трехмерного графика при программировании в R . Функция “plot3d” используется в работе для иллюстрации корреляции между силой, скоростью резания и температурой для алюминиевых и стальных сплавов, как показано на рис. 5 а. Из рис. 5 а видно, что при различных передних углах сила резания уменьшается с увеличением скорости резания. По мере увеличения скорости резания температура повышается. Из рис. 5 б видно, что температура повышается из-за твердости сплава, что затрудняет его удаление с обрабатываемой поверхности. Кроме того, режущая кромка инструмента прилегает к поверхности заготовки, что повышает температуру. Эффективность процесса обработки в основном зависит от материала заготовки и конфигурации инструмента. Увеличение переднего угла улучшает сцепление между поверхностью материала

Таблица 1. Табличные значения параметров процесса для стали и алюминия
 Table 1. Tabulated values of process parameters for steel and aluminium

Материал	Шероховатость поверхности, μm	Сила резания, Н	Передний угол, $^\circ$	Температура, $^\circ\text{C}$	Скорость, об/мин	Высота пика, мм
Алюминий	13	260	3	136	140	0,3
	14	220	3	167	360	0,205
	17	100	5	141	140	0,48
	17	160	5	169	360	0,37
	17,5	150	8	143	140	0,27
	14,5	150	8	174	360	0,75
	10	125	11	151	140	0,13
	6,5	95	11	178	360	0,10
Сталь	7	125	3	221	140	0,24
	24	190	3	243	360	0,12
	13	110	5	234	140	0,58
	17	170	5	253	360	0,17
	11	150	8	252	140	0,20
	27	120	8	257	360	0,13
	7	85	11	263	140	0,185
	7	125	11	289	360	0,015

Таблица 2. Значения корреляции для стали и алюминия при различных параметрах процесса
 Table 2. Correlation values for steel and aluminium under different process parameters

	Сталь			Алюминий		
	Шероховатость	Сила резания	Передний угол	Шероховатость	Сила резания	Передний угол
Шероховатость	1	–	–	1	–	–
Сила резания	0,49	1	–	0,19	1	–
Передний угол	–0,34	–0,57	1	–0,58	–0,72	1
Температура	0,63	0,52	0,42	0,42	0,60	0,52
Скорость резания	0,627	0,53	–	0,19	0,48	–

и передней поверхностью инструмента. Это приводит к росту температуры, как показано на рис. 6 а и 6 б. Повышение твердости стального сплава также приводит к повышению температуры.

Рис. 7 иллюстрирует корреляцию между шероховатостью обработанной поверхности, скоростью резания и температурой. По мере увеличения переднего угла неровность поверхности сначала увеличивается, а затем

уменьшается. Наблюдения проводились для обоих сплавов и двух отдельных скоростей резания. Значение шероховатости обработанной поверхности увеличивалось при значении переднего угла от 3 до 5°. Изменение переднего угла для алюминия увеличивало значение шероховатости с 14–15 до 17–18 мкм при обеих скоростях резания. Это в основном связано с установлением более низких температур в месте контакта режущей кромки инструмента.

Таблица 3. Параметры процесса при обработке алюминия и соответствующие им значения
Table 3. The process parameter values during the machining of aluminum and its corresponding values

Шероховатость, μm	Сила резания, Н	Передний угол, $^\circ$	Скорость резания, об/мин	Температура		Остаточная величина
				Фактическая	Значение регрессии	
13	260	3	140	135	137,735	-0,02026
14	220	3	360	168	167,580	0,00250
17	100	5	140	146	146,275	-0,00188
17	160	5	360	172	174,115	-0,01230
17,5	150	8	140	152	153,2575	-0,00827
14,5	150	8	360	182	182,2825	-0,00155
10	125	11	140	162	161,700	0,001852
6,5	95	11	360	190	191,3225	-0,00696

Таблица 4. Параметры процесса при обработке стали и соответствующие им значения
Table 4. The process parameter values during the machining of steel and their corresponding values

Шероховатость, μm	Сила резания, Н	Передний угол, $^\circ$	Скорость резания, об/мин	Температура		Остаточная величина
				Фактическая	Значение регрессии	
7	125	3	140	220	222,916	-0,013250
24	190	3	360	238	234,906	0,013000
13	110	5	140	235	236,030	-0,004380
17	170	5	360	254	249,570	0,017441
11	150	8	140	255	253,676	0,005192
27	120	8	360	268	270,516	-0,009390
7	85	11	140	270	276,772	-0,025080
7	125	11	360	290	291,712	-0,005900

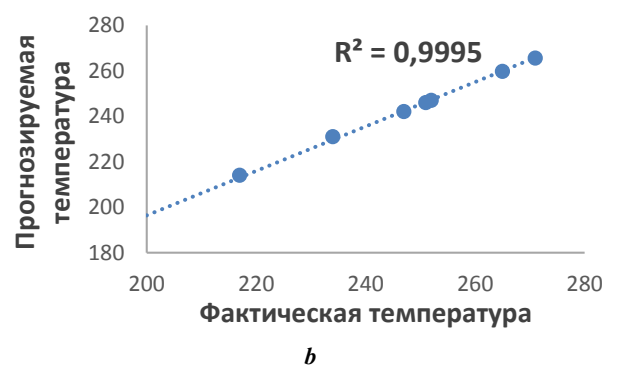
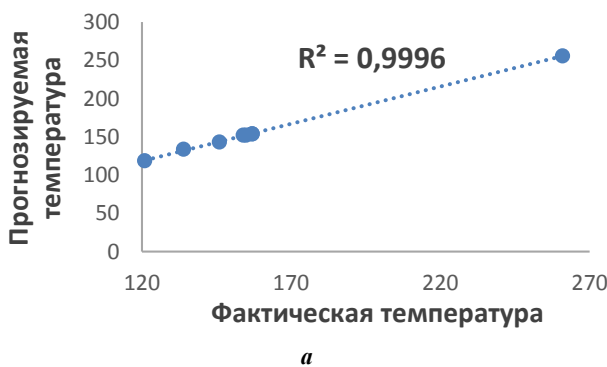


Рис. 4. Сравнение фактического и прогнозируемого значений температуры для алюминия (а) и стали (б)
Fig. 4. Comparison of actual temperature and predicted temperature value for aluminium (a) and steel (b)

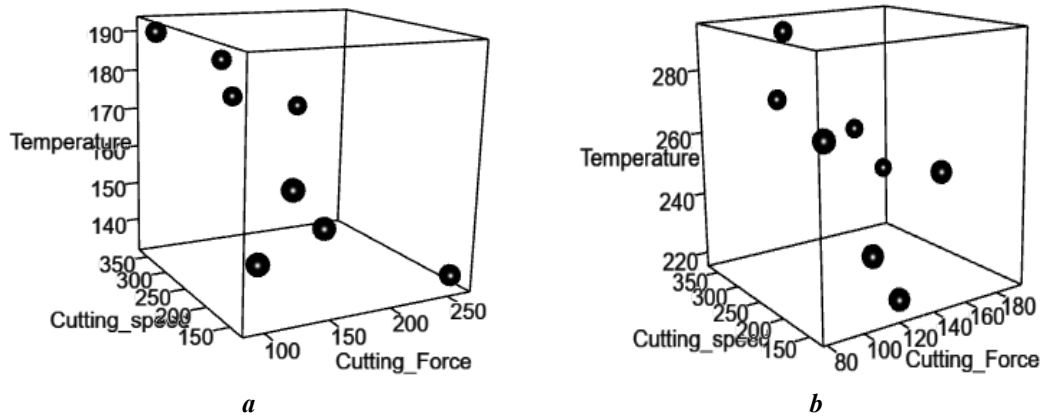


Рис. 5. Изменение силы и скорости резания в зависимости от температуры для алюминия (а) и стали (б)
 Fig. 5. Variation of cutting force and cutting speed with temperature for aluminium (a) and steel (b)

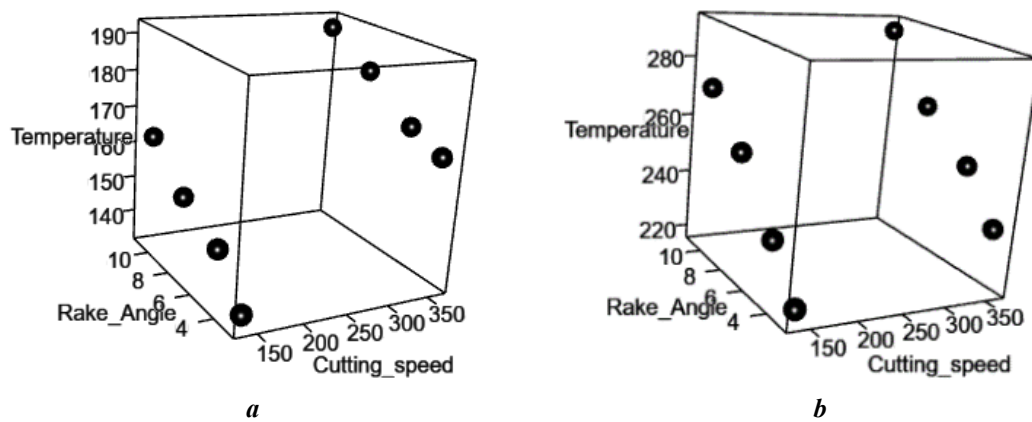


Рис. 6. Изменение переднего угла и скорости резания в зависимости от температуры для алюминия (а) и стали (б)
 Fig. 6. Variation of rake angle and cutting speed with temperature for aluminium (a) and steel (b)

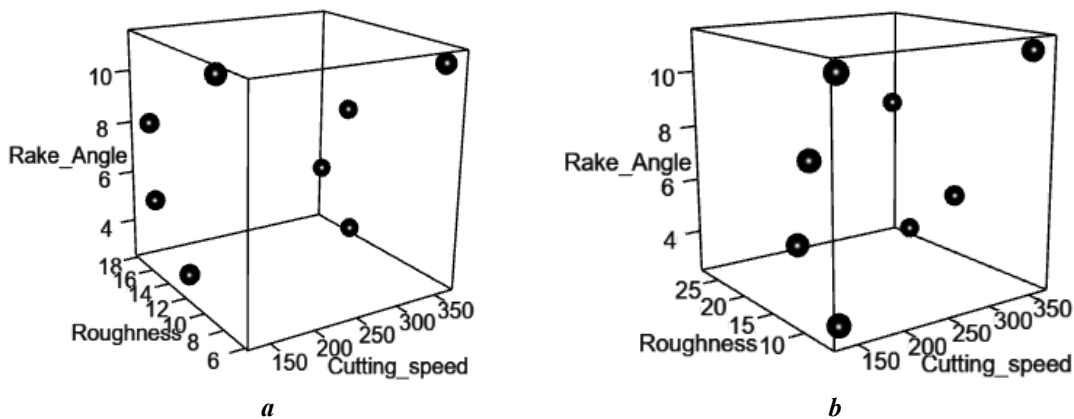


Рис. 7. Изменение шероховатости и скорости резания в зависимости от переднего угла для алюминия (а) и стали (б)
 Fig. 7. Variation of roughness and cutting speed with rake angle for aluminium (a) and steel (b)

Увеличение переднего угла приводит к изменению температуры к центру заготовки из-за ее повышенной теплопроводности. На протяжении всего процесса обработки поверхность становится более гладкой, даже при небольшом повышении температуры. Это умень-

шает шероховатость поверхности, поскольку фрагменты легко удаляются с заготовки. Значение шероховатости уменьшалось по мере увеличения переднего угла до 8 и 11° из-за рассеивания тепла благодаря теплопроводности и размягчению материала.

Сталь, как более прочный материал, требует увеличения силы резания для отделения частиц от заготовки. Шероховатость поверхности увеличивается с увеличением переднего угла, но уменьшается по мере развития нароста на резце или наплавленного слоя на контакте с режущей кромкой инструмента, и материал подвергается размягчению. По сравнению с алюминием сталь демонстрирует более низкую теплопроводность. Рис. 8 а иллюстрирует повышение температуры резания. Шероховатость поверхности увеличивается с увеличением переднего угла и скорости резания.

Метод случайного леса считается одним из наиболее эффективных подходов к классификации в машинном обучении. Он используется для набора данных, включающего несколько параметров процесса обработки двух различных сплавов. Несмотря на очень ограниченный размер набора данных, алгоритм случайного леса эффективно идентифицировал изменения свойств сплава в зависимости от особенностей их обработки. Из набора данных, представленного в таблице 1, 70 % точек данных были выделены для

обучающего набора для облегчения точной оценки модели, в то время как оставшиеся 30 % были предназначены для проверки. Согласованность моделей оценивалась с помощью рис. 8 а, который иллюстрировал их производительность на протяжении увеличенного количества деревьев решений. График показал положительную корреляцию между количеством деревьев и стабильностью модели, что говорит о том, что увеличение количества деревьев повышает надежность результатов классификации. Все числовые результаты должны быть отображены в разделе с тем же названием. Кроме того, рис. 8 b продемонстрировал зависимость переменных от выбора материалов. Примечательно, что при сравнении стали и алюминия длина сегмента стружки показала наиболее существенную (около 55 % от общего числа) степень влияния на выходной параметр. Максимальная высота в основном зависела от прочности и состава материала на протяжении всего процесса токарной обработки. Более того, эти характеристики материала определяли примерно 35 % колебаний температуры во время обработки.

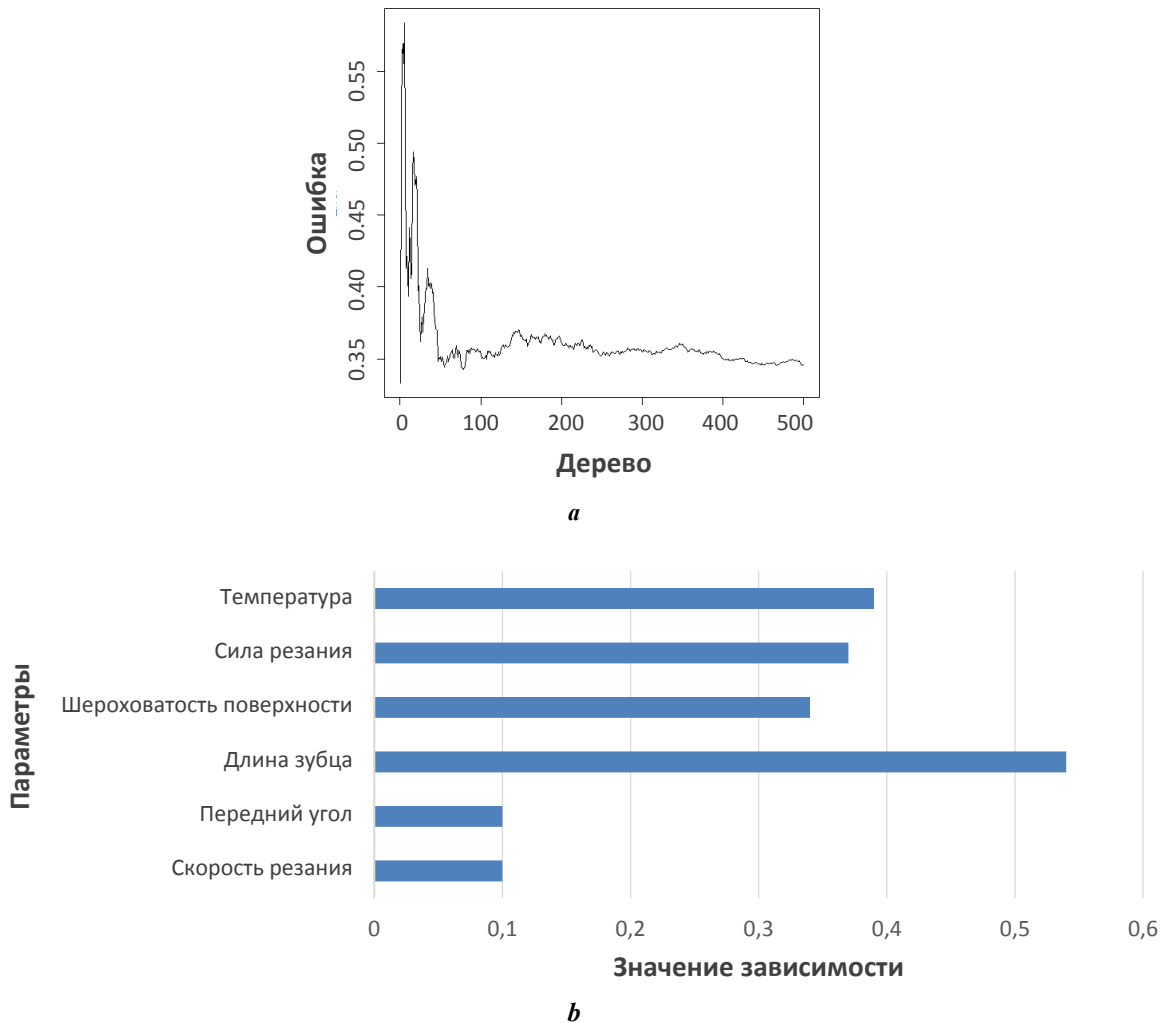


Рис. 8. Значимость параметров модели, полученная для случайного леса, по степени влияния на выходной параметр (а) и график зависимости между переменными для выбора материала в качестве выходных данных (b)

Fig. 8. Error plot during the Random Forest model iteration (a) and dependency plot between the variables for the material selection as output (b)

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Формирование стружки дает представление о качестве заготовки и определяет стабильность обработки. При обработке пластичных материалов образуются непрерывные стружки. Это в основном объясняется пластической деформацией внутри обрабатываемого материала. Неправильные настройки резания приведут к образованию прерывистых стружек при фрезеровании пластичных и хрупких материалов. Значительные заусенцы на стружке образуются во время фрезерования в условиях повышенного трения. Это происходит из-за фрикционного сопротивления и образования наростов в месте расположения режущей кромки инструмента. Исследование показало, что более высокие скорости вращения приводят к образованию непрерывных стружек в мягкой стали, в то время как более низкие скорости дают более короткие стружки [19]. Это явление можно объяснить обратной корреляцией между скоростью резания и сжимающим напряжением, при этом увеличение скорости резания снижает сжимающее напряжение, способствуя образованию непрерывных стружек. Более того, увеличение переднего угла привело к росту высоты зубцов. Это явление объясняется повышенной сегментацией и проблемами при сдвиговом скольжении, что приводит к большому раскалыванию материала на каждом пике.

Изменение переднего угла также повлияло на длину стружки, что привело к небольшому уменьшению стружки мягкой стали. Это является результатом изменения направления схода стружки по поверхности лезвия. Примечательно, что при 140 об/мин увеличение силы резания привело к образованию более короткой стружки. Свойства алюминиевых сплавов привели к образованию непрерывной стружки независимо от изменений скорости резания или переднего угла. Морфологические особенности фрагментов остались в основном неизменными, несмотря на изменения этих параметров.

Высота зубцов анализировалась в зависимости от различных скоростей резания. Показано, что высота увеличивается по мере уменьшения скорости вращения. При повышенных скоростях вращения образуется непрерывная стружка с завитками. На протяжении всей процедуры режущая кромка инструмента сталкивается с обрабатываемым материалом, подвергается сжатию и достигает пластичного состояния. Большая длина зубцов наблюдается при вращении мягкой стали с пониженной скоростью. Это в основном объясняется повышенным напряжением, возникшим на рабочей поверхности. Во время обработки материал проявляет характеристики, сходные с характеристиками хрупкого вещества. Увеличение переднего угла повышает сжимающее напряжение [20]. В алюминиевых сплавах постоянная толщина снятия материала дает удлиненный фрагмент с уменьшенной длиной зубцов.

Для мягкой стали значения шероховатости поверхности обработанной области уменьшались с увеличением скорости резания. Результаты показывают, что ее значение обратно пропорционально температуре резания. Повышенные температуры резания способствуют термической мягкости материала, что позволяет легко извлекать металл из сплава [21]. Термопластичность сплава при повышенных температурах объясняется идеальными значениями энергии трения и энергии плоскости сдвига [22]. Потенциал повышенных температур на режущей кромке инструмента способствует

размягчению обработанной области поверхности. Авторы [23; 24] выяснили, что увеличение скорости резания уменьшает шероховатость поверхности алюминиевых сплавов, что приводит к уменьшению длины зубцов. Более того, увеличение скорости резания усиливает вибрации на уровне поверхности и генерацию тепла. Это приводит к созданию шероховатой поверхности, потенциально вызванной разрывом стружки между кромкой инструмента и гибкой заготовкой. Увеличение небольшого переднего угла уменьшает точку контакта, следовательно, постепенно снижает силу резания [25]. Генерация вибраций может привести к образованию поверхности с неровной текстурой. Увеличение переднего угла до 11° улучшает качество поверхности [26].

В процессе обработки увеличение переднего угла приводит к снижению силы резания из-за уменьшения контакта на поверхности кромки инструмента [27; 28]. На рис. 3 а показано, что длина фрагмента увеличивается до достижения значения 5° для переднего угла, после чего она уменьшается. Температура в месте контакта режущей кромки инструмента измерена с помощью пирометра (рис. 3 б). Здесь температура растет с увеличением переднего угла, что может быть результатом повышенной силы трения.

Из таблицы 2 видно, что шероховатость поверхности и сила резания имеют сильную положительную корреляцию с температурой, т. е. рост шероховатости поверхности и силы резания коррелирует с ростом температуры на протяжении всего процесса обработки. Эти переменные существенно влияют на термическое поведение процесса. Передний угол демонстрирует умеренную корреляцию с шероховатостью поверхности и оказывает минимальное влияние на другие переменные, введенные в данное исследование. Температура имела наиболее положительную корреляцию с площадью поверхности и силой резания среди исследованных параметров. Это указывает на то, что характеристики поверхности и сила резания, возникающая во время обработки, напрямую коррелируют с результирующей температурой. Корреляционный анализ выявил существенные корреляции между этими переменными и зарегистрированной температурой. Кроме того, шероховатость поверхности и сила резания показали отрицательную корреляцию с передним углом.

Сила резания уменьшается по мере увеличения скорости резания при различных передних углах, как показано на рис. 5 а. Здесь уменьшение силы резания обусловлено уменьшением взаимодействия стружки и инструмента. По мере увеличения скорости резания температура увеличивается. В результате предел текучести уменьшается с ростом скорости резания [29]. Высокая теплопроводность и низкая твердость алюминиевых сплавов во время обработки позволили эффективно удалить материал с заготовки. В отличие от стальных сплавов, значительное количество тепла рассеивается по области стружки, что приводит к снижению температуры. Нарост на режущей кромке резака образуется при повышенной скорости резания стали. Как видно из рис. 5 б, при более низкой скорости резания наблюдается повышение температуры из-за твердости сплава, что затрудняет его удаление с рабочей поверхности. Кроме того, режущая кромка инструмента прилегает к поверхности заготовки, повышая температуру.

Эффективность процесса обработки в основном зависит от материала заготовки и конфигурации инструмента.

В целом передний угол существенно влияет на температуру, создаваемую на границе с инструментом. Увеличение силы подачи привело к повышению температуры обоих материалов. Изменение профиля передней поверхности приводит к образованию нароста на режущей кромке и нароста слоя под поверхностью стружки, контактирующей с передней поверхностью. Это приводит к повышению температуры, как показано на рис. 6 а и 6 б. С увеличением скорости резания температура резания снижается. Аналогичные наблюдения сделаны в [30], где было отмечено, что нарост на режущей кромке и нарост слоя уменьшаются с увеличением скорости резания (глубина резания – 0,15 мм).

Рис. 7 иллюстрирует корреляцию между шероховатостью обработанной поверхности, скоростью резания и температурой. Здесь значение обработанной поверхности увеличилось при значении переднего угла от 3 до 5°. Это в основном связано с установлением более низких температур в месте контакта с режущей кромкой инструмента. Увеличение переднего угла приводит к изменению температуры к центру заготовки из-за ее повышенной теплопроводности. На протяжении всего процесса обработки поверхность становится более гладкой, даже при небольшом повышении температуры. Это уменьшает шероховатость поверхности, поскольку фрагменты легко удаляются с заготовки. Значение шероховатости уменьшалось по мере того, как передний угол увеличивался до 8 и 11° из-за потери тепла через теплопроводность и из-за размягчения материалов. Сталь, как более прочный обрабатываемый материал, приводит к увеличению силы резания для отделения частиц от заготовки. Шероховатость поверхности увеличивается с увеличением переднего угла, но уменьшается по мере того, как нарост на кромке или нарост на слое развивается на границе раздела инструмента и режущей кромки и материал подвергается размягчению. По сравнению с алюминием сталь демонстрирует более низкую теплопроводность, здесь в конечном итоге отмечается уменьшение шероховатости поверхности.

ВЫВОДЫ

Передний угол инструмента является одним из важнейших факторов для оценки параметров обработки в процессе токарной обработки. Изменение температуры в месте контакта режущей кромки инструмента можно объяснить изменением переднего угла, что также приводит к изменению шероховатости поверхности. В настоящей работе алюминиевые и стальные сплавы с сопоставимыми характеристиками обрабатываются с использованием установленных для процедуры параметров. В результате исследования сделаны следующие выводы.

1. Во время обработки образца из мягкой стали при большей скорости вращения получена большая длина стружки. Меньшая длина стружки наблюдается при меньшей скорости вращения из-за снижения сжимающего напряжения, возникающего во время обработки. При работе с мягкими алюминиевыми сплавами получены постоянные длинные стружки, несмотря на разницу в скорости вращения.

2. Шероховатость поверхности обоих сплавов увеличивается с ростом скорости резания. Дополнительное трение, возникшее в области контакта режущей кромки инструмента с поверхностью, привело к увеличению шероховатости.

3. Значения корреляции, наблюдаемой между переменными, были определены как удовлетворительные. Построена регрессионная модель, которая была успешно применена к данным испытания.

4. Сила и скорость резания, передний угол и шероховатость поверхности оказывают значительное влияние на температуру, возникающую на границе между инструментом и заготовкой.

5. Для понимания зависимости от переменных для выбранного контента использована модель случайного леса. В процессе обработки установлено, что выбор материала оказывает значительное влияние на температуру, силу резания, шероховатость поверхности и форму получаемой стружки.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Anand A., Behera A.K., Das S.R. An overview on economic machining of hardened steels by hard turning and its process variables // *Manufacturing Review*. 2019. Vol. 6. P. 1–9. DOI: [10.1051/mfreview/2019002](https://doi.org/10.1051/mfreview/2019002).
2. Duc Pham Minh, Giang Le Hieu, Dai Mai Duc, Sy Do Tien. An experimental study on the effect of tool geometry on tool wear and surface roughness in hard turning // *Advances in Mechanical Engineering*. 2020. Vol. 12. № 9. P. 1–11. DOI: [10.1177/1687814020959885](https://doi.org/10.1177/1687814020959885).
3. Rao A.S. Effect of nose radius on the chip morphology, cutting force and tool wear during dry turning of Inconel 718 // *Tribology – Materials Surfaces & Interfaces*. 2023. Vol. 17. № 1. P. 62–71. DOI: [10.1080/17515831.2022.2160161](https://doi.org/10.1080/17515831.2022.2160161).
4. Bellini C., Di Cocco V., Iacoviello F., Sorrentino L. Numerical model development to predict the process-induced residual stresses in fibre metal laminates // *Forces in Mechanics*. 2021. Vol. 3. Article number 100017. DOI: [10.1016/j.finmec.2021.100017](https://doi.org/10.1016/j.finmec.2021.100017).
5. Mathivanan A., Swaminathan G., Sivaprakasam P., Suthan R., Jayaseelan V., Nagaraj M. DEFORM 3D Simulations and Taguchi Analysis in Dry Turning of 35CND16 Steel // *Advances in Materials Science and Engineering*. 2022. Vol. 2022. № 1. P. 1–10. DOI: [10.1155/2022/7765343](https://doi.org/10.1155/2022/7765343).
6. Mathivanan A., Sudeshkumar M., Ramadoss R., Ezilarasan C., Raju G., Jayaseelan V. Finite element simulation and regression modeling of machining attributes on turning AISI 304 stainless steel // *Manufacturing Review*. 2021. Vol. 8. Article number 24. DOI: [10.1051/mfreview/2021022](https://doi.org/10.1051/mfreview/2021022).
7. Li Bin. A review of tool wear estimation using theoretical analysis and numerical simulation technologies // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2012. Vol. 35. P. 143–151. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2012.05.006](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.05.006).
8. Outeiro J.K., Umbrello D., M'Saoubi R., Jawahir I.S. Evaluation of Present Numerical models for Predicting Metal Cutting Performance and Residual Stresses // *Machining Science and Technology*. 2015. Vol. 19. № 2. P. 183–216. DOI: [10.1080/10910344.2015.1018537](https://doi.org/10.1080/10910344.2015.1018537).

9. Zheng Jin, Zhang Yaoman, Qiao Hanying. Milling Mechanism and Chattering Stability of Nickel-Based Superalloy Inconel 718 // *Materials*. 2023. Vol. 16. Article number 5748. DOI: [10.3390/ma16175748](https://doi.org/10.3390/ma16175748).
10. Xiang Huimin, Xing Yan, Dai Fu-zhi et al. High-entropy ceramics: Present status, challenges, and a look forward // *Journal of Advanced Ceramics*. 2021. Vol. 10. № 3. P. 385–441. DOI: [10.1007/s40145-021-0477-y](https://doi.org/10.1007/s40145-021-0477-y).
11. Zhou Guo, Xu Chao, Wang Xiaohao, Feng Pingfa, Zhang Min. Determination of tool tip steady-state temperature in dry turning process based on artificial neural network // *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 79. P. 600–613. DOI: [10.1016/j.jmapro.2022.05.021](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.05.021).
12. Шайлеш Р.А. Качество обработки поверхности и эффективность резания в кунжутном масле во время механической обработки: регрессионный анализ // *Frontier Materials & Technologies*. 2024. № 2. С. 101–111. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-2-68-9](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-2-68-9).
13. Li Guo, Lu Wanqiu, Huang Shuchun, Zhang Xingyu, Ding Shuiting. Analysis and prediction of residual stresses based on cutting temperature and cutting force in rough turning of Ti–6Al–4V // *Heliyon*. 2022. Vol. 8. № 11. Article number e11661. DOI: [10.1016/j.heliyon.2022.e11661](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e11661).
14. Hegab H., Salem A., Rahnamayan S., Kishawy H.A. Analysis, modeling, and multi-objective optimization of machining Inconel 718 with nano-additives based minimum quantity coolant // *Applied Soft Computing*. 2021. Vol. 108. Article number 107416. DOI: [10.1016/j.asoc.2021.107416](https://doi.org/10.1016/j.asoc.2021.107416).
15. Mhlanga D. Artificial Intelligence and Machine Learning for Energy Consumption and Production in Emerging Markets: A Review // *Energies*. 2023. Vol. 16. № 2. Article number 745. DOI: [10.3390/en16020745](https://doi.org/10.3390/en16020745).
16. Cai Wei, Li Yanqi, Li Li, Lai Kee-hung, Jia Shun, Xie Jun, Zhang Yuanhui, Hu Luoke. Energy saving and high efficiency production oriented forward-and-reverse multidirectional turning: Energy modeling and application // *Energy*. 2022. Vol. 252. Article number 123981. DOI: [10.1016/j.energy.2022.123981](https://doi.org/10.1016/j.energy.2022.123981).
17. Li Kuan-Ming, Liang Steven Y. Modelling of cutting forces in near dry machining under tool wear effect // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2007. Vol. 47. № 7-8. P. 1292–1301. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2006.08.017](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.08.017).
18. Ko Jeong Hoon. Time-domain prediction of milling stability according to cross edge radius and flank edge profiles // *International Journal of Machine Tools and Manufacture*. 2015. Vol. 89. P. 74–85. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2014.11.004](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2014.11.004).
19. Trujillo Vilches F.J., Hurtado L.S., Fernández F.M., Gamboa C.B. Analysis of the Chip Geometry in Dry Machining of Aeronautical Aluminum Alloys // *Applied Sciences*. 2017. Vol. 7. № 2. Article number 132. DOI: [10.3390/app7020132](https://doi.org/10.3390/app7020132).
20. Machado A.R., Da Silva L.R.R., De Souza F.C.R., Davis R., Pereira L.C., Sales W.F., De Rossi W., Ezugwu E.O. State of the art of tool texturing in machining // *Journal of Materials Processing Technology*. 2021. Vol. 293. Article number 117096. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2021.117096](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117096).
21. Radhika A., Shailesh Rao A., Yogesh K.B. Evaluating machining performance of AISI 1014 steel using gingelly oil as cutting fluid // *Australian Journal of Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 19. № 4. P. 445–456. DOI: [10.1080/14484846.2019.1636517](https://doi.org/10.1080/14484846.2019.1636517).
22. Agari S.R. Wear and surface characteristics on tool performance with CVD coating of Al₂O₃/TiCN inserts during machining of Inconel 718 alloys // *Archive of Mechanical Engineering*. 2021. Vol. 69. № 1. P. 59–75. DOI: [10.24425/ame.2021.139647](https://doi.org/10.24425/ame.2021.139647).
23. Demirpolat H., Binali R., Patange A.D., Pardeshi S.S., Gnanasekaran S. Comparison of Tool Wear, Surface Roughness, Cutting Forces, Tool Tip Temperature, and Chip Shape during Sustainable Turning of Bearing Steel // *Materials*. 2023. Vol. 16. № 12. Article number 4408. DOI: [10.3390/ma16124408](https://doi.org/10.3390/ma16124408).
24. Martins P.S., Carneiro J.R.G., Ba E.C.T., Vieira V.F. Study on roughness and form errors linked with tool wear in the drilling process of an Al–Si alloy under high cutting speed using coated diamond-like carbon high-speed steel drill bits // *Journal of Manufacturing Processes*. 2021. Vol. 62. P. 711–719. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.01.006](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.01.006).
25. Zhuang Gullin, Liu Hanzhong, Zong Wenjun. Research on the Method of Reducing Dynamic Cutting Force in Aspheric Machining // *Micromachines*. 2023. Vol. 14. № 5. Article number 960. DOI: [10.3390/mi14050960](https://doi.org/10.3390/mi14050960).
26. Ellersiek L., Menze C., Sauer F., Denkena B., Möhring H.-Ch., Schulze V. Evaluation of methods for measuring tool-chip contact length in wet machining using different approaches (microtextured tool, in-situ visualization and restricted contact tool) // *Production Engineering*. 2022. Vol. 16. № 5. P. 635–646. DOI: [10.1007/s11740-022-01127-w](https://doi.org/10.1007/s11740-022-01127-w).
27. Vukelic D., Simunovic K., Ivanov V., Sokac M., Kocovic V., Santosi V., Santosi Z., Simunovic G. Modelling of Flank and Crater Wear during Dry Turning of AISI 316L Stainless Steel as a Function of Tool Geometry Using the Response Surface Design // *Tehnicki Vjesnik – Technical Gazette*. 2024. Vol. 31. № 4. P. 1376–1384. DOI: [10.17559/tv-20231226001235](https://doi.org/10.17559/tv-20231226001235).
28. Younas M., Khan M., Jaffery S.H.I., Khan Z., Khan N. Investigation of tool wear and energy consumption in machining Ti6Al4V alloy with uncoated tools // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2024. Vol. 132. № 7-8. P. 3785–3799. DOI: [10.1007/s00170-024-13548-1](https://doi.org/10.1007/s00170-024-13548-1).
29. Çiftçi I. Machining of austenitic stainless steels using CVD multi-layer coated cemented carbide tools // *Tribology International*. 2006. Vol. 39. № 6. P. 565–569. DOI: [10.1016/j.triboint.2005.05.005](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.05.005).
30. Gokkaya H., Taşkesen A. The effects of cutting speed and feed rate on BUE-BUL formation, cutting forces and surface roughness when machining AA6351 (T6) alloy // *Journal of Mechanical Engineering*. 2008. Vol. 54. № 7-8. P. 521–530.

REFERENCES

1. Anand A., Behera A.K., Das S.R. An overview on economic machining of hardened steels by hard turning and its process variables. *Manufacturing Review*, 2019, vol. 6, pp. 1–9. DOI: [10.1051/mfreview/2019002](https://doi.org/10.1051/mfreview/2019002).
2. Duc Pham Minh, Giang Le Hieu, Dai Mai Duc, Sy Do Tien. An experimental study on the effect of tool geometry on tool wear and surface roughness in hard turning. *Ad-*

- vances in *Mechanical Engineering*, 2020, vol. 12, no. 9, pp. 1–11. DOI: [10.1177/1687814020959885](https://doi.org/10.1177/1687814020959885).
3. Rao A.S. Effect of nose radius on the chip morphology, cutting force and tool wear during dry turning of Inconel 718. *Tribology – Materials Surfaces & Interfaces*, 2023, vol. 17, no. 1, pp. 62–71. DOI: [10.1080/17515831.2022.2160161](https://doi.org/10.1080/17515831.2022.2160161).
 4. Bellini C., Di Cocco V., Iacoviello F., Sorrentino L. Numerical model development to predict the process-induced residual stresses in fibre metal laminates. *Forces in Mechanics*, 2021, vol. 3, article number 100017. DOI: [10.1016/j.finmec.2021.100017](https://doi.org/10.1016/j.finmec.2021.100017).
 5. Mathivanan A., Swaminathan G., Sivaprakasam P., Suthan R., Jayaseelan V., Nagaraj M. DEFORM 3D Simulations and Taguchi Analysis in Dry Turning of 35CND16 Steel. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2022, vol. 2022, no. 1, pp. 1–10. DOI: [10.1155/2022/7765343](https://doi.org/10.1155/2022/7765343).
 6. Mathivanan A., Sudeshkumar M., Ramadoss R., Ezilarasan C., Raju G., Jayaseelan V. Finite element simulation and regression modelling of machining attributes on turning AISI 304 stainless steel. *Manufacturing Review*, 2021, vol. 8, article number 24. DOI: [10.1051/mfreview/2021022](https://doi.org/10.1051/mfreview/2021022).
 7. Li Bin. A review of tool wear estimation using theoretical analysis and numerical simulation technologies. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2012, vol. 35, pp. 143–151. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2012.05.006](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2012.05.006).
 8. Outeiro J.K., Umbrello D., M'Saoubi R., Jawahir I.S. Evaluation of Present Numerical models for Predicting Metal Cutting Performance and Residual Stresses. *Machining Science and Technology*, 2015, vol. 19, no. 2, pp. 183–216. DOI: [10.1080/10910344.2015.1018537](https://doi.org/10.1080/10910344.2015.1018537).
 9. Zheng Jin, Zhang Yaoman, Qiao Hanying. Milling Mechanism and Chattering Stability of Nickel-Based Superalloy Inconel 718. *Materials*, 2023, vol. 16, article number 5748. DOI: [10.3390/ma16175748](https://doi.org/10.3390/ma16175748).
 10. Xiang Huimin, Xing Yan, Dai Fu-zhi et al. High-entropy ceramics: Present status, challenges, and a look forward. *Journal of Advanced Ceramics*, 2021, vol. 10, no. 3, pp. 385–441. DOI: [10.1007/s40145-021-0477-y](https://doi.org/10.1007/s40145-021-0477-y).
 11. Zhou Guo, Xu Chao, Wang Xiaohao, Feng Pingfa, Zhang Min. Determination of tool tip steady-state temperature in dry turning process based on artificial neural network. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, vol. 79, pp. 600–613. DOI: [10.1016/j.jmapro.2022.05.021](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.05.021).
 12. Shailesh R.A. Surface finish and cutting efficiency in gingelly oil during machining: regression analysis. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 2, pp. 101–111. DOI: [10.18323/2782-4039-2024-2-68-9](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2024-2-68-9).
 13. Li Guo, Lu Wanqiu, Huang Shuchun, Zhang Xingyu, Ding Shuiting. Analysis and prediction of residual stresses based on cutting temperature and cutting force in rough turning of Ti–6Al–4V. *Heliyon*, 2022, vol. 8, no. 11, article number e11661. DOI: [10.1016/j.heliyon.2022.e11661](https://doi.org/10.1016/j.heliyon.2022.e11661).
 14. Hegab H., Salem A., Rahnamayan S., Kishawy H.A. Analysis, modelling, and multi-objective optimisation of machining Inconel 718 with nano-additives based minimum quantity coolant. *Applied Soft Computing*, 2021, vol. 108, article number 107416. DOI: [10.1016/j.asoc.2021.107416](https://doi.org/10.1016/j.asoc.2021.107416).
 15. Mhlanga D. Artificial Intelligence and Machine Learning for Energy Consumption and Production in Emerging Markets: A Review. *Energies*, 2023, vol. 16, no. 2, article number 745. DOI: [10.3390/en16020745](https://doi.org/10.3390/en16020745).
 16. Cai Wei, Li Yanqi, Li Li, Lai Kee-hung, Jia Shun, Xie Jun, Zhang Yuanhui, Hu Luo. Energy saving and high efficiency production oriented forward-and-reverse multidirectional turning: Energy modelling and application. *Energy*, 2022, vol. 252, article number 123981. DOI: [10.1016/j.energy.2022.123981](https://doi.org/10.1016/j.energy.2022.123981).
 17. Li Kuan-Ming, Liang Steven Y. Modelling of cutting forces in near dry machining under tool wear effect. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2007, vol. 47, no. 7-8, pp. 1292–1301. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2006.08.017](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2006.08.017).
 18. Ko Jeong Hoon. Time-domain prediction of milling stability according to cross edge radius and flank edge profiles. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2015, vol. 89, pp. 74–85. DOI: [10.1016/j.ijmachtools.2014.11.004](https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2014.11.004).
 19. Trujillo Vilches F.J., Hurtado L.S., Fernández F.M., Gamboa C.B. Analysis of the Chip Geometry in Dry Machining of Aeronautical Aluminium Alloys. *Applied Sciences*, 2017, vol. 7, no. 2, article number 132. DOI: [10.3390/app7020132](https://doi.org/10.3390/app7020132).
 20. Machado A.R., Da Silva L.R.R., De Souza F.C.R., Davis R., Pereira L.C., Sales W.F., De Rossi W., Ezugwu E.O. State of the art of tool texturing in machining. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, vol. 293, article number 117096. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2021.117096](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2021.117096).
 21. Radhika A., Shailesh Rao A., Yogesh K.B. Evaluating machining performance of AISI 1014 steel using gingelly oil as cutting fluid. *Australian Journal of Mechanical Engineering*, 2021, vol. 19, no. 4, pp. 445–456. DOI: [10.1080/14484846.2019.1636517](https://doi.org/10.1080/14484846.2019.1636517).
 22. Agari S.R. Wear and surface characteristics on tool performance with CVD coating of Al₂O₃/TiCN inserts during machining of Inconel 718 alloys. *Archive of Mechanical Engineering*, 2021, vol. 69, no. 1, pp. 59–75. DOI: [10.24425/ame.2021.139647](https://doi.org/10.24425/ame.2021.139647).
 23. Demirpolat H., Binali R., Patange A.D., Pardeshi S.S., Gnanasekaran S. Comparison of Tool Wear, Surface Roughness, Cutting Forces, Tool Tip Temperature, and Chip Shape during Sustainable Turning of Bearing Steel. *Materials*, 2023, vol. 16, no. 12, article number 4408. DOI: [10.3390/ma16124408](https://doi.org/10.3390/ma16124408).
 24. Martins P.S., Carneiro J.R.G., Ba E.C.T., Vieira V.F. Study on roughness and form errors linked with tool wear in the drilling process of an Al–Si alloy under high cutting speed using coated diamond-like carbon high-speed steel drill bits. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 62, pp. 711–719. DOI: [10.1016/j.jmapro.2021.01.006](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.01.006).
 25. Zhuang Gullin, Liu Hanzhong, Zong Wenjun. Research on the Method of Reducing Dynamic Cutting Force in Aspheric Machining. *Micromachines*, 2023, vol. 14, no. 5, article number 960. DOI: [10.3390/mi14050960](https://doi.org/10.3390/mi14050960).
 26. Ellersiek L., Menze C., Sauer F., Denkena B., Möhring H.-Ch., Schulze V. Evaluation of methods for measuring tool-chip contact length in wet machining using different approaches (microtextured tool, in-situ visualisation and restricted contact tool). *Production*

- Engineering*, 2022, vol. 16, no. 5, pp. 635–646. DOI: [10.1007/s11740-022-01127-w](https://doi.org/10.1007/s11740-022-01127-w).
27. Vukelic D., Simunovic K., Ivanov V., Sokac M., Kocovic V., Santosi V., Santosi Z., Simunovic G. Modelling of Flank and Crater Wear during Dry Turning of AISI 316L Stainless Steel as a Function of Tool Geometry Using the Response Surface Design. *Tehnicki Vjesnik – Technical Gazette*, 2024, vol. 31, no. 4, pp. 1376–1384. DOI: [10.17559/tv-20231226001235](https://doi.org/10.17559/tv-20231226001235).
28. Younas M., Khan M., Jaffery S.H.I., Khan Z., Khan N. Investigation of tool wear and energy consumption in machining Ti6Al4V alloy with uncoated tools. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2024, vol. 132, no. 7-8, pp. 3785–3799. DOI: [10.1007/s00170-024-13548-1](https://doi.org/10.1007/s00170-024-13548-1).
29. Çiftçi I. Machining of austenitic stainless steels using CVD multi-layer coated cemented carbide tools. *Tribology International*, 2006, vol. 39, no. 6, pp. 565–569. DOI: [10.1016/j.triboint.2005.05.005](https://doi.org/10.1016/j.triboint.2005.05.005).
30. Gokkaya H., Taşkesen A. The effects of cutting speed and feed rate on BUE-BUL formation, cutting forces and surface roughness when machining AA6351 (T6) alloy. *Journal of Mechanical Engineering*, 2008, vol. 54, no. 7-8, pp. 521–530.

Effect of alloy composition on machining parameters and surface quality through comprehensive analysis

Shailesh Rao A.*¹, PhD, Professor, Department of Mechanical Engineering

Srilatha Rao², PhD, Professor

Nitte Meenakshi Institute of Technology, Bangalore (India)

*E-mail: shailesh.rao@nmit.ac.in

¹ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6190-9857>

²ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3691-8713>

Received 25.04.2024

Revised 18.06.2024

Accepted 05.11.2024

Abstract: This study examined the influence of alloy composition (mild steel and aluminium) on several machining parameters, such as temperature, cutting force, surface roughness, and chip morphology. Significant variations in these parameters were detected by modifying the alloys while maintaining constant process conditions. In mild steel, rotating speed affected chip morphology, with elevated speeds resulting in continuous chips and reduced rates yielding shorter chips. The augmented rake angle affects the chip properties, resulting in a little decrease in chip length. Moreover, the cutting force influenced the chip length at a designated rotational speed. Conversely, aluminium alloys continuously generated continuous chip fragments irrespective of cutting speed or rake angle. Favourable correlation coefficients are noted among the variables, and a regression model is effectively developed and utilised on the experimental data. The random forest model, indicates that material selection significantly influences temperature, cutting force, surface roughness, and chip morphology during machining. This study offers significant insights into the correlation between tool rake angle and other machining parameters, elucidating the elements that influence surface quality. The results enhance comprehension of machined surface attributes, facilitating the optimisation of machining operations for various materials.

Keywords: turning process; rake angle; chip morphology; predictive modelling.

For citation: Shailesh Rao A., Rao S. Effect of alloy composition on machining parameters and surface quality through comprehensive analysis. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 97–110. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-9.

Прогнозное моделирование усталостной долговечности алюминиевых сплавов при повышенных температурах после воздействия дробеструйного упрочнения

Элвин Аллави Х.^{1,3}, кандидат технических наук, лаборатория электромеханических систем (LASEM)
Ксиби Хатем^{2,4}, профессор, постоянный член лаборатории материалов, окружающей среды и энергии,
факультет естественных наук Гафсы

¹Инженерный колледж в Сфаксе (ENIS), Сфакс (Тунис)

²Подготовительный инженерный институт в Сфаксе (IPEIS), Сфакс (Тунис)

*E-mail: hatem.ksibi@ipeis.rnu.tn

³ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-1015-2476>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4144-9958>

Поступила в редакцию 18.04.2024

Пересмотрена 22.05.2024

Принята к публикации 11.09.2024

Аннотация: Повышение качества поверхности оболочек из алюминиевых сплавов, подвергающихся высоким нагрузкам, остается актуальной задачей, для решения которой используются различные методы. Для алюминиевых сплавов наибольшее распространение получило дробеструйное упрочнение. В статье исследуются усталостные характеристики алюминиевых сплавов 2024-T4 и 2024-T361 после дробеструйного упрочнения и без него при комнатной и повышенной температуре (250 °C). Полученные результаты хорошо согласуются с ранее опубликованными данными, предоставляя полезную информацию о поведении этих сплавов при повышенных температурах. Была разработана математическая модель, объединяющая кривую усталости «напряжение – количество циклов до разрушения», амплитуду нагрузки, температуру и твердость поверхности, подвергнутой дробеструйному упрочнению. Полученные с использованием этой модели результаты были сравнены с гипотезой Майнера для оценки усталостной долговечности. Было установлено, что новая модель обеспечивает более точные прогнозы усталостной долговечности, чем гипотеза Майнера, тем самым повышая надежность и безопасность разработанных на ее основе компонентов при высокотемпературных условиях эксплуатации.

Ключевые слова: дробеструйное упрочнение; прогнозная усталостная долговечность; алюминиевые сплавы; AA2024-T4; AA2024-T361; высокотемпературное воздействие; переменное нагружение.

Для цитирования: Элвин А.Х., Ксиби Х. Прогнозное моделирование усталостной долговечности алюминиевых сплавов при повышенных температурах после воздействия дробеструйного упрочнения // Frontier Materials & Technologies. 2024. № 4. С. 111–122. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-10.

ВВЕДЕНИЕ

Для высоконапряженных компонентов из алюминиевого сплава, таких как пластины и корпуса, дробеструйное упрочнение становится важной процедурой для повышения их долговечности [1]. Дробеструйное упрочнение – это процесс, который упрочняет внешний слой материала путем бомбардировки его поверхности высокоскоростными сферическими частицами, образуя в нем остаточное напряжение сжатия. Ранее были представлены статистические и динамические аспекты этого процесса [2]. В недавнем исследовании с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии были изучены особенности полученной поверхности [3].

Подвергая материал напряжению сжатия, дробеструйное упрочнение упрочняет его поверхность, помогает предотвратить образование и распространение усталостных трещин при его эксплуатации. Таким образом, оно имеет большое значение в обеспечении надежности и долговечности конструкций из алюминиевого сплава, подвергающихся воздействию суровых условий эксплуатации, в том числе в автомобилях, авиации и морских судах.

Гипотеза линейного накопления повреждений была предложена Пальмгреном в 1924 г. [4]. Позже она была развита Майнером и стала известна как гипотеза, или правило, Майнера – Пальмгрена [5]. Данное правило широко использовалось при анализе усталости различных материалов и продолжает оставаться фундаментальным понятием в этой области.

Согласно гипотезе Майнера, усталостное повреждение накапливается линейно до тех пор, пока не произойдет разрушение, которое происходит, когда отношение циклов напряжения равно единице. Проще говоря, усталостную долговечность материала можно оценить путем суммирования повреждений, вызванных различными циклами напряжения. После каждого цикла напряжения появляется определенное количество повреждений, и, когда накопленное повреждение достигает единицы, считается, что материал достиг своего предела усталости, а вероятность разрушения стремится к единице.

Существует несколько теорий накопления повреждений для металлических материалов, причем гипотеза Майнера является одной из наиболее важных [6; 7]. Гипотеза накопления повреждений Майнера широко

используется для оценки усталостной долговечности материалов, подвергаемых циклической нагрузке. Эта гипотеза имеет основополагающее значение в проектировании и строительстве для обеспечения надежности и безопасности компонентов.

$$(D)Damage = \sum \frac{n_i}{N_i} = 100\% = 1, \quad (1)$$

где D – усталость, разрушение происходит, когда $D=1$;
 n_i – количество циклов;

N_i – количество циклов до разрушения, определяемое по кривой «напряжение – число циклов» (кривая $S-N$). Кривая $S-N$ отображает связь между амплитудой циклического напряжения (S) и количеством циклов до разрушения (N) для данного материала и обычно используется для оценки усталостной долговечности в условиях циклической нагрузки.

Исследовано взаимодействие ползучести и усталости сплава AA7001-T6 при комнатной температуре, 150, 280 и 330 °C [8]. Выявлено, что механические свойства снизились на 37,2, 30 и 24 % для предела прочности на растяжение, предела текучести и модуля Юнга соответственно. Предел прочности и предел текучести увеличились на 5,5 и 5,3 % соответственно, в то время как усталостная прочность улучшилась на 12,3 % после 10^7 циклов [9]. Предел усталости также снизился с 208 до 184 МПа при 330 °C. Аналогичное значительное снижение механических и усталостных свойств при повышенной температуре наблюдалось во время исследования образцов из сплава AA2024T351 [10].

В предыдущих исследованиях мы испытывали образцы из сплава AA2024-T4 на растяжение и усталостное напряжение после 10-минутного дробеструйного упрочнения [9; 11]. Обнаружено, что остаточные напряжения сжатия значительно увеличивают усталостную прочность и долговечность сплава.

Автор другой работы предложил теоретическую модель усталостного поведения сплава 2024-T3, опираясь на более ранние работы в этой области, в частности на модель эквивалентных напряжений Уокера [12]. Применение этого решения к представленной модели показало корректную оценку долговечности при переменной амплитуде нагружения для материала, испытанного при комнатной температуре.

Влияние повышенных температур (200–250 °C) на усталостную долговечность сплава AA2024 исследовали в работе [13]. Был сделан вывод, что его механические свойства снизились в 1,6–2,4 раза, а долговечность в 1,8 раза.

В связи с этим было исследовано влияние упрочняющих обработок на накопленные усталостные характеристики сплава AA2024 с помощью двух испытаний на блочное нагружение (120–180 МПа): одно с высокими уровнями напряжения, другое с высокими уровнями напряжения, оба проводились при комнатной температуре [13; 14]. Результаты показали значительное повышение долговечности, приписываемое поверхностному упрочнению, достигнутому за счет дробеструйного упрочнения.

В другой работе изучался сплав AA7001-T6 при усталостном вращательном изгибе при температуре (330 °C), а также после дробеструйного упрочнения при

той же температуре (ДУ+330 °C) [8]. Для корректной оценки долговечности при переменной нагрузке использовали правило Майнера. Было отмечено, что оно обеспечивает достаточный запас прочности для некоторых образцов и недостаточный – для других.

Правило Майнера – Пальмгрена активно дорабатывается и совершенствуется для лучшего соответствия определенным материалам и условиям нагружения при анализе усталостных характеристик [7–10]. Эти разработки способствовали появлению различных изменений в технологии дробеструйной обработки, рекомендаций для улучшения эффективности механической обработки поверхности [15].

Модели развития усталости для сплавов, таких как AA2024, необходимы для прогнозирования усталостной долговечности в различных условиях напряжения. Некоторые известные модели в этой области представлены в [16–18]. Подход Гектора и Де Вейла объединяет экспериментальные данные с теоретическими принципами для оценки усталостной долговечности с учетом различных характеристик, в т. ч. амплитуды напряжения, частоты нагружения и микроструктуры материала [16]. Широко используемая модель Фатем и Янга учитывает влияние среднего напряжения и амплитуды напряжения на усталостную долговечность. В этой модели используются экспериментальные данные и аналитические подходы для оценки усталостной долговечности при различных условиях нагружения [17]. Наконец, модель конечных элементов для сплава AA2024, разработанная Ли и др., прогнозирует усталостную долговечность, объединяя многочисленные параметры, такие как остаточное напряжение материала, упрочнение и условия нагружения [18].

В литературе доступны другие модели для расчета долговечности [19–21], разработанные во второй половине XX в. Но при использовании подобных моделей применительно к ряду материалов, таких как AA2024, в работах наблюдаются противоречивые результаты. Так, в 1954 г. [19] были проведены испытания при знакопеременных нагружениях с использованием различных режимов циклирования. В 2022 г. была исследована модель накопленных усталостных повреждений на основе взаимодействия нагрузок и снижения прочности [20]. Было показано, что предложенная авторами модель накопленных повреждений больше соответствовала экспериментальным данным, но только при более высоких циклических нагрузках [21].

В настоящей работе использовался метод дробеструйного упрочнения поверхности алюминиевых сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361. Исследование направлено на повышение безопасности воздушных судов путем создания точных прогнозных моделей усталостной долговечности алюминиевых сплавов спецификации AA2024 в условиях повышенных температур после дробеструйного упрочнения. Эффективность сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 оценивалась путем сравнения их с ранее представленными данными. Анализ различных подходов к прогнозированию усталости по сравнению с экспериментальными данными дает полезные сведения, позволяющие совершенствовать модели и повышать безопасность конструкции воздушных судов.

Цель исследования – изучить характеристики алюминиевых сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 при по-

вышенных температурах с дробеструйным упрочнением и без него; понять, влияют ли повышенные температуры и дробеструйное упрочнение на механические характеристики и усталостную долговечность этих сплавов; предложить идеи для повышения их долговечности и надежности в условиях повышенных температур.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Экспериментальная фаза началась с выбора образцов и анализа их химического состава для обеспечения точного и надежного последующего тестирования и анализа. Для исследования были выбраны два конкретных алюминиевых сплава: AA2024-T4 и AA2024-T361. Эти сплавы имеют одинаковый базовый состав, но подвергаются разным видам отпуска, что приводит к появлению разных механических свойств. Изучение двух вариантов позволяет более полно понять влияние отпуска на поведение материала.

В настоящей модели в основном используется кривая $S-N$ и связанные с ней предположения, в частности наклон α и предел усталостной выносливости. Она также включает эффекты последовательного нагружения при двух различных уровнях напряжения: низком (σ_L) и высоком (σ_H).

Для проведения усталостных испытаний использовался аппарат SCHENCK PUNU (SCHENCK USA CORP.),

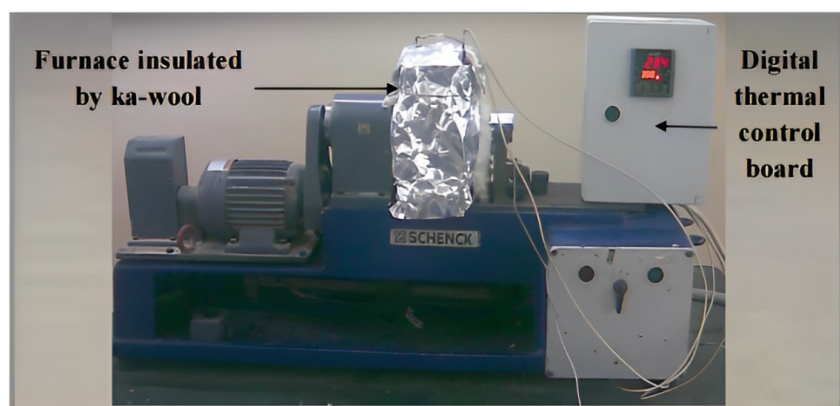
который может выполнять циклическое нагружение при комнатной и повышенной температуре (рис. 1 а). Для высокотемпературного испытания использовали печь, изолированную каолиновой ватой (рис. 1 b). В лаборатории COSQC-Baghdad был проведен химический анализ сплавов, чтобы убедиться, что они соответствуют требованиям ISQ 1473/1989. Для этого использовали современный спектрометр ARC-MET 8000 (Verichek Technical Services, США). Таблица 1 содержит химический состав сплавов, а также данные соответствующих стандартов. Механические характеристики сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 занесены в таблицу 2.

Наше исследование сосредоточено на изучении усталостного поведения в условиях переменной нагрузки. Поэтому нами рассмотрены четыре различных режима условий испытаний, описанные в таблице 3. Коэффициент корреляции R^2 оценивает степень согласия статистической модели, особенно в линейном регрессионном анализе. В этом контексте обозначим переменную D_i как усталостное повреждение, вызванное переменной амплитудой нагружения, а n_i как приложенные циклы на i -м уровне нагружки с постоянной амплитудой.

Анализ усталостных характеристик проведен на основе экспериментальных данных, собранных во время непрерывных усталостных испытаний. 18 усталостных образцов (рис. 2) исследовались при трех уровнях



a



b

Рис. 1. Машина для усталостных испытаний (SCHENCK PUNU):
a – при комнатной температуре; *b* – при высокой температуре с использованием печи
Fig. 1. Fatigue testing (SCHENCK PUNU):
a – at room temperature; *b* – at high temperature using a furnace

Таблица 1. Результаты химического анализа сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361, мас. %
Table 1. Chemical analysis of AA2024-T4 and AA2024-T361 measured, wt. %

Элемент	Экспериментальные измерения, AA204-T4	Экспериментальные измерения, AA204-T361	Номинальный химический состав, AA2024-T4 [24]	Номинальный химический состав, AA2024-T361 [24]
Cu	4,10	4,6	от 3,8 до 4,9	от 3,8 до 4,9
Fe	0,38	0,5	0,5	от 0 до 0,5
Si	0,25	0,5	0,5	от 0 до 0,5
Mn	0,48	0,7	от 0,3 до 0,9	от 0,3 до 0,9
Mg	0,42	1,7	от 1,2 до 1,8	от 1,2 до 1,8
Zn	0,12	0,25	0,25	от 0 до 0,25
Cr	0,05	0,045	0,15	от 0 до 0,1
Al	Остальное	Остальное	от 90,9 до 93,0	от 90,7 до 94,7

Таблица 2. Механические свойства алюминиевых сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361
Table 2. Mechanical properties of aluminum alloys AA2024-T4 and AA2024-T361

Механические свойства	AA2024-T4	AA2024-T361
Предел прочности, МПа	470	487
Предел текучести	325	345
Относительное удлинение при разрыве, %	12	11
Модуль Юнга, МПа	720	710
Твердость по Роквеллу, В	72	71
Коэффициент Пуассона	0,33	0,32

Таблица 3. Условия испытаний [10]
Table 3. Selection of test conditions [10]

Настройки	Эмпирическая модель
Режим (1), 250 °С, AA2024-T4	$\sigma_f=2719 N_f^{-0,2053}, R^2=0,969$
Режим (2), ДУ+250 °С, AA2024-T4	$\sigma_f=2243 N_f^{-0,1896}, R^2=0,970$
Режим (3), 250 °С, AA2024-T361	$\sigma_f=2665 N_f^{-0,2005}, R^2=0,996$
Режим (4), ДУ+250 °С, AA2024-T361	$\sigma_f=2709 N_f^{-0,1972}, R^2=0,924$

Примечание. ДУ – дробеструйное упрочнение.
 Note. ДУ is shot peening.

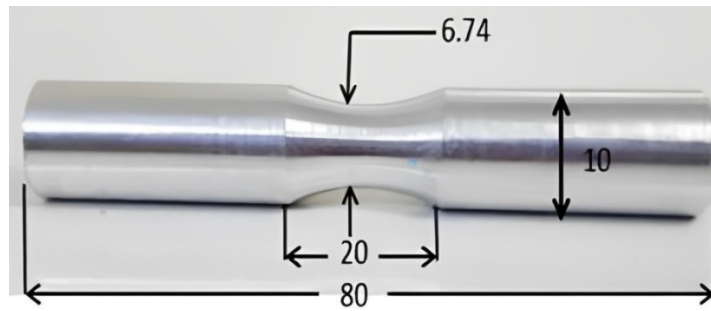


Рис. 2. Размеры образца в мм в соответствии с DIN 50113
Fig. 2. Fatigue sample dimensions in mm as per DIN 50113 standard specifications

напряжения – 323 МПа (0,7 предела прочности на разрыв), 277 МПа (0,6 предела прочности на разрыв) и 231 МПа (0,5 предела прочности на разрыв), на каждом уровне напряжения испытывалось по три образца. Средние результаты были получены непосредственно с аппарата для усталостных испытаний. Затем были построены кривые $S-N$ и получены их уравнения для выбранных режимов. Детали кривых $S-N$, или уравнений Басквина, приведены в таблице 4.

Согласно правилу Майнера разрушение происходит, когда накопленное усталостное повреждение достигает предела. Для двух рассматриваемых блоков это означает, что разрушение происходит в тот момент, когда

$$\left[\frac{n_1}{N_{f1}} + \frac{n_2}{N_{f2}} \right] = 100\% = 1. \quad (2)$$

Если участвует более двух блоков, уравнение обобщается следующим образом:

$$\sum \frac{n_i}{N_F} = 1. \quad (3)$$

Следует упомянуть, что эксперименты с переменной нагрузкой на образцах из плоского листа AA2024-T3 показали, что значения повреждений $\sum \frac{n}{N_F}$ варьируются от 0,61 до 1,45, но в среднем близки к 1,0 [8]. Следует учитывать ограничения этого закона в высокотемпературных средах, чтобы обеспечить более точную оценку усталостной долговечности в условиях переменной нагрузки. Повышенные температуры могут существенно влиять на свойства материала, приводя к изменениям в поведении материалов при циклической нагрузке.

В нашем исследовании испытания проводились на 24 цилиндрических образцах с коэффициентом асимметрии цикла $R=-1$. Для каждого случая было испытано 6 образцов: три для низко-высокой двухблочной нагрузки и три для высоко-низкой двухблочной нагрузки с условиями переменной нагрузки. Исследование было направлено на определение средней усталостной долговечности этих образцов.

Разработанная модель безопасного прогнозирования (safe proposed model, SPM) основывается на том, что любое усталостное повреждение D_v при переменной

Таблица 4. Уравнения $S-N$ кривых с коэффициентом корреляции (R^2) для четырех режимов
Table 4. $S-N$ curve equations with correlation factor (R^2) for the four cases

Режим №	Обозначение	Описание
1	250 °C	Испытания на совокупную усталость при двух вариантах напряжения: низко-высоком и высоко-низком для алюминиевого сплава AA2024T4 при 250 °C
2	ДУ+250 °C	Испытания на совокупную усталость при двух вариантах напряжения: низко-высоком и высоко-низком для сплава AA2024T4, подвергнутого дробеструйному упрочнению и высокой температуре
3	250 °C	Испытания на совокупную усталость при двух вариантах напряжения, низко-высоком и высоко-низком для алюминиевого сплава AA2024-T361 при 250 °C
4	ДУ+250 °C	Испытания на совокупную усталость при двух вариантах напряжения: низко-высоком и высоко-низком для сплава AA2024-T361, подвергнутого дробеструйному упрочнению и высокой температуре

Примечание. ДУ – дробеструйное упрочнение.

Note. ДУ is shot peening.

нагрузке требует определения. Представляется, что D_v должно учитывать эффект последовательности, механические свойства и проверенную кривую $S-N$ для данного случая.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В надежной модели развития усталости для алюминиевых сплавов, подвергнутых дробеструйному упрочнению [10], используется правило Майнера, исходя из предположения, что кривая $S-N$ учитывает 100 % усталостного повреждения. Однако это предположение несколько нереалистично, поскольку кривая $S-N$ не оценивает повреждаемость материала. Необходимо подчеркнуть, что усталостное повреждение является сложным процессом, который не может быть полностью охвачен одним параметром повреждения, особенно при повышенных температурах. В случае дробеструйного упрочнения рассматривалось только нормальное соударение, чтобы обеспечить прямое сравнение с ранее опубликованными результатами.

Процедура оптимизации [22] предполагает, что отдельные дробинки действуют независимо, и взаимодействие между ними игнорируется. Оптимизация упрощает анализ и позволяет сосредоточиться на ключевых параметрах. Однако она может упускать из виду кумулятивные эффекты, которые могут повлиять на результат дробеструйного упрочнения.

Дробеструйная обработка материала проводилась в течение 10 мин, что достаточно для значимого повышения долговечности. Тест демонстрирует значительное преимущество дробеструйного упрочнения в повышении усталостной прочности материала. Напряжение резко уменьшается с увеличением числа циклов; снижение более заметно при более высоких температурах, как показано на рис. 3. Число циклов уменьшается приблизительно с 105 000 до 80 000 по мере повышения температуры с температуры окружающей среды до 200 °С, причем наибольшее снижение зафиксировано

при 250 °С. S -кривая в сочетании с формулами усталостной долговечности и значениями R^2 (таблица 3) обеспечивает лучшее понимание усталостной прочности. Такой анализ помогает оптимизировать характеристики сплавов и процессов, что приводит к значительному продлению их срока службы.

Попытки описать нелинейную модель одним параметром повреждения не позволили улучшить правило Майнера и предложить надежные прогнозы для широкого диапазона режимов. Несмотря на попытки объединить нелинейные функции повреждения, ограничения правила Майнера остаются нерешенными. Это подводит нас к вопросу о том, как точно определить усталостное повреждение D_v . Оно представляет собой накопленное повреждение, которое возникает в сплаве из-за циклической нагрузки. В настоящей работе представлено новое определение D_v , которое зависит от:

- механических свойств, таких как предел прочности σ_{UTS} и предел текучести σ_y ;
- кривой $S-N$, т. е. наклона кривой α и предела усталости при выносливости σ_e , полученных из уравнения кривой $S-N$ при 10^7 циклах для данного случая;
- эффекта последовательности нагрузки, низкого напряжения σ_L и высокого напряжения σ_H .

На основе вышеизложенных данных можно рассчитать D_v для низко-высокой нагрузки:

$$D_v = \left[\frac{\sigma_{UTS} - \sigma_L}{\sigma_{UTS} - \sigma_H} \right] \left(\frac{\sigma_b}{\sigma_H} \right)^\alpha; \quad (4)$$

для высоко-низкой нагрузки:

$$D_v = \left[\frac{\sigma_{UTS} - \sigma_L}{\sigma_{UTS} - \sigma_H} \right] \left(\frac{\sigma_u}{\sigma_u} \right)^\alpha. \quad (5)$$

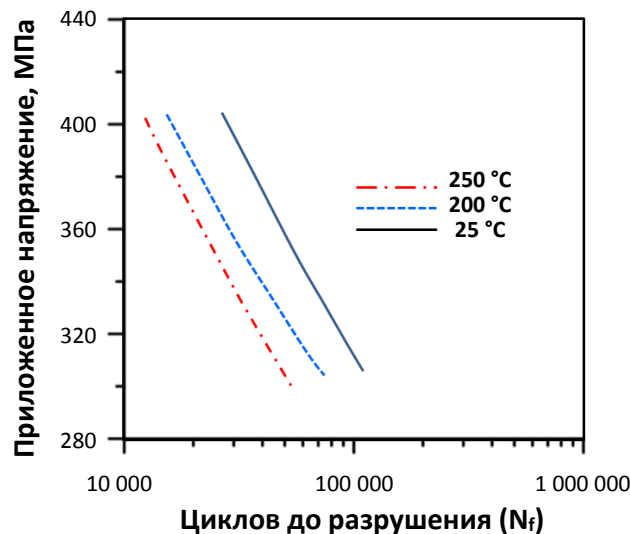


Рис. 3. Постоянные кривые усталости ($S-N$ кривые) при трех температурах (комнатная температура, 200 °С, 250 °С)
Fig. 3. Constant $S-N$ curves at three temperatures (room temperature, 200 °С, 250 °С)

Опираясь на работу [23], усталостную долговечность при переменном нагружении можно определить для высоко-низкой нагрузки:

$$N_{fv} = \frac{\left[\frac{\sigma_{UTS} - \sigma_L}{\sigma_{UTS} - \sigma_H} \right] \left(\frac{\sigma_u}{\sigma_u} \right)^\alpha (\sigma_{UTS} - \sigma_L)^{-\frac{1}{\alpha}}}{A^\alpha \left(\sigma_H^{1-\frac{1}{\alpha}} - \sigma_L^{1-\frac{1}{\alpha}} \right)} ; \quad (6)$$

для низко-высокой нагрузки:

$$N_{fv} = \frac{\left[\frac{\sigma_{UTS} - \sigma_L}{\sigma_{UTS} - \sigma_H} \right] \left(\frac{\sigma_u}{\sigma_u} \right)^\alpha (\sigma_H - \sigma_L)^{-\frac{1}{\alpha}}}{A^\alpha \left(\sigma_H^{1-\frac{1}{\alpha}} - \sigma_L^{1-\frac{1}{\alpha}} \right)} . \quad (7)$$

Экспериментальные нагрузочные испытания (высоко-низкая нагрузка и низко-высокая нагрузка) проводились для сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 при различных температурах, с дробеструйным упрочнением

и без него, с использованием описанного ранее аппарата. Наблюдаемое максимальное, среднее и прогнозируемое безопасной моделью количество циклов приведено в таблице 5.

На рис. 4 представлены гистограммы, построенные на основе экспериментальных результатов (таблица 5).

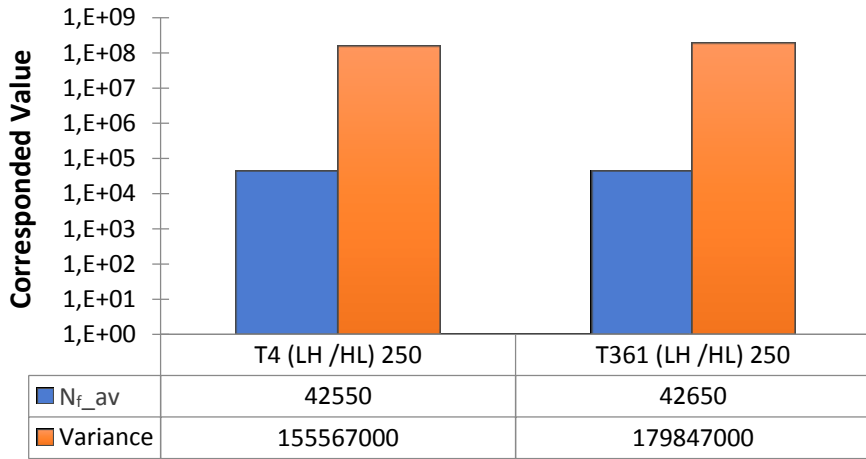
Из полученных результатов видно, что предложенная модель предсказывает усталостную долговечность близко к экспериментальным данным. Действительно, на рис. 5, 6 представлено сравнение прогнозов развития усталости, демонстрирующее, как модельные прогнозы согласуются с экспериментальными данными или отклоняются от них. Это дает представление о производительности и надежности модели безопасного прогнозирования при оценке усталостной долговечности для исследуемых алюминиевых сплавов.

На рис. 5, 6 показана значительная разница между использованием стандартного правила Майнера и экспериментальными результатами, полученными на образцах. Правило Майнера последовательно дает прогнозы, которые превышают фактическую усталостную долговечность, в первую очередь потому, что оно не учитывает такие важные факторы, как колебания температуры и влияние дробеструйного упрочнения, которые учитываются моделью безопасного прогнозирования.

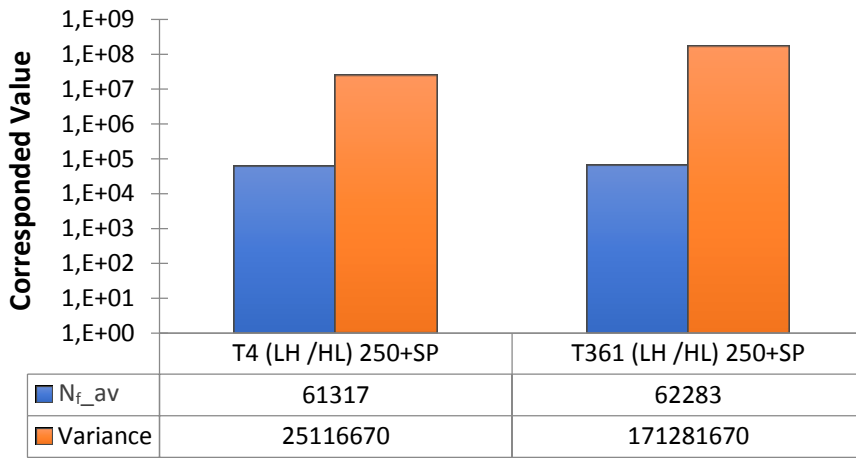
Таблица 5. Совокупная усталостная долговечность: экспериментальные результаты и модельное прогнозирование
Table 5. Cumulative fatigue life: experimental results and safe model prediction

Последовательность нагружения	Сплав	Номер образца	Экспериментальное число циклов, N_{f_exp}	Среднее число циклов, N_{f_av} [10]	Смоделированное число циклов, N_{f_model}
Низко-высокий, 250 °C Высоко-низкий, 250 °C	AA2024-T4	1	38 800	50 800	40 712
		2	51 000		
		3	62 600		
		4	41 800	34 300	28 151
		5	29 600		
		6	31 500		
Низко-высокий, ДУ+250 °C Высоко-низкий, ДУ+250 °C	AA2024-T4	7	48 200	69 267	35 352
		8	71 600		
		9	88 000		
		10	60 500	53 367	25 765
		11	49 600		
		12	50 000		
Низко-высокий, 250 °C Высоко-низкий, 250 °C	AA2024-T361	13	42 800	48 867	47 636
		14	66 000		
		15	37 800		
		16	48 200	36 433	34 360
		17	32 400		
		18	28 700		
Низко-высокий, ДУ+250 °C Высоко-низкий, ДУ+250 °C	AA2024-T361	19	53 000	68 767	61 885
		20	84 500		
		21	68 800		

Примечание. ДУ – дробеструйное упрочнение.
 Note. ДУ is shot peening.



a



b

Рис. 4. Совокупная усталостная долговечность: сравнительный анализ сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 (усредненный анализ N_{f_av} и вариационный анализ)

Fig. 4. Cumulative fatigue life: a comparative study of AA2024-T4 and AA2024-T361 alloys (average N_{f_av} and variance analysis)

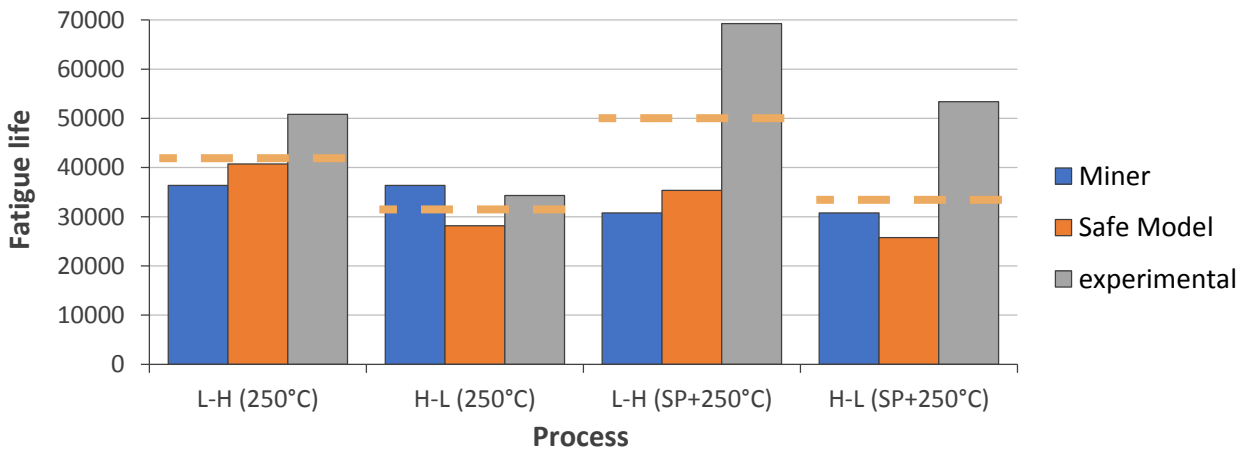


Рис. 5. Сравнение экспериментальных результатов и результатов моделирования для сплава AA2024-T4.

Оранжевая пунктирная линия соответствует модели безопасного прогнозирования и значениям экспериментальной усталостной долговечности для каждого режима дробеструйного упрочнения

Fig. 5. Comparison between experimental and model prediction AA2024-T4.

The orange dashed line consistently matches both the safe model predictions and the experimental fatigue life values in every shot peening case (shot peening scenario)

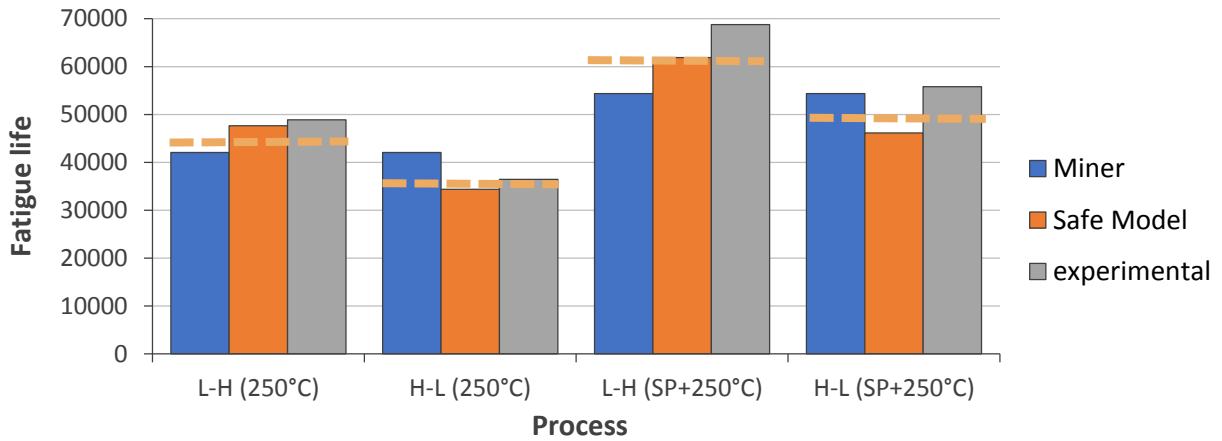


Рис. 6. Сравнение трех методов усталостного прогнозирования для сплава AA2024-T361.

Оранжевая пунктирная линия соответствует модели безопасного прогнозирования и значениям экспериментальной усталостной долговечности для каждого режима дробеструйного упрочнения

Fig. 6. Comparison of three methods for fatigue prediction for AA2024-T361.

The orange dashed line consistently matches both the safe model predictions and the experimental fatigue life values in every shot peening case (shot peening scenario)

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На основе данных, представленных в таблице 5, можно провести комплексную оценку усталостной долговечности, сравнив экспериментально полученную кумулятивную усталостную долговечность с прогнозами безопасной модели. Действительно, спецификация сплава AA2024, будь то T4 или T361, является фактором, оказывающим существенное влияние на усталостные характеристики. Можно предположить, что модель безопасного прогнозирования больше подходит для сплава AA2024-T361, чем для AA2024-T4. Кроме того, она оказалась эффективной в режиме дробеструйного упрочнения при повышенной температуре (250 °C).

Кроме того, правило Майнера дает лишь приближительную оценку усталостной долговечности со значительными ошибками из-за различных ограничений, как показано на рис. 5, 6 для сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361. Во-первых, данное правило предполагает, что вклад циклов нагружения ниже предела выносливости незначителен. Во-вторых, оно не учитывает последствия обработок, таких как дробеструйное упрочнение, и факторов окружающей среды, таких как температура. Наконец, оно не учитывает значимость последовательностей нагрузки от низких к высоким и наоборот. В отличие от правила Майнера, мы учитывали среднее значение (оранжевая пунктирная линия на рис. 5, 6), чтобы продемонстрировать, насколько оно близко к модели безопасного прогнозирования. Гистограммы иллюстрируют максимальное количество циклов для режимов «низко-высокий» и «высоко-низкий» при 250 °C с дробеструйным упрочнением и без него. В случаях с дробеструйным упрочнением оранжевая пунктирная линия последовательно совпадает с прогнозами безопасной модели и экспериментальными значениями усталостной долговечности. Это наблюдение особенно очевидно для сплава AA2024-T361 по сравнению со сплавом AA2024-T4.

Сложное взаимодействие ключевых переменных является причиной неточностей гипотезы Майнера в прогнозировании усталостной долговечности. Во-первых, основным недостатком теории является игнорирование начала разрушения, особенно на ранних стадиях кратковременной фазы усталостной трещины. Понимание динамики возникновения разрушения требует понимания этой фазы, охватывающей примерно 80 % усталостной долговечности, когда приложенное напряжение приближается к пределу усталости. Игнорирование этой фазы приводит к значительной недооценке общего накопленного повреждения [22], что указывает на ключевую слабость в прогностической эффективности гипотезы.

Усталостные характеристики алюминиевых сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 оценивались путем сравнения их срока службы, измеренного в циклах. Анализировались два ключевых показателя: среднее число циклов до разрушения ($N_{f_{av}}$) и разброс значений усталостной долговечности для каждого испытания. Результаты показали, что AA2024-T361 демонстрирует значительно более долгий срок службы по сравнению с AA2024-T4, как показано на рис. 4. Превосходные характеристики сплава AA2024-T361 можно объяснить спецификой его повреждения, включающей повышенную устойчивость к возникновению и распространению трещин из-за его микроструктурных характеристик или легирующих элементов [3; 18]. Кроме того, дробеструйное упрочнение, вызвав остаточные напряжения сжатия, могло дополнительно улучшить усталостную прочность сплава AA2024-T361, сдерживая возникновение усталостных трещин. Результаты показали, что сплав AA2024-T361 находит лучшее применение там, где критически важна повышенная усталостная долговечность в условиях повышенных температур, представляет ценную информацию при выборе материалов в инженерных конструкциях, требующих долговечности и надежности.

ВЫВОДЫ

В исследовании изучалось кумулятивное усталостное поведение сплавов AA2024-T4 и AA2024-T361 при 250 °С. Рассматривался как режим $T=250$ °С, так и комбинированная дробеструйная обработка при той же температуре (ДУ+250 °С). Коэффициент асимметрии цикла составлял $R=-1$. Результаты показали, что применение кумулятивных переменных нагрузок привело к значительному снижению усталостной долговечности, особенно при повышенных температурах, однако дробеструйное упрочнение значительно повысило усталостную прочность. Кроме того, классические подходы к оценке усталостной долговечности, такие как линейный закон накопления повреждений (гипотеза Майнера) или модели, разработанные на его основе, продемонстрировали свою ограниченность в виде ненадежных и неточных прогнозов.

В результате была разработана новая модель прогнозирования усталостной долговечности, которая включает данные о последовательности нагружения, полученные из кривой $S-N$, а также соответствующие механические параметры. Эта модель обеспечивает консервативный, но надежный способ оценки усталостной долговечности в различных стрессовых ситуациях, возникающих при повышенных температурах или при сочетании дробеструйного упрочнения и повышенных температур. Сравнение среднего числа возможных циклов и разброса различных экспериментальных настроек, указанных выше, демонстрирует точность представленной модели, наибольшую – в режиме дробеструйного упрочнения при повышенных температурах сплава AA2024-T361.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Ahcene A.S., Bey K., Mzad H. Mechanical Fatigue Test of Aluminum Composite Panel (ACP) with Aramid Nida-Core Under Cyclic Bending // *Strojnícky časopis - Journal of Mechanical Engineering*. 2020. Vol. 70. № 2. P. 1–10. DOI: [10.2478/scjme-2020-0015](https://doi.org/10.2478/scjme-2020-0015).
- Al-Obaid Y.F. Shot peening mechanics: experimental and theoretical analysis // *Mechanics of Materials*. 1995. Vol. 19. № 2-3. P. 251–260. DOI: [10.1016/0167-6636\(94\)00036-g](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)00036-g).
- Hou Hua, Dong Ruifeng, Tan Yuxin, Li Chenhui, Zhang Xiaoyang, Wu Li, Zhu Bin, Zhao Yuhong. Microstructural characteristics and enhanced mechanical properties of 2024 aluminum alloy resulting from shot-peening treatment // *Materials Characterization*. 2023. Vol. 206. Part A. Article number 113412. DOI: [10.1016/j.matchar.2023.113412](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113412).
- Palmgren A.G. Die Lebensdauer von Kugellagern. Life Length of Roller Bearings or Durability of Ball Bearings // *Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure (ZVDI)*. 1924. Vol. 14. P. 339–341.
- Susmel L. The Modified Wöhler Curve Method calibrated by using standard fatigue curves and applied in conjunction with the Theory of Critical Distances to estimate fatigue lifetime of aluminum weldments // *International Journal of Fatigue*. 2009. Vol. 31. № 1. P. 197–212. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2008.04.004](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.04.004).
- Miner M.A. Cumulative damage in fatigue // *Journal of Applied Mechanics*. 1945. Vol. 12. № 3. P. A159–A164. DOI: [10.1115/1.4009458](https://doi.org/10.1115/1.4009458).
- Blasón S., Correia J.A.F.O., Jesus A.M.P., Calçada R.A.B., Fernandez-Canteli A. A probabilistic analysis of Miner's law for different loading conditions // *Structural Engineering and Mechanics*. 2016. Vol. 60. № 1. P. 71–90. DOI: [10.12989/sem.2016.60.1.071](https://doi.org/10.12989/sem.2016.60.1.071).
- Mahdi H.S., Faris S.T., Abed R.M., Alalkawi H.M., Nasir R. Cumulative fatigue life estimation under combined shot peening and elevated temperature for AA7001-T6 // *Diyala Journal of Engineering Sciences*. 2023. Vol. 16. № 2. P. 50–59. DOI: [10.24237/djes.2023.16204](https://doi.org/10.24237/djes.2023.16204).
- Alwin A.H., Ksibi H., Driss Z., Alalkawi H.J.M. Fatigue variable loading under combined high temperature and shot peening treatment for AA2024-T4 and AA2024-T361 // *Strojnícky časopis - Journal of Mechanical Engineering*. 2023. Vol. 73. № 1. P. 1–12. DOI: [10.2478/scjme-2023-0001](https://doi.org/10.2478/scjme-2023-0001).
- Mazlan S., Yidris N., Kooloor S.S.R., Petru M. Experimental and numerical analysis of fatigue life of aluminum Al 2024-T351 at elevated temperature // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 12. Article number 1581. DOI: [10.3390/met10121581](https://doi.org/10.3390/met10121581).
- Alwin A.H.A., Ksibi H., Driss Z., Alalkawi H.J.M. Optimization of the Shot Peening Time (SPT) in Terms of Mechanical Properties and Fatigue Life of AA2024-T4 // *AIP Conference Proceedings*. 2024. Vol. 3002. № 1. Article number 070048. DOI: [10.1063/5.0206464](https://doi.org/10.1063/5.0206464).
- Al-Rubaie K.S. A general model for stress-life fatigue prediction // *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*. 2008. Vol. 39. № 6. P. 400–406. DOI: [10.1002/mawe.200800282](https://doi.org/10.1002/mawe.200800282).
- Alkawi H.J.M., Mohammed Q.K., Al-Nuami W.S. The effect of shot peening and residual stresses on cumulative fatigue damage // *Engineering and Technology Journal*. 2010. Vol. 28. № 15. P. 5055–5070. DOI: [10.30684/etj.28.15.14](https://doi.org/10.30684/etj.28.15.14).
- Kondo Y. Fatigue under variable amplitude loading // *Comprehensive Structural Integrity*. 2003. Vol. 4. P. 253–279. DOI: [10.1016/b0-08-043749-4/04029-5](https://doi.org/10.1016/b0-08-043749-4/04029-5).
- Maleki E., Bagherifard S., Unal O., Bandini M., Farrahi G.H., Guagliano M. Introducing gradient severe shot peening as a novel mechanical surface treatment // *Scientific Reports*. 2021. Vol. 11. № 1. Article number 22035. DOI: [10.1038/s41598-021-01152-2](https://doi.org/10.1038/s41598-021-01152-2).
- Hectors K., De Waele W. Cumulative Damage and Life Prediction Models for High-Cycle Fatigue of Metals: A Review // *Metals*. 2021. Vol. 11. № 2. Article number 204. DOI: [10.3390/met11020204](https://doi.org/10.3390/met11020204).
- Fatemi A., Yang L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials // *International Journal of Fatigue*. 1998. Vol. 20. № 1. P. 9–34. DOI: [10.1016/s0142-1123\(97\)00081-9](https://doi.org/10.1016/s0142-1123(97)00081-9).
- Li Guowei, Dong Zhicheng, Luo Tianhao, Huang Heyuan. Study on the influence of shot peening strengthening before shot peen forming on 2024-T351 aluminum alloy fatigue crack growth rate // *Scientific Reports*. 2023. Vol. 13. № 1. Article number 5313. DOI: [10.1038/s41598-023-32616-2](https://doi.org/10.1038/s41598-023-32616-2).
- Starkey W.L., Marco S.M. Effect of Complex Stress-Time Cycles on the Fatigue Properties of Metals // *Transactions of ASME*. 1957. Vol. 79. № 6. P. 1329–1336. DOI: [10.1115/1.4013318](https://doi.org/10.1115/1.4013318).

20. Zhao Gongwei, Liu Yating, Ye Nanhai. An improved fatigue accumulation damage model based on load interaction and strength degradation // *International Journal of Fatigue*. 2022. Vol. 156. Article number 106636. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2021.106636](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106636).
21. Hwang W., Han K.S. Cumulative Damage Models and Multi-Stress Fatigue Life Prediction // *Journal of Composite Materials*. 1986. Vol. 20. № 2. P. 125–153. DOI: [10.1177/002199838602000202](https://doi.org/10.1177/002199838602000202).
22. Hong Yan Miao, Lévesque M., Gosselin F.P. Shot peen forming pattern optimization to achieve cylindrical and saddle target shapes: The inverse problem // *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*. 2022. Vol. 36. P. 67–77. DOI: [10.1016/j.cirpj.2021.11.003](https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.11.003).
23. Miller K.J., Mohamed H.J., de los Rios E.R. Fatigue damage accumulation above and below the fatigue limit // *The Behavior of Short Fatigue Cracks*. (EGF 1). London: Mechanical Engineering Publications, 1986. P. 491–511.
24. *Structural Alloys Handbook* / ed. J.M.T. Holt. West Lafayette: CINDAS/Purdue University, 1996. 580 p.
- and shot peening treatment for AA2024-T4 and AA2024-T361. *Strojnický časopis - Journal of Mechanical Engineering*, 2023, vol. 73, no. 1, pp. 1–12. DOI: [10.2478/scjme-2023-0001](https://doi.org/10.2478/scjme-2023-0001).
10. Mazlan S., Yidris N., Kolor S.S.R., Petru M. Experimental and numerical analysis of fatigue life of aluminum Al 2024-T351 at elevated temperature. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 12, article number 1581. DOI: [10.3390/met10121581](https://doi.org/10.3390/met10121581).
11. Alwin A.H.A., Ksibi H., Driss Z., Alalkawi H.J.M. Optimization of the Shot Peening Time (SPT) in Terms of Mechanical Properties and Fatigue Life of AA2024-T4. *AIP Conference Proceedings*, 2024, vol. 3002, no. 1, article number 070048. DOI: [10.1063/5.0206464](https://doi.org/10.1063/5.0206464).
12. Al-Rubaie K.S. A general model for stress-life fatigue prediction. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 2008, vol. 39, no. 6, pp. 400–406. DOI: [10.1002/mawe.200800282](https://doi.org/10.1002/mawe.200800282).
13. Alkawi H.J.M., Mohammed Q.K., Al-Nuami W.S. The effect of shot peening and residual stresses on cumulative fatigue damage. *Engineering and Technology Journal*, 2010, vol. 28, no. 15, pp. 5055–5070. DOI: [10.30684/etj.28.15.14](https://doi.org/10.30684/etj.28.15.14).
14. Kondo Y. Fatigue under variable amplitude loading. *Comprehensive Structural Integrity*, 2003, vol. 4, pp. 253–279. DOI: [10.1016/b0-08-043749-4/04029-5](https://doi.org/10.1016/b0-08-043749-4/04029-5).
15. Maleki E., Bagherifard S., Unal O., Bandini M., Farahi G.H., Guagliano M. Introducing gradient severe shot peening as a novel mechanical surface treatment. *Scientific Reports*, 2021, vol. 11, no. 1, article number 22035. DOI: [10.1038/s41598-021-01152-2](https://doi.org/10.1038/s41598-021-01152-2).
16. Hectors K., De Waele W. Cumulative Damage and Life Prediction Models for High-Cycle Fatigue of Metals: A Review. *Metals*, 2021, vol. 11, no. 2, article number 204. DOI: [10.3390/met11020204](https://doi.org/10.3390/met11020204).
17. Fatemi A., Yang L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. *International Journal of Fatigue*, 1998, vol. 20, no. 1, pp. 9–34. DOI: [10.1016/s0142-1123\(97\)00081-9](https://doi.org/10.1016/s0142-1123(97)00081-9).
18. Li Guowei, Dong Zhicheng, Luo Tianhao, Huang Heyuan. Study on the influence of shot peening strengthening before shot peen forming on 2024-T351 aluminum alloy fatigue crack growth rate. *Scientific Reports*, 2023, vol. 13, no. 1, article number 5313. DOI: [10.1038/s41598-023-32616-2](https://doi.org/10.1038/s41598-023-32616-2).
19. Starkey W.L., Marco S.M. Effect of Complex Stress-Time Cycles on the Fatigue Properties of Metals. *Transactions of ASME*, 1957, vol. 79, no. 6, pp. 1329–1336. DOI: [10.1115/1.4013318](https://doi.org/10.1115/1.4013318).
20. Zhao Gongwei, Liu Yating, Ye Nanhai. An improved fatigue accumulation damage model based on load interaction and strength degradation. *International Journal of Fatigue*, 2022, vol. 156, article number 106636. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2021.106636](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106636).
21. Hwang W., Han K.S. Cumulative Damage Models and Multi-Stress Fatigue Life Prediction. *Journal of Composite Materials*, 1986, vol. 20, no. 2, pp. 125–153. DOI: [10.1177/002199838602000202](https://doi.org/10.1177/002199838602000202).
22. Hong Yan Miao, Lévesque M., Gosselin F.P. Shot peen forming pattern optimization to achieve cylindrical and saddle target shapes: The inverse problem. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2022, vol. 36, pp. 67–77. DOI: [10.1016/j.cirpj.2021.11.003](https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.11.003).

REFERENCES

1. Ahcene A.S., Bey K., Mzad H. Mechanical Fatigue Test of Aluminum Composite Panel (ACP) with Aramid Nida-Core Under Cyclic Bending. *Strojnický časopis - Journal of Mechanical Engineering*, 2020, vol. 70, no. 2, pp. 1–10. DOI: [10.2478/scjme-2020-0015](https://doi.org/10.2478/scjme-2020-0015).
2. Al-Obaid Y.F. Shot peening mechanics: experimental and theoretical analysis. *Mechanics of Materials*, 1995, vol. 19, no. 2-3, pp. 251–260. DOI: [10.1016/0167-6636\(94\)00036-g](https://doi.org/10.1016/0167-6636(94)00036-g).
3. Hou Hua, Dong Ruifeng, Tan Yuxin, Li Chenhui, Zhang Xiaoyang, Wu Li, Zhu Bin, Zhao Yuhong. Microstructural characteristics and enhanced mechanical properties of 2024 aluminum alloy resulting from shot-peening treatment. *Materials Characterization*, 2023, vol. 206, part A, article number 113412. DOI: [10.1016/j.matchar.2023.113412](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113412).
4. Palmgren A.G. Die Lebensdauer von Kugellagern. *Life Length of Roller Bearings or Durability of Ball Bearings*. *Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure (ZVDI)*, 1924, vol. 14, pp. 339–341.
5. Susmel L. The Modified Wöhler Curve Method calibrated by using standard fatigue curves and applied in conjunction with the Theory of Critical Distances to estimate fatigue lifetime of aluminum weldments. *International Journal of Fatigue*, 2009, vol. 31, no. 1, pp. 197–212. DOI: [10.1016/j.ijfatigue.2008.04.004](https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.04.004).
6. Miner M.A. Cumulative damage in fatigue. *Journal of Applied Mechanics*, 1945, vol. 12, no. 3, pp. A159–A164. DOI: [10.1115/1.4009458](https://doi.org/10.1115/1.4009458).
7. Blasón S., Correia J.A.F.O., Jesus A.M.P., Calcada R.A.B., Fernandez-Canteli A. A probabilistic analysis of Miner's law for different loading conditions. *Structural Engineering and Mechanics*, 2016, vol. 60, no. 1, pp. 71–90. DOI: [10.12989/sem.2016.60.1.071](https://doi.org/10.12989/sem.2016.60.1.071).
8. Mahdi H.S., Faris S.T., Abed R.M., Alalkawi H.M., Nasir R. Cumulative fatigue life estimation under combined shot peening and elevated temperature for AA7001-T6. *Diyala Journal of Engineering Sciences*, 2023, vol. 16, no. 2, pp. 50–59. DOI: [10.24237/djes.2023.16204](https://doi.org/10.24237/djes.2023.16204).
9. Alwin A.H., Ksibi H., Driss Z., Alalkawi H.J.M. Fatigue variable loading under combined high temperature

- nal of Manufacturing Science and Technology*, 2022, vol. 36, pp. 67–77. DOI: [10.1016/j.cirpj.2021.11.003](https://doi.org/10.1016/j.cirpj.2021.11.003).
23. Miller K.J., Mohamed H.J., de los Rios E.R. Fatigue damage accumulation above and below the fatigue limit. *The Behavior of Short Fatigue Cracks. (EGF 1)*. London, Mechanical Engineering Publications, 1986, pp. 491–511.
24. Holt J.M.T., ed. *Structural Alloys Handbook*. West Lafayette, CINDAS/Purdue University Publ., 1996. 580 p.

Predictive fatigue life modelling for aluminum alloys winder high temperature and shot peening interact

Allawi H. Alwin^{1,3}, PhD (Mechanical Engineering),
Laboratory of Electro-Mechanic Systems (LASEM)

Hatem Ksibi^{2,4}, Professor, permanent member of the Materials, Environment and Energy Laboratory,
Faculty of Sciences of Gafsa

¹National School of Engineers of Sfax (ENIS), Sfax (Tunisia)

²Sfax Preparatory Engineering Institute (IPEIS), Sfax (Tunisia)

*E-mail: hatem.ksibi@ipeis.rnu.tn

³ORCID: <https://orcid.org/0009-0001-1015-2476>

⁴ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4144-9958>

Received 18.04.2024

Revised 22.05.2024

Accepted 11.09.2024

Abstract: Enhancing the surface quality of shells subjected to high stress is a major task. A variety of procedures are employed for dealing with this issue. Shot peening is particularly common for aluminium alloys made. In fact, the main method for assessing the surface's durability under consideration is fatigue testing using standard specimens over several cycles. This paper investigates the performance of aluminium alloys under high-temperature exposure, examining their behaviour with and without shot peening-induced hardening. In fact, the study focuses on the fatigue behaviour of aluminium alloys 2024-T4 and 2024-T361 at 250 °C. Experiments on standard-sized specimens were conducted at both room temperature and 250 °C to evaluate how temperature affects fatigue life. The findings were consistent with previously published data, providing useful insights into the behaviour of these alloys at extreme temperatures. Additionally, a mathematical model was developed, integrating the Stress – Number of cycles curve, loading sequence, temperature, and surface hardness from shot peening. This model was compared with Miner's rule to assess its predictive accuracy. The results show that the new model provides more accurate predictions of fatigue life than Miner's rule, thereby improving the reliability and safety of components in high-temperature applications. By offering precise fatigue life predictions, this research aids in the design and development of more durable aluminium alloy components, ensuring optimal performance and safety in challenging operating environments.

Keywords: shot peening; predictive fatigue life; aluminium alloys; AA2024-T4; AA2024-T361; high temperature exposure; variable loading.

For citation: Alwin A.H., Ksibi H. Predictive fatigue life modeling for aluminium alloys winder high temperature and shot peening interact. *Frontier Materials & Technologies*, 2024, no. 4, pp. 111–122. DOI: 10.18323/2782-4039-2024-4-70-10.

НАШИ АВТОРЫ

Бегун Марина Эдуардовна, студент, техник
НИИ прогрессивных технологий.
Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: mariana.begun@gmail.com

Богданов Валерий Михайлович, аспирант.
Адрес: Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
195251, Россия, г. Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 29.
E-mail: bogdanov.vm@edu.spbstu.ru

Боткин Александр Васильевич, доктор технических наук,
профессор кафедры материаловедения и физики металлов.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: botkinav@yandex.ru

Валиев Руслан Зуфарович, доктор физико-математических наук, профессор,
директор Научно-исследовательского института физики перспективных материалов.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: valiev.rz@ugatu.su

Веселова Валерия Евгеньевна, кандидат технических наук,
научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения.
Адрес: Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН,
620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.
E-mail: veselova@imach.uran.ru

Волкова Елена Павловна, младший научный сотрудник
Научно-исследовательского института физики перспективных материалов.
Адрес: Уфимский университет науки и технологий,
450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.
E-mail: epvolkova@mail.ru

Гладковский Сергей Викторович, доктор технических наук,
главный научный сотрудник, заведующий лабораторией деформирования и разрушения.
Адрес: Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН,
620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.
E-mail: gsv@imach.uran.ru

Гусакова Софья Викторовна, кандидат физико-математических наук,
ведущий инженер радиационной и вакуумной аппаратуры
сектора обслуживания научных исследований.
Адрес: Белорусский государственный университет,
220006, Республика Беларусь, г. Минск, ул. Бобруйская, 5а.
E-mail: ita@vitebsk.by

Жуков Евгений Юрьевич, инженер кафедры 1101
«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов».
Адрес: Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.
E-mail: jezzacome@gmail.com

Зилова Ольга Сергеевна, кандидат технических наук,
ведущий научный сотрудник.
Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.
E-mail: ZilovaOS@mpei.ru

Илюхин Дмитрий Игоревич, инженер 1 категории.
Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.
E-mail: IliukhinDI@mpei.ru

Касьяненко Владислав Александрович, инженер 1 категории.
Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.
E-mail: KasyanenkoVA@mpei.ru

Качалин Геннадий Викторович, кандидат технических наук,
ведущий научный сотрудник.
Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.
E-mail: KachalinGV@mpei.ru

Костин Глеб Вячеславович, студент
кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика».
Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: gleb.kostin2000@mail.ru

Ксиби Хатем, профессор, постоянный член лаборатории
материалов, окружающей среды и энергии, факультет естественных наук Гафсы.
Адрес: Подготовительный инженерный институт в Сфаксе (IPEIS),
3072, Тунис, г. Сфакс, Рю Риад.
E-mail: hatem.ksibi@ipeis.rnu.tn

Ломач Марина Сергеевна, младший научный сотрудник.
Адрес: Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
210009, Республика Беларусь, г. Витебск, пр-т Генерала Людникова, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Луцко Валерий Федорович, старший научный сотрудник.
Адрес: Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
210009, Республика Беларусь, г. Витебск, пр-т Генерала Людникова, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Медведев Константин Сергеевич, ведущий инженер.
Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.
E-mail: MedvedevKS@mpei.ru

Медников Алексей Феликсович, кандидат технических наук,
ведущий научный сотрудник.
Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,
111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.
E-mail: MednikovAlF@mpei.ru

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

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

Наурзалинов Алибек Серпаевич, техник кафедры 1101
«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов».
Адрес: Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.
E-mail: alibeeek@mail.ru

Пацелов Александр Михайлович, кандидат физико-математических наук,
старший научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений.
Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
620108, Россия, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18.
E-mail: patselov@imp.uran.ru

Пашков Игорь Николаевич, доктор технических наук,
профессор кафедры 1101
«Технологии и системы автоматизированного проектирования металлургических процессов».
Адрес: Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),
125993, Россия, г. Москва, Волоколамское шоссе, 4.
E-mail: pashkov_prof@mail.ru

Пилюгин Виталий Прокофьевич, кандидат физико-математических наук,
ведущий научный сотрудник, заведующий лабораторией физики высоких давлений.
Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
620108, Россия, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18.
E-mail: pilyugin@imp.uran.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

Рао Шрилата, кандидат наук, профессор.
Адрес: Технологический институт Нитт Минкши,
560064, Индия, г. Бангалор, Йелаханка, п. я. 6429.
E-mail: srilatha.rao.p@nmit.ac.in

Рубаник Василий Васильевич, доктор технических наук, профессор,
заведующий лабораторией физики металлов,
член-корреспондент Национальной академии наук Беларуси.
Адрес: Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
210009, Республика Беларусь, г. Витебск, пр-т Генерала Людникова, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Рубаник Василий Васильевич мл., доктор технических наук, профессор, директор.
Адрес: Институт технической акустики Национальной академии наук Беларуси,
210009, Республика Беларусь, г. Витебск, пр-т Генерала Людникова, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Святкин Алексей Владимирович, кандидат технических наук,
доцент кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика».
Адрес: Тольяттинский государственный университет,
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.
E-mail: astgl@mail.ru

АВТОРЫ

Тхабисимов Александр Борисович, кандидат технических наук,
старший научный сотрудник.

Адрес: Национальный исследовательский университет «МЭИ»,

111250, Россия, г. Москва, ул. Красноказарменная, 14, стр. 1.

E-mail: TkhabisimovAB@mpei.ru

Худододова Ганджина Дастамбуевна, младший научный сотрудник

Научно-исследовательского института физики перспективных материалов.

Адрес: Уфимский университет науки и технологий,

450076, Россия, г. Уфа, ул. Заки Валиди, 32.

E-mail: khudododova.gd@gmail.com

Шайлеш Рао Агари, кандидат наук, профессор,

факультет машиностроения.

Адрес: Технологический институт Нитт Минкши,

560064, Индия, г. Бангалор, Йелаханка, п. я. 6429.

E-mail: shailesh.rao@nmit.ac.in

Элвин Аллави Х., кандидат технических наук,

лаборатория электромеханических систем (LASEM).

Адрес: Инженерный колледж в Сфаксе (ENIS),

3038, Тунис, г. Сфакс, Рут де ла Сукра, 4 км.

E-mail: tuqa1990@rocketmail.com

OUR AUTHORS

Alwin Allawi H., PhD (Mechanical Engineering),
Laboratory of Electro-Mechanic Systems (LASEM).
Address: National School of Engineers of Sfax (ENIS),
3038, Tunisia, Sfax, Route de la Soukra km 4.
E-mail: tuqa1990@rocketmail.com

Begun Marina Eduardovna, student, technician
of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: mariana.begun@gmail.com

Bogdanov Valery Mikhailovich, postgraduate student.
Address: Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University,
195251, Russia, St. Petersburg, Politekhnikeskaya Street, 29.
E-mail: bogdanov.vm@edu.spbstu.ru

Botkin Aleksandr Vasilyevich, Doctor of Sciences (Engineering),
professor of Chair of Materials Science and Physics of Metals.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: botkinav@yandex.ru

Gladkovsky Sergey Viktorovich, Doctor of Sciences (Engineering),
chief researcher, Head of the Laboratory of Deformation and Destruction.
Address: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS,
620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
E-mail: gsv@imach.uran.ru

Gusakova Sofya Viktorovna, PhD (Physics and Mathematics),
leading engineer of radiation and vacuum equipment in the Scientific Research Service Sector.
Address: Belarusian State University,
220006, Republic of Belarus, Minsk, Bobruiskaya Street, 5a.
E-mail: ita@vitebsk.by

Ilyukhin Dmitriy Igorevich, engineer of the 1st category.
Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.
E-mail: IliukhinDI@mpei.ru

Kachalin Gennady Viktorovich, PhD (Engineering), leading researcher.
Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.
E-mail: KachalinGV@mpei.ru

Kasyanenko Vladislav Aleksandrovich, engineer of the 1st category.
Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.
E-mail: KasyanenkoVA@mpei.ru

Khudododova Gandzhina Dastambuevna, junior researcher
of the Research Institute of Physics of Advanced Materials.
Address: Ufa University of Science and Technology,
450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: khudododova.gd@gmail.com

Kostin Gleb Vyacheslavovich, student
of Chair “Nanotechnology, Materials Science and Mechanics”.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: gleb.kostin2000@mail.ru

Ksibi Hatem, Professor, permanent member
of the Materials, Environment and Energy Laboratory, Faculty of Sciences of Gafsa.
Address: Sfax Preparatory Engineering Institute (IPEIS),
3072, Tunisia, Sfax, Rue Riadh.
E-mail: hatem.ksibi@ipeis.rnu.tn

Lomach Marina Sergeevna, junior researcher.
Address: Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus,
210009, Republic of Belarus, Vitebsk, General Lyudnikov Prospekt, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Lutsko Valery Fedorovich, senior researcher.
Address: Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus,
210009, Republic of Belarus, Vitebsk, General Lyudnikov Prospekt, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Mednikov Aleksey Feliksovich, PhD (Engineering), leading researcher.
Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.
E-mail: MednikovAlF@mpei.ru

Medvedev Konstantin Sergeevich, leading engineer.
Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.
E-mail: MedvedevKS@mpei.ru

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

Myagkikh Pavel Nikolaevich, PhD (Engineering),
junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.
Address: Togliatti State University,
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: p.myagkikh@tltsu.ru

Naurzalinov Alibek Serpaeovich, technician
of Chair “Technologies and Systems for Automated Design of Metallurgical Processes” (1101).
Address: Moscow Aviation Institute (National Research University),
125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe Shosse, 4.
E-mail: alibeek@mail.ru

Pashkov Igor Nikolaevich, Doctor of Sciences (Engineering),
professor of Chair “Technologies and Systems for Automated Design of Metallurgical Processes” (1101).
Address: Moscow Aviation Institute (National Research University),
125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe Shosse, 4.
E-mail: pashkov_prof@mail.ru

Patselov Aleksandr Mikhailovich, PhD (Physics and Mathematics),
senior researcher at the High Pressure Physics Laboratory.
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS,
620108, Russia, Yekaterinburg, Sofya Kovalevskaya Street, 18.
E-mail: patselov@imp.uran.ru

Pilyugin Vitaly Prokofyevich, PhD (Physics and Mathematics), leading researcher, Head of the High Pressure Physics Laboratory.
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, 620108, Russia, Yekaterinburg, Sofya Kovalevskaya Street, 18.
E-mail: pilyugin@imp.uran.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

Rao Srilatha, PhD, Professor.
Address: Nitte Meenakshi Institute of Technology, 560064, India, Bangalore, Yelahanka, P.B. No. 6429.
E-mail: srilatha.rao.p@nmit.ac.in

Rubanik Vasily Vasilyevich, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Head of the Laboratory of Physics of Metals, Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus.
Address: Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, 210009, Republic of Belarus, Vitebsk, General Lyudnikov Prospekt, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Rubanik Vasily Vasilyevich Jr., Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Director.
Address: Institute of Technical Acoustics of the National Academy of Sciences of Belarus, 210009, Republic of Belarus, Vitebsk, General Lyudnikov Prospekt, 13.
E-mail: ita@vitebsk.by

Shailesh Rao Agari, PhD, Professor, Department of Mechanical Engineering.
Address: Nitte Meenakshi Institute of Technology, 560064, India, Bangalore, Yelahanka, P.B. No. 6429.
E-mail: shailesh.rao@nmit.ac.in

Svyatkin Aleksey Vladimirovich, PhD (Engineering), assistant professor of Chair “Nanotechnology, Materials Science and Mechanics”.
Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.
E-mail: astgl@mail.ru

Tkhabisimov Aleksandr Borisovich, PhD (Engineering), senior researcher.
Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”, 111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.
E-mail: TkhabisimovAB@mpei.ru

Valiev Ruslan Zufarovich, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor, Director of the Research Institute of Physics of Advanced Materials.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: valiev.rz@ugatu.su

Veselova Valeria Evgenievna, PhD (Engineering), researcher at the Laboratory of Deformation and Destruction.
Address: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS, 620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.
E-mail: veselova@imach.uran.ru

Volkova Elena Pavlovna, junior researcher of the Research Institute of Physics of Advanced Materials.
Address: Ufa University of Science and Technology, 450076, Russia, Ufa, Zaki Validi Street, 32.
E-mail: epvolkova@mail.ru

AUTHORS

Zhukov Evgeny Yurievich, engineer

of Chair “Technologies and Systems for Automated Design of Metallurgical Processes” (1101).

Address: Moscow Aviation Institute (National Research University),
125993, Russia, Moscow, Volokolamskoe Shosse, 4.

E-mail: jezzacome@gmail.com

Zilova Olga Sergeevna, PhD (Engineering),

leading researcher.

Address: National Research University “Moscow Power Engineering Institute”,
111250, Russia, Moscow, Krasnokazarmennaya Street, 14, build. 1.

E-mail: ZilovaOS@mpei.ru

На обложке: Морфология поверхности термобарьерного покрытия на основе диоксида циркония, частично стабилизированного оксидом иттрия, сформированного с использованием неохлаждаемой мишени при мощности 9 кВт. Автор фото: А.А. Бурмистров, ведущий инженер Научного центра «Износостойкость» (Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия).

On the cover: Surface morphology of a thermal barrier coating based on zirconium dioxide partially stabilized by yttrium oxide, formed using an uncooled target at a power of 9 kW. Author of the photo: A.A. Burmistrov, leading engineer of “Wear Resistance” Research Center (National Research University “Moscow Power Engineering Institute”, Moscow, Russia).