

# Frontier Materials & Technologies

Основан в 2008 г.

№ 3

2023

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.

**Старобинский Рудольф Натанович**, д. т. н., профессор

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

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

**Худобин Леонид Викторович**, 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, CNKI, «Белый список». Доступен в Crossref, Google Scholar.

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

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

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

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

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

Подписано в печать 29.09.2023.  
Выход в свет 15.12.2023.  
Формат 60×84 1/8.  
Печать цифровая.  
Усл. п. л. 15,6.  
Тираж 30 экз. Заказ 3-482-23.  
Цена свободная.

Издательство Тольяттинского государственного университета  
445020, г. Тольятти,  
ул. Белорусская, 14



## СВЕДЕНИЯ О ЧЛЕНАХ РЕДКОЛЛЕГИИ

*Главный редактор*

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

Scopus AuthorID: [14634063100](#)

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

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

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

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

Scopus AuthorID: [6603449333](#)

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

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

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

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

Scopus AuthorID: [6602779899](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [36761987000](#)

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

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

*Редакционная коллегия:*

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

Scopus AuthorID: [57189893110](#)

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

Scopus AuthorID: [55683317200](#)

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

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

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

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

**Гаврюшин Сергей Сергеевич**, доктор технических наук, профессор, заведующий лабораторией компьютерных систем автоматизации производства и цифровых технологий (Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), Москва, Россия).

Scopus AuthorID: [6507067486](#)

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

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

**Герштейн Григори**, 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: [36889178900](#)

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), менеджер («Реймер Металс Корпорейшн», Лос-Анджелес, США).

**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](#)

**Старобинский Рудольф Натанович**, доктор технических наук, профессор, научный консультант (консалтинг-бюро “Prof. Starobinski. Silencers. Consulting and Engineering”, Гамбург, Германия).

Scopus AuthorID: [6602638504](#)

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

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

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

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

**Худобин Леонид Викторович**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Инновационные технологии в машиностроении» (Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия).

Scopus AuthorID: [6701859584](#)

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

**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. Krishтал**, 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 at the Department of the 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 at the Department of 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 the Department of Computer Systems of Production Automation (Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia).  
Scopus AuthorID: [6507067486](#)  
ResearcherID: [AAT-8610-2020](#)  
ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6547-1351>

**Gregory Gerstein**, DSc (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 Department 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 RAS, 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 at the Department of 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>

**Leonid V. Khudobin**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor of Chair “Innovative Technologies in Mechanical Engineering” (Ulyanovsk State Technical University, Ulyanovsk, Russia).

Scopus AuthorID: [6701859584](#)

**Aleksandr V. Kudrya**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Professor at the Department 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 the Department 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: [36889178900](#)

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), Manager (Raymer Metals, Inc., Los Angeles, USA).

**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).

**Rudolf N. Starobinski**, DSc (Engineering), Professor, Scientific Consultant (Silencers. Consulting and Engineering, Hamburg, Germany).

Scopus AuthorID: [6602638504](#)

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

Scopus AuthorID: [7003530245](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [6701501345](#)

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

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

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

Scopus AuthorID: [7402889776](#)

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

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

---

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Физический коэффициент профиля и его применение для моделирования текстуры механически обработанной поверхности</b> Бобровский И.Н. ....	9
<b>Разработка и сертификация летной годности современной ответственной детали корпуса переключателя для аэрокосмических систем, изготовленной из сплава AlSi10Mg с помощью аддитивной технологии</b> Вигнеш П., Правин К.В., Кришнакумар С., Бхуванесвари М.Ч., Кейл Ш.Ш., Рам Прабху Т. ....	19
<b>Моделирование контактного термического сопротивления при проектировании технологического оборудования</b> Денисенко А.Ф., Подкругляк Л.Ю. ....	31
<b>Управление динамической устойчивостью металлорежущих систем в процессе резания по фрактальности шероховатости обработанной поверхности</b> Кабалдин Ю.Г., Саблин П.А., Щетинин В.С. ....	43
<b>Влияние параметров питающей сети на стабильность фазового регулирования при контактной сварке</b> Климов А.С., Кудинов А.К., Климов В.С., Ельцов В.В., Болдырев Д.А. ....	53
<b>Формирование биметаллического материала Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства</b> Лучин А.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Реунова К.А., Загибалова Е.А., Колубаев Е.А. ....	61
<b>Влияние скорости деформирования на механические свойства и характер разрушения сплава AZ31 и технически чистого магния, предварительно выдержанных в коррозионной среде</b> Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. ....	71
<b>Кинетика формирования сверхструктуры <math>L1_0</math> в сплаве Cu–56Au (ат. %): резистометрическое исследование</b> Подгорбунская П.О., Згибнев Д.А., Гаврилова А.А., Новикова О.С., Волков А.Ю. ....	83
<b>Определение объемной доли первичных карбидов в микроструктуре композиционных покрытий с применением семантической сегментации</b> Соболева Н.Н., Мушников А.Н. ....	95
<b>О выборе областей с доминирующим типом зависимости при анализе данных производственного контроля</b> Тимошенко В.В., Буданова Е.С., Кодиров Д.Ф., Соколовская Э.А., Кудря А.В. ....	103
<b>Особенности формирования микроструктуры алюминиевых сплавов АК4-1 и АК12Д после их совместной обработки трением с перемешиванием</b> Халикова Г.Р., Басырова Р.А., Трифионов В.Г. ....	115
<b>НАШИ АВТОРЫ</b> .....	125

---

## CONTENT

<b>The profile physical coefficient and its application for modeling the machined surface texture</b> Bobrovskij I.N. ....	9
<b>Development and airworthiness certification of state of art additively manufactured AlSi10Mg mission critical selector valve body part for aerospace</b> Vignesh P., Praveen K.V., Krishnakumar S., Bhuvaneshwari M.C., Kale S.S., Ram Prabhu T. ....	19
<b>Simulation of contact thermal resistance when designing processing equipment</b> Denisenko A.F., Podkruglyak L. Yu. ....	31
<b>Control of the dynamic stability of metal-cutting systems in the process of cutting based on the fractality of roughness of the machined surface</b> Kabaldin Yu.G., Sablin P.A., Schetin V.S. ....	43
<b>The influence of the supply mains parameters on the stability of phase control during resistance welding</b> Klimov A.S., Kudinov A.K., Klimov V.S., Eltsov V.V., Boldyrev D.A. ....	53
<b>Formation of a bimetallic Ti–Al material by a wire-feed electron-beam additive manufacturing</b> Luchin A.V., Astafurova E.G., Astafurov S.V., Reunova K.A., Zagibalova E.A., Kolubaev E.A. ....	61
<b>The effect of strain rate on mechanical properties and fracture mode of the AZ31 alloy and commercially pure magnesium pre-exposed in a corrosive medium</b> Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Merson D.L. ....	71
<b>The kinetics of L10 superstructure formation in the Cu–56Au alloy (at. %): resistometric</b> Podgorbunskaya P.O., Zgibnev D.A., Gavrilova A.A., Novikova O.S., Volkov A. Yu. ....	83
<b>Determination of the volume fraction of primary carbides in the microstructure of composite coatings using semantic segmentation</b> Soboleva N.N., Mushnikov A.N. ....	95
<b>Concerning the selection of areas with a dominant type of dependence when analyzing production control data</b> Timoshenko V.V., Budanova E.S., Kodirov D.F., Sokolovskaya E.A., Kudrya A.V. ....	103
<b>Features of microstructure formation in the AK4-1 and AK12D aluminum alloys after their joint friction stir processing</b> Khalikova G.R., Basyrova R.A., Trifonov V.G. ....	115
<b>OUR AUTHORS</b> .....	125

## Физический коэффициент профиля и его применение для моделирования текстуры механически обработанной поверхности

© 2023

*Бобровский Игорь Николаевич*, доктор технических наук, научный сотрудник  
Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

E-mail: [bobri@yandex.ru](mailto:bobri@yandex.ru)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9513-7936>

Поступила в редакцию 28.07.2022

Принята к публикации 14.04.2023

**Аннотация:** Современные тенденции развития машиностроения задают всё более жесткие требования к эксплуатационным характеристикам готовой продукции. Основными параметрами, характеризующими качество изделия в целом, являются физико-механические и геометрические показатели рабочих поверхностей составных деталей. Поверхность, полученная в результате механической обработки, в отечественной практике в основном характеризуется весьма ограниченным числом параметров (не более 6), таких как средняя высота микронеровностей, высоты микронеровностей по 10 точкам и др. Однако их применение недостаточно для производства конкурентоспособной продукции в современных условиях. Например, международные стандарты ISO/ASME/DIN включают гораздо более широкий набор параметров, необходимых для точного описания эксплуатационных свойств поверхности. В статье проанализированы подходы к формированию требований к микрогеометрии рабочих поверхностей деталей, используемых в современном машиностроении. На основе проведенного анализа предложен и математически обоснован общий подход к моделированию характеристик текстуры поверхности, который позволяет адекватно описывать поверхность с использованием нового параметра – физического коэффициента профиля, поскольку прямое сравнение технологий, разработанных в России, с иностранными аналогами с опорой на действующие стандарты практически невозможно. Сначала был определен физический коэффициент профиля на секционном уровне. Далее было выполнено его разложение на ряд Фурье для двухмерного и трехмерного случаев. Приведен анализ применимости нового параметра на примере изделия, полученного с помощью хонингования. Сделан вывод о целесообразности применения данного параметра и необходимости разработки комплексной методики оценки поверхности после механической обработки на его основе.

**Ключевые слова:** технология машиностроения; механическая обработка; поверхность; физический коэффициент профиля; шероховатый слой; текстура поверхности.

**Благодарности:** Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-00233, <https://rscf.ru/project/20-79-00233/>.

**Для цитирования:** Бобровский И.Н. Физический коэффициент профиля и его применение для моделирования текстуры механически обработанной поверхности // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 9–17. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-1.

### ВВЕДЕНИЕ

Характеристика и рельеф поверхностей изделий регламентируются международными стандартами, например ISO/TR 14638, а также звеньями цепочки стандартов по текстуре поверхности. К настоящему времени профиль неровностей и определяющие его параметры представляют лишь некоторую часть характеристик текстуры поверхности, которые четко нормализованы. Параметры текстуры поверхности – первичный профиль, волнистость, неровности – определяются Международным стандартом ISO 4287:1997, а также ISO 3274:1996 Геометрические характеристики изделий (GPS). Структура поверхности. Профильный метод. Номинальные характеристики контактных (щуповых) приборов. Используемая в математическом моделировании терминология соответствует списку принятых международных стандартов:

– ISO 4288:1996 Геометрические характеристики продукции (ГПП). Структура поверхности. Профильный метод. Правила и процедуры оценки структуры поверхности;

– ISO 11562:1996 Геометрические характеристики изделий (GPS). Структура поверхности. Профильный

метод. Метрологические характеристики фильтров с коррекцией фазы;

– ASME B46.1-2009. Surface Texture (Surface Roughness, Waviness, and Lay).

Основные термины:

– фильтр профиля – согласно ISO 21920-2 и ISO 16610-21, разделяет профиль на длинноволновый и коротковолновый компоненты;

– реальная поверхность – ограничивает тело, отделяя его от окружающей среды;

– профиль поверхности – образуется в результате пересечения реальной поверхности специальной плоскостью, параллельной координатным плоскостям  $XOZ$  и  $YOZ$ ;

– первичный профиль – регламентирован ISO 3274 и служит основой для получения количественных оценочных характеристик;

– профиль поверхности – образуется из первичного профиля путем подавления длинноволнового компонента и служит основой для получения параметров профиля поверхности;

– профиль волнистости – получается подавлением длинноволнового и коротковолнового компонентов, используется для получения параметров волнистости;

– геометрические параметры групп  $P$ ,  $R$ ,  $W$  – рассчитываются на основании первичного профиля, профиля поверхности и профиля волнистости соответственно.

В конструкторско-технологической практике на предприятиях машиностроительного сектора применяется весьма ограниченный перечень параметров [1–3]. В основном используются параметры групп  $R$  и  $W$  [4; 5], в частности параметры  $Ra$ ,  $Rz$  и т. п. При этом среди мало задействованных в практике параметров одним из перспективных является  $Ra$ .

Анализ публикаций по хонингованию показал, что при описании требований к шероховатости поверхности деталей в большинстве исследований в области машиностроения приводится только параметр  $Ra$  [6–8]. В некоторых публикациях к нему добавляется  $tp$  или  $tr$  и  $Rz$  [9]. В редких случаях к вышеупомянутым параметрам добавляются  $R_{max}$  и  $S_m$  [9]. В литературе практически отсутствуют параметры из новых стандартов или специфические параметры для описания поверхности после хонингования из менее современных стандартов DIN 1980-х годов. В последние годы активно развиваются альтернативные способы получения параметров, например новые алгоритмы корреляции параметров отраженного луча от микрорельефа [1]. Данные методы развивают для обнаружения все тех же стандартных параметров типа  $Ra$  [2].

Основная часть публикаций по хонингованию связывает решение задачи оптимизации с применением теоретико-эмпирических моделей. Наиболее распространенным методом является метод Тагучи [3]. Показатели данного метода используются в качестве критерия оптимизации [4]. Альтернативным методом для достижения той же цели является метод нейронных сетей [5]. Авторы также применяют методы анализа поверхности отклика для определения взаимосвязи режимов обработки и технологических параметров [6]. В данных публикациях в качестве базового параметра рассматривался только  $Ra$ .

Авторами [8] была исследована обработка хонингованием с помощью магнитореологической жидкости. Интересно, что при этом значение термина «хонингование» подразумевает уже не применение хона (инструмента для обработки), а в первую очередь поверхность, формируемую рассматриваемым методом. Аналогично существует процесс лазерного хонингования, не предусматривающий механического снятия припуска, а только энергетическое воздействие. Авторами заявлено, что совпадение по текстуре поверхности для классического способа и предлагаемого составило 5,88 %. При описании шероховатости поверхности авторами приведен параметр  $Ra$ . Никакие иные параметры не рассматривались, несмотря на наличие достаточного для их оценки измерительного устройства (SurfTest SJ-400, Mitutoyo).

В [9] анализировалось, как с помощью широко известного метода акустической эмиссии определить текстуру поверхности. Авторы предлагают два новых параметра:  $S_f$  (вычисляемый как отношение сигналов при подаче высоких и низких частот) и  $S_h$  (энергетический параметр). При этом данные параметры соотносятся с классическими параметрами  $Ra$  и трехмерной версией параметра  $Ra$  – параметром  $S_a$ . Работа [9] подтверждает, что интерес к иным методам определения характе-

ристик поверхности высок. Однако данный метод требует приобретения дополнительного оборудования для оценки текстуры.

В [10] приведено доказательство теории нового финишного процесса, предлагаемого как функциональная замена хонингованию. Рассматривалась поверхность только с точки зрения  $Ra$ . В статье [11], описывающей влияние изменения угла хонингования на шероховатость и трибологические свойства, приведены параметр  $Ra$  и параметры группы  $Rk$  ( $Rpk$ ,  $Rk$ ,  $Rvk$ ). Любопытно, что авторы пришли к выводу, что параметры группы  $Rk$  больше отражают трибологические характеристики, чем  $Ra$ . Параметры группы  $Rk$  именно для этого и разрабатывались. При этом в выводах сравнение проводилось по количественным значениям не  $Rk$ , а  $Ra$  (оптимальной названа величина параметра  $Ra$  0,85).

Авторы работы [12], связанной с оценкой трибологических свойств шероховатой хонингованной поверхности, изменяя контактное давление, оценивали формируемую платоповерхность трибологически, разделяя ее качественно на два типа: высокую и низкую. Основанием для разделения была выполненная авторами классификация по поверхности, декомпозированной по частотам с заданными (не варьируемыми) параметрами по группе  $Rk$ .

В [13] исследовано влияние радиуса хона на технологические параметры (силу резания, целостность поверхности и т. п.). В качестве оценки топографии поверхности выступил параметр  $Ra$ . В выводах рассматривался наименьший по численному значению параметр  $Ra$  как критерий наилучшей поверхности.

В статье [14] исследовалась многооткликковая оптимизация для обеспечения качества поверхности и производительности. Авторы напрямую не приводят наименования параметров, указано «наибольшая шероховатость» (вероятно,  $R_{max}$ ) и «средняя шероховатость» (вероятно,  $Ra$ ). В результате авторами построены 3 модели: для средней и максимальной шероховатости и для времени операции. Выявлено, что размер зерна наиболее влияет на среднее значение  $Ra$ . Данный вывод вновь, как и в источнике [13], является очевидным с учетом механики процесса. При этом авторы позиционируют представленную трехфакторную модель оптимизации (два параметра шероховатости и время операции) как наиболее полную.

В [15] представлена непрямая нейросеть для моделирования шероховатости при хонинговании. Используются параметры группы  $Rk$ . С помощью данной модели авторы смогли прогнозировать размер зерна, линейную и тангенциальную скорости, давление для получения заданных значений параметров группы  $Rk$ . В [16] используются результаты, полученные с тестовых установок для хонингования, для промышленного применения. В данной статье авторы уже дополняют параметры группы  $Rk$  параметром  $Rz$  как необходимым для промышленного применения.

В [17] проанализирована шероховатость инструмента для хонингования. Используя две теории генерации шероховатости, авторы сравнивали вычисляемый  $Ra$  с экспериментальным. Проведен обширный анализ кинематики процесса (различные углы, скорости вращения), однако кроме данного параметра иные не рассматривались.

В литературе новые параметры используются в малой степени (таблица 1). Это характерно и для иных исследований технологий механической обработки, рассматривающих шероховатость [18].

Таким образом, число применяемых на практике параметров мало (не более 6). Параметры, имеющиеся в международных стандартах, позволяют точнее определять текстуру поверхности. В данной работе продолжено развитие идей, предложенных ранее автором, по разработке новой методики определения текстуры поверхности [19]. Предлагается ввести в практику малоиспользуемый параметр – физический коэффициент профиля. Для оценки обоснованности применения такого подхода требуется провести исследования текстуры поверхности изделия по предложенной далее методике по рассматриваемому параметру – физическому коэффициенту профиля. В рамках этой концепции предлагается определять наиболее значимые параметры и далее для них находить диапазон оптимальных значений, а не исходить из заранее заданного ограниченного перечня параметров.

Предложенный параметр «физический коэффициент профиля» может обозначаться  $P_{mr(c)}$ ,  $T_{mr(c)}$ ,  $W_{mr(c)}$  в зависимости от источника исходных данных и вычисляется в общем виде по следующей формуле:

$$P_{mr(c)}, T_{mr(c)}, W_{mr(c)} = \frac{MI(c)}{l_n}$$

Цель исследования – разработка общего подхода к применению параметра «физический коэффициент профиля» и его апробация.

**МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ**

Методика основана на оценке микропрофиля поверхности по параметру «физический коэффициент профиля».

Вначале был определен физический коэффициент профиля на секционном уровне. Далее было выполнено его разложение на ряд Фурье для двухмерного и трехмерного случаев. В результате была показана комплексность представленного параметра.

Исходя из геометрического представления о вероятности, физический коэффициент профиля представляет вероятность плотности заполнения материалом в выбранном сечении  $c$ .

Относительный физический коэффициент  $P_{mr(c)}$ ,  $T_{mr(c)}$ ,  $W_{mr(c)}$  определяется на секционном уровне профиля  $R\delta c$  относительно исходной точки  $C_0$ :

$$P_{mr'}, T_{mr'}, W_{mr} = P_{mr'}, T_{mr'}, W_{mr} (C_1),$$

где  $C_1 = C_0 - R_{\delta c}$  (или  $P_{\delta c}$ , или  $W_{\delta c}$ );

$$C_0 = (CP_{mr0}, T_{mr0}, W_{mr0})$$

Отличие относительного физического коэффициента профиля  $P_{mr(c)}$ ,  $T_{mr(c)}$ ,  $W_{mr(c)}$  от широко известных состоит в том, что применяются не отфильтрованные данные (параметры группы  $R$  – roughness, такие как  $Ra$ ,  $tp$ ), а первичный профиль поверхности (отсюда и название группы параметров  $P$  – primary).

Полученный геометрически профиль рельефа поверхности в двумерном пространстве в виде профилограммы можно представить аналитически в виде тригонометрического ряда Фурье:

$$Z(x) = \frac{a_0}{2} + \sum_{n=1}^{\infty} a_n \cos \frac{n\pi x}{l} + b_n \sin \frac{n\pi x}{l},$$

где

$$a_0 = \frac{1}{l} \int_{-l}^l Z(x) dx,$$

Таблица 1. Применяемые в литературе параметры текстуры  
Table 1. Texture parameters applied in the literature

Нормируемые параметры текстуры				Работы, в которых применялись рассматриваемые параметры структуры
<i>Ra</i>	<i>Rmax</i>	<i>Rk</i>	<i>Sa</i>	
+	–	–	–	[6]
+	–	–	–	[15]
+	–	–	+	[8]
+	–	–	–	[10]
+	–	+	–	[11]
–	–	+	–	[12]
+	–	–	–	[13]
+	+	–	–	[14]
+	+	+	+	[9]

$$a_n = \frac{1}{l} \int_{-l}^l Z(x) \cos \frac{n\pi x}{l} dx,$$

$$b_n = \frac{1}{l} \int_{-l}^l Z(x) \sin \frac{n\pi x}{l} dx.$$

$$Z(x) = \begin{cases} Z_1(x), -l \leq x \leq -l + X_{S_1} \\ Z_2(x), -l + X_{S_1} \leq x \leq -l + X_{S_1} + X_{S_2} \\ \dots \\ Z_\gamma(x), -l + \sum_{i=1}^{\gamma-1} X_{S_i} \leq x \leq -l + \sum_{i=1}^{\gamma} \left( -l + \sum_{i=1}^{\gamma} X_{S_i} \right) \\ Z_k(x), -l + \sum_{i=1}^{k-1} X_{S_i} \leq x \leq l \end{cases}.$$

В трехмерном пространстве рельеф поверхности задается с помощью функции двух переменных  $z = f(x; y)$ , которую можно разложить в двойной тригонометрический ряд Фурье по системе тригонометрических функций. Эти функции представляют тригонометрическую систему для двух переменных  $x$  и  $y$ , каждая из которых периодическая с периодом  $2\pi$ , как по  $x$ , так и по  $y$ .

Каждая функция системы ортогональна к любой другой в квадрате  $D(-\pi \leq x \leq \pi, -\pi \leq y \leq \pi)$ . Указанное свойство имеет место в любом другом квадрате вида  $a \leq x \leq a + 2\pi, -b \leq y \leq b + 2\pi$ . Свойство ортогональности следует из соотношений

$$C_1 = C_0 - R_{\delta c} \iint_D 1 \cdot \cos mx dx dy = \int_{-\pi}^{\pi} dy \int_{-\pi}^{\pi} \cos mx dx = \int_{-\pi}^{\pi} \left( \frac{1}{m} \left| \sin mx \right|_{-\pi}^{\pi} \right) dy = \frac{1}{m} \int_{-\pi}^{\pi} (\sin m\pi - \sin(-m\pi)) dy = 0$$

Подобным образом

$$\begin{aligned} \iint_D 1 \cdot \sin mx dx dy &= \int_{-\pi}^{\pi} dy \int_{-\pi}^{\pi} \sin mx dx = \\ &= \int_{-\pi}^{\pi} \left( \frac{1}{m} \left| \cos mx \right|_{-\pi}^{\pi} \right) dy = \frac{1}{m} \int_{-\pi}^{\pi} (\cos m\pi - \cos(-m\pi)) dy =, \\ &= -\frac{1}{m} \int_{-\pi}^{\pi} (\cos m\pi - \cos m\pi) dy = 0 \end{aligned}$$

так как функция  $\cos n\pi$  четная, то  $\cos(-n\pi) = \cos(n\pi)$ . Соответственно,

$$\begin{aligned} \iint_D (\cos mx \cos ny)(\cos rx \cos px) dx dy &= \\ &= \int_{-\pi}^{\pi} \cos mx \cos rx \left( \int_{-\pi}^{\pi} \cos nx \cos py dy \right) dx = \\ &= \int_{-\pi}^{\pi} \cos mx \cos rx dx \int_{-\pi}^{\pi} \cos nx \cos py dy =, \\ &= \frac{1}{4} \int_{-\pi}^{\pi} [\cos(m+r)x + \cos(m-r)x] \times \\ &\times \int_{-\pi}^{\pi} [\cos(n+p)y + \cos(n-p)y] dy = 0 \end{aligned}$$

где  $r$  и  $p$  – целые числа, при  $m \neq r, n \neq p$ .

Выше было доказано, что интеграл в симметричной области от четной функции обращается в ноль, когда  $m = r$  и  $n = p$ , тогда исходный интеграл принимает вид

$$\begin{aligned} \int_{-\pi}^{\pi} \cos^2 mx dx \cdot \int_{-\pi}^{\pi} \cos^2 ny dy &= \\ &= \frac{1}{2} \int_{-\pi}^{\pi} (1 + \cos 2mx) dx \cdot \frac{1}{2} \int_{-\pi}^{\pi} (1 + \cos 2ny) dy = \\ &= \frac{1}{2} \left[ 2\pi + \frac{1}{2} \left| \sin 2mx \right|_{-\pi}^{\pi} \right] \cdot \frac{1}{2} \left[ 2\pi + \frac{1}{2} \left| \sin 2ny \right|_{-\pi}^{\pi} \right] = \\ &= \frac{1}{4} \cdot 4\pi^2 = \pi^2 \end{aligned}$$

Здесь  $\sin 2mx_{-\pi}^{\pi} = \sin 2m\pi - \sin(-2m\pi) = 0$ , так как  $\sin m\pi = 0$ .

Аналогично доказывается ортогональность любой пары различных функций исходной тригонометрической системы.

Определим нормы элементов представленной тригонометрической системы:

$$\|1\| = \sqrt{\iint_D dx dy} = \sqrt{4\pi^2} = 2\pi,$$

$$\|\cos mx\| = \|\sin mx\| = \|\cos ny\| = \|\sin ny\| = \sqrt{2}\pi,$$

$$\begin{aligned} \|\cos mx\| &= \sqrt{\iint_D \cos^2 mx dx dy} = \sqrt{\int_{-\pi}^{\pi} dy \int_{-\pi}^{\pi} \cos^2 mx dx} = \\ &= \sqrt{\int_{-\pi}^{\pi} \frac{1}{2} (1 + \left| \cos m \right|_{-\pi}^{\pi}) dy} = \sqrt{\frac{1}{2} \cdot 2\pi \cdot 2\pi} = \sqrt{2}\pi \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \|\cos mx \cdot \cos ny\| &= \|\sin mx \cdot \cos ny\| = \\ &= \|\cos my \cdot \sin ny\| = \|\sin nx \cdot \sin ny\| = \pi \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \|\cos mx \cdot \cos ny\| &= \sqrt{\int_D \cos^2 mx \cdot \cos^2 ny \cdot dx dy} = \\ &= \sqrt{\int_{-\pi}^{\pi} \cos^2 mx dx \int_{-\pi}^{\pi} \cos^2 ny dy} = \sqrt{\frac{1}{4} \cdot \frac{\pi^2}{4}} = \pi \end{aligned}$$

Как и в случае функции одной переменной  $z = f(x)$ , коэффициенты Фурье для функции двух переменных  $z = f(x; y)$ , заданной в области  $D$ , находят из соотношений [3]:

$$A_{00} = \frac{\iint_D f(x; y) dx dy}{\|1\|^2} = \frac{1}{4\pi^2} \iint_D f(x; y) dx dy,$$

$$\begin{aligned} A_{m0} &= \frac{\iint_D [f(x; y) \cos mx] dx dy}{\|\cos mx\|^2} = \\ &= \frac{1}{2\pi^2} \iint_D [f(x; y) \cos mx] dx dy, m = 1, 2, \dots, \infty \end{aligned}$$

$$A_{0n} = \frac{\iint_D [f(x; y) \cos ny] dx dy}{\|\cos ny\|^2} =$$

$$= \frac{1}{2\pi^2} \iint_D [f(x; y) \cos ny] dx dy, n = 1, 2, \dots, \infty,$$

$$B_{m0} = \frac{\iint_D [f(x; y) \sin mx] dx dy}{\|\sin mx\|^2} =$$

$$= \frac{1}{2\pi^2} \iint_D [f(x; y) \sin mx] dx dy, m = 1, 2, \dots, \infty$$

$$B_{0n} = \frac{\iint_D [f(x; y) \sin ny] dx dy}{\|\sin ny\|^2} =$$

$$= \frac{1}{2\pi^2} \iint_D [f(x; y) \sin ny] dx dy, n = 1, 2, \dots, \infty$$

Если  $m$  и  $n$  принимают одновременно значения  $m = 1, 2, \dots, \infty, n = 1, 2, \dots, \infty$ , то:

$$a_{m,n} = \frac{1}{\pi^2} \iint_D [f(x; y) \cos mx \cdot \cos ny] dx dy ;$$

$$b_{m,n} = \frac{1}{\pi^2} \iint_D [f(x; y) \sin mx \cdot \cos ny] dx dy ;$$

$$c_{m,n} = \frac{1}{\pi^2} \iint_D [f(x; y) \cos mx \cdot \sin ny] dx dy ;$$

$$d_{m,n} = \frac{1}{\pi^2} \iint_D [f(x; y) \sin mx \cdot \sin ny] dx dy .$$

В практических задачах целесообразно вместо  $A_{00}$  обозначить  $\frac{a_{00}}{4}$ , где  $a_{00}$  находят из  $a_{m,n}$  при  $m = 0$  и  $n = 0$ . Аналогично вместо  $A_{m,0}, A_{0,n}, B_{m,0}, B_{0,n}$  записывают  $\frac{a_{m,0}}{2}, \frac{a_{0,n}}{2}, \frac{b_{m,0}}{2}, \frac{b_{0,n}}{2}$ , которые вычисляются из выражений  $a_{m,n}, b_{m,n}, c_{m,n}, d_{m,n}$  при задании  $m = 1, 2, \dots, \infty, n = 0$  или  $n = 1, 2, \dots, \infty, m = 0$ . В результате двойной тригонометрический ряд записывается в виде:

$$z = f(x; y) = \sum_{m=0}^{\infty} \sum_{n=0}^{\infty} \lambda_{m,n} \begin{bmatrix} a_{m,n} \cos mx \cdot \cos ny + \\ + b_{m,n} \sin mx \cdot \cos ny + \\ + c_{m,n} \cos mx \cdot \sin ny + \\ + d_{m,n} \sin mx \cdot \sin ny \end{bmatrix},$$

здесь

$$\lambda = \begin{cases} \frac{1}{4}, & \text{при } m = n = 0 \\ 1, & \text{при } m > 0, n > 0 \\ \frac{1}{2}, & \text{при } m > 0, n = 0 \text{ или } m = 0, n > 0 \end{cases},$$

при этом  $m$  и  $n$  являются целыми положительными числами.

В том случае, когда область  $D_{\Xi}$  представлена прямоугольником, отвечающим условиям  $D_{\Xi} (-lx < x < lx, -ly < y < ly)$  (рис. 1), двойной ряд Фурье принимает вид:

$$z = f(x; y) = \sum_{m=0}^{\infty} \sum_{n=0}^{\infty} \lambda_{m,n} \begin{bmatrix} a_{m,n} \cos m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \cos n \frac{\pi}{l_y} y + \\ + b_{m,n} \sin \frac{\pi}{l_x} mx \cdot \cos n \frac{\pi}{l_y} y + \\ + c_{m,n} \cos m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \sin n \frac{\pi}{l_y} y + \\ + d_{m,n} \sin m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \sin n \frac{\pi}{l_y} y \end{bmatrix}.$$

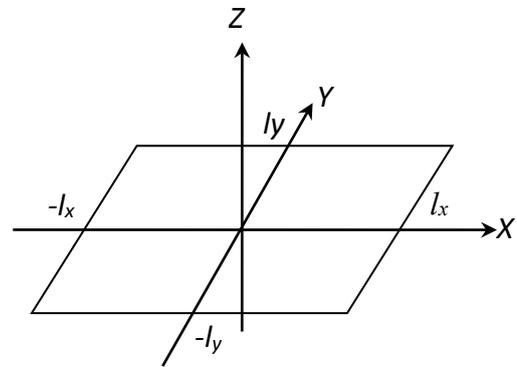


Рис. 1. Прямоугольная область  $D_{\Xi}$  в плоскости XOY  
Fig. 1. Rectangular area  $D_{\Xi}$  in the XOY plane

Параметр  $\lambda_{mn}$  находят согласно записанным выше соотношениям, а коэффициенты  $a_{m,n}, b_{m,n}, c_{m,n}, d_{m,n}$  вычисляют по формулам:

$$a_{m,n} = \frac{1}{l_x l_y} \iint_{D_{\Xi}} \left[ f(x; y) \cos m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \cos n \frac{\pi}{l_y} y \right] dx dy ;$$

$$b_{m,n} = \frac{1}{l_x l_y} \iint_D \left[ f(x; y) \sin m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \cos n \frac{\pi}{l_y} y \right] dx dy ;$$

$$c_{m,n} = \frac{1}{l_x l_y} \iint_D \left[ f(x; y) \cos m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \sin n \frac{\pi}{l_y} y \right] dx dy ;$$

$$d_{m,n} = \frac{1}{l_x l_y} \iint_D \left[ f(x; y) \sin m \frac{\pi}{l_x} x \cdot \sin n \frac{\pi}{l_y} y \right] dx dy .$$

В частном случае, когда  $lx = ly = \pi$ , из записанных выражений получаются предыдущие выражения для квадратной области  $D_{\Xi}$ . В том случае, когда функция  $z(x; y)$  задается как кусочно-гладкая в областях  $Di, i = 1, 2, \dots, n$ :

$$z(x, y) = \begin{cases} f_1(x, y), \text{ при } (x, y) \in D_1 \\ f_2(x, y), \text{ при } (x, y) \in D_2 \\ \dots \\ f_k(x, y), \text{ при } (x, y) \in D_k \end{cases},$$

двойной тригонометрический ряд будет аналогичен ряду Фурье подобных функций одной переменной.

Характеристики текстуры поверхности преимущественно геометрические. Однако при обработке и эксплуатации деталей машин и механизмов используют физические показатели, такие как съем материала при различных технологиях, износ, трение, упругость и пластические деформации шероховатого слоя, обусловленные наличием в нем материала.

Комплексным параметром оценки указанных явлений выступает рассмотренный физический коэффициент профиля, регламентированный международным стандартом и представляющий вероятность плотности заполнения материалом в сечении  $z$ , т. е.  $P(V_{Mc})$ , согласно геометрическому представлению о вероятности.

Вероятность содержания материала в шероховатом слое шириной  $c$  определяется по формуле

$$P(V_{Mc}) = \int_0^c P_{mr}(z) dz.$$

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Рассмотренный метод можно апробировать на профилограмме поверхности детали, обработанной хонингованием.

Если для шероховатого слоя получена профилограмма, где  $c = zk$ , измеряемая от оси  $OX$ , то физический коэффициент профиля из геометрических построений определяется по формуле

$$P_{mr}(z_k) = \frac{\sum_{i=1}^{k_c} Mli}{\sum_{j=1}^{k_c} Mlj},$$

где  $k_c$  – число участков материала в сечении  $c$ .

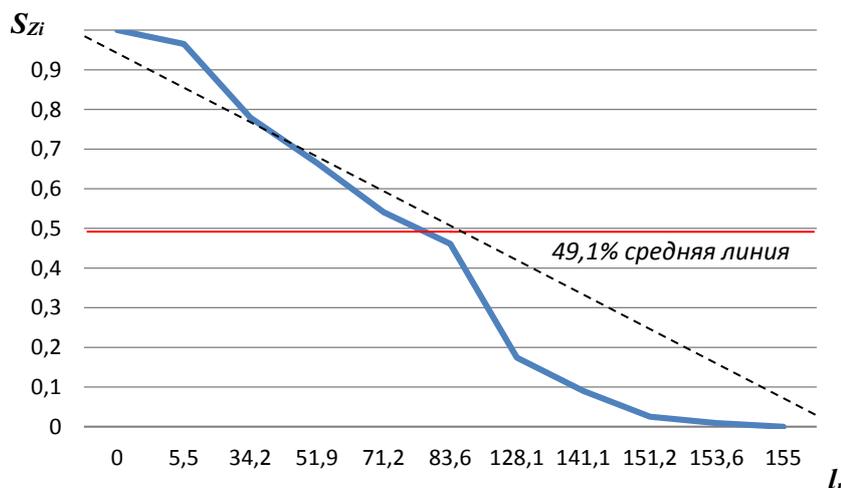
Конкретно для рассматриваемого случая  $Rz = 74$  мм разбивается на  $k = 10$  частей,  $l_n = 155$  мм. Результаты измерений и расчета сведены в таблицу 2 и представлены графически на рис. 2. Вероятность наполнения материалом шероховатого слоя

$$P(V_m) = \frac{S_m}{R_k \cdot l_n},$$

где  $S_m$  – площадь фигуры, ограниченной кривой  $ML_{zk}$ .

**Таблица 2.** Расчет вероятности плотности заполнения материалом шероховатого слоя по сечениям  $z_i$   
**Table 2.** Calculation of the probability of the density of filling the rough layer with the material along the  $z_i$  sections

$z_i$	$z_0$	$z_1$	$z_2$	$z_3$	$z_4$	$z_5$	$z_6$	$z_7$	$z_8$	$z_9$	$z_{10}$
	0	7,4	14,8	22,2	29,6	37	44,4	51,8	59,2	66,6	74
$S_{z_i}$	155	153,6	151,2	141,1	128,1	83,6	71,2	51,9	34,2	5,5	0
$P(S_{z_i})$	1	0,991	0,975	0,910	0,826	0,539	0,459	0,335	0,221	0,035	0



**Рис. 2.** Кривая вероятности заполнения материалом шероховатого слоя по сечениям, соответствующая реальной профилограмме  
**Fig. 2.** The curve of the probability of filling the rough layer with the material along the sections corresponding to the actual profilogram

Отыщем величину  $S_m$ :

$$S_m = \frac{R_Z}{6m} \left( \frac{Ml_0}{2} + 2 \sum_{i=1}^{2m-2} Ml_{2i} + 4 \sum_{i=1}^{2m-1} Ml_{2i-1} \right), m = 51,$$

$$S_m = \frac{R_Z}{6 \cdot 51} \left[ 748 + 2(151,2 + 128,1 + 71,2 + 34,8) + 4(153,6 + 141,8 + 83,6 + 51,9 + 5,5) \right] =$$

$$= R_Z \cdot 86,23$$

$$P(V_m) = \frac{R_Z \cdot 86,23}{l_n} = \frac{1}{l_n} 86,23 = 0,5563.$$

Из расчета следует, что для шероховатого слоя с заданной профилограммой вероятность заполнения его материалом составляет 0,5563, т. е. заданный шероховатый слой содержит 55,63 % материала. Характеристикой пустот в рассматриваемом слое является коэффициент пористости  $\lambda$ :

$$\lambda = \frac{S_{сл} - S_h}{S_{сл}} = 1 - \frac{S_m}{S_{сл}} = 1 - P(V_m),$$

где  $S_{сл}$  – общая площадь шероховатого слоя на длине  $l_n$ ,  $S_{сл} = R_Z \cdot l_n$ .

Таким образом,  $\lambda = 1 - P(V_m)$ , маслосъемкость составляет 44,37 %.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

В настоящее время применяемые на практике параметры текстуры поверхности, представленные в публикациях и в производстве, недостаточны. Требуется применение комплексных параметров, отражающих эксплуатационные характеристики изделий. В рамках выполненной работы было обосновано применение параметра «физический коэффициент профиля» для оценки текстуры поверхности по новой методике. Использование физического коэффициента профиля позволяет обеспечить возрастающие требования к условиям работы поверхностей деталей, особенно работающих в условиях трения. Знание свойств предложенных моделей позволит рекомендовать технологии и способы обработки поверхностей взаимодействующих деталей машин и механизмов.

Проведена апробация параметра для поверхности, обработанной хонингованием, и показана сходимость при анализе заполнения материалом шероховатого слоя по сечениям, соответствующая реальной профилограмме.

По разработанной методике разложение в ряд Фурье функции профиля модели микронеровности, заданной в промежутке  $(-l; l)$ , дает возможность строить весь спектр моделей на линии выборочной длины, по которой воспроизводится профилограмма. Важным при этом является то, что при общей оценке микроразмеров рабочей поверхности возможен комплексный учет отклонений от заданной геометрической формы детали, как регулярных, так и случайных.

Вероятностная оценка наполнения материалом слоя от теоретической опорной линии или поверхности до

теоретической эквидистантной линии реального профиля необходима при разработке программного обеспечения для технологического оборудования, работающего в автоматическом регулировании режимов резания, шлифования, хонингования и пластичного деформирования в процессе формирования текстуры рабочей поверхности готовых деталей.

В дальнейшем разработанный метод расчетно-графического исследования текстуры поверхности может быть применен для анализа и оценки текстуры поверхностей, обработанных различными технологиями, в том числе для оценки поверхности после постобработки деталей, полученных аддитивно.

Эффект от применения предложенного метода оценки текстуры поверхности может быть увеличен при его комбинировании с новыми способами и методами обработки, способствующими формированию заданной текстуры поверхности.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Обосновано применение параметра «физический коэффициент профиля» для задания требований к микрогеометрии рабочих поверхностей деталей.

Путем анализа полученных количественных параметров, найденных на основе профилограмм, доказано, что оценка маслосъемкости шероховатого слоя наиболее полно и комплексно, по сравнению с общеизвестным и широко используемым параметром  $Ra$ , характеризует геометрию микронеровностей, их форму, плосковершинность, остроконечность, рельеф, работоспособность, износостойкость, маслосъемкость пустот и, соответственно, позволяет по-новому подойти к оценке смешанного трения реальных поверхностей.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Abramov A., Bobrovskij N.M., Nosov N.V., Tabakov V., Galyalieva K. Quasi-optimal correlation algorithm for measuring the parameters of surface microrelief // Key Engineering Materials. 2019. Vol. 822. P. 725–730. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.822.725](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.822.725).
2. Abramov A., Bobrovskij S.M., Nosov N.V., Tabakov V., Lopatina F. Method for determining texture parameters of processed precision surfaces by correlation // Key Engineering Materials. 2019. Vol. 822. P. 731–736. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.822.731](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.822.731).
3. Singh R.V., Raghav A.K. Experimental study and modelling of the effect of process parameters on surface roughness during honing process // Journal of the Institution of Engineers (India). Part PR: Production Engineering Division. 2010. Vol. 90. P. 3–7.
4. Neagu C., Dumitrescu A. Neural networks modelling of process parameters in honing of thermal engines' cylinders // Metalurgia International. 2008. Vol. 13. № 5. P. 66–78.
5. Feng C.-X.J., Yu Z.-G.S., Kingi U., Pervaiz B.M. Threefold vs. fivefold cross validation in one-hidden-layer and two-hidden-layer predictive neural network modeling of machining surface roughness data // Journal of Manufacturing Systems. 2005. Vol. 24. № 2. P. 93–107. DOI: [10.1016/S0278-6125\(05\)80010-X](https://doi.org/10.1016/S0278-6125(05)80010-X).

6. Silva S.P., Brandao L.C., Pimenta P.R.F. Evaluation of quality of steering systems using the honing process and surface response methodology // *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 223. P. 821–825. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.223.821](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.223.821).
7. Tripathi B.N., Singh N.K., Vates U.K. Surface roughness influencing process parameters & modeling techniques for four stroke motor bike cylinder liners during honing: Review // *International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering*. 2015. Vol. 15. № 1. P. 106–112.
8. Paswan S.K., Bedi T.S., Singh A.K. Modeling and simulation of surface roughness in magnetorheological fluid based honing process // *Wear*. 2017. Vol. 376–377. P. 1207–1221. DOI: [10.1016/j.wear.2016.11.025](https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.11.025).
9. Buj-Corral I., Álvarez-Flórez J., Domínguez-Fernández A. Acoustic emission analysis for the detection of appropriate cutting operations in honing processes // *Mechanical Systems and Signal Processing*. 2018. Vol. 99. P. 873–885. DOI: [10.1016/j.ymsp.2017.06.039](https://doi.org/10.1016/j.ymsp.2017.06.039).
10. Span J., Koshy P., Klocke F., Müller S., Coelho R. Dynamic jamming in dense suspensions: Surface finishing and edge honing applications // *CIRP Annals*. 2017. Vol. 66. № 1. P. 321–324. DOI: [10.1016/j.cirp.2017.04.082](https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.04.082).
11. Ma S., Liu Y., Wang Z., Wang Zh., Huang R., Xu J. The Effect of Honing Angle and Roughness Height on the Tribological Performance of CuNiCr Iron Liner // *Metals*. 2019. Vol. 9. № 5. Article number 487. DOI: [10.3390/met9050487](https://doi.org/10.3390/met9050487).
12. Hu Y., Meng X., Xie Y., Fan J. Mutual influence of plateau roughness and groove texture of honed surface on frictional performance of piston ring-liner system // *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*. 2017. Vol. 231. № 7. P. 838–859. DOI: [10.1177/1350650116682161](https://doi.org/10.1177/1350650116682161).
13. Li B., Zhang S., Yan Z., Jiang D. Influence of edge hone radius on cutting forces, surface integrity, and surface oxidation in hard milling of AISI H13 steel // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2018. Vol. 95. P. 1153–1164. DOI: [10.1007/s00170-017-1292-z](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1292-z).
14. Nguyen T.-T., Vu T.-C., Duong Q.-D. Multi-responses optimization of finishing honing process for surface quality and production rate // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2020. Vol. 42. Article number 604. DOI: [10.1007/s40430-020-02690-y](https://doi.org/10.1007/s40430-020-02690-y).
15. Arantes L.J., Fernandes K.A., Schramm C.R., Leal J.E.S., Piratelli-Filho A., Franco S.D., Arencibia R.V. The roughness characterization in cylinders obtained by conventional and flexible honing processes // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2017. Vol. 93. P. 635–649. DOI: [10.1007/s00170-017-0544-2](https://doi.org/10.1007/s00170-017-0544-2).
16. Buj-Corral I., Rodero-De-Lamo L., Marco-Almagro L. Use of results from honing test machines to determine roughness in industrial honing machines // *Journal of Manufacturing Processes*. 2017. Vol. 28. P. 60–69. DOI: [10.1016/j.jmapro.2017.05.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.05.016).
17. Yuan B., Han J., Wang D., Zhu Y., Xia L. Modeling and analysis of tooth surface roughness for internal gearing power honing gear // *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2017. Vol. 39. P. 3607–3620. DOI: [10.1007/s40430-017-0791-z](https://doi.org/10.1007/s40430-017-0791-z).
18. Kuznetsov V.P., Voropaev V.V., Skorobogatov A.S. Finishing and hardening of a flat surface ring area of a workpiece by rotary burnishing // *Key Engineering Materials*. 2017. Vol. 743. P. 245–247. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.743.245](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.743.245).
19. Bobrovskii I.N. How to Select the most Relevant Roughness Parameters of a Surface: Methodology Research Strategy // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2018. Vol. 302. Article number 012066. DOI: [10.1088/1757-899X/302/1/012066](https://doi.org/10.1088/1757-899X/302/1/012066).

## REFERENCES

1. Abramov A., Bobrovskij N.M., Nosov N.V., Tabakov V., Galyalieva K. Quasi-optimal correlation algorithm for measuring the parameters of surface microrelief. *Key Engineering Materials*, 2019, vol. 822, pp. 725–730. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.822.725](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.822.725).
2. Abramov A., Bobrovskij S.M., Nosov N.V., Tabakov V., Lopatina F. Method for determining texture parameters of processed precision surfaces by correlation. *Key Engineering Materials*, 2019, vol. 822, pp. 731–736. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.822.731](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.822.731).
3. Singh R.V., Raghav A.K. Experimental study and modelling of the effect of process parameters on surface roughness during honing process. *Journal of the Institution of Engineers (India). Part PR: Production Engineering Division*, 2010, vol. 90, pp. 3–7.
4. Neagu C., Dumitrescu A. Neural networks modelling of process parameters in honing of thermal engines' cylinders. *Metalurgia International*, 2008, vol. 13, no. 5, pp. 66–78.
5. Feng C.-X.J., Yu Z.-G.S., Kingi U., Pervaiz B.M. Threefold vs. fivefold cross validation in one-hidden-layer and two-hidden-layer predictive neural network modeling of machining surface roughness data. *Journal of Manufacturing Systems*, 2005, vol. 24, no. 2, pp. 93–107. DOI: [10.1016/S0278-6125\(05\)80010-X](https://doi.org/10.1016/S0278-6125(05)80010-X).
6. Silva S.P., Brandao L.C., Pimenta P.R.F. Evaluation of quality of steering systems using the honing process and surface response methodology. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 223, pp. 821–825. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.223.821](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.223.821).
7. Tripathi B.N., Singh N.K., Vates U.K. Surface roughness influencing process parameters & modeling techniques for four stroke motor bike cylinder liners during honing: Review. *International Journal of Mechanical and Mechatronics Engineering*, 2015, vol. 15, no. 1, pp. 106–112.
8. Paswan S.K., Bedi T.S., Singh A.K. Modeling and simulation of surface roughness in magnetorheological fluid based honing process. *Wear*, 2017, vol. 376–377, pp. 1207–1221. DOI: [10.1016/j.wear.2016.11.025](https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.11.025).
9. Buj-Corral I., Álvarez-Flórez J., Domínguez-Fernández A. Acoustic emission analysis for the detection of appropriate cutting operations in honing processes. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 2018, vol. 99, pp. 873–885. DOI: [10.1016/j.ymsp.2017.06.039](https://doi.org/10.1016/j.ymsp.2017.06.039).

10. Span J., Koshy P., Klocke F., Müller S., Coelho R. Dynamic jamming in dense suspensions: Surface finishing and edge honing applications. *CIRP Annals*, 2017, vol. 66, no. 1, pp. 321–324. DOI: [10.1016/j.cirp.2017.04.082](https://doi.org/10.1016/j.cirp.2017.04.082).
11. Ma S., Liu Y., Wang Z., Wang Zh., Huang R., Xu J. The Effect of Honing Angle and Roughness Height on the Tribological Performance of CuNiCr Iron Liner. *Metals*, 2019, vol. 9, no. 5, article number 487. DOI: [10.3390/met9050487](https://doi.org/10.3390/met9050487).
12. Hu Y., Meng X., Xie Y., Fan J. Mutual influence of plateau roughness and groove texture of honed surface on frictional performance of piston ring-liner system. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology*, 2017, vol. 231, no. 7, pp. 838–859. DOI: [10.1177/1350650116682161](https://doi.org/10.1177/1350650116682161).
13. Li B., Zhang S., Yan Z., Jiang D. Influence of edge hone radius on cutting forces, surface integrity, and surface oxidation in hard milling of AISI H13 steel. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, vol. 95, pp. 1153–1164. DOI: [10.1007/s00170-017-1292-z](https://doi.org/10.1007/s00170-017-1292-z).
14. Nguyen T.-T., Vu T.-C., Duong Q.-D. Multi-responses optimization of finishing honing process for surface quality and production rate. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2020, vol. 42, article number 604. DOI: [10.1007/s40430-020-02690-y](https://doi.org/10.1007/s40430-020-02690-y).
15. Arantes L.J., Fernandes K.A., Schramm C.R., Leal J.E.S., Piratelli-Filho A., Franco S.D., Arencibia R.V. The roughness characterization in cylinders obtained by conventional and flexible honing processes. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, vol. 93, pp. 635–649. DOI: [10.1007/s00170-017-0544-2](https://doi.org/10.1007/s00170-017-0544-2).
16. Buj-Corral I., Rodero-De-Lamo L., Marco-Almagro L. Use of results from honing test machines to determine roughness in industrial honing machines. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, vol. 28, pp. 60–69. DOI: [10.1016/j.jmapro.2017.05.016](https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2017.05.016).
17. Yuan B., Han J., Wang D., Zhu Y., Xia L. Modeling and analysis of tooth surface roughness for internal gearing power honing gear. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, 2017, vol. 39, pp. 3607–3620. DOI: [10.1007/s40430-017-0791-z](https://doi.org/10.1007/s40430-017-0791-z).
18. Kuznetsov V.P., Voropaev V.V., Skorobogatov A.S. Finishing and hardening of a flat surface ring area of a workpiece by rotary burnishing. *Key Engineering Materials*, 2017, vol. 743, pp. 245–247. DOI: [10.4028/www.scientific.net/KEM.743.245](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.743.245).
19. Bobrovskii I.N. How to Select the most Relevant Roughness Parameters of a Surface: Methodology Research Strategy. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2018, vol. 302, article number 012066. DOI: [10.1088/1757-899X/302/1/012066](https://doi.org/10.1088/1757-899X/302/1/012066).

## The profile physical coefficient and its application for modelling the machined surface texture

© 2023

**Igor N. Bobrovskij**, Doctor of Sciences (Engineering), researcher  
Togliatti State University, Togliatti (Russia)

E-mail: [bobri@yandex.ru](mailto:bobri@yandex.ru)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9513-7936>

Received 28.07.2022

Accepted 14.04.2023

**Abstract:** Current trends in the development of mechanical engineering impose increasingly stringent requirements for the performance characteristics of manufactured goods. The main parameters characterizing the quality of a product as a whole are the physical, mechanical, and geometric indicators of the working surfaces of the compound units. In domestic practice, a machined surface is mainly characterized by a rather limited number of parameters (no more than 6), such as the average microroughness height, the microroughness height at 10 points, etc. However, their use is not enough to manufacture competitive products in the modern conditions. For example, international ISO/ASME/DIN standards include a much broader set of parameters required to accurately describe the performance properties of a surface. The paper analyzes the approaches to the formation of requirements for the microgeometry of the working surfaces of parts used in modern mechanical engineering. Based on the analysis, the author proposed and mathematically substantiated a general approach to modelling surface texture characteristics, which allows describing adequately the surface using a new parameter – the profile physical coefficient, since it is virtually impossible to directly compare the technologies developed in Russia with foreign analogues based on the current standards. First, the profile physical coefficient was determined at the section level. Next, it was decomposed into a Fourier series for the two-dimensional and three-dimensional cases. The paper presents the analysis of the new parameter applicability on the example of a product obtained by honing. The author concluded about the applicability of this parameter and the necessity to develop a comprehensive methodology based on it for evaluating the surface after machining.

**Keywords:** mechanical engineering technology; machining; surface; profile physical coefficient; rough layer; surface texture.

**Acknowledgements:** The research was supported by a grant from the Russian Science Foundation (Project No. 20-79-00233 <https://rscf.ru/project/20-79-00233/>).

**For citation:** Bobrovskij I.N. The profile physical coefficient and its application for modelling the machined surface texture. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 9–17. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-3-65-1](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-3-65-1).



## Разработка и сертификация летной годности современной ответственной детали корпуса переключателя для аэрокосмических систем, изготовленной из сплава AlSi10Mg с помощью аддитивной технологии

© 2023

**Вигнеш Поннусами\***<sup>1</sup>, доктор наук, младший специалист-1  
**Правин К.В.**, бакалавр технических наук, технический помощник  
**Кришнакумар Суббулакшми**, бакалавр технических наук, технический помощник  
**Бхуванесвари Моханрао Чембу**, бакалавр технических наук, региональный директор (сектор 'F')  
**Кейл Шириш Шарад**, доктор наук, директор (сектор 'G')  
**Рам Прабху Тэгараджан**, доктор наук, содиректор (сектор 'E')

Региональный центр военной полетопригодности (F&F), Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок, Бангалор (Индия)

\*E-mail: vigneshpt3532@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4487-2030>

Поступила в редакцию 22.06.2023

Принята к публикации 15.08.2023

**Аннотация:** Аддитивные технологии (АТ) очень эффективны для макетирования и быстрого производства, поэтому их применение выгодно для аэрокосмической отрасли. Они позволяют экономить средства, а также облегчить конструкции, подходят для комплексного проектирования. Однако на данный момент доступно лишь несколько стандартов аддитивных технологий, требуется много материалов и оборудования, что приводит к возникновению затруднений с сертификацией и внедрением АТ. Нестандартные испытания приводят к тому, что АТ в аэрозольных материалах оказываются менее привлекательными из-за их дороговизны и трудоемкости. Целью работы является изготовление деталей корпуса переключателя военных и гражданских самолетов методом лазерного сплавления порошкового слоя (LPBF) с применением порошка AlSi10Mg. Выявлены физико-химические свойства материала, проведены неразрушающие и разрушающие испытания, а также даны четкие разъяснения процедур сертификации. Сделан упор на необходимости разработки руководств и стандартов, охватывающих все аспекты производства – от проектирования до изготовления и эксплуатации продукта. Комплексный анализ испытаний на проникновение жидкости показывает, что дефекты находятся в пределах допустимого уровня. AlSi10Mg демонстрирует более высокие показатели предела текучести, предела прочности и относительного удлинения, равные (259±4) МПа, (323±4) МПа и (12,5±1,5) % соответственно. Показано, что дисперсионно-твердеющий AlSi10Mg, разработанный и производящийся в Индии, по свойствам не уступает аналогичным дисперсионно-твердеющим алюминиевым сплавам всемирно известных производителей.

**Ключевые слова:** аддитивное производство; AlSi10Mg; алюминиевый сплав; дисперсионное твердение; разработка и сертификация.

**Для цитирования:** Вигнеш П., Правин К.В., Кришнакумар С., Бхуванесвари М.Ч., Кейл Ш.Ш., Рам Прабху Т. Разработка и сертификация летной годности современной ответственной детали корпуса переключателя для аэрокосмических систем, изготовленной из сплава AlSi10Mg с помощью аддитивной технологии // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 19–30. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-2.

### ВВЕДЕНИЕ

Детали для аэрокосмической, военной, биомедицинской и автомобильной промышленности изготавливаются из традиционных высокопрочных алюминиевых сплавов. В аэрокосмической промышленности используются два основных алюминиевых сплава: дисперсионно-твердеющий сплав (Al–Mg–Si) и Al6061 из серии 6000. Лазерное аддитивное производство сплавов с высокими эксплуатационными характеристиками, таких как Al6061, вызвало значительный интерес благодаря созданию высокопрочных легких конструкций. AlSi10Mg представляет собой близкий к эвтектическому алюминиевый сплав с высокой текучестью расплава и низкой усадкой и, следовательно, традиционно является наиболее подходящим для лазерной аддитивной обработки [1; 2]. При традиционном литье (литье без применения давления) обычно используют доэвтекти-

ческий сплав AlSi10Mg. Благодаря легкому весу и превосходным механическим свойствам он широко используется в автомобильной и аэрокосмической отраслях. Вместе с тем при упрочнении старением Mg имеет решающее значение для функциональности этого сплава, поскольку способствует выделению β'- и β-фаз (Mg<sub>2</sub>Si) [3; 4]. Ранее были проведены многочисленные исследования дисперсионно-твердеющего сплава (AlSi10Mg), полученного с помощью аддитивного производства (АП) [5]. Как правило, они касаются микроструктуры, выбора параметров процесса и механических свойств, хотя в некоторых также рассматривается термическая обработка [6; 7]. В [8] сплавы Al–Si, полученные в результате АП, оптимизируются путем изучения эволюции их микроструктуры в процессе их производства и после термообработки. В [9; 10] в результате образования плавильной ванны в сплаве наблюдались текстуры «рыбьей чешуи» в направлениях кристаллизации

и столбчатые кристаллы в перпендикулярных направлениях. Как показано в [11], измельчение зерен сплавов Al–Si приводит к улучшению их механических свойств. Согласно [12], высокие скорости охлаждения могут привести к образованию мелких зерен Al с наноразмерным Si, имеющим более высокие механические характеристики. В [13; 14] полученные в результате АП сплавы Al–Si–Mg модифицировали путем изменения их морфологии и укрупнения с помощью специальной термической обработки. Алюминиевые сплавы после дисперсионного твердения, особенно сплавы серии бxxxx Al, стали объектом всестороннего изучения выделений и механических свойств в работах [15; 16]. Было отмечено, что выделения происходили в следующем порядке: (Al) зоны Гинье – Престона;  $\beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ . В зонах Гинье – Престона кластеры Mg и Si идеально когерентны с кластерами матрицы Al, метастабильные фазы ( $\beta''$  и  $\beta'$ ) – с различной стехиометрией Mg–Si, тогда как стабильная фаза ( $\beta$ ) – с различной стехиометрией Mg<sub>2</sub>Si [17; 18]. Максимальное упрочнение обычно происходит при сосуществовании зон Гинье – Престона [19]. Старение при различных температурах приводит к различной кинетике старения, хотя и с одинаковыми величинами твердости [20]. Авторы [21] описали сопоставимую последовательность осаждения для Al–7Si–0,6Mg, состава, идентичного сплавам, доступным для аддитивной технологии плавления порошков. Для сплавов AlSi10Mg до сих пор широко применяется дисперсионное твердение [22]. С другой стороны, максимальная твердость в процессе старения редко документируется. С учетом текущей актуальности сплава AlSi10Mg для лазерного сплавления порошкового слоя (LPBF) необходимы более глубокие знания о микроструктуре и характеристиках дисперсионного твердения.

Цель исследования – изготовление детали с помощью процесса лазерного сплавления порошкового слоя (LPBF) и оценка материала в соответствии с ASTM F3318. Механические свойства сплавов AlSi10Mg (T6), термообработанных в процессе лазерного сплавления порошкового слоя. Образование выделений было тщательно изучено с целью лучшего понимания механического поведения алюминиевого сплава, полученного методом LPBF.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Описание порошка

Выбранный алюминиевый порошок (ASTM F3318) был взят из линейки Carpenter в форме порошка (таблица 1). Алюминиевые порошки были распылены газом и имели аморфную морфологию, как показано на рис. 1. Исследование проводилось лазерной дифракцией в соответствии с ASTM B822-17 для определения распределения частиц в порошке по размерам. На рис. 2 показаны диаметры частиц D10, D50 и D90 в кумулятивном распределении при 10, 50 и 90 %. Объемная плотность порошка 2,3 г/см<sup>3</sup>, значения D10, D50 и D90 составили 29,89; 41,63 и 53,95 мкм соответственно.

### Параметры лазерной сварки в порошковом слое

Аналогичный набор параметров обработки используется для всех деталей, производимых на станке EOS

M290 в инертной среде. Детали обрабатывались с использованием специфичных для алюминия параметров обработки, которые включают иттербиевый волоконный лазер (мощность 400 Вт, скорость сканирования 7 м/с, толщина слоя 0,03 мм, диаметр фокуса от 80 до 100 мм, расстояние штриховки 0,19 мм) и распылитель (приспособление для подачи порошка при селективном лазерном спекании) типа HSS.

### Термическая обработка

Детали корпуса из сплава, полученного лазерным сплавлением порошкового слоя, подвергали: 1) снятию напряжений при температуре (270±20) °С, выдержке в течение (90±15) мин и охлаждению на воздухе; 2) солюционированию при температуре (530±14) °С и выдержке (30±10) мин с последующей закалкой в воде. Цикл старения – при (165±10) °С в течение (360±15) мин с последующим охлаждением на воздухе.

### Определение характеристик

Проводили химический анализ элементов согласно ASTM E3061 с использованием оптических эмиссионных спектрометров. Микроструктурные характеристики и размер зерен определяли согласно ASTM E3 и ASTM E407. Рентгеновское радиографическое исследование частей корпуса выполняли в соответствии с ASTM E1742/E1742M. Исследование на проникновение жидкости (флуоресценции) проводилось на частях корпуса в соответствии с ASTM E1417. Рентгеновскую дифракцию (XRD) осуществляли для измерения остаточного напряжения в соответствии с ASTM E2860 в четырех местах, как показано на рис. 3. Во время рентгенографических экспериментов были установлены напряжение, скорость сканирования, диапазон 2 $\theta$ , тип излучения и размер шага: 40 кВ, 5 град/мин, 10–90°, Cu–K $\alpha$  и 0,028°.

### Механические свойства

Для проверки твердости по Бринеллю на поперечном сечении образца было проведено испытание на твердость ASTM E10. Приложив нагрузку в трех разных местах, можно рассчитать среднее значение твердости (HBW). По кривым растяжения можно определить предел прочности (UTS), предел текучести (YS) и относительное удлинение. Испытания на растяжение проводились во всех трех направлениях (XY, Z и 45°) с использованием стандарта ASTM E8 (образец).

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Химический состав

Как показано в таблице 2, химический состав деталей корпуса переключателя в исходном состоянии был получен на двух образцах сплава AlSi10Mg. Согласно этим результатам, химический состав сплава находится в допустимых пределах ASTM F3318. Кроме того, было измерено содержание газов кислорода, азота и водорода, равное 0,0862; 0,001 и 0,004 мас. % соответственно.

### Микроструктура сплава AlSi10Mg в режиме T6

Микроструктура сплава AlSi10Mg, полученного методом лазерного сплавления порошкового слоя после

Таблица 1. Химический состав порошка AlSi10Mg, мас. %  
 Table 1. Chemical composition of AlSi10Mg powder wt. %

Элементы	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Zn	Ti	Pb	Sn	Остальные, всего	Al
Предельное количество	0,05 max	0,55 max	0,20–0,45	0,45 max	0,05 max	9–11	0,10 max	0,15 max	0,05 max	0,05 max	0,15 max	Основа

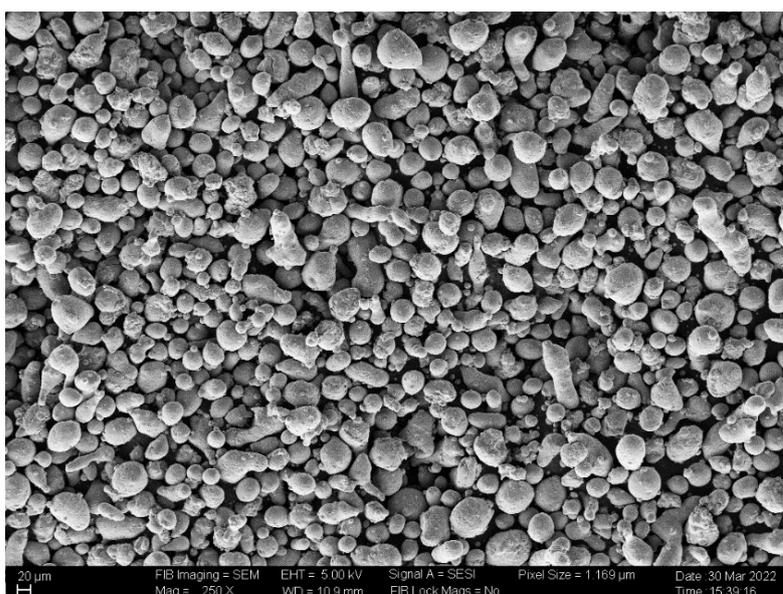


Рис. 1. Порошковый материал AlSi10Mg на РЭМ-изображениях  
 Fig. 1. AlSi10Mg powder material as seen in SEM images

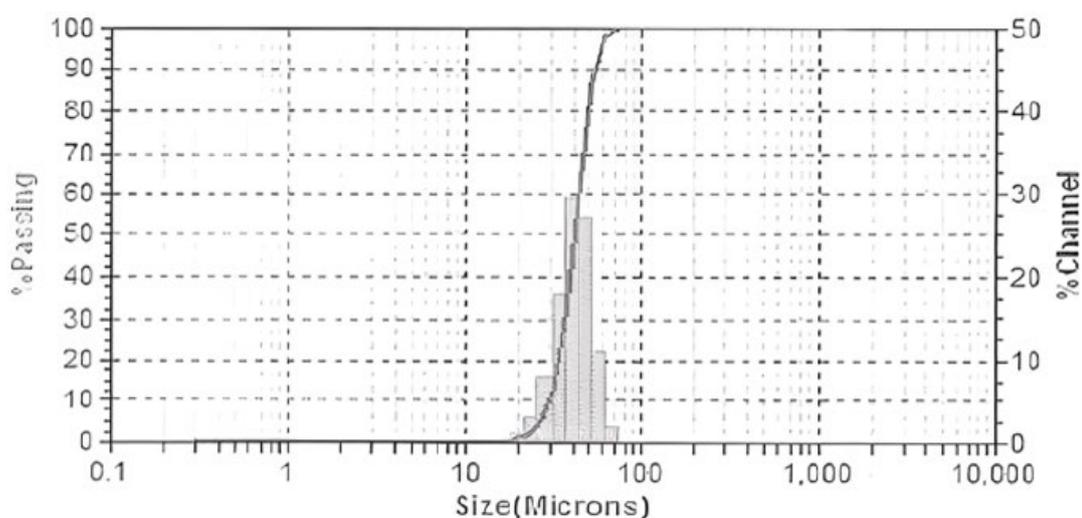


Рис. 2. Распределение по размерам частиц в порошке AlSi10Mg  
 Fig. 2. Distribution of particle sizes in AlSi10Mg powder

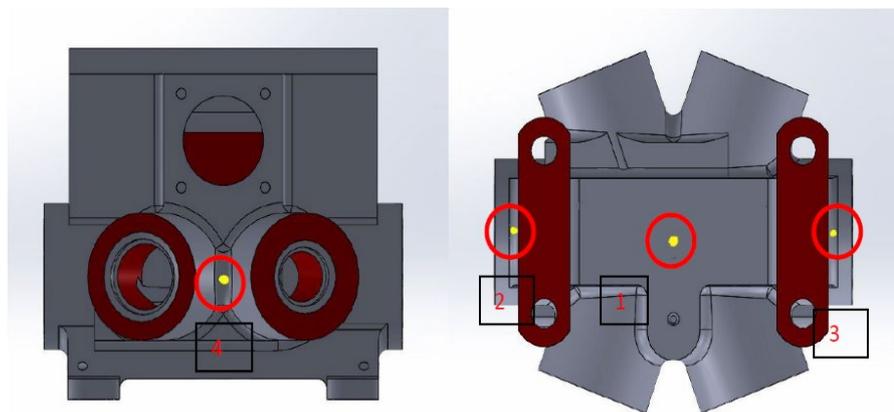


Рис. 3. Измерение остаточного напряжения в выделенных областях  
Fig. 3. Measurement of residual stress in marked areas

Таблица 2. Химический состав AlSi10Mg в исходном состоянии, мас. %  
Table 2. Chemical composition of AlSi10Mg in as-developed condition, wt. %

Элементы	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Zn	Ti	Pb	Sn	Остальные, всего	Al
Предельное количество	0,05 max	0,55 max	0,20–0,45	0,45 max	0,05 max	9–11	0,10 max	0,15 max	0,05 max	0,05 max	0,15 max	Основа
Образец 1	0,028	0,215	0,329	0,046	0,035	10,31	0,032	0,020	0,015	0,024	0,048	Основа
Образец 2	0,032	0,223	0,327	0,046	0,036	10,21	0,035	0,020	0,016	0,024	0,048	Основа

дисперсионного твердения, представлена на рис. 4. У дисперсионно закаленных образцов (рис. 4 а) край ванны расплава не был четко виден, а на поверхности обнаружены многочисленные мельчайшие пластинки эллиптической формы. Пластинки неправильной формы разбросаны по образцам и связывают зоны накопления выделений на каждом конце вытянутой ванны расплава. Это позволяет предположить, что в образце, подвергшемся термообработке, произошла эрозия области скопления выделений. На увеличенных снимках (рис. 4 b) видны выделения, рассредоточенные по краям ванны расплава, с ограниченной шириной полосы. После дисперсионного твердения вытянутая ванна расплава утратила практически сферические полосы выделений. Дисперсионное твердение привело к значительному укрупнению частиц Si, что, в свою очередь, привело к устранению характерных столбчатых зерен. Таким образом, режим термообработки T6 может помочь получить превосходные механические свойства за счет измельчения зерна и однородной микроструктуры.

#### Механические свойства сплава AlSi10Mg в режиме T6

Расчетная кривая «напряжение – деформация», показывающая влияние дисперсионного твердения на механические свойства, представлена на рис. 5. Сводная информация по избранным свойствам приведена

в таблице 3. Сплав AlSi10Mg отличается высокими показателями предела текучести ((259±6) МПа) и предела прочности ((324±4) МПа), которые в основном превышают значения, получаемые при традиционном производственном процессе.

#### Экспериментальная оценка методов контроля

Для выявления дефектов образцов применялись рентгеновская и капиллярная дефектоскопия. Детали корпуса переключателя в исходном состоянии подвергались рентгенографическому исследованию с целью оценки дефектов по всему образцу (предельно допустимый уровень указан в таблице 4). Было обнаружено, что образцы после лазерного сплавления порошкового слоя не имеют каких-либо видимых дефектов сварного шва, таких как пористость, непровары и дефекты растрескивания.

Контроль проникающей жидкостью (ПЖ) является одним из самых быстрых и наиболее распространенных методов проверки лазерного сплавления порошкового слоя на наличие неоднородностей и приповерхностных отверстий. Сначала для очистки поверхности образцов используется очиститель, а затем наносится проникающая жидкость и выдерживается достаточное время. Для исследования поверхности образца необходимо удалить излишки проникающей жидкости с образца перед нанесением проявителя. Как показано на рис. 6, детали корпуса переключателя были изготовлены

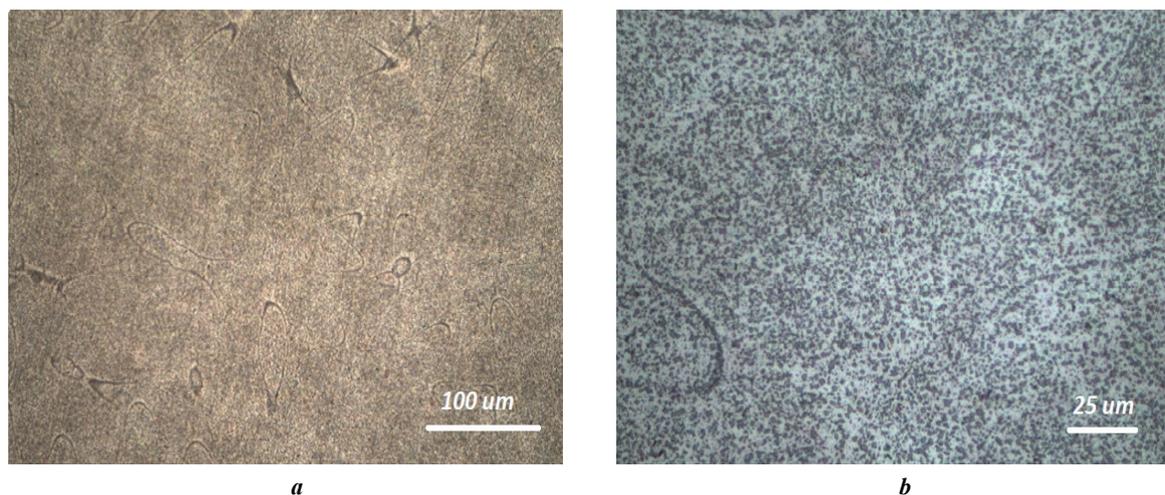


Рис. 4. Оптическое изображение микроструктуры AlSi10Mg в режиме T6 (a) и увеличенное изображение (b)  
 Fig. 4. Optical microstructure of AlSi10Mg at T6 condition (a) and higher magnification (b)

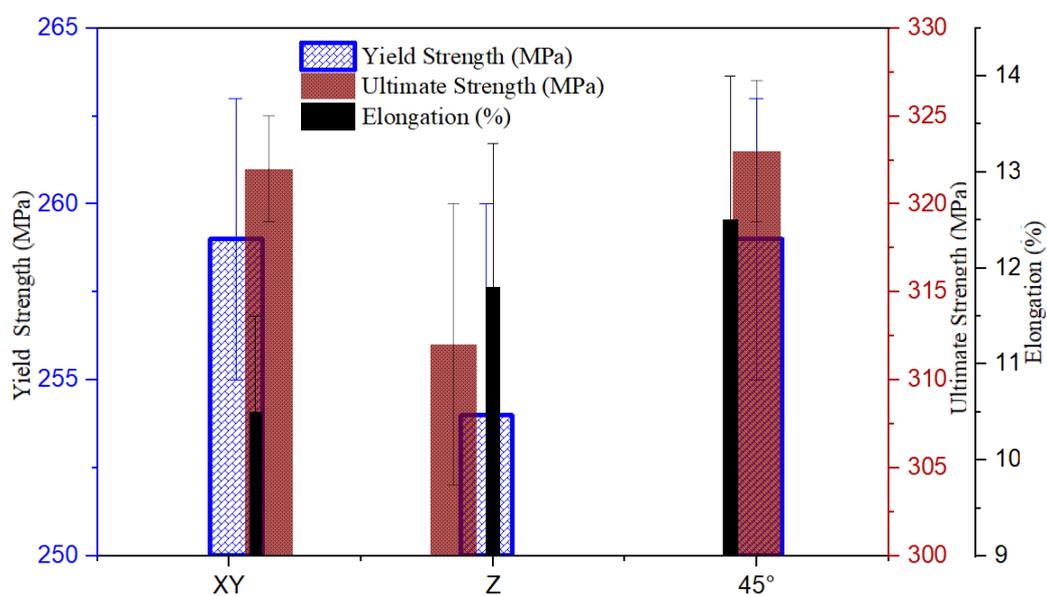


Рис. 5. Свойства при растяжении испытательных образцов AlSi10Mg в режиме T6  
 Fig. 5. Tensile properties of T6 condition AlSi10Mg test samples

Таблица 3. Механические свойства деталей корпуса переключателя в режиме T6  
 Table 3. Mechanical properties of selector valve body parts in T6 conditions

Направление образца	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Твердость, HBW
XY	259±4	322±3	10,5±1,0	88,8±2
Z	254±6	312±8	11,8±1,5	
45°	259±4	323±4	12,5±1,5	

Таблица 4. Максимально допустимые уровни радиографической интенсивности для неоднородности  
 Table 4. Maximum permissible radiography severity levels for discontinuity

Неоднородность	Уровень интенсивности – Марка В	
	¼	¾
Газовые раковины	1	1
Газовые поры, круглые	1	1
Газовые поры, удлиненные	1	2
Постороннее вещество	1	1
Пористость «замочной скважины»	<0,152 мм	
Трещины	Нет	
Неровность поверхности	Не должна превышать допустимый предел	
Наложения	Нет	
Неполный провар	Нет	



Рис. 6. Результат цветной дефектоскопии деталей корпуса переключателя  
 Fig. 6. Result Dye penetrant test of selector valve body parts

методом аддитивного производства. С целью проверки их соответствия критериям, перечисленным в таблице 5, применялась флуоресцентная дефектоскопия. Детали корпуса переключателя подверглись контролю с помощью проникающей жидкости. На поверхностях деталей, полученных с помощью аддитивной технологии, не выявлено признаков отдельных трещин или микротрещин. Примечательной особенностью поверхности является отсутствие включений, полос, трещин, швов, нахлестов, подрезов, сколов и расслоений. Два указанных выше метода неразрушающего контроля имеют большое значение с позиции летной годности. Детали корпуса переключателя не могут применяться в гидравлической системе, если они не прошли эти два испытания.

#### Остаточное напряжение

Остаточное напряжение сплава AlSi10Mg в режиме T6 показано на рис. 7. Существуют разные точки, в которых можно проводить измерения остаточного напряжения, поэтому значение остаточного напряжения получено как среднее из них. В результате пластической деформации в материалах обычно возникают остаточные напряжения. Несмотря на это, пластической деформации в образцах, обработанных лазерным сплавлением порошкового слоя, не произошло. Повторяющийся быстрый нагрев и охлаждение расплавленной фазы приводят к накоплению остаточных термических напряжений в затвердевшем слое. Образец 1 явно

Таблица 5. Максимальные допустимые размеры (в мм) и распределения неоднородностей  
 Table 5. Maximum discontinuity sizes (in mm) and distributions are allowed

Тип неоднородности	Максимально допустимый размер неоднородности
Включение округлое: поверхность	диаметр 1,193, D-3*
Включение округлое: приповерхностная область	диаметр 1,6, D-3*
Строчечное включение: поверхность	длина 9,52, DD-1**
Строчечное включение: приповерхностная область	длина 12,7, DD-1**
Перекрытия внахлестку или швы (необработанные поверхности)	длина 25,4, DD-1**
Перекрытия внахлестку или швы (обработанные поверхности)	0
Распространяющиеся неоднородности (расслоения, пластинки, трещины и т. п.)	0
Нерасплавленные частицы, комкование, пористость	Нет

Примечание. \* D-3 – между неоднородностями должно быть не более трех максимальных расстояний.

\*\* DD-1 – расстояние между линейными неоднородностями не может быть меньше, чем 12,7 мм, а между параллельными неоднородностями – меньше, чем 6,35 мм.

Note. The following is a list of distribution designations.

\* D-3 – there should be no more than three times the maximum distance between discontinuities.

\*\* DD-1 – linear discontinuities cannot be closer than 12.7 mm and parallel discontinuities cannot be closer than 6.35 mm.

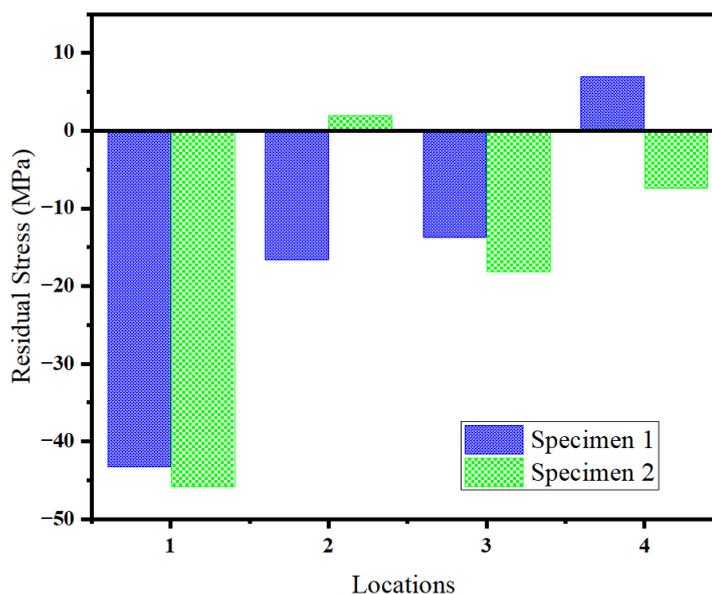


Рис. 7. Остаточное напряжение в образцах дисперсионно-твердеющего AlSi10Mg  
 Fig. 7. Residual stress in precipitation hardened AlSi10Mg specimens

подвержен сжимающему остаточному напряжению (точка 1), которое постепенно увеличивается (точки 2 и 3). В противоположной точке 4 остаточное напряжение переходит в растягивающее напряжение. Образец 2 сначала подвергается сжимающему напряжению, затем резко увеличивается остаточное напряжение, которое превращается в растягивающее напряжение в точке 2, а затем возвращается к сжимающему напряжению в точках 3 и 4.

### Сертификация летной годности

Рассмотрим типичный процесс сертификации летной годности (СЛГ) аэрокосмической лазерного сплавления порошкового слоя на примере деталей корпуса переключателя. СЛГ деталей корпуса переключателя включает три этапа: 1) оценку технологического проекта, 2) доводочные и летно-конструкторские испытания и 3) подготовку сертификационной документации.

При оценке технологических расчетов исследуемый компонент классифицируется по функциональности и критичности процесса. В настоящей работе были изучены детали корпуса переключателя, которые обычно моделируются перед началом испытаний. Компонентом в модели является лазерное сплавление порошкового слоя для различных комбинаций параметров процесса. Анализируются степень легкости и удобства структуры лазерного сплавления и четкость информации, а также эволюция дефекта. После окончательного определения параметров процесса проводятся испытания, имитирующие ограничения моделирования для проверки точности модели. После этого органы контроля летной годности проверяют и сертифицируют проектные параметры. Наконец, разрабатываются чертеж и отчет о проверке конструкции, которая подвергается квалификационным испытаниям на летную годность. Кроме того, проводятся квалификационные испытания, необходимые для проверки летной годности деталей корпуса переключателя, с учетом функционирования компонентов, условий эксплуатации и взаимодействия с другими деталями. В нашем случае детали корпуса переключателя (LPBF) были подвергнуты последующей термообработке, в ходе которой было проведено сопоставление структурных свойств. Компоненты корпуса переключателя представляют собой конструктивно-сменный узел (КСУ), поэтому уровень отказоустойчивости чрезвычайно ограничен, так как любые дефекты, размер которых превышает критический, серьезно ухудшают работу гидравлической системы. В качестве стандартной практики проверки поверхностных дефектов рекомендуются рентгеновская дефектоскопия (ASTM E1742) и флуоресцентный дефектоскопический контроль (ASTM E1417).

Подробный план испытаний, включающий требования к испытаниям в соответствии со стандартами аэрокосмических материалов и испытаний, геометрией компонентов и спецификациями, составленными разработчиком, создается на основе вышеупомянутых исходных данных и сертифицируется агентствами по годности к полетам. Стратегия выборки разрабатывается на основе метода тестирования, спецификаций, составленных разработчиком, и критичности детали. Неразрушающий и разрушающий контроль обычно проводятся на одном образце из партии и среди изготовленных деталей. Проверка на соответствие графика испытаний процесса сварки в присутствии органов контроля за годностью к полетам проводится на опытных партиях. После испытаний составляются отчеты и передаются на рассмотрение в органы контроля за годностью к полетам.

Перед сертификацией агентствами по летной годности отчеты об испытаниях тщательно проверяются и подтверждаются на заключительном этапе сертификации, который показан на рис. 8. После тщательного анализа отчетов детали корпуса переключателя получают разрешение на продолжение производства на конкретной платформе. Механическая обработка деталей, сборка, функциональные испытания, имитирующие реальные условия эксплуатации гидравлической системы, а также испытания прототипов гидравлических агрегатов – все это учитывается.

Сертификация включает в себя проверку процесса и продукции на соответствие графика испытаний. Испы-

тания, которые необходимо провести для подтверждения соответствия компонентов корпуса переключателя, определяются спецификациями материала и условиями эксплуатации. Условия работы включают в себя такие факторы, как рабочая температура и состояние контакта. Для сертификации процесса и продукта необходимо провести следующие испытания: 1) проверку химического состава на соответствие спецификации материала; 2) неразрушающее испытание (рентгеновское исследование и дефектоскопию) для проверки соответствия уровня дефектов допустимым пределам; 3) исследование микроструктуры для подтверждения процедуры термообработки; 4) испытание на растяжение при комнатной температуре на образце в заданном состоянии.

Протоколы проведения вышеуказанных испытаний проверяются на соответствие графику испытаний АТ (LPBF). Они предварительно сертифицированы для производительности КСУ на уровне компонентов на основе хорошего соответствия. После успешного завершения вышеуказанных испытаний детали корпуса переключателя сертифицируются Индийской военной организацией по сертификации летной годности (CEMILAC) на пять лет.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Очень мелкозернистая микроструктура сплава возникает в результате быстрого затвердевания. С другой стороны, детали АП имеют низкое значение удлинения (12,5 %). Прочность материала значительно повышается за счет образования и равномерного распределения выделений в результате искусственного старения. В процессе старения выделение происходит в результате реакции Mg с Si, при котором мелкие зерна выделения взаимодействуют с дислокациями, что приводит к упрочнению материала. Процесс дисперсионного твердения включает в себя несколько стадий. На первом этапе атомы Mg и Si образуют небольшие кластеры (зоны Гинье – Престона). Затем  $Mg_2Si$  выделяет ядра в метастабильные и когерентные  $\beta''$ -фазы. Они постепенно переходят в метастабильные и полуккогерентные  $\beta'$ -фазы, которые производят наибольший упрочняющий эффект. Образцы деталей, изготовленные методом лазерного сплавления порошкового слоя, обычно намного тверже, чем материалы, подвергнутые термообработке в режиме T4. В условиях режима T4 причиной пониженной твердости является мелкозернистая рекристаллизационная микроструктура, создаваемая в твердом растворе. Образцы лазерного сплавления могут демонстрировать высокие значения твердости благодаря ячеистой дендритной микроструктуре, дислокационной структуре и мелкой дисперсии эвтектического кремния в алюминиевой матрице [12]. С другой стороны, соллюционирование растворяет эти вторичные фазы и значительно снижает твердость [13], а последующее искусственное старение может привести к образованию метастабильных фаз, таких как выделения  $Mg_2Si$ . Это изменение может незначительно влиять на значения твердости. В результате дисперсионное твердение влияет на повышение твердости, однако может потребоваться уменьшение напряжения и получение других механических свойств. В результате пластической деформации в материалах обычно возникают остаточные напряжения.

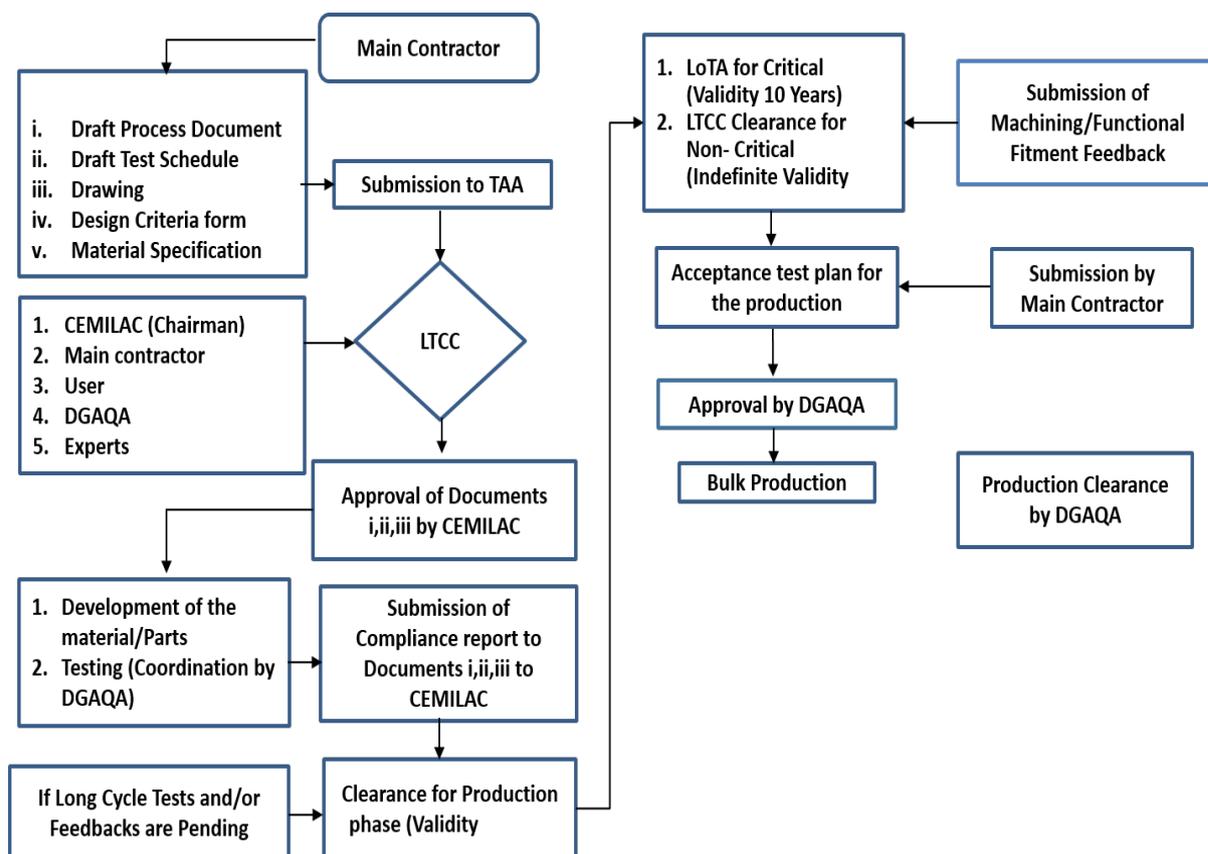


Рис. 8. Общее представление процесса сертификации  
 Fig. 8. An overview of the certification process

Несмотря на это, пластической деформации не произошло в образцах, полученных методом лазерного сплавления порошкового слоя. Повторяющийся быстрый нагрев и охлаждение расплавленной фазы приводит к накоплению остаточных термических напряжений в затвердевшем слое. Лазерные лучи могут вызывать сложные напряжения в образцах во время применения лазерной аддитивной технологии, поскольку нижний слой переплавляется и вновь нагревается. Градиенты тепла вдоль направления формирования вызывают попеременные остаточные напряжения растяжения и сжатия между нижележащим и последующими слоями. Из-за большого масштаба и малого количества границ зерен в образце Т6 дислокации легко скользят и поднимаются вверх (рис. 4). С целью улучшения механических свойств и увеличения срока службы в материале необходимо уменьшить или устранить остаточные напряжения растяжения.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Лазерная сварка в порошkovом слое использовалась для разработки и испытаний деталей корпуса переключателя, и этот процесс хорошо подходит для изготовления деталей корпуса переключателя с использованием аддитивного производства. Предпочтительным материалом для деталей корпуса переключателя является сплав AlSi10Mg. Велись обсуждения относительно по-

тенциального применения различных рабочих зон на протяжении всего процесса АП, включая проектирование, материалы, предварительную обработку, 3D-печать и производство, постобработку, тестирование и проверку, верификацию и сертификацию. Представленная траектория сертификации позволит найти для гидравлической системы самолета и его экосистемы цепочки поставок наиболее эффективный путь внедрения этой новой технологии.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Bradford R.L., Cao L., Klosterman D., Herman F., Forman L., Browning C. A metal-metal powder formulation approach for laser additive manufacturing of difficult-to-print high-strength aluminum alloys // *Materials Letters*. 2021. Vol. 300. Article number 130113. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.130113](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130113).
- Bajakke P.A., Malik V.R., Deshpande A.S. Particulate metal matrix composites and their fabrication via friction stir processing – a review // *Materials and Manufacturing Processes*. 2018. Vol. 34. № 8. P. 833–881. DOI: [10.1080/10426914.2019.1605181](https://doi.org/10.1080/10426914.2019.1605181).
- Matilainen V., Piili H., Salminen A., Syvänen T., Nyrhilä O. Characterization of process efficiency improvement in laser additive manufacturing // *Physics Procedia*. 2014. Vol. 56. P. 317–326. DOI: [10.1016/j.phpro.2014.08.177](https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.177).

4. Fousová M., Dvorský D., Michalcová A., Vojtěch D. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 137. P. 119–126. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.01.028](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.028).
5. Tradowsky U., White J., Ward R.M., Read N., Reimers W., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development // *Materials & Design*. 2016. Vol. 105. P. 212–222. DOI: [10.1016/j.matdes.2016.05.066](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.066).
6. Zhou L., Mehta A., Schulz E., McWilliams B., Cho K., Sohn Y. Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 143. P. 5–17. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.04.022](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.022).
7. Li X.P., Wang X.J., Saunders M., Suvorova A., Zhang L.C., Liu Y.J., Fang M.H., Huang Z.H., Sercombe T.B. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility // *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 74–82. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.05.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.017).
8. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J., Trøholt C., Tundal U., Reiso O. The crystal structure of the  $\beta''$  phase in Al–Mg–Si alloys // *Acta Materialia*. 1998. Vol. 46. № 9. P. 3283–3298. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00493-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00493-X).
9. Rometsch P.A., Schaffer G.B. An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys // *Materials Science and Engineering: A*. 2002. Vol. 325. № 1-2. P. 424–434. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)01479-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01479-4).
10. Montero-Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B., Wang X., Van Hooreweder B., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting // *Journal of Materials Processing Technology*. 2016. Vol. 238. P. 437–445. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003).
11. Li W., Li S., Liu J., Zhang A., Zhou Y., Wei Q., Yan C., Shi Y. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism // *Materials Science and Engineering: A*. 2016. Vol. 663. P. 116–125. DOI: [10.1016/j.msea.2016.03.088](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088).
12. Takata N., Kodaira H., Sekizawa K., Suzuki A., Kobashi M. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments // *Materials Science and Engineering: A*. 2017. Vol. 704. P. 218–228. DOI: [10.1016/j.msea.2017.08.029](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029).
13. Reunova K.A., Astafurova E.G., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Panchenko M.Y., Melnikov E.V., Kolubaev E.A. Microstructure and Phase Composition of a Gradient Material “Stainless Steel/Cr-Ni Alloy” Produced by Electron-Beam Additive Manufacturing // *Russian Physics Journal*. 2022. Vol. 65. P. 771–777. DOI: [10.1007/s11182-022-02696-0](https://doi.org/10.1007/s11182-022-02696-0).
14. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A. et al. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment // *Journal of Materials Science*. 2020. Vol. 55. № 22. P. 9211–9224. DOI: [10.1007/s10853-020-04424-w](https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w).
15. Москвина В.А., Мельников Е.В., Загибалова Е.А. Особенности градиентного материала на основе нержавеющей хромоникелевой стали и сплава X20H80, изготовленного методом электронно-лучевой 3D-печати // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2021. № 3. С. 57–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-57-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-57-66).
16. Халикова Г.Р., Закирова Г.Р., Фархутдинов А.И., Корзникова Е.А., Трифонов В.Г. Структура и механические свойства алюминиевого сплава АК12Д, подвергнутого обработке трением с перемешиванием // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 3-2. С. 99–108. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108).
17. Торубаров И.С., Дроботов А.В., Гушин И.А., Вдовин Д.С., Плотников А.Л., Яковлев А.А. Аддитивное производство изделий с пространственным армированием непрерывным волокном // *Frontier Materials & Technologies*. 2022. № 2. С. 92–104. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-92-104](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-92-104).
18. Веткасов Н.И., Капустин А.И., Сапунов В.В. Разработка и применение процесса предварительного формирования высокооднородной сухой смеси «Алюминиевый порошок – одностенные УНТ» в технологии получения алюмоматричных композитов // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2018. № 3. С. 14–21. DOI: [10.18323/2073-5073-2018-3-14-21](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2018-3-14-21).
19. Raja A., Cheethirala S.R., Gupta P., Vasa N.J., Jayaganthan R. A review on the fatigue behaviour of AlSi10Mg alloy fabricated using laser powder bed fusion technique // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 17. P. 1013–1029. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.028](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.028).
20. Limbasiya N., Jain A., Soni H., Wankhede V., Krolczyk G., Sahlot P. Comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg // *Journal of Materials Research and Technology*. 2022. Vol. 21. P. 1141–1176. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.09.092](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092).
21. Sha G., Möller H., Stumpf W.E., Xia J.H., Govender G., Ringer S.P. Solute nanostructures and their strengthening effects in Al–7Si–0.6 Mg alloy F357 // *Acta Materialia*. 2012. Vol. 60. № 2. P. 692–701. DOI: [10.1016/j.actamat.2011.10.029](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.029).
22. Zhao L., Song L., Macías J.G.S., Zhu Y., Huang M., Simar A., Li Z. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg // *Additive Manufacturing*. 2022. Vol. 56. Article number 102914. DOI: [10.1016/j.addma.2022.102914](https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102914).

## REFERENCES

1. Bradford R.L., Cao L., Klosterman D., Herman F., Forman L., Browning C. A metal–metal powder formulation approach for laser additive manufacturing of difficult-to-print high-strength aluminum alloys. *Materials Letters*, 2021, vol. 300, article number 130113. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.130113](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130113).
2. Bajakke P.A., Malik V.R., Deshpande A.S. Particulate metal matrix composites and their fabrication via friction stir processing – a review. *Materials and Manufac-*

- ting Processes, 2018, vol. 34, no. 8, pp. 833–881. DOI: [10.1080/10426914.2019.1605181](https://doi.org/10.1080/10426914.2019.1605181).
3. Matilainen V., Piili H., Salminen A., Syvänen T., Nyrrilä O. Characterization of process efficiency improvement in laser additive manufacturing. *Physics Procedia*, 2014, vol. 56, pp. 317–326. DOI: [10.1016/j.phpro.2014.08.177](https://doi.org/10.1016/j.phpro.2014.08.177).
  4. Fousová M., Dvorský D., Michalcová A., Vojtěch D. Changes in the microstructure and mechanical properties of additively manufactured AlSi10Mg alloy after exposure to elevated temperatures. *Materials Characterization*, 2018, vol. 137, pp. 119–126. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.01.028](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.01.028).
  5. Tradowsky U., White J., Ward R.M., Read N., Reimers W., Attallah M.M. Selective laser melting of AlSi10Mg: Influence of post-processing on the microstructural and tensile properties development. *Materials & Design*, 2016, vol. 105, pp. 212–222. DOI: [10.1016/j.matdes.2016.05.066](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.05.066).
  6. Zhou L., Mehta A., Schulz E., McWilliams B., Cho K., Sohn Y. Microstructure, precipitates and hardness of selectively laser melted AlSi10Mg alloy before and after heat treatment. *Materials Characterization*, 2018, vol. 143, pp. 5–17. DOI: [10.1016/j.matchar.2018.04.022](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.04.022).
  7. Li X.P., Wang X.J., Saunders M., Suvorova A., Zhang L.C., Liu Y.J., Fang M.H., Huang Z.H., Sercombe T.B. A selective laser melting and solution heat treatment refined Al–12Si alloy with a controllable ultrafine eutectic microstructure and 25% tensile ductility. *Acta Materialia*, 2015, vol. 95, pp. 74–82. DOI: [10.1016/j.actamat.2015.05.017](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.05.017).
  8. Andersen S.J., Zandbergen H.W., Jansen J., Træholt C., Tundal U., Reiso O. The crystal structure of the  $\beta$  phase in Al–Mg–Si alloys. *Acta Materialia*, 1998, vol. 46, no. 9, pp. 3283–3298. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00493-X](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00493-X).
  9. Rometsch P.A., Schaffer G.B. An age hardening model for Al–7Si–Mg casting alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2002, vol. 325, no. 1-2, pp. 424–434. DOI: [10.1016/S0921-5093\(01\)01479-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01479-4).
  10. Montero-Sistiaga M.L., Mertens R., Vrancken B., Wang X., Van Hooreweder B., Kruth J.P., Van Humbeeck J. Changing the alloy composition of Al7075 for better processability by selective laser melting. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, vol. 238, pp. 437–445. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.08.003).
  11. Li W., Li S., Liu J., Zhang A., Zhou Y., Wei Q., Yan C., Shi Y. Effect of heat treatment on AlSi10Mg alloy fabricated by selective laser melting: Microstructure evolution, mechanical properties and fracture mechanism. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, vol. 663, pp. 116–125. DOI: [10.1016/j.msea.2016.03.088](https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.03.088).
  12. Takata N., Kodaira H., Sekizawa K., Suzuki A., Kobashi M. Change in microstructure of selectively laser melted AlSi10Mg alloy with heat treatments. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, vol. 704, pp. 218–228. DOI: [10.1016/j.msea.2017.08.029](https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.08.029).
  13. Reunova K.A., Astafurova E.G., Moskvina V.A., Astafurov S.V., Panchenko M.Y., Melnikov E.V., Kolubaev E.A. Microstructure and Phase Composition of a Gradient Material “Stainless Steel/Cr-Ni Alloy” Produced by Electron-Beam Additive Manufacturing. *Russian Physics Journal*, 2022, vol. 65, pp. 771–777. DOI: [10.1007/s11182-022-02696-0](https://doi.org/10.1007/s11182-022-02696-0).
  14. Astafurova E.G., Panchenko M.Yu., Moskvina V.A. et al. Microstructure and grain growth inhomogeneity in austenitic steel produced by wire-feed electron beam melting: The effect of post-building solid-solution treatment. *Journal of Materials Science*, 2020, vol. 55, no. 22, pp. 9211–9224. DOI: [10.1007/s10853-020-04424-w](https://doi.org/10.1007/s10853-020-04424-w).
  15. Moskvina V.A., Melnikov E.V., Zagibalova E.A. Characteristics of a gradient material based on chromium-nickel stainless steel and Cr20Ni80 alloy produced by electron-beam 3D-printing. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 3, pp. 57–66. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-3-57-66](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-3-57-66).
  16. Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. The structure and mechanical properties of the AK12D (Al-Si-Cu-Ni-Mg) aluminum alloy subjected to friction stir processing. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 3-2, pp. 99–108. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-3-2-99-108).
  17. Torubarov I.S., Drobotov A.V., Gushchin I.A., Vdovin D.S., Plotnikov A.L., Yakovlev A.A. Additive manufacturing of parts with three-dimensional continuous fiber reinforcement. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 92–104. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-92-104](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-92-104).
  18. Vetkasov N.I., Kapustin A.I., Sapunov V.V. The development and application of the process of preliminary formation of the high-homogeneous dry mixture “Aluminum powder – single-wall CNT” in the technology of production of the aluminium matrix composites. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2018, no. 3, pp. 14–21. DOI: [10.18323/2073-5073-2018-3-14-21](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2018-3-14-21).
  19. Raja A., Cheethirala S.R., Gupta P., Vasa N.J., Jayaganthan R. A review on the fatigue behaviour of AlSi10Mg alloy fabricated using laser powder bed fusion technique. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 17, pp. 1013–1029. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.01.028](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.01.028).
  20. Limbasiya N., Jain A., Soni H., Wankhede V., Krolczyk G., Sahlot P. Comprehensive review on the effect of process parameters and post-process treatments on microstructure and mechanical properties of selective laser melting of AlSi10Mg. *Journal of Materials Research and Technology*, 2022, vol. 21, pp. 1141–1176. DOI: [10.1016/j.jmrt.2022.09.092](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.09.092).
  21. Sha G., Möller H., Stumpf W.E., Xia J.H., Govender G., Ringer S.P. Solute nanostructures and their strengthening effects in Al–7Si–0.6 Mg alloy F357. *Acta Materialia*, 2012, vol. 60, no. 2, pp. 692–701. DOI: [10.1016/j.actamat.2011.10.029](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.10.029).
  22. Zhao L., Song L., Macías J.G.S., Zhu Y., Huang M., Simar A., Li Z. Review on the correlation between microstructure and mechanical performance for laser powder bed fusion AlSi10Mg. *Additive Manufacturing*, 2022, vol. 56, article number 102914. DOI: [10.1016/j.addma.2022.102914](https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.102914).

## Development and airworthiness certification of state of art additively manufactured AlSi10Mg mission critical selector valve body part for aerospace

© 2023

*Ponnusamy Vignesh*\*<sup>1</sup>, Ph.D., Junior Specialist-1

*K.V. Praveen*, Bachelor of Engineering, Technical Assistant

*Subbulakshmi Krishnakumar*, Bachelor of Engineering, Technical Assistant

*Mohanrao Chembu Bhuvaneshwari*, Bachelor of Engineering, Regional Director (Sc 'F')

*Shirish Sharad Kale*, Ph.D., Director (Sc 'G')

*Theagarajan Ram Prabhu*, Ph.D., Joint Director (Sc 'E')

*RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization, Bangalore (India)*

\*E-mail: [vigneshpt3532@gmail.com](mailto:vigneshpt3532@gmail.com)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4487-2030>

Received 22.06.2023

Accepted 15.08.2023

**Abstract:** Aerospace applications can benefit from additive manufacturing (AM), which is highly advantageous for prototyping and rapid manufacturing. It also offers cost and weight savings, as well as integrated design capabilities. As of now, there are only a few AM standards available, many materials and equipment are involved, resulting in many variables that hinder certification and adoption. As a result, nonstandard testing is making AM in the airborne materials less appealing due to its costly and time-consuming nature. The main objective of this work is to manufacture the Selector Valve Body parts of military and civil aircraft through Laser Powder Bed Fusion (LPBF) process using AlSi10Mg powder. Further, this paper has been carried out the metallurgical properties, non-destructive and destructive testing as well as the clear explanation about the certification procedures. Moreover, this underscores the need for the developing guidelines, and standards that cover all aspects of manufacturing from design to manufacturing to operation. A comprehensive analysis from liquid penetration test shows defects are within the permissible level. In addition, it exhibits higher yield strength, ultimate strength, and elongation of (259±4) MPa, (323±4) MPa, and (12.5±1.5) % respectively, along with factual evidence that the precipitation hardened AlSi10Mg indigenously developed and produced is equal in properties to the equivalent precipitation hardening aluminium alloys produced by internationally renowned manufacturers.

**Keywords:** additive manufacturing; AlSi10Mg; Al alloy; precipitate hardening; development and certification.

**For citation:** Vignesh P., Praveen K.V., Krishnakumar S., Bhuvaneshwari M.C., Kale Sh.Sh., Ram P.T. Development and airworthiness certification of state of art additively manufactured AlSi10Mg mission critical selector valve body part for aerospace. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 19–30. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-2.

## Моделирование контактного термического сопротивления при проектировании технологического оборудования

© 2023

*Денисенко Александр Федорович*<sup>\*1</sup>, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты»

*Подкругляк Любовь Юрьевна*<sup>2</sup>, аспирант кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты»  
Самарский государственный технический университет, Самара (Россия)

\*E-mail: sammortor@yandex.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6393-2831>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-6735-4454>

Поступила в редакцию 24.05.2023

Принята к публикации 26.06.2023

**Аннотация:** Анализ конструкций технологического оборудования при проектировании по температурному критерию является необходимой гарантией обеспечения требуемых эксплуатационных характеристик. Наличие значительного количества деталей в узлах и механизмах технологического оборудования требует при проектировании прогнозирования прохождения теплового потока через соединения. Многообразие требований к соединению при моделировании контактного термического сопротивления может быть учтено введением в зону контакта псевдослоя. Приведены результаты проверки предложенной регрессионной зависимости изменения температуры при прохождении теплового потока через псевдослой, полученной при учете четырех существенных факторов: толщины псевдослоя, номинального давления, предела текучести материала, расположения зоны фактического контакта. Адекватность указанной регрессионной зависимости проверялась экспериментально и с использованием численного моделирования с применением крупноблочных конечных элементов. Для описания процесса теплообмена в элементах тепловой модели были определены контактные термические сопротивления для нескольких условий распространения теплового потока: от одного конечного элемента к другому в пределах одной детали; от одного конечного элемента к другому, расположенному в соседней детали; прохождения теплового потока через замкнутые полости; распространения теплового потока в окружающую среду для конечных элементов, расположенных на наружном (свободном) контуре детали. Проведенные эксперименты показали хорошее совпадение экспериментальных данных и результатов моделирования. Применение крупноблочных конечных элементов на основе предложенной модели контактного термического сопротивления позволило довести методику конечно-элементного моделирования до инженерного использования без сложного программного обеспечения.

**Ключевые слова:** технологическое оборудование; тепловой поток; моделирование контактного термического сопротивления; контактное термическое сопротивление; псевдослой; крупноблочные конечные элементы; коэффициент теплопроводности.

**Для цитирования:** Денисенко А.Ф., Подкругляк Л.Ю. Моделирование контактного термического сопротивления при проектировании технологического оборудования // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 31–42. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-3.

### ВВЕДЕНИЕ

Современное машиностроение невозможно без использования технологического оборудования (ТО), обладающего высокой надежностью, точностью и производительностью. Сокращение сроков проектирования ТО требует одновременного учета всех критериев (прочностных, жесткостных, динамических, тепловых и др.), которым должно отвечать создаваемое оборудование. Реализация требований проектных критериев во многом базируется на используемых моделях, позволяющих еще на стадии проектирования оценить эксплуатационные возможности создаваемого ТО.

Особая роль при проектировании отводится анализу влияния температурного фактора, так как внутреннее тепло, выделяемое работающим оборудованием, приводит к изменениям температуры его сборочных единиц и, как следствие, к тепловым ошибкам [1; 2]. Тепловые эффекты могут вносить более 50 % в общую ошибку [3].

С расширением использования оборудования с числовым программным управлением проблема теплоустойкости конструкций ТО существенно усложнилась в связи с увеличением энергонасыщенности оборудования и интенсификацией его эксплуатации [4; 5]. Определение температурных деформаций узлов технологического оборудования, существенно влияющих на эксплуатационные характеристики, проводится на основе построения температурного поля. Особое внимание исследователи уделяли определению тепловых деформаций шпиндельных узлов металлорежущих станков как наиболее сложной сборочной единицы ТО, от функционирования которой в первую очередь зависят выходные точностные характеристики оборудования [6–8].

Проблемы создания математических моделей, позволяющих спрогнозировать картину температурного поля еще на этапе проектирования оборудования, во многом решены широким использованием численного моделирования с применением конечно-элементных

моделей. Имеются многочисленные примеры успешного использования метода конечных элементов (МКЭ) при решении тепловых задач [6; 9].

Численное моделирование с использованием МКЭ позволило в первую очередь снять одну из существенных проблем: максимальный учет конфигурации деталей, входящих в состав ТО, ранее, при использовании аналитических зависимостей, как правило, обеспечивался существенным упрощением (часто необоснованным) геометрии деталей.

Однако даже при большом опыте, накопленном при апробации МКЭ, при проектировании технологического оборудования остается проблема, связанная со значительным числом входящих в состав оборудования деталей, определяемых функциональным назначением оборудования и его компоновкой [10] (например, в металлорежущем станке более 3000 деталей), соединенных между собой определенным образом. Таким образом, для построения температурного поля ТО необходимо моделировать распространение теплового потока не только по сплошным деталям (что современные программные средства позволяют осуществлять достаточно просто), но и через их соединения.

Прохождение теплового потока через детали и их соединения может быть смоделировано с учетом теплового сопротивления [11]. Для сплошных деталей тепловое сопротивление определяется на основе введения коэффициентов теплопроводности, значения которых для различных материалов широко представлены в литературе [12; 13]. Многосторонний анализ формирования контактного термического сопротивления (КТС) приведен в работах [14; 15].

Сложность моделирования КТС связана с наличием скачка температуры при прохождении теплового потока через зону контакта. Как отмечается в [16], попытка использовать для моделирования классический МКЭ встречает трудности, связанные с созданием сетки КЭ, соответствующей соседним контактирующим деталям, что весьма затруднительно для сложных геометрий. Авторы предлагают построить принцип моделирования в представлении контакта промежуточным тонким материалом, в котором происходит смешение двух материалов. Однако в работе не приведены зависимости для определения характеристик указанного промежуточного слоя.

Работы целого ряда исследователей [17–19] посвящены получению зависимостей для определения КТС на основе аппроксимации экспериментальных данных. Однако указанные зависимости сложно использовать в инженерной практике, так как они, как правило, имеют узконаправленную практическую значимость и требуют большого количества исходных данных, таких как среднее квадратическое отклонение профиля; твердость (микротвердость) поверхности; средний тангенс угла наклона шероховатости; максимальный радиус закругления вершин выступов; параметр, характеризующий степень механической нагруженности неровностей контакта и др. [14]. В связи с этим задача моделирования КТС остается до сих пор весьма актуальной.

Цель исследования – разработка методики моделирования контактного термического сопротивления, позволяющей оценивать изменение температуры в зоне

контакта на основе выявления и учета наиболее существенных конструкторско-технологических факторов, доступных при использовании в инженерной практике.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Сложность учета при оценке КТС значительного числа влияющих факторов для инженерной практики может быть разрешена моделированием соединения в виде псевдослоя, характеристики которого определяются условиями контакта [20; 21]. Методика проведения исследований предполагает обоснованное выделение наиболее значимых факторов, влияющих на контактное термическое сопротивление на основе проведения однофакторных численных экспериментов с использованием МКЭ, и проведение полнофакторного эксперимента (ПФЭ) с целью получения регрессионной зависимости, описывающей изменение температуры в зоне контакта. Адекватность полученной модели должна быть подтверждена результатами натуральных и численных экспериментов.

Проведенные ранее исследования [20] позволили выделить четыре значимых фактора: толщина псевдослоя  $h$ , номинальное давление  $q_a$ , предел текучести материала  $\sigma_T$ , расположение зоны фактического контакта  $l$ . На основе использования пакета ELCUT при планировании полнофакторного эксперимента типа  $2^4$  была получена регрессионная модель в виде

$$\begin{aligned} \Delta T = & 0,055 + 7,403 \cdot 10^4 h - 2,216 \cdot 10^{-10} q_a + \\ & + 5,25 \cdot 10^{-11} \sigma_T + 6,112 l - 7,257 \cdot 10^{-4} h q_a + \\ & + 2,05 \cdot 10^{-5} h \sigma_T + 2,892 \cdot 10^6 h l + 0,736 \cdot 10^{-18} q_a \sigma_T - \\ & - 2,048 \cdot 10^{-8} \sigma_T l + 8,276 \cdot 10^{-13} h \sigma_T q_a \end{aligned}$$

Дальнейший анализ [22] показал, что полученную регрессионную модель можно упростить, оставив в качестве факторов только два наиболее существенных: толщина псевдослоя, определяемая шероховатостью контактирующих поверхностей, и номинальное давление, зависящее от нормальной силы и номинальной площади контакта:

$$\Delta T = 0,055 + 7,403 \cdot 10^4 h - 2,216 \cdot 10^{-10} q \quad (1)$$

Толщина псевдослоя может быть принята как средняя толщина зазора в стыке [23; 24]:

$$h = R_{p1} + R_{p2} = 2,6(R_{a1} + R_{a2}),$$

где  $R_p$  – высота сглаживания;

$R_a$  – среднеарифметическое отклонение профиля.

Для проверки адекватности предложенной регрессионной зависимости были проведены натурные эксперименты по прохождению теплового потока через плоский стык и выполнено численное моделирование с использованием крупноблочных конечных элементов [25].

Для натурального эксперимента были изготовлены стальные образцы из Ст.15 с размерами  $L \times B \times H = 40 \times 20 \times 10$  мм. В одном образце было просверлено отверстие  $\varnothing 4,4$  мм для размещения в нем источника температуры (рис. 1).

Шероховатость поверхностей в зоне контакта образцов составляла  $R_a=0,1$  мкм.

Для оценки влияния давления в контакте на КТС пара образцов закреплялась в тисках, которыми создавалось усилие их сжатия (рис. 2).

Для снижения конвекционного излучения тепла образцы помещались в тепловую защиту, созданную с помощью трехслойной намотки асбестового шнура  $\varnothing 3$  мм, склеенного жидким стеклом. Тепловая защита оставляла открытыми два участка длиной по 10 мм, на которых в последующем могла фиксироваться температура в зоне расположения источника и в конце распространения потока в образцах (рис. 2). Губки тисков были теплоизолированы от образцов листовым тектолитом и фанерой толщиной соответственно 10 и 5 мм.

Для определения усилия сжатия образцов тиски были предварительно оттарированы по прилагаемому моменту на винте тисков с использованием динамометра ДОСМ-1, у которого наибольшая предельная нагрузка составляет 10 000 Н. При проведении экспериментов максимальное значение  $Q$  (рис. 2) составляло 6 550 Н.

Измерение температуры на открытых участках образцов осуществлялось бесконтактным методом с помощью поверенного пирометра DT-8833. При экспериментах тиски устанавливались на столе координатно-расточного станка, а пирометр закреплялся на массивной стойке с расстоянием  $\sim 15$  мм от измеряемой поверхности до чувствительного элемента инфракрасного сенсора, расположенного в фокусе оптической системы пирометра. Поскольку для используемого пирометра

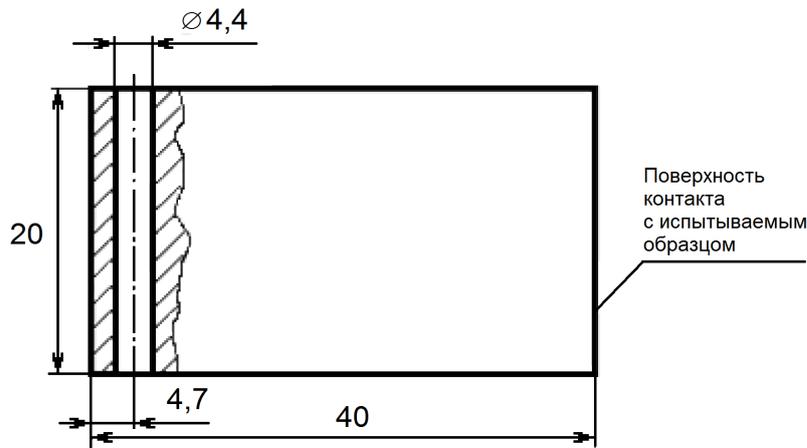


Рис. 1. Образец для теплового источника  
Fig. 1. Sample for heat source

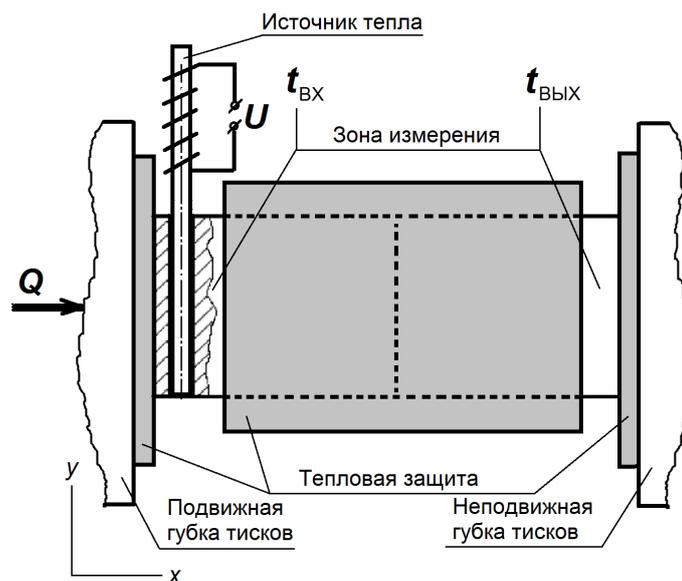


Рис. 2. Схема экспериментальной установки  
Fig. 2. The experimental unit scheme

DT-8833 оптическое разрешение (коэффициент визирования – отношение расстояния до объекта измерения к размеру измерительного пятна) составляет 13:1, то в этом случае измерительное пятно имело диаметр ~1 мм. Это обстоятельство учитывалось при выборе размеров зон измерения (рис. 2), которые по правилам использования пирометров должны быть как минимум в 2 раза больше размера измерительного пятна.

При экспериментах мощность нагревательного элемента (Вт) определялась фиксацией потребляемого тока ( $I=1,8$  А) и напряжения ( $U=12,0$  В):

$$P = IU\eta . \tag{2}$$

Значение КПД  $\eta$  преобразования электрической мощности в тепловую оценивалось с учетом следующего. Поскольку источник тепла был вынесен из зоны нагрева (рис. 2), а тепло в образец передавалось с помощью медного стержня  $\varnothing 4$  мм, имеющего значительную протяженность, то значение  $\eta$  принималось равным 0,35.

Численное моделирование проводилось по методике с использованием крупноблочных конечных элементов (КЭ), апробация которой для плоских моделей была выполнена ранее [25].

Моделирование тепловых процессов в сборочных единицах оборудования с использованием крупноблочных КЭ позволяет свести задачу построения температурного поля к решению системы линейных уравнений и отказаться от использования сложных программных продуктов (например, ANSYS).

Методика разработки расчетной 3D-модели заключается в выделении в деталях сборочных единиц прямоугольных параллелепипедов при соблюдении условия, что в вершинах, не расположенных на свободных поверхностях, должны соединяться 8 КЭ. На вершинах, расположенных на свободных поверхностях, таких КЭ должно быть до 4.

Поскольку в предложенной методике с крупноблочными прямоугольными элементами принято допущение о прямолинейном распространении теплового потока в КЭ, то термическое сопротивление элемента вдоль соответствующей координатной оси равно

$$R_X^T = \frac{\Delta X}{\lambda \cdot \Delta Y \cdot \Delta Z} ;$$

$$R_Y^T = \frac{\Delta Y}{\lambda \cdot \Delta X \cdot \Delta Z} ;$$

$$R_Z^T = \frac{\Delta Z}{\lambda \cdot \Delta X \cdot \Delta Y} ,$$

где  $\Delta X, \Delta Y, \Delta Z$  – размеры КЭ вдоль соответствующей координатной оси;

$\lambda$  – коэффициент теплопроводности материала элемента (детали).

Для каждой координатной плоскости каждого КЭ составлялись уравнения равновесия тепловых потоков в ее узлах, расположенных в геометрических центрах КЭ. Например, для элемента А на рис. 3 уравнение может быть записано в виде:

$$\begin{aligned} &\sigma_{x(C-A)}(t_C - t_A) + \sigma_{x(E-A)}(t_E - t_A) + \\ &+ \sigma_{y(B-A)}(t_B - t_A) + \sigma_{y(D-A)}(t_D - t_A) + \tag{3} \\ &+ \sigma_{z(K-A)}(t_K - t_A) + \sigma_{z(L-A)}(t_L - t_A) = 0 \end{aligned}$$

где  $t_i$  – температура в  $i$ -м узле;

$\sigma_{x(i-j)} = \sigma_{x(j-i)}, \sigma_{y(i-j)} = \sigma_{y(j-i)}, \sigma_{z(i-j)} = \sigma_{z(j-i)}$  – полная (абсолютная) термическая проводимость между узлами  $i$  и  $j$  по координатам  $x, y, z$  соответственно, Вт/К.

Значения термической проводимости между узлами  $i$  и  $j$  по координатам  $x, y, z$  определяются по формулам:

$$\sigma_{x(i-j)} = \frac{1}{0,5R_{xi}^T + R_{x(i-j)}^C + 0,5R_{xj}^T} ;$$

$$\sigma_{y(i-j)} = \frac{1}{0,5R_{yi}^T + R_{y(i-j)}^C + 0,5R_{yj}^T} ;$$

$$\sigma_{z(i-j)} = \frac{1}{0,5R_{zi}^T + R_{z(i-j)}^C + 0,5R_{zj}^T} ,$$

где  $R_{x(i-j)}^C, R_{y(i-j)}^C, R_{z(i-j)}^C$  – термическое сопротивление стыка между КЭ  $i$  и  $j$  по координатам  $x, y, z$  соответственно.

Модель экспериментальной установки для проведения численного эксперимента с использованием крупноблочных КЭ представлялась в виде соединенных между собой 13 прямоугольных параллелепипедов (рис. 4).

В соответствии с выражением (3) для определения температуры в элементах тепловой модели, составляем уравнения равновесия тепловых потоков в ее узлах, расположенных в геометрических центрах элементов:

$$\left\{ \begin{aligned} &\sigma_{x(2-1)}(t_2 - t_1) + 2\sigma_{y(B-1)}(t_B - t_1) + \\ &+ 2\sigma_{z(B-1)}(t_B - t_1) + P = 0; \\ &\sigma_{x(3-2)}(t_3 - t_2) + 2\sigma_{y(B-2)}(t_B - t_2) + \\ &+ 2\sigma_{z(B-2)}(t_B - t_2) + 2\sigma_{x(1-2)}(t_1 - t_2) = 0; \\ &\sigma_{x(4-3)}(t_4 - t_3) + \sigma_{x(2-3)}(t_2 - t_3) + \\ &+ \sigma_{y(6-3)}(t_6 - t_3) + \sigma_{y(8-3)}(t_8 - t_3) + \\ &+ \sigma_{z(10-3)}(t_{10} - t_3) + \sigma_{z(12-3)}(t_{12} - t_3) = 0; \\ &\dots \\ &\dots \\ &\sigma_{x(10-11)}(t_{10} - t_{11}) + \sigma_{z(4-11)}(t_4 - t_{11}) + \\ &+ \sigma_{z(B-11)}(t_B - t_{11}) + \sigma_{x(B-11)}(t_B - t_{11}) = 0; \\ &\sigma_{x(13-12)}(t_{13} - t_{12}) + \sigma_{z(3-12)}(t_3 - t_{12}) + \\ &+ \sigma_{z(B-12)}(t_B - t_{12}) + \sigma_{x(B-12)}(t_B - t_{12}) = 0; \\ &\sigma_{x(12-13)}(t_{12} - t_{13}) + \sigma_{z(4-13)}(t_4 - t_{13}) + \\ &+ \sigma_{z(B-13)}(t_B - t_{13}) + \sigma_{x(B-13)}(t_B - t_{13}) = 0, \end{aligned} \right.$$

где  $t_B$  – температура воздуха окружающей среды;

$\sigma_{x(i-B)}, \sigma_{y(i-B)}, \sigma_{z(i-B)}$  – полная (абсолютная) термическая проводимость между узлом  $i$  и воздухом по координатам  $x, y, z$  соответственно, Вт/К.

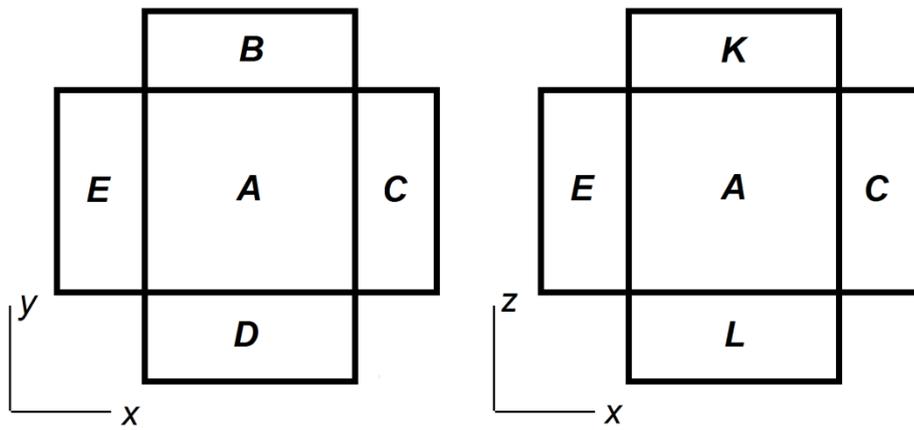


Рис. 3. К составлению уравнения равновесия для конечного элемента A  
 Fig. 3. For the construction of an equilibrium equation for a finite element A

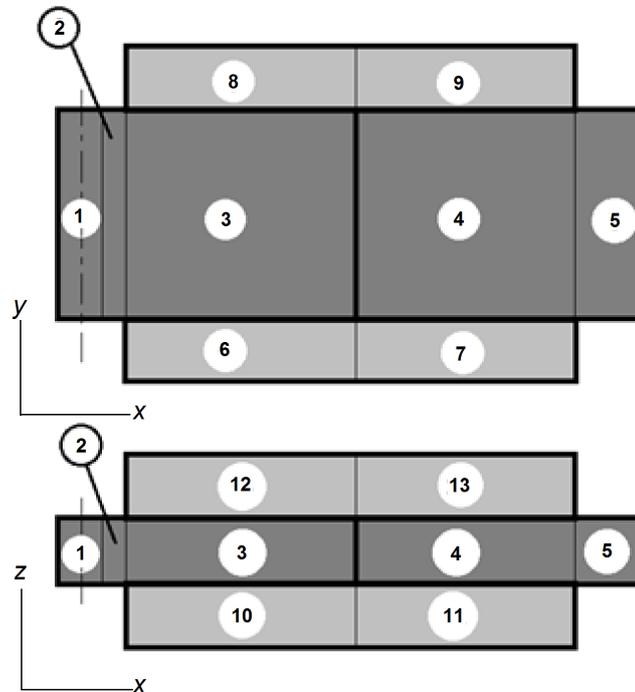


Рис. 4. Моделирование экспериментальной установки с помощью крупноблочных КЭ  
 Fig. 4. Simulation of the experimental unit using large-block FE

Значения термической проводимости между узлами  $i$  и  $j$  (за исключением узлов № 3 и № 4 по координате  $x$ ) по координатам  $x, y, z$  определяются по формулам:

$$\sigma_{x(i-j)} = \frac{1}{0,5R_{xi}^T + 0,5R_{xj}^T};$$

$$\sigma_{y(i-j)} = \frac{1}{0,5R_{yi}^T + 0,5R_{yj}^T};$$

$$\sigma_{z(i-j)} = \frac{1}{0,5R_{zi}^T + 0,5R_{zj}^T}.$$

Термическая проводимость между узлами № 3 и № 4  $\sigma_{x(3-4)}^C$  по координате  $x$  должна учитывать КТС в стыке указанных элементов:

$$\sigma_{x(3-4)} = \frac{1}{0,5R_{xi}^T + R_{x(3-4)}^C + 0,5R_{xj}^T}.$$

Введение в зону контакта при моделировании псевдослоя толщиной  $h$  позволяет представить зону фактического контакта (ЗФК) (рис. 5) в виде следующей модели (рис. 6).

Учитывая параллельное прохождение тепловых потоков через указанные зоны, можно записать, что тепловая проводимость псевдослоя будет равна сумме проводимостей через зоны фактического контакта  $\sigma_{ЗФК}$  и объемов заполненных воздухом (маслом)  $\sigma_{В}$ :

$$\sigma_{ПС} = \sum \sigma_{ЗФК} + \sum \sigma_{В},$$

где  $\sigma_{ПС} = \frac{\lambda_{ПС} A_a}{h}$ ;

$$\sum \sigma_{ЗФК} = \frac{\lambda_{ФК} A_r}{h};$$

$$\sum \sigma_{В} = \frac{\lambda_{В} (A_a - A_r)}{h};$$

$A_a$  – номинальная площадь контакта;  
 $A_r$  – площадь фактического контакта;  
 $\lambda_{ПС}$  – коэффициент теплопроводности псевдослоя;  
 $\lambda_{В}$  – коэффициент теплопроводности воздуха.

Если не учитывать влияние окисных пленок в зоне фактического контакта на КТС, можно принять, что

$\lambda_{ФК} = \lambda$ , где  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности контактирующих материалов.

Тогда, вводя обозначение  $\eta = \frac{A_r}{A_a}$ , получим

$$\lambda_{ПС} = \eta \left[ \lambda + \lambda_{В} \left( \frac{1}{\eta} - 1 \right) \right]. \quad (4)$$

В соответствии с данными работы [21],

$$A_r = \frac{0,48075}{\sigma_T} A_a q_a,$$

где  $\sigma_T$  – предел текучести контактирующих материалов, откуда

$$\eta = \frac{0,48075}{\sigma_T} q_a.$$

В случае контакта деталей, имеющих разные физико-механические свойства, в качестве значения  $\sigma_T$  может быть принято среднее арифметическое пределов текучести их материалов.

С учетом того, что ЗФК вследствие наличия макроотклонений сосредоточены в области контурных

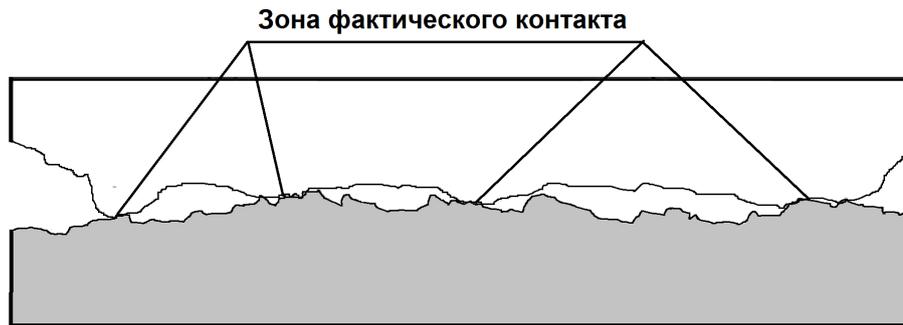


Рис. 5. Формирование зон фактического контакта в плоском стыке  
 Fig. 5. The formation of actual contact zones in a flat joint

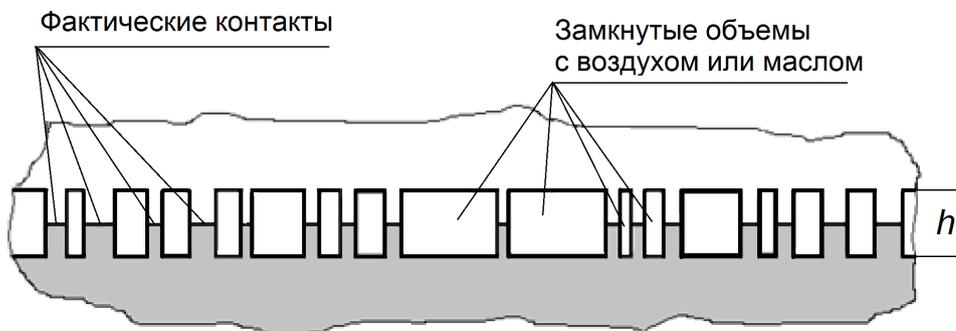


Рис. 6. Представление плоского стыка в виде псевдослоя толщиной  $h$   
 Fig. 6. Representation of a flat joint in the form of a pseudolayer with a thickness of  $h$

площадей [23] и что ЗФК состоят из комбинации фактических контактов микронеровностей и замкнутых объемов, заполненных воздухом или маслом (рис. 4), значение  $R_{x(3-4)}^C$  вычисляется с использованием зависимостей (1) и (2):

$$R_{x(3-4)}^C = \frac{\Delta T}{0,01P} \cdot \frac{\lambda}{\lambda_{ПС}} = \frac{0,055 + 7,403 \cdot 10^4 h - 2,216 \cdot 10^{-10} q}{0,01U\eta} \cdot \frac{\lambda}{\lambda_{ПС}}$$

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для численного моделирования для используемого материала образцов (Ст.15) принимаем  $\sigma_T=240$  МПа,  $\lambda=55$  Вт/(м·°К),  $\lambda_B=0,028$  Вт/(м·°К).

Результаты измерения на стенде разницы температур  $t_{ВХ}-t_{ВЫХ}$  (рис. 2) для 6-кратных измерений показаны на рис. 7 точками, а результаты моделирования, оцениваемые разницей температур в КЭ № 1 и № 5, – сплошной линией. Разброс экспериментальных данных относительно расчетной кривой может быть оценен среднеквадратическим отклонением, равным 0,192.

Численное моделирование при различном качестве контактирующих поверхностей образцов показано на рис. 8.

Влияние заполнения замкнутых полостей при контактировании шероховатых поверхностей маслом моделировалось с использованием зависимости (4), в которой вместо  $\lambda_B$  подставлялось значение коэффициента теплопроводности масла (рис. 9). Коэффициент теплопроводности масла примерно в 500 раз меньше, чем коэффициент теплопроводности стали, и для минеральных масел при температуре 20 °С составляет 0,104 Вт/(м·°К) [24]. Значение коэффициента тепло-

проводности для масел, используемых в шпиндельных узлах, равное 0,143 Вт/(м·°К), указано в [25].

Таким образом, для замкнутых полостей расчетной модели, заполненных маслом, можно выбрать значение коэффициента теплопроводности из диапазона  $\lambda=0,1...0,14$  Вт/(м·°К).

Влияние марок контактирующих материалов оценивалось численными экспериментами с образцами из Ст.15 ( $\lambda=55$  Вт/(м·°К),  $\sigma_T=240$  МПа), Ст.45 ( $\lambda=48,1$  Вт/(м·°К),  $\sigma_T=680$  МПа), Ст.40Х ( $\lambda=46$  Вт/(м·°К),  $\sigma=775$  МПа) и Ст.40ХН ( $\lambda=44$  Вт/(м·°К),  $\sigma_T=1050$  МПа). Результаты моделирования показаны на рис. 10.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные результаты натуральных и численных экспериментов подтверждают сделанные ранее выводы ряда исследователей о существенном влиянии давления в соединении на КТС [11; 14; 17]. Причем это влияние особенно сильно проявляется в области небольших давлений. Указанный результат вполне объясним увеличением площади фактического контакта по мере роста давления.

Влияние шероховатости контактирующих поверхностей (рис. 8) сказывается на всем диапазоне варьирования давления, что еще раз подтверждает необходимость обоснованного выбора этого параметра при проектировании технологического оборудования.

Моделирование показало, что введение жидкой прослойки (масла) в зону контакта снижает КТС (рис. 9). Аналогичный вывод получен в работе [9]. Однако следует отметить, что это влияние является существенным только при значительной шероховатости контактирующих поверхностей и только при малых давлениях.

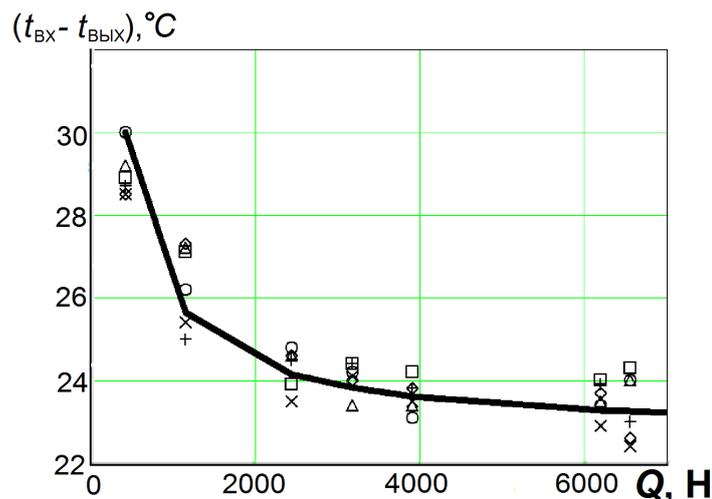
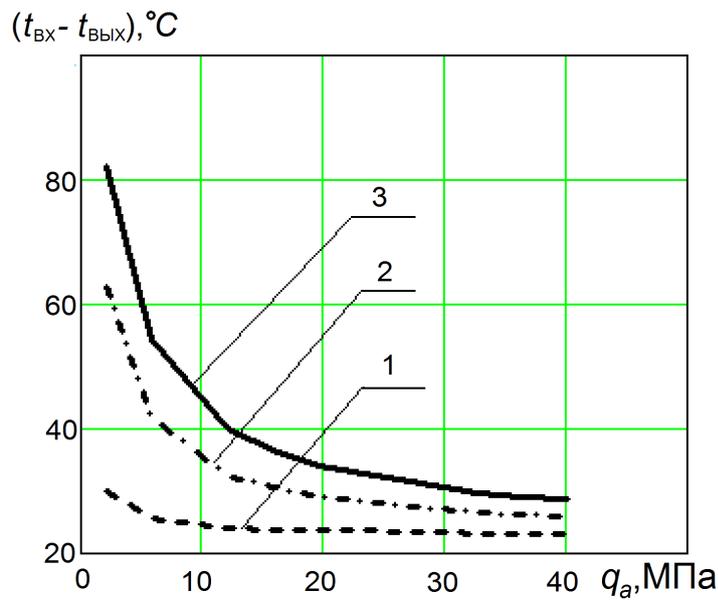


Рис. 7. Результаты натуральных измерений (точки) и моделирования (сплошная линия) разницы температур  $t_{ВХ}-t_{ВЫХ}$  в зависимости от усилия сжатия образцов  
 Fig. 7. The results of field measurements (points) and simulation (solid line) of the temperature difference  $t_{ВХ}-t_{ВЫХ}$  depending on the compression force of the samples

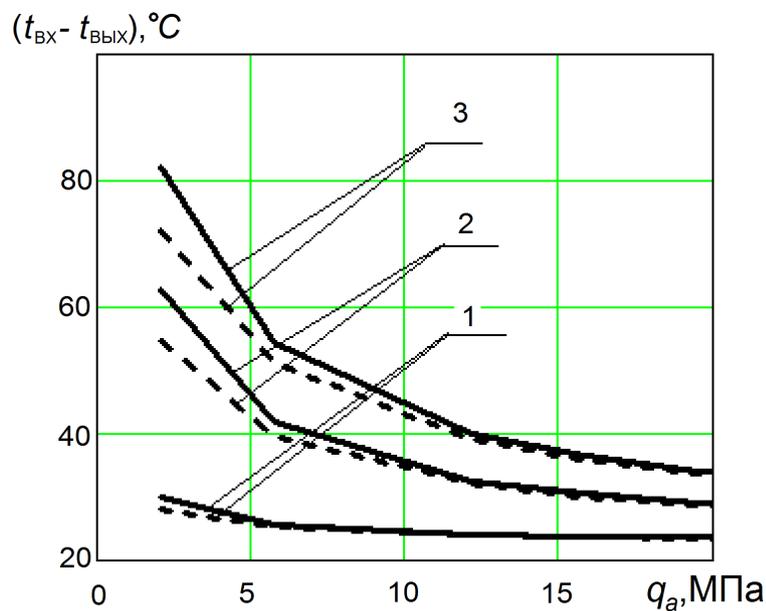


**Рис. 8.** Результаты численного моделирования разницы температур  $t_{ex}-t_{вых}$  в зависимости от давления в стыке при различной шероховатости контактирующих поверхностей:

1 –  $R_{a1}=R_{a2}=0,1$  мкм; 2 –  $R_{a1}=0,1$  мкм,  $R_{a2}=3,2$  мкм; 3 –  $R_{a1}=R_{a2}=3,2$  мкм

**Fig. 8.** The results of numerical simulation of the temperature difference  $t_{ex}-t_{вых}$  depending on the pressure in the joint at different roughness of the contacting surfaces:

1 –  $R_{a1}=R_{a2}=0.1$   $\mu\text{m}$ ; 2 –  $R_{a1}=0.1$   $\mu\text{m}$ ,  $R_{a2}=3.2$   $\mu\text{m}$ ; 3 –  $R_{a1}=R_{a2}=3.2$   $\mu\text{m}$



**Рис. 9.** Влияние масла в зоне контакта на разницу температур  $t_{ex}-t_{вых}$ :

сплошная линия – воздух ( $\lambda_B=0,028$  Вт/(м·°К));

пунктир – масло ( $\lambda_M=0,12$  Вт/(м·°К));

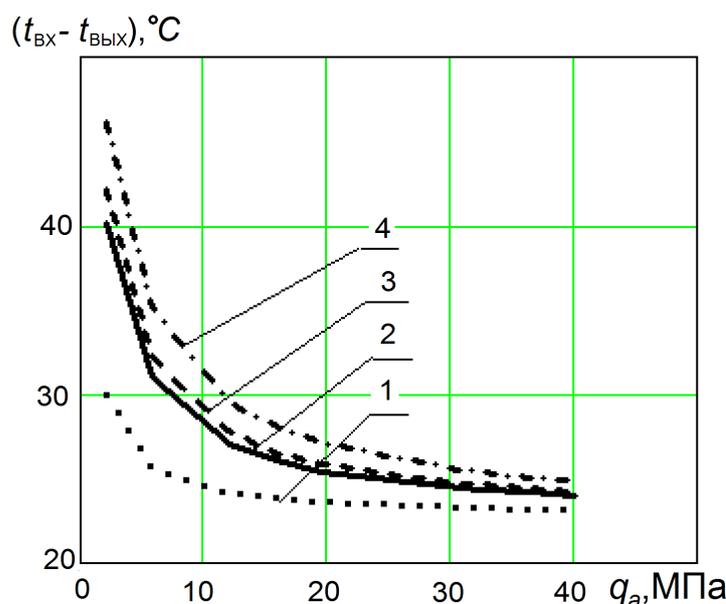
1 –  $R_{a1}=R_{a2}=0,1$  мкм; 2 –  $R_{a1}=0,1$  мкм,  $R_{a2}=3,2$  мкм; 3 –  $R_{a1}=R_{a2}=3,2$  мкм

**Fig. 9.** The influence of oil in the contact zone on the temperature difference  $t_{ex}-t_{вых}$ :

a solid line – air ( $\lambda_B=0.028$  W/(m·°K));

a dotted line – oil ( $\lambda_M=0.12$  W/(m·°K));

1 –  $R_{a1}=R_{a2}=0.1$   $\mu\text{m}$ ; 2 –  $R_{a1}=0.1$   $\mu\text{m}$ ,  $R_{a2}=3.2$   $\mu\text{m}$ ; 3 –  $R_{a1}=R_{a2}=3.2$   $\mu\text{m}$



**Рис. 10.** Результаты численного моделирования разницы температур  $t_{ex}-t_{вых}$  в зависимости от давления в стыке для различных марок сталей:  
1 – Cm.15; 2 – Cm.45; 3 – Cm.40X; 4 – Cm.40XH

**Fig. 10.** The results of numerical simulation of the temperature difference  $t_{ex}-t_{вых}$  depending on the pressure in the joint for various steel grades:  
1 – Cm.15 steel; 2 – Cm.45 steel; 3 – Cm.40X steel; 4 – Cm.40XH steel

Результаты моделирования для различных марок сталей (рис. 10) показывают, что в ответственных случаях необходимо учитывать предел текучести материала, значения которого для разных марок сталей могут отличаться в разы. Особенно это актуально при использовании легированных сталей.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что КТС уменьшается с повышением теплопроводности контактирующих металлов, увеличением усилия сжатия образцов и повышением качества обработки поверхностей.

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Проведенные натурные эксперименты как качественно, так и количественно подтвердили адекватность предложенной методики использования крупноблочных конечных элементов и регрессионной зависимости, описывающей моделирование плоского стыка в виде псевдослоя при прохождении теплового потока.

2. Полученные результаты подтвердили существенную зависимость контактного термического сопротивления от номинального давления в стыке. Указанная зависимость особенно сильно проявляется при малых давлениях (<10...15 МПа) и имеет ярко выраженную падающую характеристику.

3. Влияние смазки в зоне контакта следует учитывать только для сильно шероховатых контактирующих поверхностей ( $R_a > 1$  мкм).

4. При проектировании сборочных единиц при возможности варьирования марок используемых сталей следует обращать внимание на значения предела текучести материала, с увеличением которого контактное термическое сопротивление увеличивается.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Huang Z., Liu Y., Du L., Yang H. Thermal error analysis, modeling and compensation of five-axis machine tools // Journal of Mechanical Science and Technology. 2020. Vol. 34. P. 4295–4305. DOI: [10.1007/s12206-020-0920-y](https://doi.org/10.1007/s12206-020-0920-y).
- Mares M., Horejs O., Havlik L. Thermal error compensation of a 5-axis machine tool using indigenous temperature sensors and CNC integrated Python code validated with a machined test piece // Precision Engineering. 2021. Vol. 66. P. 21–30. DOI: [10.1016/j.precisioneng.2020.06.010](https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2020.06.010).
- Week M., Mckeown P., Bonse R., Herbst U. Reduction and compensation of thermal error in machine tools // CIRP Annals. 1995. Vol. 44. № 2. P. 589–598. DOI: [10.1016/S0007-8506\(07\)60506-X](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60506-X).
- Zhou H., Hu P., Tan H., Chen J., Liu G. Modelling and compensation of thermal deformation for machine tool based on the real-time data of the CNC system // Procedia Manufacturing. 2018. Vol. 26. P. 1137–1146. DOI: [10.1016/j.promfg.2018.07.150](https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.150).
- Wei X., Ye H., Miao E., Pan Q. Thermal error modeling and compensation based on Gaussian process regression for CNC machine tools // Precision Engineering. 2022. Vol. 77. P. 65–76. DOI: [10.1016/j.precisioneng.2022.05.008](https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2022.05.008).
- Živković A.M., Zeljković M.V., Mladenović C.D., Tabaković S.T., Milojević Z.L., Hadžistević M.J. A Study of Thermal Behavior of the Machine Tool Spindle // Thermal Science. 2019. Vol. 23. № 3B. P. 2117–2130. DOI: [10.2298/TSCI180129118Z](https://doi.org/10.2298/TSCI180129118Z).
- Kang C.M., Zhao C.Y., Zhang J.Q. Thermal behavior analysis and experimental study on the vertical machin-

- ing center spindle // Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering. 2020. Vol. 44. № 3. P. 344–351. DOI: [10.1139/tcsme-2019-0124](https://doi.org/10.1139/tcsme-2019-0124).
8. Cheng Y., Zhang X., Zhang G., Jiang W., Li B. Thermal error analysis and modeling for high-speed motorized spindles based on LSTM-CNN // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022. Vol. 121. P. 3243–3257. DOI: [10.1007/s00170-022-09563-9](https://doi.org/10.1007/s00170-022-09563-9).
  9. Fu C.-B., Tian A.-H., Yau H.-T., Hoang M.-C. Thermal monitoring and thermal deformation prediction for spherical machine tool spindles // Thermal Science. 2019. Vol. 23. № 4. P. 2271–2279. DOI: [10.2298/TSCI1904271F](https://doi.org/10.2298/TSCI1904271F).
  10. Денисенко А.Ф., Гришин Р.Г. Оптимизация компоновки токарного станка с ЧПУ // Frontier Materials & Technologies. 2022. № 2. С. 17–27. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-17-27](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-17-27).
  11. Дорняк О.Р., Попов В.М., Анашкина Н.А. Математическое моделирование контактного термического сопротивления для упругодеформируемых твердых тел методами механики многофазных систем // Инженерно-физический журнал. 2019. Т. 92. № 5. С. 2155–2167. EDN: [DAMSLD](https://www.edn.net/DAMSLD).
  12. Кузнецов А.П. Тепловой режим металлорежущих станков. М.: Янус-К, 2013. 480 с.
  13. Алферов В.И. Расчет теплостойкости при проектировании металлорежущих станков // СТИН. 2006. № 4. С. 7–10. EDN: [KTURXZ](https://www.edn.net/KTURXZ).
  14. Меснянкин С.Ю., Викулов А.Г., Викулов Д.Г. Современный взгляд на проблемы теплового контактирования твердых тел // Успехи физических наук. 2009. Т. 179. № 9. С. 945–970. EDN: [LKFJLN](https://www.edn.net/LKFJLN).
  15. Madhusudana C.V. Thermal Contact Conductance. 2nd ed. Sydney: Springer, 2014. 260 p. DOI: [10.1007/978-3-319-01276-6](https://doi.org/10.1007/978-3-319-01276-6).
  16. Aalilija A., Gandin C.-A., Nached E. A simple and efficient numerical model for thermal contact resistance based on diffuse interface immersed boundary method // International Journal of Thermal Sciences. 2021. Vol. 166. Article number 106817. DOI: [10.1016/j.ijthermalsci.2020.106817](https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2020.106817).
  17. Иванов А.С., Измайлов В.В. Термическая проводимость плоского стыка // Вестник машиностроения. 2009. № 7. С. 41–43. EDN: [MRMJGN](https://www.edn.net/MRMJGN).
  18. Попов В.М., Дорняк О.Р., Латынин А.В., Лушникова Е.Н. Теплообмен в зоне контакта поверхностей с отклонениями формы // Воронежский научно-технический вестник. 2020. Т. 4. № 4. С. 64–69. DOI: [10.34220/2311-8873-2021-4-4-64-69](https://doi.org/10.34220/2311-8873-2021-4-4-64-69).
  19. Xian Y., Zhang P., Zhai S., Yuan P., Yang D. Experimental characterization methods for thermal contact resistance: A review // Applied Thermal Engineering. 2018. Vol. 130. P. 1530–1548. DOI: [10.1016/j.applthermaleng.2017.10.163](https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.10.163).
  20. Денисенко А.Ф., Подкругляк Л.Ю. Построение регрессионной модели термического сопротивления контактной псевдосреды // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2021. Т. 23. № 3. С. 47–54. DOI: [10.37313/1990-5378-2021-23-3-47-54](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2021-23-3-47-54).
  21. Denisenko A.F., Grishin R.G., Podkruglyak L.Y. Formation of Contact Thermal Resistance Based on the Analysis of the Characteristics of the Pseudo-Medium // Lecture Notes in Mechanical Engineering. 2022. P. 221–229. DOI: [10.1007/978-3-030-85233-7\\_26](https://doi.org/10.1007/978-3-030-85233-7_26).
  22. Дмитриев В.А., Денисенко А.Ф., Подкругляк Л.Ю. Определение значимости факторов при моделировании контактного термического сопротивления // Мехатроника, автоматика и робототехника. 2023. № 11. С. 169–172. DOI: [10.26160/2541-8637-2023-11-169-172](https://doi.org/10.26160/2541-8637-2023-11-169-172).
  23. Хохлов В.М. Расчет контурных площадей контакта и давлений // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 1990. № 4. С. 20–24. EDN: [TNZOKP](https://www.edn.net/TNZOKP).
  24. Хохлов В.М. Шероховатость поверхностей упруго контактирующих тел // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 1990. № 10. С. 109–113.
  25. Денисенко А.Ф., Подкругляк Л.Ю. Разработка тепловой модели шпиндельной опоры металлорежущего станка // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. 2020. Т. 22. № 3. С. 49–55. DOI: [10.37313/1990-5378-2020-22-3-49-55](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2020-22-3-49-55).

## REFERENCES

1. Huang Z., Liu Y., Du L., Yang H. Thermal error analysis, modeling and compensation of five-axis machine tools. *Journal of Mechanical Science and Technology*, 2020, vol. 34, pp. 4295–4305. DOI: [10.1007/s12206-020-0920-y](https://doi.org/10.1007/s12206-020-0920-y).
2. Mares M., Horejs O., Havlik L. Thermal error compensation of a 5-axis machine tool using indigenous temperature sensors and CNC integrated Python code validated with a machined test piece. *Precision Engineering*, 2021, vol. 66, pp. 21–30. DOI: [10.1016/j.precisioneng.2020.06.010](https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2020.06.010).
3. Week M., Mckeown P., Bonse R., Herbst U. Reduction and compensation of thermal error in machine tools. *CIRP Annals*, 1995, vol. 44, no. 2, pp. 589–598. DOI: [10.1016/S0007-8506\(07\)60506-X](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60506-X).
4. Zhou H., Hu P., Tan H., Chen J., Liu G. Modelling and compensation of thermal deformation for machine tool based on the real-time data of the CNC system. *Procedia Manufacturing*, 2018, vol. 26, pp. 1137–1146. DOI: [10.1016/j.promfg.2018.07.150](https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.150).
5. Wei X., Ye H., Miao E., Pan Q. Thermal error modeling and compensation based on Gaussian process regression for CNC machine tools. *Precision Engineering*, 2022, vol. 77, pp. 65–76. DOI: [10.1016/j.precisioneng.2022.05.008](https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2022.05.008).
6. Živković A.M., Zeljković M.V., Mladenović C.D., Tabaković S.T., Milojević Z.L., Hadžistević M.J. A Study of Thermal Behavior of the Machine Tool Spindle. *Thermal Science*, 2019, vol. 23, no. 3B, pp. 2117–2130. DOI: [10.2298/TSCI180129118Z](https://doi.org/10.2298/TSCI180129118Z).
7. Kang C.M., Zhao C.Y., Zhang J.Q. Thermal behavior analysis and experimental study on the vertical machining center spindle. *Transactions of the Canadian Society for Mechanical Engineering*, 2020, vol. 44, no. 3, pp. 344–351. DOI: [10.1139/tcsme-2019-0124](https://doi.org/10.1139/tcsme-2019-0124).

8. Cheng Y., Zhang X., Zhang G., Jiang W., Li B. Thermal error analysis and modeling for high-speed motorized spindles based on LSTM-CNN. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 121, pp. 3243–3257. DOI: [10.1007/s00170-022-09563-9](https://doi.org/10.1007/s00170-022-09563-9).
9. Fu C.-B., Tian A.-H., Yau H.-T., Hoang M.-C. Thermal monitoring and thermal deformation prediction for spherical machine tool spindles. *Thermal Science*, 2019, vol. 23, no. 4, pp. 2271–2279. DOI: [10.2298/TSCI1904271F](https://doi.org/10.2298/TSCI1904271F).
10. Denisenko A.F., Grishin R.G. Optimizing the layout of a CNC lathe. *Frontier Materials & Technologies*, 2022, no. 2, pp. 17–27. DOI: [10.18323/2782-4039-2022-2-17-27](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2022-2-17-27).
11. Dorniyak O.R., Popov V.M., Anashkina N.A. Mathematical modeling of contact thermal resistance for elastically strained solid bodies by the methods of multiphase systems mechanics. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2019, vol. 92, no. 5, pp. 1117–1129. EDN: [RUNKGS](https://www.edn.net/RUNKGS).
12. Kuznetsov A.P. *Teplovoiy rezhim metallovezhushchikh stankov* [Thermal regime of machine tools]. Moscow, Yanus-K Publ., 2013. 480 p.
13. Alferov V.I. Calculation of heat resistance in the design of metal-cutting machines. *STIN*, 2006, no. 4, pp. 7–10. EDN: [KTURXZ](https://www.edn.net/KTURXZ).
14. Mesnyankin S.Y., Vikulov A.G., Vikulov D.G. Solid-solid thermal contact problems: current understanding. *Physics-Uspekhi*, 2009, vol. 52, no. 9, pp. 891–914. EDN: [MWUFBJ](https://www.edn.net/MWUFBJ).
15. Madhusudana C.V. *Thermal Contact Conductance*. 2nd ed. Sydney, Springer Publ., 2014. 260 p. DOI: [10.1007/978-3-319-01276-6](https://doi.org/10.1007/978-3-319-01276-6).
16. Aalilija A., Gandin C.-A., Hachem E. A simple and efficient numerical model for thermal contact resistance based on diffuse interface immersed boundary method. *International Journal of Thermal Sciences*, 2021, vol. 166, article number 106817. DOI: [10.1016/j.ijthermalsci.2020.106817](https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2020.106817).
17. Ivanov A.S., Izmailov V.V. Thermal conductivity of a plane joint. *Russian Engineering Research*, 2009, vol. 29, no. 7, pp. 671–673. EDN: [LLSSLZ](https://www.edn.net/LLSSLZ).
18. Popov V.M., Dorniyak O.R., Latynin A.V., Lushnikova E.N. Heat exchange in the area of surface contact with shape deviations. *Voronezhskiy nauchno-tekhnicheskiiy vestnik*, 2020, vol. 4, no. 4, pp. 64–69. DOI: [10.34220/2311-8873-2021-4-4-64-69](https://doi.org/10.34220/2311-8873-2021-4-4-64-69).
19. Xian Y., Zhang P., Zhai S., Yuan P., Yang D. Experimental characterization methods for thermal contact resistance: A review. *Applied Thermal Engineering*, 2018, vol. 130, pp. 1530–1548. DOI: [10.1016/j.applthermaleng.2017.10.163](https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.10.163).
20. Denisenko A.F., Podkruglyak L.Yu. Construction of a regression model of thermal resistance of a contact pseudo medium. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2021, vol. 23, no. 3, pp. 47–54. DOI: [10.37313/1990-5378-2021-23-3-47-54](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2021-23-3-47-54).
21. Denisenko A.F., Grishin R.G., Podkruglyak L.Y. Formation of Contact Thermal Resistance Based on the Analysis of the Characteristics of the Pseudo-Medium. *Lecture Notes in Mechanical Engineering*, 2022, pp. 221–229. DOI: [10.1007/978-3-030-85233-7\\_26](https://doi.org/10.1007/978-3-030-85233-7_26).
22. Dmitriev V.A., Denisenko A.F., Podkruglyak L.Yu. Determination of the significance of factors in the modeling of contact thermal resistance. *Mekhatronika, avtomatika i robototekhnika*, 2023, no. 11, pp. 169–172. DOI: [10.26160/2541-8637-2023-11-169-172](https://doi.org/10.26160/2541-8637-2023-11-169-172).
23. Khokhlov V.M. Calculation of contour contact areas and pressures. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Mashinostroenie*, 1990, no. 4, pp. 20–24. EDN: [TNZOKP](https://www.edn.net/TNZOKP).
24. Khokhlov V.M. Roughness of surfaces of elastically contacting bodies. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Mashinostroenie*, 1990, no. 10, pp. 109–113.
25. Denisenko A.F., Podkruglyak L.Yu. Development of the heat model of the spindle support metal cutting machine. *Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk*, 2020, vol. 22, no. 3, pp. 49–55. DOI: [10.37313/1990-5378-2020-22-3-49-55](https://doi.org/10.37313/1990-5378-2020-22-3-49-55).

## Simulation of contact thermal resistance when designing processing equipment

© 2023

**Aleksandr F. Denisenko**<sup>\*1</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
professor of Chair “Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools”

**Lyubov Yu. Podkruglyak**<sup>2</sup>, postgraduate student

of Chair “Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools”

*Samara State Technical University, Samara (Russia)*

\*E-mail: [sammortor@yandex.ru](mailto:sammortor@yandex.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6393-2831>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-6735-4454>

Received 24.05.2023

Accepted 26.06.2023

**Abstract:** Analysis of the processing equipment structures when designing according to the temperature criterion is a necessary guarantee of ensuring the required performance characteristics. The presence of a significant number of parts in the processing equipment units and mechanisms requires, when designing, the prediction of the heat flow passage through the joints. When simulating contact thermal resistance, the variety of requirements for a joint can be taken into account by introducing a pseudolayer into the contact zone. The paper presents test results of the proposed regression

dependence of the temperature change when the heat flow goes through the pseudolayer obtained considering four significant factors: the pseudolayer thickness, the nominal pressure, the material yield strength, and the actual contact zone location. The adequacy of the specified regression dependence was verified experimentally and applying numerical simulation using large-block finite elements. To describe the process of heat transfer in the thermal model elements, the authors determined contact thermal resistances for several conditions for the heat flow propagation: from one finite element to another within one part; from one finite element to another located in an adjacent part; heat flow passing through closed cavities; heat flow propagation into the environment for finite elements located on the outer (free) contour of the part. The experiments showed a good agreement between the experimental data and the simulation results. The application of large-block finite elements based on the proposed contact thermal resistance model allowed bringing the FE simulation technique to engineering use without complex software.

**Keywords:** processing equipment; heat flow; simulation of contact thermal resistance; contact thermal resistance; pseudolayer; large-block finite elements; thermal conductivity ratio.

**For citation:** Denisenko A.F., Podkruglyak L.Yu. Simulation of contact thermal resistance when designing processing equipment. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 31–42. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-3.

## Управление динамической устойчивостью металлорежущих систем в процессе резания по фрактальности шероховатости обработанной поверхности

© 2023

**Кабалдин Юрий Георгиевич**<sup>1,3</sup>, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры «Технология и оборудование машиностроения»  
**Саблин Павел Алексеевич**<sup>\*2,4</sup>, кандидат технических наук, доцент,  
доцент кафедры «Машиностроение»  
**Щетинин Владимир Сергеевич**<sup>2,5</sup>, доктор технических наук, доцент,  
профессор кафедры «Машиностроение»

<sup>1</sup>Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород (Россия)

<sup>2</sup>Комсомольский-на-Амуре государственный университет, Комсомольск-на-Амуре (Россия)

\*E-mail: ikpmta@knastu.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4300-6659>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5950-9010>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0194-2254>

Поступила в редакцию 15.06.2023

Принята к публикации 06.09.2023

**Аннотация:** Проблема повышения эффективности механической обработки в условиях современного автоматизированного производства является актуальной для многих отраслей перерабатывающей промышленности. Данная проблема требует глубокого изучения физических процессов, происходящих при резании. Ее актуальность еще более возрастает с развитием цифрового производства в нашей стране. Сегодня при наличии широкой номенклатуры изделий предприятия вынуждены создавать условия для сокращения технологического цикла при производстве того или иного изделия. Для проведения исследования был поставлен эксперимент, в котором в качестве обрабатываемого материала использовалась углеродистая сталь У8, а в качестве инструментального материала – Т15К6. В ходе проведения эксперимента наблюдали за изменением шероховатости обработанной поверхности в зависимости от скорости резания. В работе рассмотрена возможность оценки качества поверхностного слоя при резании на основе фрактального и нейронносетевое моделирования. Обнаружено, что фрактальная размерность показывает регулярность воспроизведения неровностей на обработанной поверхности при резании. Рассчитанная фрактальная размерность шероховатости обработанной поверхности хорошо коррелирует со значениями шероховатости обработанной поверхности (коэффициент корреляции 0,8–0,9). Разработана структура нейронной сети, позволяющая управлять качеством обработанной поверхности в зависимости от условий резания. Изучена возможность использования нейронносетевых моделей для управления технологическими системами обработки резанием. Предложено при создании цифровых двойников учитывать факторы, влияющие на качество обработанной поверхности и производительность обработки, которые слабо поддаются учету при моделировании, а также при проведении натурных экспериментов в ходе механической обработки. Такими факторами являются износ режущего инструмента, процесс пластической деформации и динамика резания.

**Ключевые слова:** процесс резания; шероховатость обработанной поверхности; нейронная сеть; управление качеством поверхностного слоя.

**Для цитирования:** Кабалдин Ю.Г., Саблин П.А., Щетинин В.С. Управление динамической устойчивостью металлорежущих систем в процессе резания по фрактальности шероховатости обработанной поверхности // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 43–51. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-4.

### ВВЕДЕНИЕ

Повышение эффективности механической обработки является важной научно-технической проблемой, над которой работают ведущие мировые ученые на протяжении многих десятилетий. Понятие «эффективность механической обработки» подразумевает два очень важных показателя: производительность и качество. В этой связи ряд научных школ Российской Федерации используют показатели качества механической обработки как основной критерий оценки ее эффективности. Шероховатость поверхности является одним из основных параметров, определяющих качество обработанной детали.

В условиях автоматизированного производства остро стоит проблема повышения эффективности механообработки на основе более глубокого изучения физических процессов, сопровождающих резание. Данная проблема становится актуальной особенно для цифрового производства, создание которого в стране связано с программой Правительства РФ «Индустрия 4.0». Цифровая трансформация на всех уровнях механообработки предприятий обусловлена необходимостью не только проводить анализ больших данных (Big Data), поступающих от оборудования, систем, устройств с помощью сенсоров (датчиков), но и использовать эти данные для сокращения времени проектирования технологических процессов и вывода новых изделий на рынок,

повышая гибкость производства, качество продукции и эффективность производственных процессов.

В работе [1] для высоких скоростей обработки предложен метод формирования неровностей обработанной поверхности, учитывающий случайный характер их формирования на основе фрактальных представлений. В своих работах автор описывает, что для образования фракталов необходимы ударные нагрузки, которые создают волны растяжения – сжатия, отражая бегущую волну последующего отрыва слоя, толщина которого определяется свойствами материала заготовки. Такое разрушение принято называть отколом.

Приведенные в работе [1] значения фрактальной размерности ( $D_F$ ) хотя и являются дробными, но имеют большие значения и требуют уточнений. Например, финишные и прецизионные станки имеют  $D_F=2,6-3,0$  соответственно. Известно, что высокие значения  $D_F$  соответствуют хаотическим аттракторам [2], т. е. неустойчивым режимам.

Качество обработанных поверхностей различных деталей машин и механизмов является комплексным эксплуатационным показателем, влияющим в первую очередь на надежность производимой продукции. В показатели качества поверхности включены такие характеристики, как шероховатость, волнистость, погрешности формы, погрешности расположения формы и т. д. [4–6].

Факторы, влияющие на параметр шероховатости обработанной поверхности [7–9], можно представить в виде трех групп:

- факторы, зависящие от геометрии процесса резания;
- факторы, зависящие от пластической деформации обрабатываемого материала;
- факторы, зависящие от автоколебаний при обработке.

В этой связи, например, суммарное значение высоты неровностей  $R_z$  при резании может быть представлено в следующем виде:

$$R_z = \Delta R_z^H + \Delta R_z^{ПЛ} + \Delta R_z^B, \quad (1)$$

где  $\Delta R_z^H$  – высота несрезанного металла;

$\Delta R_z^{ПЛ}$  – прирост высоты неровностей из-за пластических деформаций;

$\Delta R_z^B$  – прирост высоты неровностей из-за автоколебаний.

Таким образом, шероховатость обработанных поверхностей является не только важнейшей характеристикой качества поверхности, но и отражением взаимосвязей между процессами, происходящими в системе резания.

При возникновении факторов, связанных с геометрией процесса резания, процесс возникновения микронеровностей принято рассматривать как копирование траектории движения режущего инструмента определенной формы на обрабатываемой поверхности. В этой связи высота микронеровностей и форма поверхности определяются как формой режущего инструмента, так и элементами режимов резания, которые могут повлиять на изменение траектории движения режущих лезвий относительно обрабатываемой поверхности.

Пластические деформации поверхностного слоя заготовки [6] при обработке, а также автоколебательные процессы нарушают эталонную форму будущей детали, и закономерное распределение неровностей поверхности увеличивается на порядок. Как правило, только один из трех факторов оказывает существенное влияние на формирование микронеровностей поверхности, что в конечном итоге и определяет величину шероховатости. Однако в отдельных ситуациях на процесс формирования поверхностного слоя детали влияют все три фактора, и оценить степень влияния каждого из них очень сложно. Шероховатость обработанной поверхности в подобных случаях приобретает сложный характер, лишенный четко выраженных закономерностей.

Существует ряд статистических зависимостей, связывающих шероховатость поверхности с условиями обработки. В настоящее время имеются теоретические и эмпирические формулы, устанавливающие взаимосвязь того или иного критерия шероховатости поверхности с основными технологическими факторами. Так, например, в работе [10] приведена зависимость шероховатости поверхности при скоростном и тонком точении от условий резания:

$$R_a = \frac{C_t C_s C_v C_r C_\phi C_{HB} t^m s^n \phi^x \alpha^y}{v^p r^q HB^w}, \quad (2)$$

где  $R_a, t, s, r$  – в мкм;

$v$  – в м/мин;

углы  $\phi, \phi_1, \alpha$  – в °;

$HB$  – твердость обрабатываемого материала;

$m, n, p, q$  и т. д. – показатели степени при соответствующих параметрах, которые характеризуются константами  $C_t, C_s, C_v$  и т. д.

Для тонкого растачивания резцами из твердых сплавов Т15К6 и Т30К4 заготовок из сталей формула (2) имеет следующий вид:

$$R_a = \frac{t^{0,16} s^{0,45} \phi^{0,82}}{v^{0,49} r^{0,25}}. \quad (3)$$

Из уравнений (2) и (3) следует, что основными технологическими факторами, определяющими шероховатость поверхности при обработке резанием, являются скорость, подача, глубина резания, свойства обрабатываемого материала, а также угол  $\phi$  в плане и радиус  $r$  округления вершины резца. Существуют и другие, более сложные статистические зависимости. Поэтому важным моментом при изучении механизма формирования неровностей при механообработке является также изучение физики процессов, сопровождающих резание, в отношении передачи энергии в зону обработки, нелинейности возникающих эффектов и неизбежного влияния диссипативных процессов на высоту шероховатости и устойчивость технологической системы в целом.

Цель исследования – показать, что использование подходов нелинейной динамики и нейросетевого моделирования позволяет управлять процессом резания на уровне динамической устойчивости металлорежущих систем.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для проведения экспериментальных исследований был создан стенд, состоящий из:

- токарно-винторезного станка модели 1К625;
- токарного динамометра модели STD.201-2;
- интерфейсного блока National Instruments NI cDAQ-9174;
- ПЭВМ.

Для проведения эксперимента была подготовлена заготовка из углеродистой стали У8. Для получения более достоверных данных с динамометра данную экспериментальную установку необходимо тарировать под каждый обрабатываемый материал. В комплекте с динамометром поставляется эталонная тарировочная заготовка (в том числе из стали У8), а также методика поверки.

После тарировки согласно рекомендациям калькулятора Walter были подобраны режимы резания, которые были дополнены другими, выбранными исходя из требований эффективности обработки: от щадящих режимов, но с получением максимального качества поверхности, до высокопроизводительных режимов с потерей качества обработанной поверхности.

После обработки заготовок на экспериментальном стенде были сняты профилограммы поверхностей.

Для оценки параметров  $R_a$  и  $R_z$ , характеризующих шероховатость обработанной поверхности, был разработан стенд [3], включающий заготовку, закрепленную в центрах токарного станка, и профилометр TR200, подключенный через интерфейс к ПЭВМ. Профилометр TR200 позволяет как получить значение любого параметра шероховатости, согласно ГОСТ Р ИСО 4287-2014, так и увидеть характер неровностей поверхности.

Далее рассчитывалась фрактальная размерность  $D_F$  шероховатости обработанной поверхности по аттракторам профилограмм. Фрактальная размерность рассчитывалась по известным методикам, но с использованием оригинального программного обеспечения.

Сотрудниками кафедры «Технология машиностроения» Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета была разработана программа для ЭВМ DynAnalyzer, позволяющая по числовому ряду (по профилограмме либо по сигналам виброакустической эмиссии (ВАЭ) и др.) построить аттрактор и рассчитать фрактальную размерность.

Завершающим этапом реализации методики стало нейросетевое моделирование. При нейронносетевом моделировании шероховатости поверхности поиск оптимальной структуры искусственной нейронной сети (ИНС) проводился с помощью программного обеспечения Matlab версии 6.5, который привел к архитектуре, содержащей 7 нейронов в первом скрытом слое и 1 нейрон во втором скрытом слое. Обучение ИНС выполняли на основе полученных экспериментальных данных. Была также проведена проверка нейросетевой модели на входных данных, отличных от тех, на которых она обучалась.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 1 представлены профилограммы обработанных поверхностей стали У8 на различных режимах резания.

На рис. 2 представлены аттракторы профилограмм на основе расчетов с использованием разработанных ПО.

Известно [4], что фрактальная размерность характеризует устойчивость процесса, его регулярность воспроизведения. В данном случае это регулярность воспроизведения неровностей на обработанной поверхности. Причем, чем меньше фрактальная размерность, тем устойчивее будет воспроизведение неровностей при резании.

Как видно из рис. 2, наиболее хаотичным является аттрактор, соответствующий поверхности, обработанной при скорости резания 50 м/мин (рис. 2 б). Известно, что на низких скоростях резания происходит интенсивное наростообразование, которое отражается на шероховатости. По фрактальной размерности этого аттрактора можно утверждать, что процессы, возникающие в станочной системе, нерегулярны, а сама система неустойчива. В результате шероховатость поверхности высокая. Последний, пятый, аттрактор (рис. 2 е), напротив, говорит о том, что колебания, возникающие в системе, регулярны и система является устойчивой.

На рис. 3 показана модель фрактальной шероховатой поверхности в виде канторовского множества [2].

Данная модель показывает подобие неровностей поверхности, связанное с повторяющимися процессами при механической обработке. На основе данной модели нами предложен фрактальный подход к формированию и управлению шероховатостью обработанных поверхностей при резании для условий автоматизированного производства.

На рис. 4 приведена зависимость шероховатости  $R_a$  от скорости резания  $V$ , выполненная на описанном стенде при обработке стали У8, и результаты оценки фрактальной размерности профилограмм шероховатости  $R_a$  после их обработки. Анализ результатов показывает, что наибольшие различия в указанных видах зависимости наблюдаются в области низких и высоких скоростей.

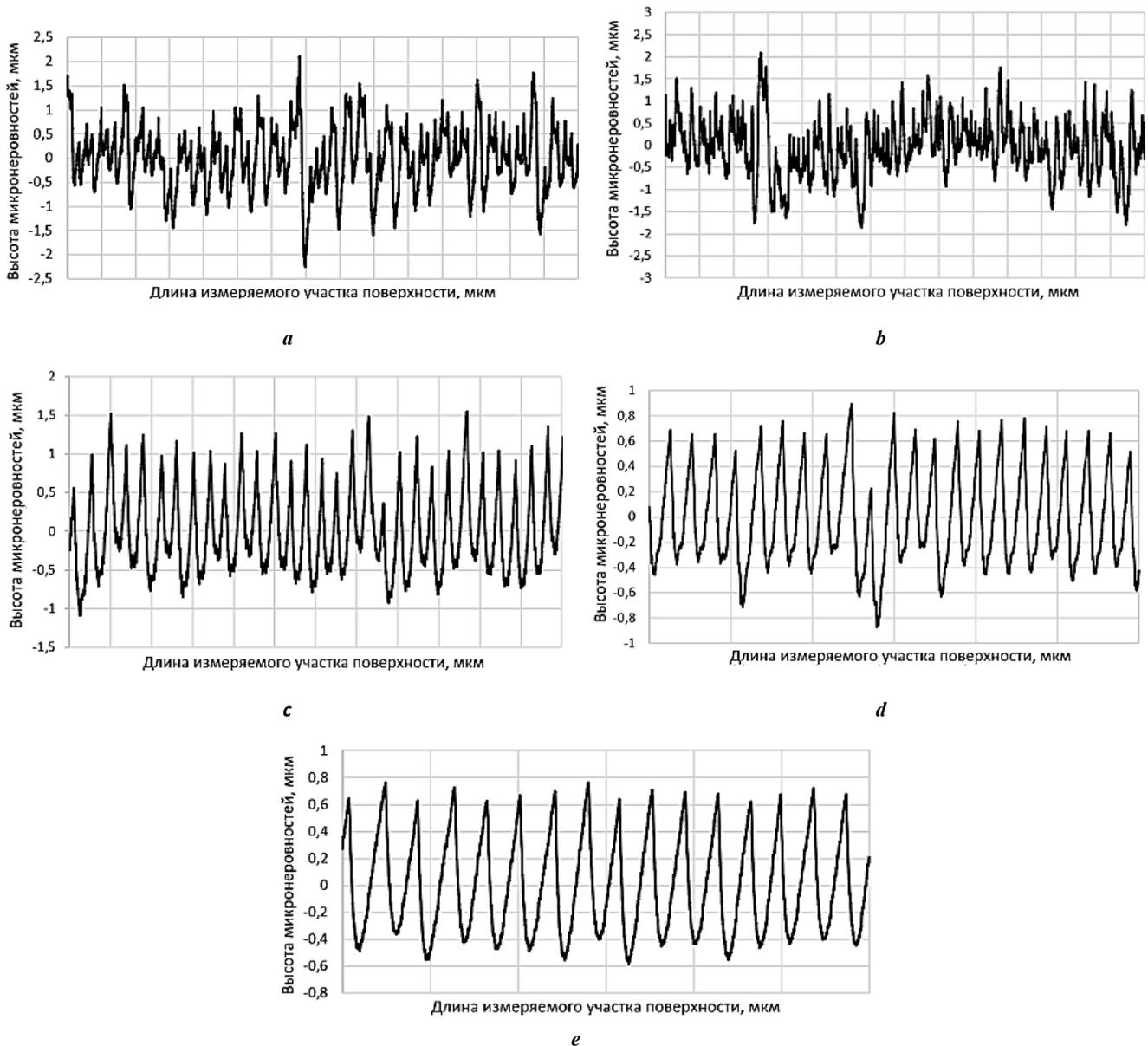
Для оценки возможности диагностики параметра  $R_a$  в процессе резания был проведен корреляционный анализ зависимостей  $R_a$  от  $D_{Ra}$ . Значения коэффициентов корреляции получились высокими (0,7–0,9).

В ходе разработки системы управления процессом резания нами была создана нейронная сеть (рис. 5), основанная на диагностировании по фрактальности обработанной поверхности.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как указывалось выше, процессы стружкообразования (пластическая деформация), износ режущего инструмента, свойства обрабатываемого материала и динамика резания являются основными факторами, определяющими высоту неровностей при механообработке [11].

Однако данные факторы в литературе [12] рассматриваются вне зависимости друг от друга, т. е. исследуются и оптимизируются по отдельности. В частности, при разработке методов снижения интенсивности износа режущего инструмента, а также шероховатости обработанной поверхности не учитываются тип образующейся стружки и динамическое состояние оборудования. Изучение взаимного влияния различных параметров этих факторов, т. е. системный подход к механообработке, позволит более точно составить, в частности, модели стружкообразования, шероховатости обработанной поверхности, износа режущего инструмента и самого процесса резания.

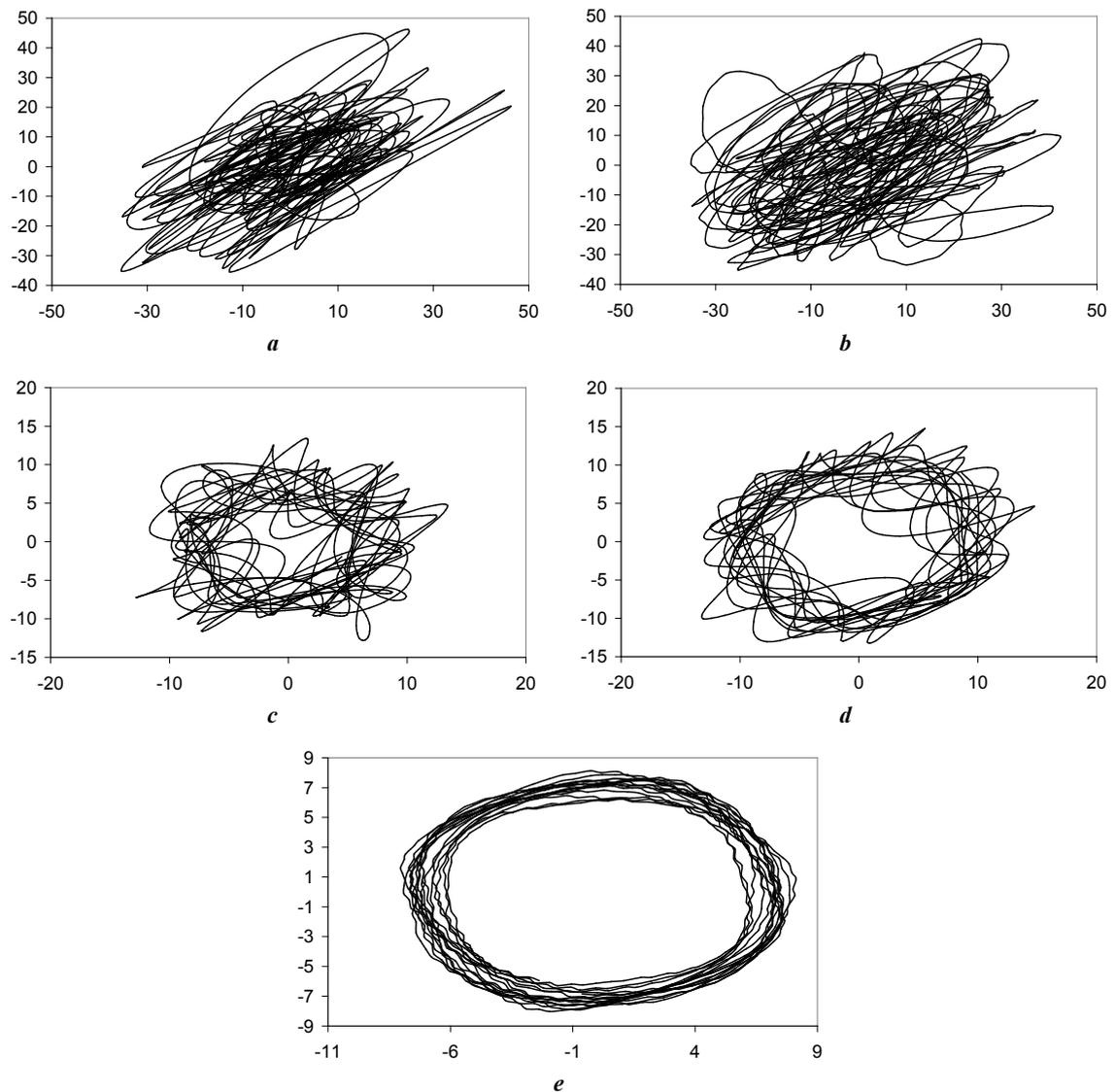


**Рис. 1.** Профилограммы обработанных поверхностей (сталь У8, резец Т15К6):  
 а –  $V_{рез}=20$  м/мин,  $Ra$  2,32; б –  $V_{рез}=50$  м/мин,  $Ra$  2,6;  
 с –  $V_{рез}=75$  м/мин,  $Ra$  1,6; д –  $V_{рез}=105$  м/мин,  $Ra$  1,25; е –  $V_{рез}=130$  м/мин,  $Ra$  1,2  
**Fig. 1.** Profile records of machined surfaces (У8 steel, Т15К6 cutter):  
 а –  $V_{cut}=20$  m/min,  $Ra$  2.32; б –  $V_{cut}=50$  m/min,  $Ra$  2.6;  
 с –  $V_{cut}=75$  m/min,  $Ra$  1.6; д –  $V_{cut}=105$  m/min,  $Ra$  1.25; е –  $V_{cut}=130$  m/min,  $Ra$  1.2

Одним из перспективных инструментов для исследований, которые могут учитывать взаимосвязь и взаимообусловленность выходных параметров процесса резания, являются подходы искусственного интеллекта. Последнее может быть достигнуто на основе создания цифровых двойников [13; 14]. Цифровой двойник – новое слово в моделировании оборудования, технологических процессов и планирования цифровых производств. В основе цифровых двойников лежит ряд математических моделей, достоверно описывающих процессы и взаимосвязи как на отдельном объекте, так и в рамках целого производственного оборудования с использованием анализа больших данных (Big Data). В этой связи важное значение приобретает разработка нейросетевых моделей и машинного обучения.

Использование уже имеющихся статистических зависимостей и нейронно-сетевых моделирования [14; 15] позволяет проводить как его симуляцию, так и оценку текущего состояния технологического оборудования в целом, а следовательно, качества обработанной поверхности.

Цифровой двойник выступает виртуальной моделью детали, изделия, процесса, технологии и т. д. Такая модель способна на микро- и макроуровне либо описать реально существующий объект-технологии, выступая как дубль готового конкретного изделия или процесса, либо послужить прототипом будущего объекта-технологии. При этом любая информация, которая может быть получена при тестировании физического объекта, должна быть получена и на базе тестирования цифрового двойника.

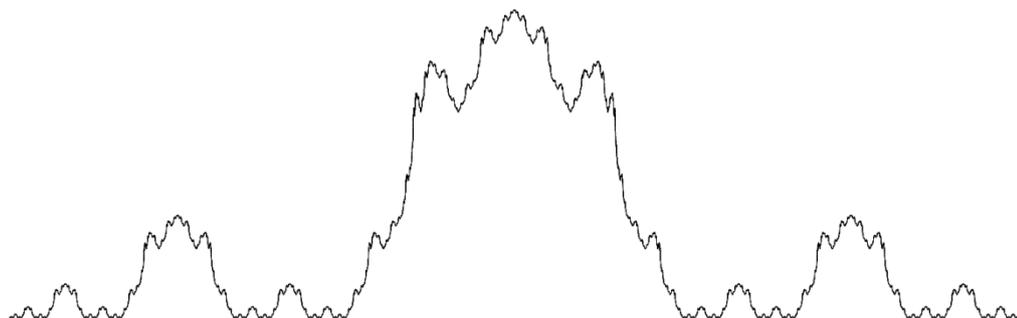


**Рис. 2.** Аттракторы обработанных поверхностей стали У8, соответствующие скоростям резания:

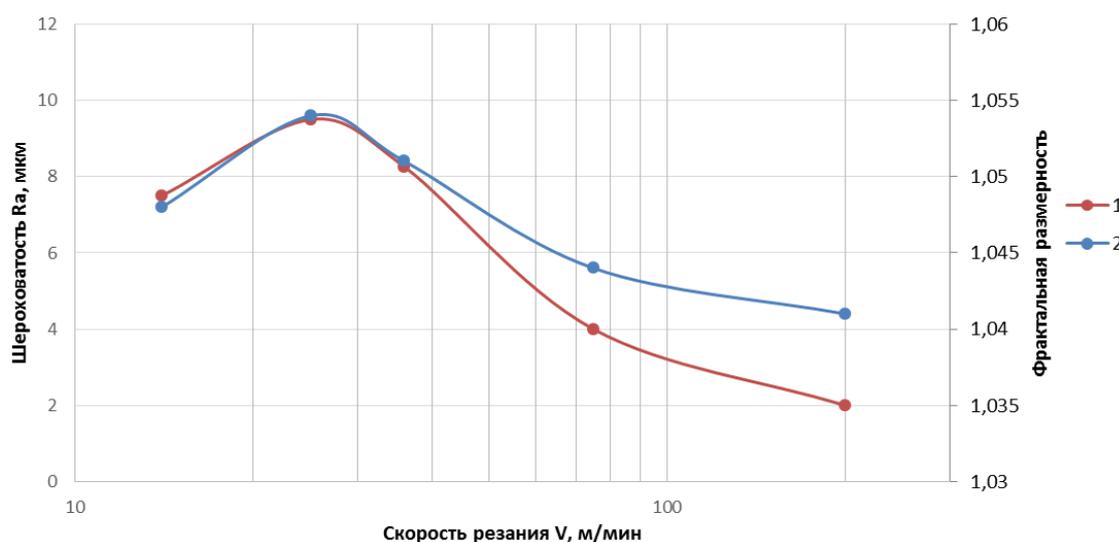
**a** –  $V_{рез}=20$  м/мин, Ra 2,32; **b** –  $V_{рез}=50$  м/мин, Ra 2,6;  
**c** –  $V_{рез}=75$  м/мин, Ra 1,6; **d** –  $V_{рез}=105$  м/мин, Ra 1,25;  
**e** –  $V_{рез}=130$  м/мин, Ra 1,2

**Fig. 2.** Attractors of the machined У8 steel surfaces corresponding to cutting rates:

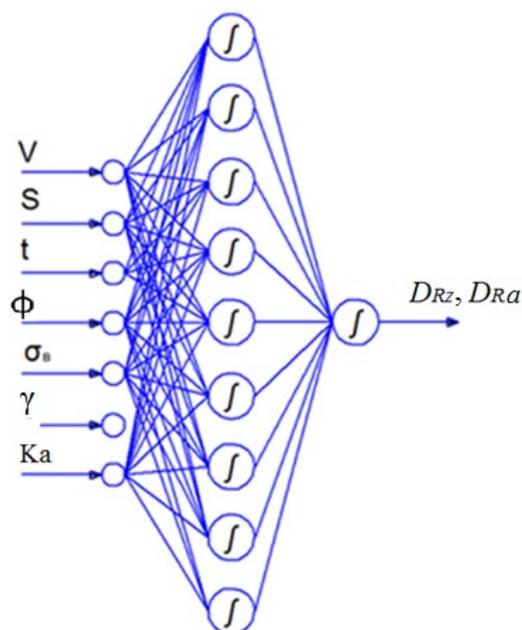
**a** –  $V_{cut}=20$  m/min, Ra 2.32; **b** –  $V_{cut}=50$  m/min, Ra 2.6;  
**c** –  $V_{cut}=75$  m/min, Ra 1.6; **d** –  $V_{cut}=105$  m/min, Ra 1.25;  
**e** –  $V_{cut}=130$  m/min, Ra 1.2



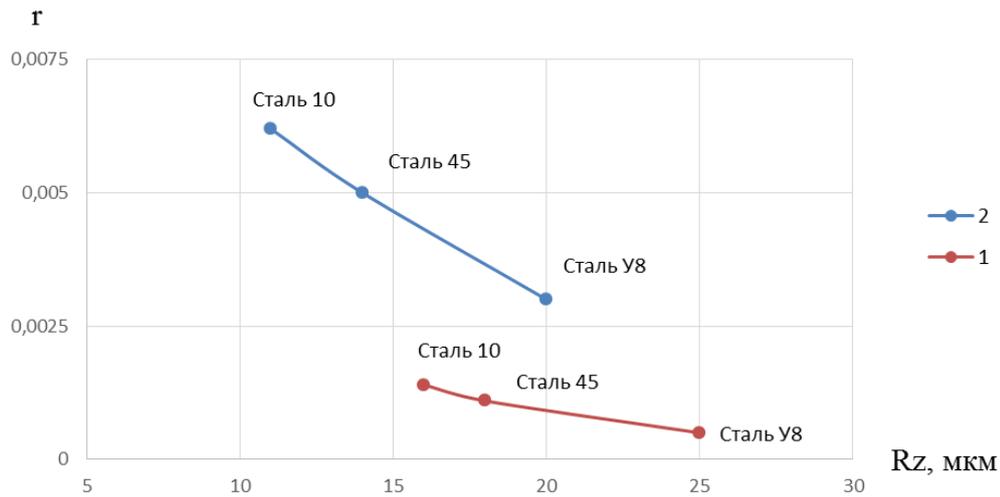
**Рис. 3.** Модель канторовского профиля шероховатости поверхности  
**Fig. 3.** The model of Cantor profile of surface roughness



**Рис. 4.** Зависимость  $R_a$  шероховатости (1) и  $D_{Ra}$  фрактальной размерности (2) от скорости резания (сталь У8, резец Т15К6;  $S=0,11$  мм/об,  $t=1$  мм)  
**Fig. 4.** The dependence  $R_a$  of roughness (1) and  $D_{Ra}$  of fractal dimension (2) on the cutting rate (У8 steel, Т15К6 cutter;  $S=0.11$  mm/rev,  $t=1$  mm)



**Рис. 5.** Структура искусственной нейронной сети для оценки фрактальности обработанной поверхности от условий резания  
**Fig. 5.** The structure of artificial neural network for assessing the fractality of the machined surface based on the cutting conditions



**Рис. 6.** Зависимость  $r$  фазовой характеристики сил резания от шероховатости обработанной поверхности (1 – 80 м/мин; 2 – 30 м/мин) [16]

**Fig. 6.** The dependence  $r$  of phase characteristic of cutting forces on the machined surface roughness (1 – 80 m/min; 2 – 30 m/min) [16]

Влияние режимов обработки ( $V$ ;  $s$ ;  $t$ ) и физико-механических свойств обрабатываемого материала ( $\sigma_b$ ) на шероховатость обработанной поверхности наиболее освещено в литературе [4; 6; 9]. Наименее изучено влияние динамики процесса резания на шероховатость обработанной поверхности (уравнение (1)).

В настоящее время доказано, что автоколебания при резании связаны с фазовым сдвигом сил резания [16]. В работе [16] показана связь  $r$  фазовой характеристики сил резания с усадкой стружки  $K_a$ .

На рис. 6 представлены зависимости  $r$  фазовой характеристики сил резания от высоты микронеровностей  $R_z$  [16]. Из рис. 6 следует, что наибольшее влияние на шероховатость обработанной поверхности автоколебания оказывают при резании пластичных материалов (сталь 10). С ростом скорости резания влияние автоколебаний на шероховатость обработанной поверхности снижается [17; 19].

Цифровой двойник шероховатости поверхности (рис. 6) позволяет на стадии проектирования технологических процессов выбирать режимы механообработки, обеспечивающие заданную шероховатость в зависимости как от динамического состояния станочного оборудования, так и от марки обрабатываемого материала, его прочностных свойств ( $\sigma_b$ ).

Увеличение числа параметров на входе нейронной сети [14; 15], изменение ее архитектуры и накопление базы данных о процессе резания позволяет исследовать и другие факторы, влияющие на шероховатость обработанной поверхности, но трудно поддающиеся исследованию, в частности влияние радиуса округления вершины режущего лезвия, угла в плане и т. д.

В настоящее время современное станочное оборудование рассматривается как киберфизическая система (КФС), которая использует датчики, установленные на режущем инструменте [12; 18; 20] и на других ответ-

ственных органах управления станка, собирающие данные о состоянии КФС в реальном времени, после чего эти сведения отправляются цифровому двойнику. Постоянное пополнение базы данных для цифрового двойника о процессе резания позволяет повысить точность моделирования шероховатости обработанной поверхности и управления динамическим состоянием КФС при резании.

С этой целью изучена возможность использования нейронных сетей для управления технологическими системами обработки резанием, проведены дополнительные экспериментальные исследования. Для этого берется временной ряд сигналов виброакустической эмиссии, снятый с динамической системы станка во время резания, и рассчитывается уже фрактальная размерность сигнала ВАЭ, которая, как показали исследования, хорошо коррелирует с фрактальной размерностью шероховатости обработанной поверхности. Значения коэффициентов корреляции получились довольно высокими (0,8–0,9).

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Выявлена корреляционная зависимость между шероховатостью обработанной поверхности и фрактальной размерностью  $D_{Ra}$ . Коэффициент корреляции составил 0,8–0,9.

2. Предложена система на основе искусственного интеллекта, позволяющая учесть широкий спектр входных параметров, влияющих на шероховатость обработанной поверхности.

3. Предложенная интеллектуальная система способна к самообучению, что позволяет увеличить количество входных параметров и сформировать базу данных виртуальных моделей (цифровых двойников).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кудинов А.В. Фрактальный подход к формированию поверхностей на металлорежущих станках // СТИН. 1996. № 6. С. 13–16.
2. Федер Е. Фракталы. М.: Мир, 1991. 260 с.
3. Кабалдин Ю.Г., Шагагин Д.А., Колчин П.В. Управление киберфизическими системами в цифровом производстве на основе искусственного интеллекта и облачных технологий. М.: Иновационное машиностроение, 2019. 293 с.
4. Исаев А.И. Процесс образования поверхностного слоя при обработке металлов резанием. М.: Mashgiz, 1950. 358 с.
5. Кабалдин Ю.Г. Механизмы деформации срезаемого слоя и стружкообразование при резании // Вестник машиностроения. 1993. № 7. С. 25–30.
6. Myl'nikov V.V., Pronin A.I., Chernyshov E.A. Optimization of the Turning of Quenched Steel by Cutting Ceramic on the Basis of Simplex Planning // Russian Engineering Research. 2019. Vol. 39. P. 49–51. DOI: [10.3103/S1068798X19010209](https://doi.org/10.3103/S1068798X19010209).
7. Старков В.К. Обработка резанием. Управление стабильностью и качеством в автоматизированном производстве. М.: Машиностроение, 1989. 296 с.
8. Суслов А.Г. Технологическое обеспечение параметров шероховатости поверхностей деталей машин при обработке лезвийным инструментом // Вестник машиностроения. 1988. № 1. С. 40–42.
9. Якобсон М.О. Шероховатость, наклеп и остаточные напряжения при механической обработке. М.: Mashgiz, 1986. 292 с.
10. Макаров А.Д. Оптимизация процессов резания. М.: Машиностроение, 1976. 277 с.
11. Муравьев В.И., Бахматов П.В., Лончаков С.З., Фролова А.В. Особенности деформации и разрушения упрочненных высокоуглеродистых сталей после обработки в температурных условиях фазового преобразования и превращения // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 1. С. 62–72. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-1-62-72](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-1-62-72).
12. Жарков И.Г. Вибрации при обработке лезвийным инструментом. Л.: Машиностроение, 1986. 184 с.
13. Саблин П.А., Щетинин В.С. Влияние микропрофиля обработанной поверхности на прочностные и эксплуатационные характеристики деталей машин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2021. Т. 17. № 8. С. 368–370. DOI: [10.36652/1813-1336-2021-17-8-368-370](https://doi.org/10.36652/1813-1336-2021-17-8-368-370).
14. Амосов О.С., Амосова С.Г., Иочков И.О. Точное многоклассовое распознавание дефектов заклепочных соединений в авиационных изделиях по их видеоизображениям с использованием глубоких нейронных сетей // Приборы и системы. Управление, контроль, диагностика. 2022. № 5. С. 30–41. DOI: [10.25791/pribor.5.2022.1339](https://doi.org/10.25791/pribor.5.2022.1339).
15. Медведев В.С., Потемкин В.Г. Нейронные сети. МАТЛАВ 6. М.: ДИАЛОГ-МИФИ, 2001. 630 с.
16. Кабалдин Ю.Г., Башков А.А. Самоорганизация и механизм трения при резании // Вестник машиностроения. 2023. № 2. С. 167–173. DOI: [10.36652/0042-4633-2023-102-2-167-173](https://doi.org/10.36652/0042-4633-2023-102-2-167-173).
17. Shchelkunov E.B., Vinogradov S.V., Shchelkunova M.E., Pronin A.I., Samar E.V. Formalized Configurational Calculations of Parallel Mechanisms // Russian Engineering Research. 2018. Vol. 38. № 8. P. 581–584. DOI: [10.3103/S1068798X18080130](https://doi.org/10.3103/S1068798X18080130).
18. Мыльников В.В., Шетулов Д.И., Кондрашкин О.Б., Чернышов Е.А., Пронин А.И. Изменение показателей сопротивления усталости конструкционных сталей при различных спектрах нагружения // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2019. Т. 62. № 10. С. 796–802. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-10-796-802](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-10-796-802).
19. Shchelkunov E.B., Shchelkunova M.E., Ryabov S.A., Glinka A.S. Parallel Mechanisms with Flexible Couplings // Russian Engineering Research. 2021. Vol. 41. P. 593–597. DOI: [10.3103/S1068798X21070236](https://doi.org/10.3103/S1068798X21070236).
20. Заковоротный В.Л., Гвинджилия В.Е. Связь притягивающих множеств деформаций инструмента с пространственной ориентацией упругости и регенерацией сил резания при точении // Известия высших учебных заведений. Прикладная нелинейная динамика. 2022. Т. 30. № 1. С. 37–56. DOI: [10.18500/0869-6632-2022-30-1-37-56](https://doi.org/10.18500/0869-6632-2022-30-1-37-56).

## REFERENCES

1. Kudinov A.V. Fractal approach to the formation of surfaces on metal-cutting machines. *STIN*, 1996, no. 6, pp. 13–16.
2. Feder E. *Fraktaly* [Fractals]. Moscow, Mir Publ., 1991. 260 p.
3. Kabaldin Yu.G., Shatagin D.A., Kolchin P.V. *Upravlenie kiberfizicheskimi sistemami v tsifrovom proizvodstve na osnove iskusstvennogo intellekta i oblachnykh tekhnologiy* [Control of cyber-physical systems in digital production based on artificial intelligence and cloud technologies]. Moscow, Inovatsionnoe mashinostroenie Publ., 2019. 293 p.
4. Isaev A.I. *Protsess obrazovaniya poverkhnostnogo sloya pri obrabotke metallov rezaniem* [The process of formation of the surface layer during metal cutting]. Moscow, Mashgiz Publ., 1950. 358 p.
5. Kabaldin Yu.G. Mechanisms of deformation of the cut layer and chip formation during cutting. *Vestnik mashinostroeniya*, 1993, no. 7, pp. 25–30.
6. Mylnikov V.V., Pronin A.I., Chernyshov E.A. Optimization of the Turning of Quenched Steel by Cutting Ceramic on the Basis of Simplex Planning. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39, pp. 49–51. DOI: [10.3103/S1068798X19010209](https://doi.org/10.3103/S1068798X19010209).
7. Starkov V.K. *Obrabotka rezaniem. Upravlenie stabilnostyu i kachestvom v avtomatizirovannom proizvodstve* [Cutting processing. Stability and quality management in automated production]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1989. 296 p.
8. Suslov A.G. Technological support of machinery surface roughness parameters at cutter edge machining. *Vestnik mashinostroeniya*, 1988, no. 1, pp. 40–42.
9. Yakobson M.O. *Sherokhovatost, naklep i ostatochnye napryazheniya pri mekhanicheskoy obrabotke* [Roughness, work hardening, and residual stress during machining]. Moscow, Mashgiz Publ., 1986. 292 p.
10. Makarov A.D. *Optimizatsiya protsessov rezaniya* [Optimization of cutting processes]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1976. 277 p.
11. Muravev V.I., Bakhmatov P.V., Lonchakov S.Z., Frolova A.V. Deformation and fracture of strengthened high-

- carbon steel after treatment in temperature conditions of phase pre-transformation and transformation. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Chernaya metallurgiya*, 2019, vol. 62, no. 1, pp. 62–72. DOI: [10.17073/0368-0797-2019-1-62-72](https://doi.org/10.17073/0368-0797-2019-1-62-72).
12. Zharkov I.G. *Vibratsii pri obrabotke lezviynym instrumentom* [Vibrations during edge-tool treatment]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1986. 184 p.
  13. Sablin P.A., Shchetinin V.S. Influence of the micro profile of the treated surface on the strength and performance characteristics of machine parts. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2021, vol. 17, no. 8, pp. 368–370. DOI: [10.36652/1813-1336-2021-17-8-368-370](https://doi.org/10.36652/1813-1336-2021-17-8-368-370).
  14. Amosov O.S., Amosova S.G., Iochkov I.O. Accurate multi-class recognition of defects in rivet joints in aircraft products by their video images using deep neural networks. *Pribory i sistemy. Upravlenie, kontrol, diagnostika*, 2022, no. 5, pp. 30–41. DOI: [10.25791/pribor.5.2022.1339](https://doi.org/10.25791/pribor.5.2022.1339).
  15. Medvedev V.S., Potemkin V.G. *Neyronnye seti. MATLAB 6* [Neural networks. MATLAB 6]. Moscow, DIALOG-MIFI Publ., 2001. 630 p.
  16. Kabaldin Yu.G., Bashkov A.A. Self-organization and mechanism of friction during cutting. *Vestnik mashinostroeniya*, 2023, no. 2, pp. 167–173. DOI: [10.36652/0042-4633-2023-102-2-167-173](https://doi.org/10.36652/0042-4633-2023-102-2-167-173).
  17. Shchelkunov E.B., Vinogradov S.V., Shchelkunova M.E., Pronin A.I., Samar E.V. Formalized Configurational Calculations of Parallel Mechanisms. *Russian Engineering Research*, 2018, vol. 38, no. 8, pp. 581–584. DOI: [10.3103/S1068798X18080130](https://doi.org/10.3103/S1068798X18080130).
  18. Mylnikov V.V., Kondrashkin O.B., Shetulov D.I., Chernyshov E.A., Pronin A.I. Fatigue resistance changes of structural steels at different load spectra. *Steel in Translation*, 2019, vol. 49, no. 10, pp. 678–682. DOI: [10.3103/S0967091219100097](https://doi.org/10.3103/S0967091219100097).
  19. Shchelkunov E.B., Shchelkunova M.E., Ryabov S.A., Glinka A.S. Parallel Mechanisms with Flexible Couplings. *Russian Engineering Research*, 2021, vol. 41, pp. 593–597. DOI: [10.3103/S1068798X21070236](https://doi.org/10.3103/S1068798X21070236).
  20. Zakovorotnyy V.L., Gvindzhiliya V.E. Correlation of attracting sets of tool deformations with spatial orientation of tool elasticity and regeneration of cutting forces in turning. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Prikladnaya nelineynaya dinamika*, 2022, vol. 30, no. 1, pp. 37–56. DOI: [10.18500/0869-6632-2022-30-1-37-56](https://doi.org/10.18500/0869-6632-2022-30-1-37-56).

## Control of the dynamic stability of metal-cutting systems in the process of cutting based on the fractality of roughness of the machined surface

© 2023

**Yury G. Kabaldin**<sup>1,3</sup>, Doctor of Sciences (Engineering),

professor of Chair “Technology and Equipment of Machine Building”

**Pavel A. Sablin**<sup>\*2,4</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Machine Building”

**Vladimir S. Schetinin**<sup>2,5</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, professor of Chair “Machine Building”

<sup>1</sup>R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University, Nizhny Novgorod (Russia)

<sup>2</sup>Komsomolsk-na-Amure State University, Komsomolsk-on-Amur (Russia)

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

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4300-6659>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5950-9010>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0194-2254>

Received 15.06.2023

Accepted 06.09.2023

**Abstract:** The problem of increasing the efficiency of mechanical treatment within modern automated production is relevant for many branches of the processing industry. This problem requires a deep study of the physical processes occurring during cutting. The urgency of the problem increases even more with the development of digital production in our country. Today, in the presence of a wide range of products, enterprises are forced to create conditions for reducing the technological cycle when manufacturing a particular product. To carry out the study, an experiment was conducted in which the U8 carbon steel was used as the processed material, and the T15K6 alloy was used as the tool material. During the experiment, the authors observed a change in the roughness of the machined surface depending on the cutting speed. The paper considers the possibility of assessing the quality of the surface layer during cutting based on fractal and neural network modeling. It is identified that the fractal dimension shows the regularity of the reproduction of the machined surface roughness during cutting. The calculated fractal dimension of the machined surface roughness correlates well with the values of the machined surface roughness (correlation coefficient is 0.8–0.9). A neural network structure has been developed, which allows controlling the machined surface quality depending on the cutting conditions. The authors studied the possibility of using neural network models to control technological systems of cutting treatment. When creating digital twins, it is proposed to take into account factors affecting the quality of the treated surface and processing performance, which are poorly accounted for in modeling, as well as when conducting full-scale experiments during machining. Such factors are wear of the cutting tool, the process of plastic deformation, and cutting dynamics.

**Keywords:** cutting process; machined surface roughness; neural network; surface layer quality control.

**For citation:** Kabaldin Yu.G., Sablin P.A., Schetinin V.S. Control of the dynamic stability of metal-cutting systems in the process of cutting based on the fractality of roughness of the machined surface. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 43–51. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-3-65-4](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-3-65-4).



## Влияние параметров питающей сети на стабильность фазового регулирования при контактной сварке

© 2023

**Климов Алексей Сергеевич**<sup>\*1</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Кудинов Андрей Константинович**<sup>2</sup>, старший преподаватель кафедры «Промышленная электроника»  
**Климов Виталий Сергеевич**<sup>3</sup>, кандидат технических наук,  
доцент кафедры «Прикладная математика и информатика»  
**Ельцов Валерий Валентинович**, доктор технических наук,  
профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы»  
**Болдырев Денис Алексеевич**<sup>4</sup>, доктор технических наук,  
профессор кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика»

Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)

\*E-mail: KlimovTGU@yandex.ru,  
klimov@tltsu.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-8679-0882>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-3026-2554>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1467-3543>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6951-5825>

Поступила в редакцию 30.05.2023

Принята к публикации 09.06.2023

**Аннотация:** Контактная сварка в условиях массового производства выполняется при значительном количестве возмущений, совокупное действие которых может превышать возможности современной аппаратуры управления. Большинство систем управления контактной сваркой, применяемых в промышленности для компенсации действующих возмущений, предусматривает фазовое регулирование сварочного тока в зависимости от измеренных параметров, характеризующих процесс формирования сварного соединения. Эффективность работы таких регуляторов в значительной мере определяется точностью измерения и задания параметров фазового регулирования, к которым относят углы открытия и проводимости сварочных тиристоров. В работе показано, что при включении контактной машины происходит фазовый сдвиг напряжения сети в режиме нагрузки относительно напряжения сети в режиме холостого хода. С использованием упрощенной электрической схемы замещения контактной сварочной машины в работе описана природа фазового сдвига напряжения сети. В качестве паразитных параметров сети выделены активное сопротивление и индуктивность сети. Моделирование электрических процессов в контактной машине выполнено согласно трехконтурной схеме замещения. Показано влияние паразитных параметров сети на стабильность фазового регулирования, особенности получаемых осциллограмм тока и напряжения. В зависимости от параметров сети и контактной сварочной машины, величина фазового сдвига составляет от долей до единиц электрического градуса. При параметрической стабилизации сварочного тока по напряжению сети влиянием паразитных параметров сети можно пренебречь. При работе регулятора в режиме поддержания численного значения вторичного тока наблюдается уменьшение создаваемого тока относительно заданного. Предложена и апробирована методика определения паразитных параметров питающей сети по результатам опыта короткого замыкания.

**Ключевые слова:** параметры питающей сети; фазовое регулирование при контактной сварке; контактная сварка; управление контактной сваркой в условиях возмущений; диагностика контактной сварки; моделирование электрических процессов; фазовое управление; измерение и регулирование сварочного тока.

**Для цитирования:** Климов А.С., Кудинов А.К., Климов В.С., Ельцов В.В., Болдырев Д.А. Влияние параметров питающей сети на стабильность фазового регулирования при контактной сварке // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 53–60. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-5.

### ВВЕДЕНИЕ

Лидирующее положение контактной сварки при изготовлении листовых деталей в массовом производстве объясняется высокими технико-экономическими показателями, а также значительным объемом накопленного положительного опыта в области применения и расширения технологических возможностей этого способа. Ежегодно в мире в эксплуатацию вводится порядка 100 тыс. машин для контактной сварки на общую сумму около 1,5 млрд долларов США, что составляет 30 % объема рынка сварочного оборудования. Растущие потре-

ности мировой промышленности позволяют прогнозировать увеличение объемов продаж оборудования для контактной сварки до 2 млрд долларов США к 2025 году [1; 2]. В Российской Федерации 40 % оборудования для контактной сварки имеет срок службы более 20 лет, обновление парка сварочных машин затруднено повышением закупочной цены на оборудование и комплектующие, недостаточным финансированием научно-исследовательских разработок в области сварки [3; 4].

В сложившихся экономических условиях задача повышения качества сварочных работ и расширения технологических возможностей должна решаться за счет

кратного повышения эффективности использования уже имеющегося на предприятии оборудования без существенных затрат на его замену и глубокую модернизацию. При этом существенная роль отводится системам управления и методикам оперативной диагностики состояния сварочного оборудования [5; 6].

Принятая большинством производителей аппаратуры концепция управления процессом сварки рассматривает регулятор контактной сварки как самостоятельное изделие, реализующее заранее заложенный в него управляющий алгоритм [7]. Существенное повышение качества соединений достигнуто благодаря стабилизации и коррекции режимов сварки, реализуемых современными аппаратными средствами. В данной области ведут свои разработки известные производители оборудования для контактной сварки: ЗАО «Электрик-МИКС» (Россия), «Селма» (Россия), Bosch Rexroth (Германия), ENTRON Controls (США), Welding Technology Corporation (США), Spotron (Япония), Dengensha (Япония), Тесна (Италия). Эксплуатация машин для контактной сварки в условиях массового производства характеризуется целым набором возмущений (интенсивный износ сварочных электродов, привода сжатия, токоведущих элементов, нестабильность питающей сети), совокупное действие которых не может быть компенсировано современными системами управления [8–10]. Решение проблемы повышения стабильности качества контактной сварки при различных возмущениях может быть достигнуто путем комплексного решения задач оперативной диагностики состояния сварочного оборудования и питающей сети, моделирования электрических процессов в системе «машина – деталь», поиска параметров обратной связи, синтеза алгоритмов диагностики и управления [11–13].

В системах фазового регулирования со стабилизацией действующего тока на основе отрицательной обратной связи уменьшение ошибки относительно заданного значения достигается введением интегрирующей составляющей в закон регулирования. При этом обеспечивается эффективная компенсация колебаний действующего напряжения сети относительно номинального [14; 15]. Низкое качество питающих сетей и их загруженность другими потребителями искажает форму сигнала сетевого напряжения. При этом возникает погрешность измерения и задания временных параметров питающего напряжения и тока, что снижает эффективность фазового регулирования и нарушает нормальную работу регуляторов контактной сварки. Вопрос диагностики и управления контактной сваркой с учетом искажения формы сетевого напряжения в научной литературе не освещен.

Цель исследования – повышение достоверности диагностики и эффективности систем управления контактной сваркой в условиях колебания сетевого напряжения путем моделирования электрических процессов в системе «машина – деталь» и разработки методик диагностики состояния питающих сетей.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

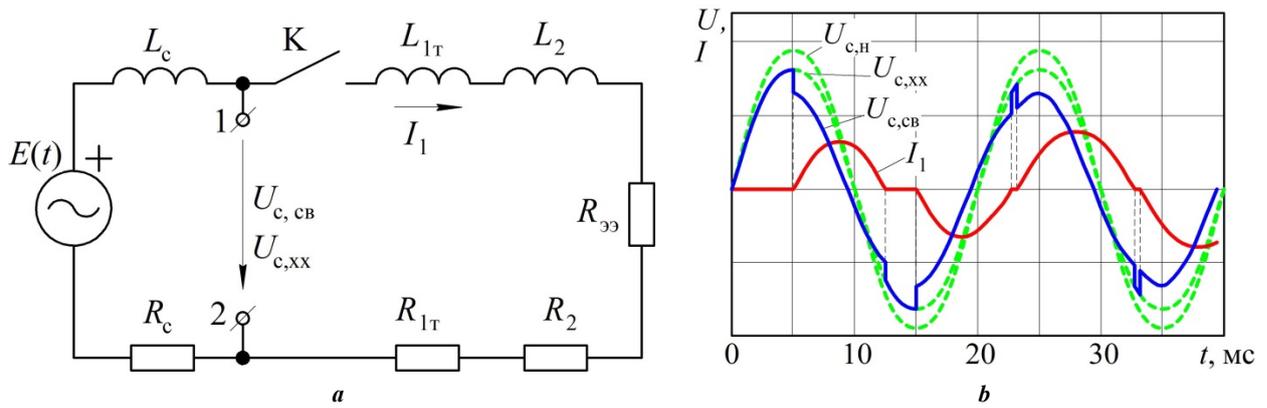
Предварительный расчет электрических параметров контактной сварки и построение осциллограмм тока и напряжения выполнены с применением упрощенной

схемы замещения, представленной на рис. 1 а. В схему включены последовательно соединенные активные сопротивления первичной обмотки сварочного трансформатора  $R_{1т}$ , вторичного контура  $R_2$  и нагрузки  $R_{эз}$ , а также индуктивности вторичного контура  $L_2$  и первичной обмотки трансформатора  $L_{1т}$ . Работа тиристорного контактора моделируется положением ключа  $K$ . Питающая сеть моделируется идеальным источником напряжения  $E(t)$  синусоидальной формы и включенными последовательно с ним паразитным сопротивлением  $R_c$  и индуктивностью  $L_c$  сети. На клеммах «1» и «2» снимается опорное напряжение  $U_c$ , равное  $U_{c,xx}$  на холостом ходу и  $U_{c,св}$  в режиме сварки. При работе машины в режиме холостого хода наблюдается отклонение напряжения сети  $U_{c,xx}$  относительно номинального напряжения сети  $U_{c,н}$ , что объясняется загруженностью сети другими потребителями электрической энергии. При работе машины в режиме сварки наблюдается скачкообразное уменьшение напряжения сети  $U_{c,св}$  относительно напряжения на холостом ходу  $U_{c,xx}$ , которое проявляется не только в снижении подаваемого на контактор напряжения, но и в отставании по фазе напряжения  $U_{c,св}$  относительно напряжения  $U_{c,xx}$ , что показано на рис. 1 б.

Расчетное определение паразитных параметров питающей сети (активное сопротивление  $R_c$  и индуктивность  $L_c$ ) предложено проводить по результатам опыта короткого замыкания в режиме однофазного включения сварочной машины. На осциллограмме токов и напряжений можно выделить три характерные области, представленные на рис. 2. Первая – до коммутации тиристорного контактора, на котором выполняется измерение действующего напряжения сети в режиме холостого хода  $U_{c,xx}$ . Вторая – после коммутации тиристорного контактора, на которой происходят переходные процессы. Эта область длится 2...3 полупериода сетевого напряжения. В момент коммутации  $t_k$  тиристорного контактора измеряют провал напряжения  $\Delta U$  и скорость нарастания первичного тока  $dI_1/dt$ . Третья область характеризуется синусоидальной формой напряжения и тока, на ней измеряют действующее напряжение сети под нагрузкой  $U_{c,св}$ , первичный ток  $I_1$  и угол  $\varphi_1$  отставания тока от напряжения. Следует отметить, что режим короткого замыкания характеризуется наибольшим фазовым сдвигом  $t_{\varphi_1}$ , что позволяет повысить точность расчетного определения паразитных параметров сети. Точность повышается и при увеличении первичного тока  $I_1$ , поэтому для проведения измерений принята максимальная ступень сварочного трансформатора. Максимальное подавление переходных процессов при включении тиристорного контактора обеспечивается при коммутации в момент достижения максимума напряжения  $U_{c,xx}$ , поэтому первое включение тиристора выполняли при угле открытия  $\alpha=90^\circ$  эл.

Поскольку в момент коммутации ток  $I_1$  равен нулю, наблюдаемый провал напряжения  $\Delta U$  полностью обусловлен падением напряжения на паразитной индуктивности сети  $L_c$  и может быть рассчитан согласно (1) по скорости нарастания первичного тока  $dI_1/dt$ :

$$L_c = \frac{\Delta U}{\frac{dI_1}{dt}} \quad (1)$$

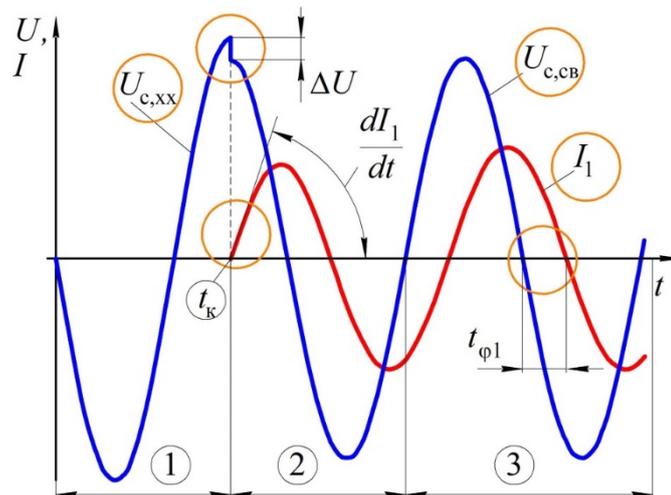


**Рис. 1.** Упрощенная схема замещения контактной машины при подключении к неидеальной сети (а) и осциллограммы тока и напряжения (б).

$E(t)$  – идеальный источник напряжения синусоидальной формы;  
 $R_c$  и  $L_c$  – активное сопротивление и индуктивность питающей сети;  
 $R_{1m}$  и  $L_{1m}$  – активное сопротивление и индуктивность первичной обмотки трансформатора;  
 $R_2$  и  $L_2$  – активное сопротивление и индуктивность вторичного контура;  
 $R_{ээ}$  – активное сопротивление нагрузки (свариваемых деталей);  
 $U_{c,n}$ ,  $U_{c,xx}$  и  $U_{c,cb}$  – напряжение сети номинальное, в режиме холостого хода и в режиме нагрузки;  
 $I_1$  – ток в первичном контуре контактной машины

**Fig. 1.** A simplified electric equivalent circuit of the contact welding machine when connecting to a non-ideal circuit (a) and oscillograms of the current and voltage (b).

$E(t)$  – ideal sinusoidal voltage source;  
 $R_c$  and  $L_c$  – active resistance and inductance of the supply mains;  
 $R_{1m}$  and  $L_{1m}$  – active resistance and inductance of the transformer primary winding;  
 $R_2$  and  $L_2$  – active resistance and inductance of the secondary circuit;  
 $R_{ээ}$  – active load resistance (of welded parts);  
 $U_{c,n}$ ,  $U_{c,xx}$  and  $U_{c,cb}$  – mains voltage is nominal, idle, and under the load conditions;  
 $I_1$  – the current in the primary circuit of the contact welding machine



**Рис. 2.** Осциллограммы тока и напряжения при полнофазном включении.  
 $U_{c,xx}$  и  $U_{c,cb}$  – напряжение сети в режиме холостого хода и в режиме нагрузки;  
 $I_1$  – ток в первичном контуре контактной сварочной машины;  
 $\Delta U$  – провал напряжения;  $t_k$  – момент коммутации тиристорного контактора;  
 $dI_1/dt$  – скорость нарастания первичного тока;  $t_{\phi 1}$  – фазовый сдвиг

**Fig. 2.** Current and voltage oscillograms at full-phase switching-on.

$U_{c,xx}$  and  $U_{c,cb}$  – mains voltage in idle mode and in load mode;  
 $I_1$  – the current in the primary circuit of the contact welding machine;  
 $\Delta U$  – power failure;  $t_k$  – commutation moment of the thyristor contactor;  
 $dI_1/dt$  – primary current growth rate;  $t_{\phi 1}$  – phase shift

Активное сопротивление  $R_c$  вычисляется согласно (2) с учетом частоты питающей сети  $f_c$ :

$$R_c = \sqrt{\left(\frac{U_{c,xx}}{I_1}\right)^2 - \left(\frac{U_{c,cb}}{I_1} \sin \varphi_1 + 2\pi f_c L_c\right)^2} - \frac{U_{c,cb}}{I_1} \cos \varphi_1 \quad (2)$$

Измерение паразитных параметров питающей сети выполняли в лаборатории контактной сварки Тольяттинского государственного университета с использованием контактной сварочной машины МТ-4019, регистратора сварочных процессов РКДП-0401 и регулятора сварки РМС-24. Включение тиристорного контактора выполняли на 8-й ступени трансформатора.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Измеренное напряжение сети на холостом ходу составило  $U_{c,xx}=380$  В. В момент коммутации тиристорного контактора величина провала напряжения составила  $\Delta U=39$  В. Скорость нарастания первичного тока  $dI_1/dt=148$  кА/с, измеренное напряжение сети в режиме нагрузки  $U_{c,cb}=343$  В, первичный ток полнофазного включения в режиме нагрузки  $I_1=258$  А. Угол отставания первичного тока от напряжения составил  $\varphi_1=61^\circ$  эл. При расчетах согласно (1) и (2) получены значения паразитных параметров питающей сети  $R_c=0,14$  Ом,  $L_c=0,26$  мГн.

Моделирование электрических процессов в сварочном оборудовании с учетом паразитных параметров сети  $R_c$  и  $L_c$  выполнено с применением Т-образной схемы замещения и приведением параметров к первичной обмотке трансформатора [16]. Питающая сеть моделируется идеальным источником напряжения  $E$  синусоидальной формы. Включенное состояние тиристорного контактора моделируется перемычкой, расчетная схема замещения в этом случае представлена на рис. 3 а. Выключенное состояние тиристорного контактора моделируется разрывом электрической цепи, расчетная схема замещения в этом случае представлена на рис. 3 б. В схеме дополнительно учтены параметры сердечника трансформатора  $R_0$  и  $L_0$ . Математическое описание электрических процессов выполнено с применением метода переменных состояния, в качестве которых выбраны токи индуктивности  $L_{1T}+L_c$  (ток  $I_1$ ), индуктивности  $L_2$  (ток  $I_2$ ) и индуктивности  $L_0$  (ток  $I_0$ ). Получены системы дифференциальных уравнений первого порядка для включенного (3) и выключенного (4) состояний тиристорного контактора:

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} I_1 \\ I_2 \\ I_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -\frac{R_0 + R_c + R_{1T}}{L_c + L_{1T}} & \frac{R_0}{L_c + L_{1T}} & \frac{R_0}{L_c + L_{1T}} \\ \frac{R_0}{L_2} & -\frac{R_0 + R_2 + R_{\Sigma\Sigma}}{L_2} & -\frac{R_0}{L_2} \\ \frac{R_0}{L_0(I_0)} & -\frac{R_0}{L_0(I_0)} & -\frac{R_0}{L_0(I_0)} \end{bmatrix} \times$$

$$\times \begin{bmatrix} I_1 \\ I_2 \\ I_0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} 1 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix} E(t); \quad (3)$$

$$\frac{d}{dt} \begin{bmatrix} I_1 \\ I_2 \\ I_0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{R_0 + R_2 + R_{\Sigma\Sigma}}{L_2} & -\frac{R_0}{L_2} \\ 0 & -\frac{R_0}{L_0(I_0)} & -\frac{R_0}{L_0(I_0)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} I_1 \\ I_2 \\ I_0 \end{bmatrix}. \quad (4)$$

С использованием (3) и (4) был рассчитан переходный процесс при включении машины МТ-4019 при угле открытия тиристорных  $\alpha=60^\circ$  эл. для ранее найденных паразитных параметров сети  $R_c=0,14$  Ом,  $L_c=0,26$  мГн. Расчетные кривые тока и напряжения, представленные на рис. 4, имеют характерные провалы в момент коммутации тиристорного контактора, форма и величина которых соответствует осциллограммам, полученным при помощи регистратора РКД-0401. Из рис. 4 также видно, что точка перехода через ноль сетевого напряжения в режиме холостого хода  $U_{c,xx}$  не совпадает с точкой перехода через ноль сетевого напряжения в режиме сварки  $U_{c,cb}$ , при этом фактический угол открытия тиристорных  $\alpha$  отличается от задаваемого  $\alpha_{зад}$ .

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Из анализа результатов натуральных экспериментов и математического моделирования следует, что в условиях работы массового производства несовершенство питающей сети приводит к нарушению нормального протекания фазового регулирования при контактной сварке. Корректное задание угла открытия тиристорных  $\alpha$ , отсчитываемого от точки перехода через ноль сетевого напряжения  $U_{c,xx}$  холостого хода, возможно только в первом полупериоде сварочного тока. На последующих полупериодах сигнал  $U_{c,xx}$  напряжения холостого хода отсутствует. Вместо него присутствует сдвинутый по фазе сигнал напряжения  $U_{c,cb}$  в режиме сварки. В условиях неидеальности питающей сети фактический угол открытия тиристорных  $\alpha$  отличается от задаваемого регулятором значения  $\alpha_{зад}$  на величину поправки  $\Delta\alpha$ :

$$\alpha = \alpha_{зад} - \Delta\alpha. \quad (5)$$

Величина поправки рассчитывается согласно (3)–(5) для определенных заранее паразитных параметров питающей сети и может быть представлена семейством кривых в зависимости от фактического угла открытия тиристорных  $\alpha$ , коэффициента мощности  $\cos\varphi$  и загрузки машины по мощности  $Q$ , как показано на рис. 5. В зависимости от параметров режима сварки и фазового регулирования поправка  $\Delta\alpha$  составляет от десятых долей до единиц электрического градуса. Она растет при уменьшении коэффициента мощности ( $\cos\varphi$ ) и глубины фазового регулирования (угол  $\alpha$ ), увеличении загрузки  $Q$  сварочной машины по мощности.

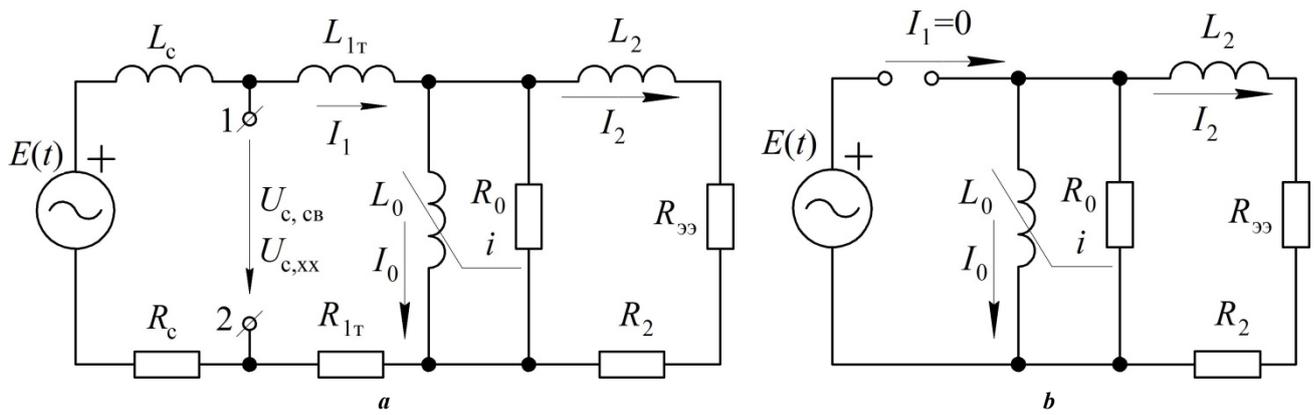


Рис. 3. Расчетная схема замещения контактной сварочной машины при включенном (а) и выключенном (б) тиристорном контакторе

Fig. 3. Calculated equivalent circuit of the contact welding machine with on (a) and off (b) thyristor contactor

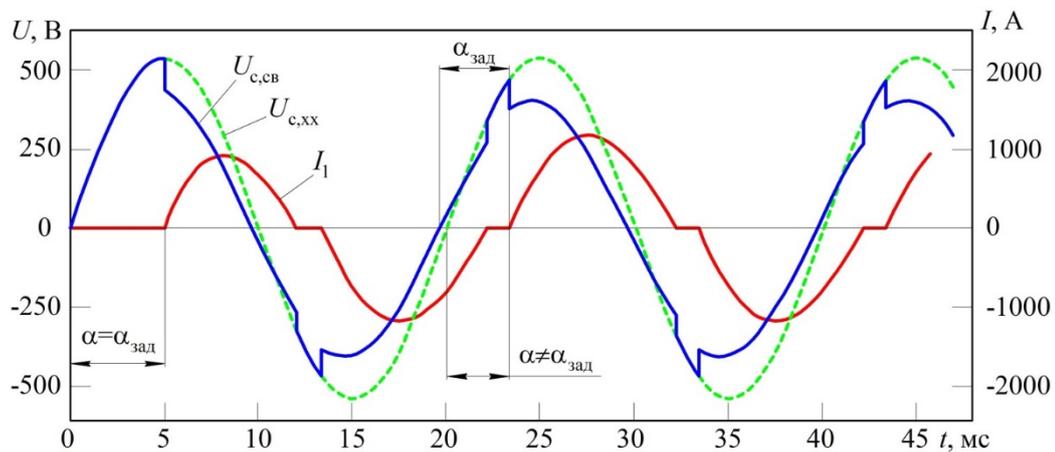


Рис. 4. Расчетные кривые напряжения и тока, построенные с учетом паразитных параметров питающей сети

Fig. 4. Calculated voltage and current curves built taking into account the supply mains parasitic parameters

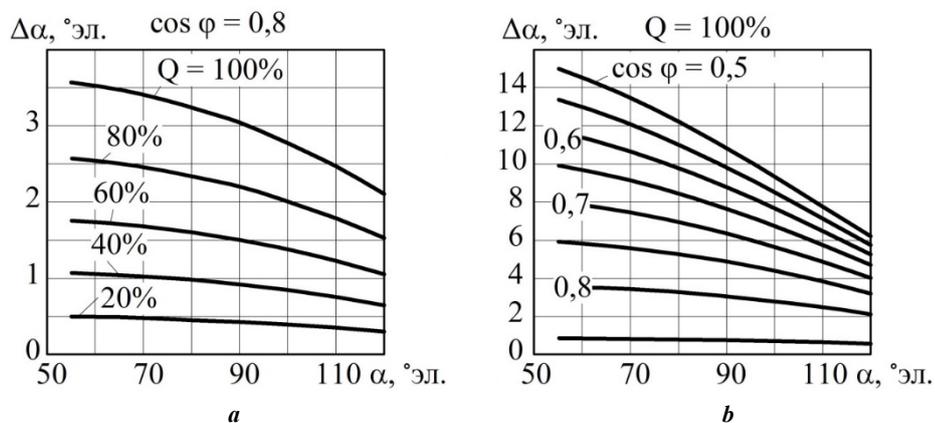


Рис. 5. Зависимость поправки  $\Delta\alpha$  от угла регулирования  $\alpha$  при различной нагрузке по мощности  $Q$  для  $\cos\varphi=0,8$  (а) и при 100 % нагрузке сварочной машины (б)

Fig. 5. The dependence of the allowance  $\Delta\alpha$  on the control angle  $\alpha$  at different loads by power  $Q$  for  $\cos\varphi=0.8$  (a) and at 100 % load of the welding machine (b)

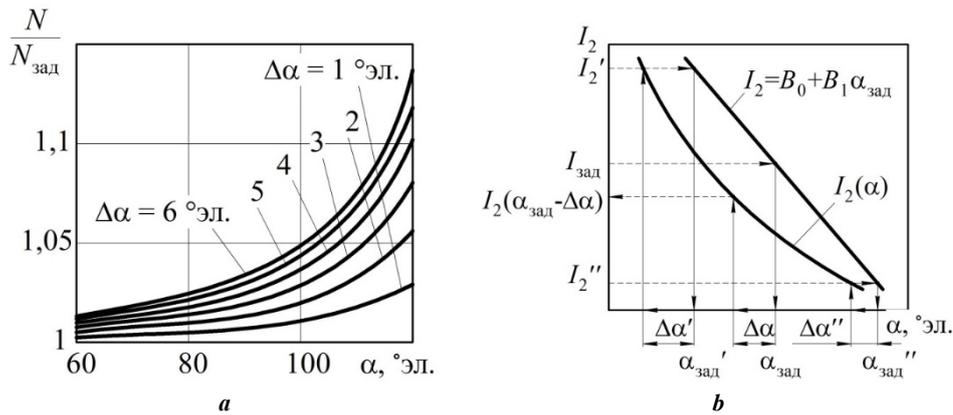


Рис. 6. Отношение действительного уровня нагрева  $N$  к заданному уровню нагрева  $N_{зад}$  при параметрической стабилизации (а);

погрешность задания тока при количественной стабилизации сварочного тока (б)

Fig. 6. The ratio of the actual heating level  $N$  to the set heating level  $N_{зад}$  with parametric stabilization at the parametric stabilization (а);  
current setting error at the quantitative stabilization of welding current (б)

При использовании регуляторов сварки, реализующих параметрическую стабилизацию сварочного тока напряжению сети (РКМ-803 и РКМ-804 в режиме параметрической стабилизации, РВИ-801), влиянием паразитных параметров сети на качество сварки можно пренебречь. Так, для алгоритма параметрической стабилизации [17], реализованного в регуляторе РКМ-803 и РКМ-804, фактический уровень нагрева  $N$  (отношение действующего тока к полнофазному) отличается от задаваемого уровня нагрева  $N_{зад}$  незначительно, причем в большую сторону, что показано на рис. 6 а. Из этого можно сделать вывод, что фазовый сдвиг наблюдаемого напряжения  $U_{с,св}$  относительно напряжения холостого хода  $U_{с,хх}$  не нарушает фазового регулирования при реализации алгоритмов параметрической стабилизации.

Количественное задание и поддержание величины сварочного тока, реализуемое в большинстве современных регуляторов контактной сварки, в условиях фазового сдвига напряжения сварки  $U_{с,св}$  относительно напряжения холостого хода  $U_{с,хх}$  может проходить с существенными нарушениями. При работе регулятора в режиме поддержания численного значения сварочного тока развиваемый ток  $I_2$  равен заданному току  $I_{зад}$  только в двух ключевых точках  $\alpha_{зад}'$  и  $\alpha_{зад}''$ , которые были использованы при построении регулировочной характеристики. Для промежуточных значений угла открытия тиристоров  $\alpha_{зад}$  развиваемый ток  $I_2(\alpha_{зад}-\Delta\alpha)$ , который соответствует фактическому углу открытия тиристоров согласно (5), оказывается меньше задаваемого тока  $I_{зад}$ . Возникающая погрешность продемонстрирована на рис. 6 б. Так, для стационарных машин МТ-3003 и МТ-1933 отклонение развиваемого и задаваемого токов при сварке образцов из стали 08Ю толщиной (1,5+1,5) мм составило соответственно 1,5 и 0,5 кА. Для диагностики контактной сварки и прогнозирования качества соединений выполняется оценка временных интервалов работы тиристорного контактора с вычислением коэффициента мощности  $\cos\varphi$  [18–20]. Погрешность задания угла открытия тиристоров  $\Delta\alpha$ , составляющая от долей до единиц электрического градуса, нарушает нормаль-

ную работу алгоритмов управления и диагностики. Так, при  $\Delta\alpha=1^\circ$  эл. фактическое значение  $\cos\varphi$  оказывается больше рассчитанного на 1...10 %, а при  $\Delta\alpha=3^\circ$  эл. погрешность может достигать 20 %. Уменьшение глубины фазового регулирования и повышение значения коэффициента мощности  $\cos\varphi$  за счет оптимизации параметров режима сварки и конструкции вторичного контура контактной машины позволяет существенно снизить влияние  $\Delta\alpha$  на точность управления и диагностики контактной сварки.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

При фазовом сдвиге напряжения сети в режиме нагрузки относительно напряжения сети в режиме холостого хода возникает погрешность задания угла открытия тиристоров, достигающая нескольких электрических градусов.

Показано, что при параметрическом управлении током по напряжению сети влиянием паразитных параметров сети можно пренебречь. При численном поддержании вторичного тока развиваемый ток оказывается меньше задаваемого вследствие возникновения погрешности задания угла  $\alpha$  открытия тиристоров.

Предложена методика расчетного определения паразитных параметров питающей сети по результатам опыта короткого замыкания в режиме полнофазного включения.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ertas A.H., Akbulut M. Experimental Study on Fatigue Performance of Resistance Spot-Welded Sheet Metals // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2021. Vol. 114. P. 1205–1218. DOI: [10.1007/s00170-021-06822-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-06822-z).
2. Kang M., Choi W.H., Kim C. Statistical Analysis of Korean Welding Industry // Journal of Welding and Joining. 2023. Vol. 41. № 2. P. 107–111. DOI: [10.5781/JWJ.2023.41.2.4](https://doi.org/10.5781/JWJ.2023.41.2.4).

3. Ощепков Ф.Н. Современный рынок сварочного оборудования: проблемы и перспективы // Сварка и диагностика. 2013. № 5. С. 62–63. EDN: [RDYYHT](#).
4. Лукин М.А. Научно-технический уровень сварочного производства в современной России // Сварочное производство. 2015. № 12. С. 31–36. EDN: [VKSMWL](#).
5. Zhou B., Pychynski T., Reischl M., Kharlamov E. Machine Learning with Domain Knowledge for Predictive Quality Monitoring in Resistance Spot Welding // Journal of Intelligent Manufacturing. 2022. Vol. 33. № 4. P. 1139–1163. DOI: [10.1007/s10845-021-01892-y](#).
6. Cho Y., Rhee S. Experimental study of nugget formation in resistance spot welding // Welding Journal. 2003. Vol. 82. № 8. P. 195–201.
7. Гладков Э.А., Климов А.С., Анциборов А.Н. Опыт применения регуляторов контактной сварки в массовом производстве // Сварка и диагностика. 2021. № 1. С. 47–53. DOI: [10.52177/2071-5234\\_2021\\_01\\_47](#).
8. Wei D., Li D., Tang D., Jiang Q. Deep Learning Assisted Vision Inspection of Resistance Spot Welds // Journal of Manufacturing Processes. 2021. Vol. 62. № 8. P. 262–274. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.12.015](#).
9. Klimov A.S., Kudinov A.K., Klimov V.S. Influence of Grid Parameters on Control and Diagnostics in Resistance Spot Welding // Russian Engineering Research. 2021. № 9. P. 813–819. DOI: [10.3103/S1068798X2109015X](#).
10. Dong J., Hu J., Luo Z. Quality Monitoring of Resistance Spot Welding Based on a Digital Twin // Metals. 2023. Vol. 13. № 4. Article number 697. DOI: [10.3390/met13040697](#).
11. Martin O., Ahedo V., Santos J.I., Galan J.M. Comparative Study of Classification Algorithms for Quality Assessment of Resistance Spot Welding Joints From Pre- and Post-Welding Inputs // IEEE Access. 2022. № 10. P. 6518–6527. DOI: [10.21203/rs.3.rs-645372/v2](#).
12. Zhao D., Wang Y., Zhang P., Liang D. Modeling and Experimental Research on Resistance Spot Welded Joints for Dual-Phase Steel // Materials. 2019. Vol. 12. № 7. Article number 1108. DOI: [10.3390/ma12071108](#).
13. Xia Y.J., Shen Y., Zhou L., Li Y.B. Expulsion intensity monitoring and modeling in resistance spot welding based on electrode displacement signals // Journal of Manufacturing Science and Engineering. 2020. Vol. 143. № 3. P. 1–26. DOI: [10.1115/1.4048441](#).
14. Yang W.R., Wang C.S. Current Measurement of Resistance Spot Welding Using DSP // Tamkang Journal of Science and Engineering. 2011. Vol. 14. № 1. P. 33–38.
15. Matsushita M., Ikeda R., Oi K. Development of a new program control setting of welding current and electrode force for single-side resistance spot welding // Welding in the World. 2015. Vol. 59. P. 533–543. DOI: [10.1007/s40194-015-0228-1](#).
16. Klimov A.S., Kudinov A.K., Komirenko A.V., Antsiborov A.N. A method for measuring current in resistance welding // Welding International. 2013. Vol. 27. P. 830–833. DOI: [10.1080/09507116.2013.796636](#).
17. Klimov A.S., Antsiborov A.N., Klimov V.S., Kudinov A.K. Current regulation in contact welding // Russian Engineering Research. 2019. Vol. 39. P. 766–771. DOI: [10.3103/S1068798X19090119](#).
18. Zhou M., Zhang H., Hu S.J. Relationships between Quality and Attributes of Spot Welds // Welding Journal. 2003. Vol. 82. № 4. P. 72S–77S.
19. Martin O., De Tiedra P. Advances in the Control and Improvement of Quality in the Resistance Spot Welding Process // Metals. 2022. Vol. 12. № 11. Article number 1810. DOI: [10.3390/met12111810](#).
20. Ziyad K., Manohar D. Adaptive control of resistance spot welding based on a dynamic resistance model // Mathematical and Computation Applications. 2019. Vol. 24. № 4. Article number 86. DOI: [10.3390/mca24040086](#).

## REFERENCES

1. Ertas A.H., Akbulut M. Experimental Study on Fatigue Performance of Resistance Spot-Welded Sheet Metals. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, vol. 114, pp. 1205–1218. DOI: [10.1007/s00170-021-06822-z](#).
2. Kang M., Choi W.H., Kim C. Statistical Analysis of Korean Welding Industry. *Journal of Welding and Joining*, 2023, vol. 41, no. 2, pp. 107–111. DOI: [10.5781/JWJ.2023.41.2.4](#).
3. Oshchepkov F.N. Contemporary market of welding equipment: problems and prospects. *Svarka i diagnostika*, 2013, no. 5, pp. 62–63. EDN: [RDYYHT](#).
4. Lukin M.A. Scientific and technical level of welding production in modern Russia. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2015, no. 12, pp. 31–36. EDN: [VKSMWL](#).
5. Zhou B., Pychynski T., Reischl M., Kharlamov E. Machine Learning with Domain Knowledge for Predictive Quality Monitoring in Resistance Spot Welding. *Journal of Intelligent Manufacturing*, 2022, vol. 33, no. 4, pp. 1139–1163. DOI: [10.1007/s10845-021-01892-y](#).
6. Cho Y., Rhee S. Experimental study of nugget formation in resistance spot welding. *Welding Journal*, 2003, vol. 82, no. 8, pp. 195–201.
7. Gladkov E.A., Klimov A.S., Antsiborov A.N. Experience of contact welding regulators in mass production. *Svarka i diagnostika*, 2021, no. 1, pp. 47–53. DOI: [10.52177/2071-5234\\_2021\\_01\\_47](#).
8. Wei D., Li D., Tang D., Jiang Q. Deep Learning Assisted Vision Inspection of Resistance Spot Welds. *Journal of Manufacturing Processes*, 2021, vol. 62, no. 8, pp. 262–274. DOI: [10.1016/j.jmapro.2020.12.015](#).
9. Klimov A.S., Kudinov A.K., Klimov V.S. Influence of Grid Parameters on Control and Diagnostics in Resistance Spot Welding. *Russian Engineering Research*, 2021, no. 9, pp. 813–819. DOI: [10.3103/S1068798X2109015X](#).
10. Dong J., Hu J., Luo Z. Quality Monitoring of Resistance Spot Welding Based on a Digital Twin. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 4, article number 697. DOI: [10.3390/met13040697](#).
11. Martin O., Ahedo V., Santos J.I., Galan J.M. Comparative Study of Classification Algorithms for Quality Assessment of Resistance Spot Welding Joints From Pre- and Post-Welding Inputs. *IEEE Access*, 2022, no. 10, pp. 6518–6527. DOI: [10.21203/rs.3.rs-645372/v2](#).
12. Zhao D., Wang Y., Zhang P., Liang D. Modeling and Experimental Research on Resistance Spot Welded

- Joints for Dual-Phase Steel. *Materials*, 2019, vol. 12, no. 7, article number 1108. DOI: [10.3390/ma12071108](https://doi.org/10.3390/ma12071108).
13. Xia Y.J., Shen Y., Zhou L., Li Y.B. Expulsion intensity monitoring and modeling in resistance spot welding based on electrode displacement signals. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 2020, vol. 143, no. 3, pp. 1–26. DOI: [10.1115/1.4048441](https://doi.org/10.1115/1.4048441).
  14. Yang W.R., Wang C.S. Current Measurement of Resistance Spot Welding Using DSP. *Tamkang Journal of Science and Engineering*, 2011, vol. 14, no. 1, pp. 33–38.
  15. Matsushita M., Ikeda R., Oi K. Development of a new program control setting of welding current and electrode force for single-side resistance spot welding. *Welding in the World*, 2015, vol. 59, pp. 533–543. DOI: [10.1007/s40194-015-0228-1](https://doi.org/10.1007/s40194-015-0228-1).
  16. Klimov A.S., Kudinov A.K., Komirenko A.V., Antsiborov A.N. A method for measuring current in resistance welding. *Welding International*, 2013, vol. 27, pp. 830–833. DOI: [10.1080/09507116.2013.796636](https://doi.org/10.1080/09507116.2013.796636).
  17. Klimov A.S., Antsiborov A.N., Klimov V.S., Kudinov A.K. Current regulation in contact welding. *Russian Engineering Research*, 2019, vol. 39, pp. 766–771. DOI: [10.3103/S1068798X19090119](https://doi.org/10.3103/S1068798X19090119).
  18. Zhou M., Zhang H., Hu S.J. Relationships between Quality and Attributes of Spot Welds. *Welding Journal*, 2003, vol. 82, no. 4, pp. 72S–77S.
  19. Martin O., De Tiedra P. Advances in the Control and Improvement of Quality in the Resistance Spot Welding Process. *Metals*, 2022, vol. 12, no. 11, article number 1810. DOI: [10.3390/met12111810](https://doi.org/10.3390/met12111810).
  20. Ziyad K., Manohar D. Adaptive control of resistance spot welding based on a dynamic resistance model. *Mathematical and Computation Applications*, 2019, vol. 24, no. 4, article number 86. DOI: [10.3390/mca24040086](https://doi.org/10.3390/mca24040086).

## The influence of the supply mains parameters on the stability of phase control during resistance welding

© 2023

*Aleksey S. Klimov*<sup>\*1</sup>, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment, and Allied Processes”

*Andrey K. Kudinov*<sup>2</sup>, senior lecturer of Chair “Industrial Electronics”*Vitaly S. Klimov*<sup>3</sup>, PhD (Engineering),

assistant professor of Chair “Applied Mathematics and Informatics”

*Valery V. Eltsov*, Doctor of Sciences (Engineering),

professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment, and Allied Processes”

*Denis A. Boldyrev*<sup>4</sup>, Doctor of Sciences (Engineering),

professor of Chair “Nanotechnologies, Materials Science, and Mechanics”

*Togliatti State University, Togliatti (Russia)*\*E-mail: [KlimovTGU@yandex.ru](mailto:KlimovTGU@yandex.ru),  
[klimov@tltsu.ru](mailto:klimov@tltsu.ru)<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-8679-0882><sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-3026-2554><sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1467-3543><sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6951-5825>

Received 30.05.2023

Accepted 09.06.2023

**Abstract:** Resistance welding in large-scale manufacturing is carried out with a significant number of disturbances, the cumulative effect of which may exceed the capabilities of modern control equipment. Most resistance welding control systems used in industry to compensate for existing disturbances provide welding current phase control depending on the measured parameters characterizing the process of welded joint formation. The efficiency of such controllers is largely determined by the accuracy of measuring and setting the phase control parameters, which include the opening and conduction angles of welding thyristors. The paper shows that when switching on a contact machine, a phase shift of the mains voltage occurs in the load mode relative to the mains voltage in the idle mode. Using a simplified electric equivalent circuit of a contact welding machine, the paper describes the nature of the phase shift of the mains voltage. Circuit active resistance and inductance are selected as parasitic parameters of the mains. The authors simulated the electrical processes in the contact machine according to the three-loop equivalent circuit. The study shows the influence of mains parasitic parameters on the phase regulation stability, the features of the obtained current and voltage oscillograms. Depending on the mains and contact welding machine parameters, the phase shift magnitude ranges from fractions to units of an electrical degree. With welding current parametric stabilization by the mains voltage, the influence of mains parasitic parameters can be neglected. When the regulator operates in the mode of maintaining the secondary current numerical value, a decrease in the generated current relative to the specified one is observed. The authors proposed and tested a technique for determining the parasitic parameters of the supply mains based on the results of a short circuit test.

**Keywords:** supply mains parameters; phase control during resistance welding; resistance welding; resistance welding control under disturbances; resistance welding diagnostics; simulation of electric processes; phase control; welding current measurement and control.

**For citation:** Klimov A.S., Kudinov A.K., Klimov V.S., Eltsov V.V., Boldyrev D.A. The influence of the supply mains parameters on the stability of phase control during resistance welding. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. C. 53–60. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-3-65-5](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-3-65-5).

## Формирование биметаллического материала Ti–Al

### методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства

© 2023

Лучин Андрей Владимирович\*<sup>1</sup>, аспирант,

инженер-исследователь лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

Астафурова Елена Геннадьевна<sup>2</sup>, доктор физико-математических наук, доцент,

главный научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

Астафуров Сергей Владимирович<sup>3</sup>, кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

Реунова Ксения Андреевна<sup>4</sup>, аспирант,

младший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

Загibalова Елена Андреевна<sup>5</sup>, студент,

инженер лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах

Колубаев Евгений Александрович<sup>6</sup>, доктор технических наук, профессор, директор

Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск (Россия)

\*E-mail: luchin250398@yandex.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4020-0755>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1318-1010>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Поступила в редакцию 20.06.2023

Принята к публикации 21.08.2023

**Аннотация:** В настоящее время в аэрокосмической промышленности и авиастроении существует запрос на новые конструкционные материалы, обладающие достаточно высокой механической прочностью, тепловой ползучестью, стойкостью к коррозии и окислению. Обычные сплавы, используемые для этих целей, слишком тяжелы. В то же время альтернативные легкие материалы, такие как сплавы на основе Ti–Al, имеют множество недостатков при производстве традиционными методами. В данной работе рассмотрена возможность получения сплавов на основе Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Изучены химический и фазовый составы, микроструктура и микротвердость биметаллического сплава Ti–Al, полученного данным методом. Обнаружено образование пяти характерных областей между титановой и алюминиевой частями биметаллической заготовки. Зона смешивания состоит из интерметаллидов TiAl и TiAl<sub>3</sub>, что подтверждается исследованием ее микроструктуры, химического и фазового составов. По результатам рентгеновского дифракционного анализа и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии можно предположить, что объемная доля интерметаллида TiAl в зоне смешивания выше, чем доля фазы TiAl<sub>3</sub>. Средняя микротвердость зоны смешивания составляет 450 HV ( $\approx 4,4$  ГПа). В зоне смешивания сформировалась развитая дендритная микроструктура и равномерное распределение фаз без привязки к дендритным и междендритным зонам. Трещины, появляющиеся в этой области, заполняются материалом верхних слоев, поэтому материал беспористый и бездефектный. Это показывает принципиальную возможность получения интерметаллидных сплавов Ti–Al с использованием ЭЛАП.

**Ключевые слова:** электронно-лучевое аддитивное производство; алюминид титана; Ti–Al; TiAl<sub>3</sub>; титан; алюминий; интерметаллиды; микроструктура; микротвердость.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственного научного задания Института физики прочности и материаловедения СО РАН, проект № FWRW-2022-0005).

Исследования выполнены с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения СО РАН.

Авторы благодарят Рубцова В.Е. и Никонова С.Ю. за помощь при аддитивном производстве материала.

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

**Для цитирования:** Лучин А.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Реунова К.А., Загibalова Е.А., Колубаев Е.А. Формирование биметаллического материала Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 61–70. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-6.

## ВВЕДЕНИЕ

Сплавы, наиболее часто используемые в аэрокосмической промышленности и производстве лопаток для турбин двигателей, представляют собой суперсплавы

на основе Ni, Co или Fe. Они обеспечивают достаточную механическую прочность, высокую термическую ползучесть, стойкость к коррозии и окислению [1]. Все эти группы сплавов имеют достаточно высокую плотность, что делает их менее эффективными с точки

зрения разумного использования подъемной силы, расхода топлива и, как следствие, количества выбросов CO<sub>2</sub> [2]. Следовательно, встает вопрос о возможности получения альтернативных сплавов, которые были бы достаточно легкими и обладали бы всеми вышеперечисленными свойствами.

Низкая плотность ( $\approx 3,8$  г/см<sup>3</sup>), хорошая стойкость к высокотемпературной ползучести и окислению – важнейшие свойства сплавов на основе Ti–Al, используемых в авиакосмической, авиационной и автомобильной промышленности. Удельный предел текучести этих сплавов значительно выше, чем у используемых в авиационной традиционных сплавов на основе Ti и Ni. Особенно эта разница заметна в диапазоне температур 600–1000 °C [3]. Кроме того, интерметаллид TiAl несколько дешевле по стоимости и имеет меньшую плотность по сравнению со сплавами на основе Ti, средняя плотность которых составляет  $\approx 4,5$  г/см<sup>3</sup> [1]. Интерметаллид TiAl по значениям плотности, прочности и возможных температур эксплуатации может конкурировать с традиционными сплавами на основе Al, используемыми в авиационной [4].

Основным недостатком интерметаллида TiAl, ограничивающим его широкое применение, является его низкая пластичность (менее 2 %) при комнатной температуре [5]. Существуют подходы к повышению пластичности путем интенсивной пластической деформации и термической обработки, которые включают упрочнение нанодвойниками или выделяющимися частицами, формирование нанозернистой градиентной структуры или бимодальной микроструктуры [6]. Использование этих методик в интерметаллидах TiAl позволяет достигнуть перед разрушением деформации в  $\approx 14$  %. Кроме того, понимание фазовых превращений и использование термической обработки позволило начать применение сплавов на основе Ti–Al в автомобильной и авиационной промышленности [7; 8].

Производство и обработка сплавов на основе Ti–Al сопряжены с рядом трудностей. Наиболее экономически выгодным способом их производства является литье, однако этот метод позволяет получать крупнозернистые слоистые образцы с высокой анизотропией и дефектами, характерными для данного вида производства [9–11]. В другом исследовании авторы попытались минимизировать недостатки литья путем подбора температур, скоростей охлаждения и материала тигля. Им удалось получить однородную структуру без макроскопических дефектов, однако полученные заготовки имели низкое качество поверхности и требовали дополнительной обработки [12]. Очевидно, что такое качество продукции неприемлемо для авиационной и аэрокосмической техники.

Другие традиционные методы производства сплавов, такие как порошковая металлургия и обработка давлением (прокатка, ковка, экструзия), имеют множество недостатков. Одним из недостатков является большой рабочий цикл механической обработки для получения необходимой точности размеров и геометрической формы деталей, а также необходимость дополнительной термической обработки и перерасход материала. Для порошковой металлургии характерны высокая пористость, примеси кислорода, низкая пластичность материала и необходимость дополнительной обработки [13].

В настоящее время исследователи ищут оптимальный способ производства интерметаллидов методами аддитивного производства (АП). Основными преимуществами технологий АП являются экономичность (нет необходимости дополнительной работы с отходами), высокая размерная точность и вариативность формы деталей. Эти технологии можно разделить на три основные группы: проволочное АП, порошковое АП и АП спеканием или сплавлением порошков [13–15]. Первые два позволяют получать детали широкого размерного диапазона с высокой скоростью производства, тогда как третий не подходит для крупногабаритных деталей, но имеет хорошую размерную точность и меньшую шероховатость поверхности. Последний метод имеет серьезный недостаток, не зависящий от используемого источника тепла (лазер или электронный луч). Проблема заключается в значительном температурном градиенте и высокой скорости охлаждения материала, что приводит к неоднородной структуре сплава с большим количеством трещин [13–15]. Некоторые исследователи предлагают численные термодинамические модели роста слоев, позволяющие оптимизировать процесс плавления порошков. Так, показано, что режим сканирования, в частности шаг сканирования электронным лучом, больше всего влияет на качество поверхностного слоя [16].

Выбор электронного луча в качестве источника энергии является оптимальным с точки зрения цены, стабильности и управляемости процессом АП по сравнению с лазерным лучом и дугой. Вакуум, необходимый при обработке титана, обеспечивает высокую чистоту получаемого продукта [17; 18].

Использование проволок в качестве сырья позволяет минимизировать количество примесей и пор и, как следствие, избежать структурной неоднородности. Этот подход также имеет большой потенциал для использования в промышленности, поскольку ассортимент, доступность и качество проволок значительно превосходят таковые для порошков [19; 20].

Цель исследования – рассмотрение возможности получения сплавов на основе Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства, изучение химического и фазового составов, микроструктуры и микротвердости биметаллического материала, полученного аддитивным способом, с акцентом на переходную зону между титановым и алюминиевым слоями.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Биметаллическая заготовка (рис. 1 а) изготавливалась методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Установка ЭЛАП (разработана в Институте физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук) состояла из вакуумной камеры, механизма подачи проволоки, источника электронного луча и подвижного тросового стола.

Исходное сырье представлено двумя видами проволок: из титана (Grade 2; Ti–0,25Fe–0,2H–0,2O–0,1Si–0,07C–N<sub>0,04</sub>) и алюминия (EN ISO 18273; 99,8Al–0,13Fe–0,01Cu–0,01Mn–0,02Si–0,01V). Диаметр проволоки составлял 1,2 мм. Заготовка перемещалась по подложке из низкоуглеродистой стали и плавилась под

электронным пучком. Химический состав стали: Fe–1,9Mn–0,8Si–0,08C мас. %. Для каждого последующего слоя происходило изменение координаты  $Z$  и поворот на  $180^\circ$ . Первые 14 слоев состояли из титановой проволоки, затем наносилось 14 слоев алюминиевой проволоки. Толщина каждого слоя в полученной заготовке составляла  $\approx 0,5$  мм. В ходе процесса сила тока пучка изменялась с 55 до 33 мА для слоев титана и с 13 до 16 мА для слоев алюминия. Частота сканирования и скорость подачи проволоки составляли 100 Гц и 5,8 мм/с соответственно. Процесс ЭЛАП проводился в вакуумной камере при давлении  $10^{-3}$  Па. Исследуемый образец размером  $13 \times 7 \times 1$  мм (рис. 1 б) вырезался из заготовки электроэрозионной обработкой.

Образец механически шлифовался и полировался. Для травления образца использовался раствор фтороводородной кислоты, азотной кислоты и воды в соотношении 25:7:3. Микроструктуру и морфологию поверхности образца изучали на сканирующем электронном микроскопе Argeo 2 SEM (СЭМ, Thermo Fisher Scientific, Чехия) в режиме обратно рассеянных электронов (ОРЭ). Для анализа элементного состава использовали сканирующий электронный микроскоп LEO EVO 50 (Zeiss, Германия) с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС). Определение фазового состава образцов проводили методом рентгеновской дифракции на дифрактометре ДРОН 7 («Буревестник», Санкт-Петербург, Россия) с Co-K $\alpha$ -излучением. Рентгеноструктурный анализ проводился на срезе, параллельном подложке на участке между Ti и Al (пунктирная линия на рис. 2). Для оценки механических свойств применялся микротвердомер AFFRI DM8 (Affri, Италия). Нагрузка на индентор по Виккерсу составляла 100 г, время нагрузки – 10 с.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 2 представлено металлографическое изображение образца из изготовленной методом ЭЛАП биметаллической заготовки. После травления образца видна разница оттенков между темно-серым Ti и светло-серым Al. Область I представляет собой слои титана вблизи стальной подложки, где осуществляется смешивание титанового слоя с материалом подложки. Область II – часть титанового слоя, расположенная рядом с зоной смешивания титана и алюминия. Зона смешивания, обозначенная как область III, соответствует смеси компонентов Ti и Al в плавильной ванне. Область IV – промежуточный слой между зоной смешивания и областью чистого алюминия. Последняя область представлена слоями чистого алюминия и соответствует области V.

Области V и I являются наиболее удаленными от зоны смешивания участками, их составы соответствуют материалам проволоки из чистого алюминия и титана соответственно. Поскольку наибольший интерес для исследования представляет зона смешивания и ближайшие области, анализ элементного состава для областей V и I не проводился. По данным ЭДС, элементный состав области VI представлен алюминием, а титан практически отсутствует (<1 %) (таблица 1). В области III содержится большое количество Al ( $\approx 52$  %) и Ti ( $\approx 44$  %). Согласно фазовой диаграмме TiAl такое соотношение компонентов может соответствовать

фазе  $\gamma$ -TiAl. СЭМ-изображение микроструктуры показывает, что в зоне смешивания имеются трещины, заполненные слоями алюминия (рис. 3 а). Заметно, что область III имеет развитую дендритную микроструктуру (рис. 3 б). Отсутствие композиционного контраста на СЭМ-изображении в режиме ОРЭ свидетельствует о равномерном распределении фаз без привязки к дендритным и междендритным областям. Таким образом, область III представляет наибольший интерес с точки зрения возможности нахождения биметаллических сплавов на основе Ti и Al. По этой причине дальнейшие исследования сосредоточены именно на этой области. В зоне II содержится значительный объем титана ( $\approx 90$ – $92$  %) и железа ( $\approx 7$ – $9$  %), но практически отсутствует алюминий (<1 %).

На рентгенограмме образца, изготовленного методом ЭЛАП, фазовый состав в зоне III представлен фазами TiAl и TiAl<sub>3</sub> (рис. 4). Небольшой пик, соответствующий  $41,5^\circ$  (111), можно объяснить только наличием незначительного количества фазы  $\alpha$ -Ti. Интенсивность пиков, особенно первых двух наиболее интенсивных пиков  $45,0^\circ$  (111) и  $52,4^\circ$  (002), показывает, что интерметаллид TiAl заметно преобладает над TiAl<sub>3</sub>. Кроме того, невозможно отрицать наличие фазы алюминия, поскольку он имеет общие пики с интерметаллидной фазой TiAl.

Поскольку границы между областями II, III и IV не плоские, слои Ti и Al, прилегающие к области III, находятся в поле рентгеноструктурного анализа. Из-за этого в области III обнаруживается фаза  $\alpha$ -Ti, стабилизированная алюминием из вышележащих слоев. В то же время в области II наблюдается стабилизация фазы  $\beta$ -Ti за счет присутствия железа, диффундирующего из подложки (рис. 5, таблица 1).

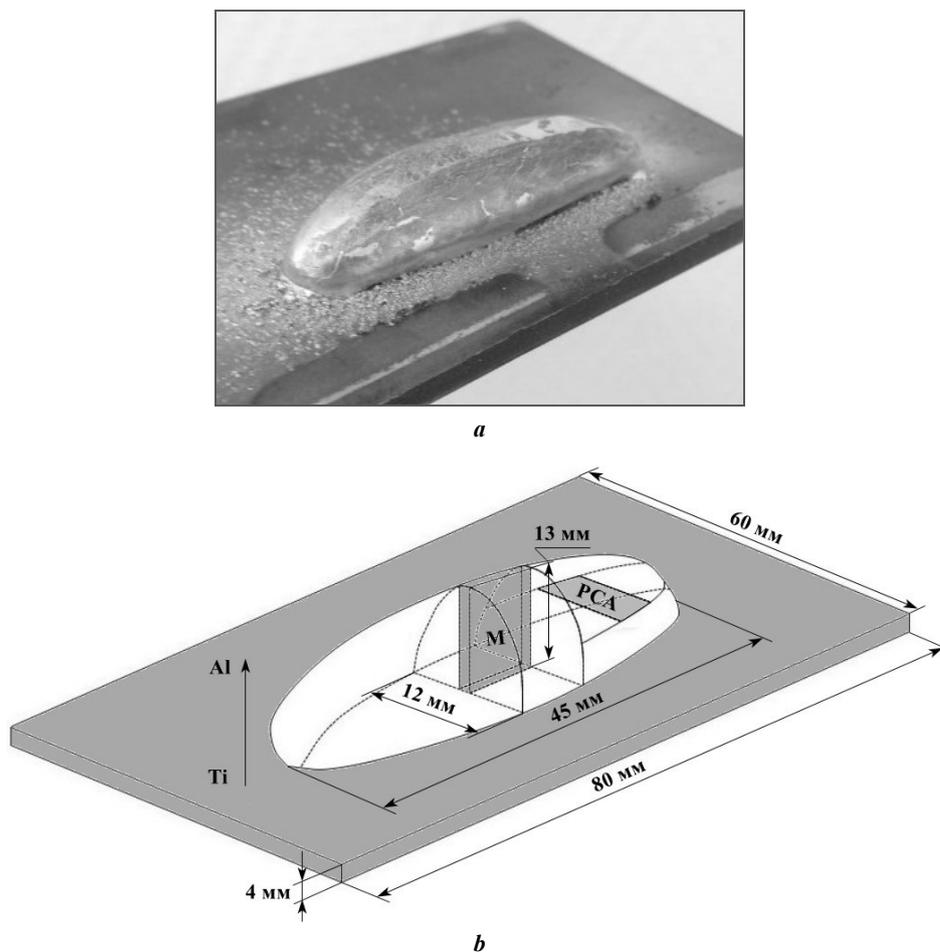
Микротвердость образца биметаллического сплава Ti–Al, изготовленного методом ЭЛАП, изменяется на протяжении всей заготовки (рис. 6). Это свидетельствует о значительном различии прочностных свойств ее областей.

Микротвердость областей I и II составляет  $\approx 530$  HV ( $\approx 5,2$  ГПа) и  $\approx 390$  HV ( $\approx 3,8$  ГПа) соответственно. Среднее значение микротвердости в области III составляет 450 HV ( $\approx 4,4$  ГПа). В свою очередь, микротвердость зоны IV несколько отличается от значения для чистого алюминия и составляет около 70 HV. Микротвердость алюминиевого слоя в области V равна 30 HV.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

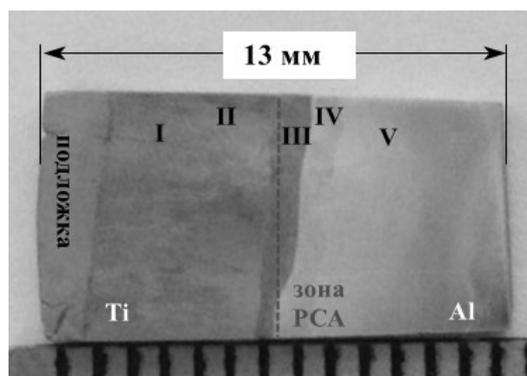
Как было показано на рис. 2, метод ЭЛАП позволил получить биметаллическую заготовку сплава системы Ti–Al. Она легко разделяется по серым оттенкам на пять характерных областей с различным химическим и фазовым составом. Результаты испытаний на микротвердость также позволяют различить их по заметным изменениям микротвердости по толщине образца.

Предположительно, первые наплавленные слои, относящиеся к областям I и II, имеют фазовый состав титановой проволоки Grade 2, представленный фазой  $\alpha$ -Ti. Однако значения микротвердости этих участков значительно выше, чем у чистого титана Grade 2, состоящего из фазы  $\alpha$ -Ti ( $\approx 1,5$  ГПа) [21]. Показано, что по результатам рентгеноструктурного анализа область II



**Рис. 1.** Заготовка сплава Ti–Al, полученная методом ЭЛАП (а), и сечения, выбранные для исследования микроструктуры (М) и фазового состава (РСА) (b)

**Fig. 1.** EBAM-fabricated Ti–Al alloy billet (a) and extracted sections for study of the microstructure (M) and phase composition (PCA) (b)



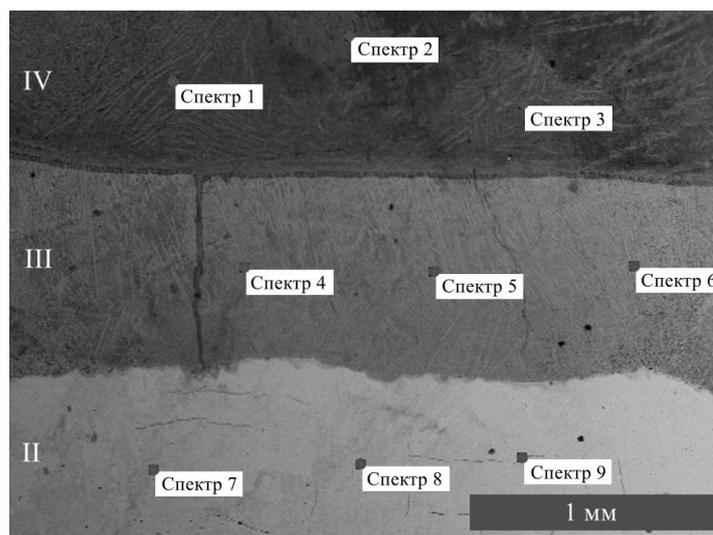
**Рис. 2.** Общий вид исследуемого образца, извлеченного из биметаллической заготовки, полученной методом ЭЛАП и показанной на рис. 1 б. Цифры I, II, III, IV, V обозначают характерные зоны, выявленные травлением образца.

**Fig. 2.** The common view of the studied sample extracted from the EBAM-fabricated bimetallic billet as shown in Fig. 1 b. Numbers I, II, III, IV, V show characteristic zones revealed by etching of the sample.

- I – зона слоя титана вблизи материала подложки, где осуществляется их смешивание;
- II – часть титанового слоя, расположенная рядом с зоной смешивания титана и алюминия;
- III – зона смешивания компонентов Ti и Al в плавильной ванне;
- IV – промежуточный слой между зоной смешивания и областью чистого алюминия; V – слои чистого алюминия

Таблица 1. Результаты ЭДС для областей II, III, IV сплава Ti–Al, полученного методом ЭЛАП  
 Table 1. EDS data for areas II, III, IV of the EBAM-fabricated Ti–Al alloy sample

Область	Спектр	Al	Ti	Fe
		Атомный %		
IV	1	99,87	0,11	0,02
	2	99,99	0,01	0,00
	3	99,80	0,11	0,09
III	4	52,55	42,83	4,62
	5	57,07	40,96	1,97
	6	58,15	38,85	3,00
II	7	0,06	90,70	9,24
	8	0,89	91,40	7,71
	9	0,24	92,45	7,31



a



b

Рис. 3. СЭМ-изображение микроструктуры и точек ЭДС для областей II, III, IV (a) и СЭМ-изображение в режиме ОРЭ области III сплава Ti–Al, полученного методом ЭЛАП (b)

Fig. 3. SEM-image of microstructure and EDS points for areas II, III, IV (a) and BSE mode SEM-image of area III (b) of the EBAM-fabricated Ti–Al alloy sample

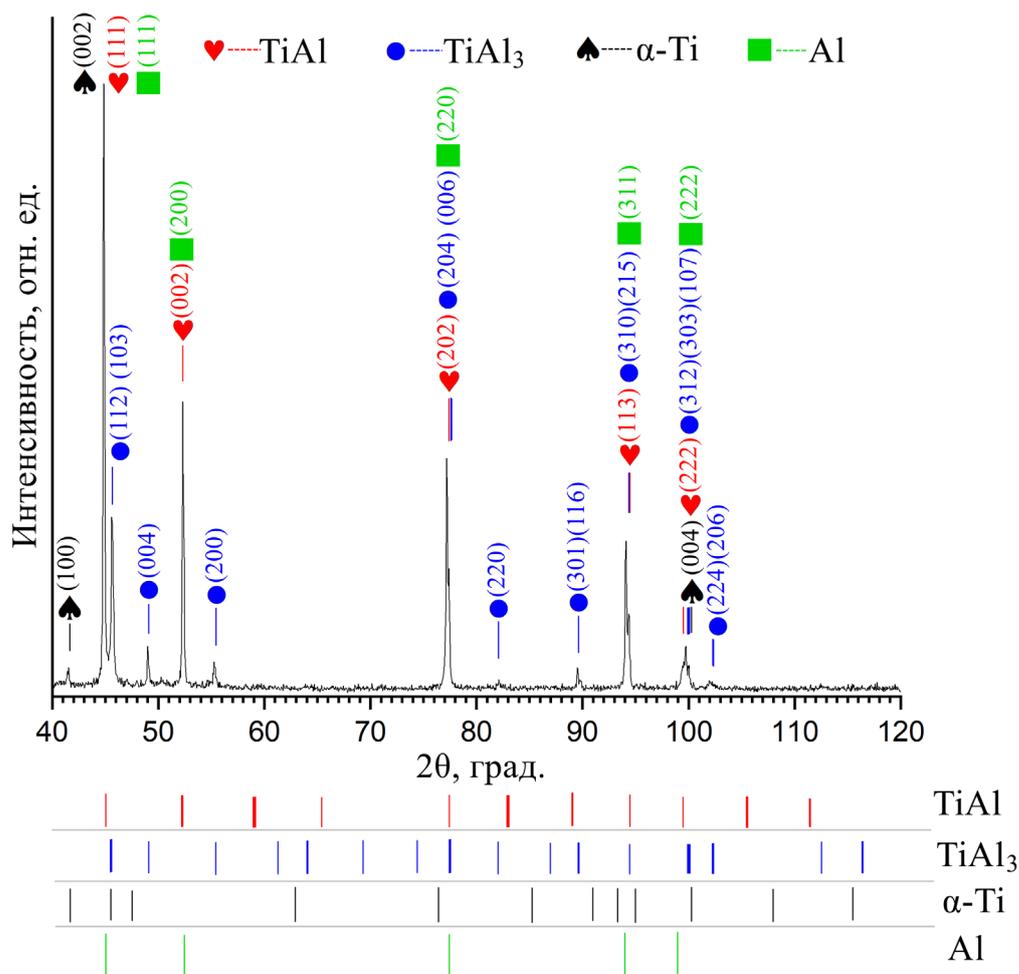


Рис. 4. РДА-дифрактограмма области III образца биметаллического Ti-Al сплава, полученного методом ЭЛАП  
 Fig. 4. XRD pattern of EBAM-fabricated bimetallic Ti-Al alloy sample in area III

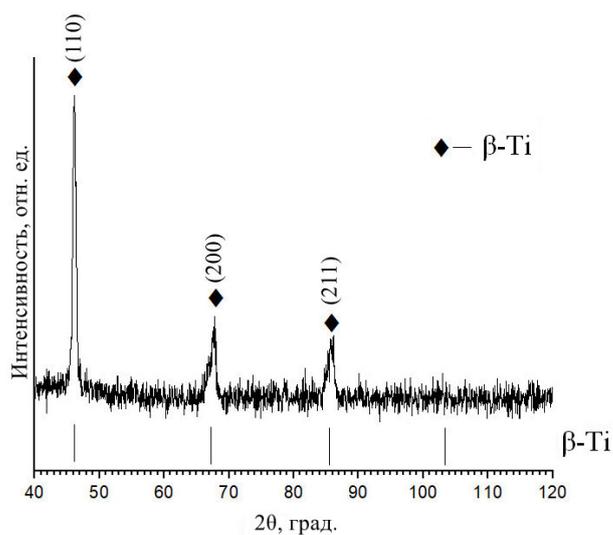
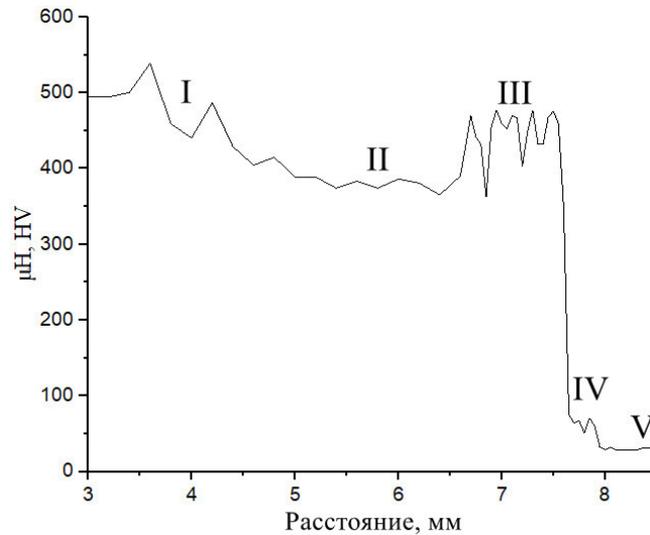


Рис. 5. РДА-дифрактограмма области II образца, полученного методом ЭЛАП  
 Fig. 5. XRD pattern of EBAM-fabricated sample in area II



**Рис. 6.** Зависимость микротвердости от расстояния от подложки образца, полученного методом ЭЛАП  
**Fig. 6.** Microhardness vs the distance from the substrate of EBAM-fabricated sample

предположительно представлена раствором  $\beta$ -Ti (рис. 5). Образование фазы  $\beta$ -Ti в чистом титане возможно, когда температура термообработки достигает точки фазового превращения в  $\approx 590$  °С и осуществляется закалка [22]. Температура плавильной ванны, достигаемая в процессе ЭЛАП, существенно превышает 590 °С, а скорость охлаждения заготовки достаточно низкая [23]. Это означает, что в результате охлаждения фазовый состав материала будет представлен фазой  $\alpha$ -Ti. Однако наличие железа в этих областях, подтвержденное данными ЭДС, велико и достаточно для предотвращения образования фазы  $\alpha$ -Ti, поскольку железо является сильным стабилизатором  $\beta$ -фазы [24]. Увеличение значений микротвердости от области II к области I в направлении подложки следует связывать с изменением химического и фазового составов материала [25]. Согласно фазовой диаграмме системы Fe–Ti, рост микротвердости может быть результатом появления интерметаллида FeTi [22]. Увеличение концентрации железа в направлении подложки способствует увеличению объема интерметаллической фазы, а значит, и прочностных характеристик.

Данные ЭДС для области III показывают небольшое отклонение от эквиатомного соотношения между компонентами алюминия и титана в сторону первого (таблица 1). Рентгеноструктурный анализ подтвердил, что полученный сплав представлен на этом участке интерметаллидами TiAl и TiAl<sub>3</sub>, фазами Al и  $\alpha$ -Ti (рис. 4). Предположительно, наличие алюминия в области III обеспечивает присутствие незначительного количества фазы  $\alpha$ -Ti, поскольку алюминий способствует стабилизации фазы  $\alpha$ -Ti [24]. Кроме того, в этой области можно обнаружить чистый Al благодаря заполнению трещин алюминием (рис. 3 а): материал верхнего алюминиевого слоя в области IV заполнил эти трещины при затвердевании слоев в области III. Таким образом происходит процесс «заклипания» трещин, возникающих в области III

при последующем наплавлении. Благодаря этому в зоне смешения отсутствуют пустоты и трещины. Очевидно, что количество алюминиевой фазы в зоне смешения не должно быть большим. Это следует из того, что по данным ЭДС количество титана велико и не может быть представлено лишь ничтожно малым количеством фазы  $\alpha$ -Ti.

Среднее значение микротвердости в области III составляет 450 HV ( $\approx 4,4$  ГПа) и соответствует возможному диапазону от 3 до 5 ГПа для интерметаллидов на основе TiAl (рис. 6) [26]. Этот диапазон достаточно широк, поскольку микротвердость зависит от микроструктуры, точной стехиометрии фазового состава и элементного состава. Кроме того, чрезвычайно сложно получить однородный однофазный интерметаллид. Таким образом, фазовый состав этой области в основном представлен смесью интерметаллидов TiAl и TiAl<sub>3</sub>, причем первый преобладает над вторым.

Область IV определялась как промежуточный слой между зоной смешения и областью чистого алюминия (область V). По данным ЭДС, элементный состав области IV представлен алюминием, а титан практически отсутствует (<1 %) (таблица 1). Как уже отмечалось, микротвердость области IV выше, чем характерно для чистого алюминия (рис. 6). Это может быть связано с образованием небольшой переходной зоны между областью III и слоем чистого алюминия в области V. Возможно, эта зона представляет собой механическую смесь чистого алюминия и интерметаллида TiAl<sub>3</sub> и твердого раствора на основе Al Al(Ti). Однако эта зона достаточно мала и, по-видимому, не соответствует данным ЭДС, представленным для области IV. Таким образом, требуется более точное изучение ее химического и фазового составов. Поскольку микротвердость области V равна микротвердости чистого алюминия, можно предположить, что область V имеет тот же химический состав [27].

**ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ**

В данной работе представлена возможность получения сплавов на основе Ti–Al методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства. Определены химический и фазовый составы, микроструктура и микротвердость биметаллического материала системы Ti–Al, полученного аддитивным способом, с акцентом на переходную зону между титановым и алюминиевыми слоями.

Метод ЭЛАП позволяет получить сплав на основе Ti–Al, представленный смесью интерметаллидов TiAl, TiAl<sub>3</sub> и незначительного количества фаз чистого алюминия и титана. Интенсивность рентгеноструктурных пиков, соотношение химических составов и значения микротвердости показывают, что интерметаллид TiAl заметно преобладает над TiAl<sub>3</sub>. Средняя микротвердость зоны смешивания составляет 450 HV (≈4,4 ГПа). В зоне присутствует развитая дендритная микроструктура и равномерное распределение фаз без привязки к дендритным и междендритным зонам. Появляющиеся в этой области трещины заполняются материалом верхних слоев. Таким образом, весь материал полученного биметаллического материала бездефектен. Однако факт наличия железа из материала подложки в слоях заготовки требует изменения и оптимизации режима ЭЛАП для получения качественной биметаллической заготовки.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

- Gialanella S., Malandrucolo A. Chapter 4. Titanium and Titanium Alloys // *Aerospace alloys*. Switzerland: Springer, 2020. P. 129–189. DOI: [10.1007/978-3-030-24440-8](https://doi.org/10.1007/978-3-030-24440-8).
- Rao K.A. Nickel Based Superalloys – Properties and Their Applications // *International Journal of Management, Technology and Engineering*. 2018. Vol. 8. № V. P. 268–277.
- Clemens H., Smarsly W., Güther V., Mayer S. Advanced intermetallic titanium aluminides // *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*. 2016. P. 1189–1200. DOI: [10.1002/9781119296126.ch203](https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch203).
- Dwivedi P., Siddiquee A.N., Maheshwari S. Issues and requirements for aluminum alloys used in aircraft components: state of the art // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021. Vol. 62. P. 212–225. DOI: [10.3103/S1067821221020048](https://doi.org/10.3103/S1067821221020048).
- Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. TiAl alloys in commercial aircraft engines // *Materials at High Temperatures*. 2016. Vol. 33. № 4-5. P. 549–559. DOI: [10.1080/09603409.2016.1183068](https://doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068).
- Edalati K., Toh S., Iwaoka H., Watanabe M., Horita Z., Kashioka D., Kishida K., Inui H. Ultrahigh strength and high plasticity in TiAl intermetallics with bimodal grain structure and nanotwins // *Scripta Materialia*. 2012. Vol. 67. № 10. P. 814–817. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2012.07.030](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.030).
- Tetsui T. Application of TiAl in a turbocharger for passenger vehicles // *Advanced Engineering Materials*. 2001. Vol. 3. № 5. P. 307–310. DOI: [10.1002/1527-2648\(200105\)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200105)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3).
- Jarvis D.J., Voss D. IMPRESS Integrated Project – an overview paper // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 413-414. P. 583–591. DOI: [10.1016/j.msea.2005.09.066](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.066).
- Clemens H., Kestler H. Processing and applications of intermetallic  $\gamma$ -TiAl-based alloys // *Advanced engineering materials*. 2000. Vol. 2. № 9. P. 551–570. DOI: [10.1002/1527-2648\(200009\)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200009)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U).
- Wu X. Review of alloy and process development of TiAl alloys // *Intermetallics*. 2006. Vol. 14. № 10-11. P. 1114–1122. DOI: [10.1016/j.intermet.2005.10.019](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.10.019).
- Cobbinah P.V., Matizanhuka W.R. Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys // *Advances in Materials Science and Engineering*. 2019. Vol. 2019. P. 1–21. DOI: [10.1155/2019/4251953](https://doi.org/10.1155/2019/4251953).
- Brotzu A., Felli F., Mondal A., Pilone D. Production issues in the manufacturing of TiAl turbine blades by investment casting // *Procedia Structural Integrity*. 2020. Vol. 25. P. 79–87. DOI: [10.1016/j.prostr.2020.04.012](https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.04.012).
- Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022. Vol. 119. № 9-10. P. 5583–5614. DOI: [10.1007/s00170-022-08728-w](https://doi.org/10.1007/s00170-022-08728-w).
- Emiralioglu A., Ünal R. Additive manufacturing of gamma titanium aluminide alloys: a review // *Journal of Materials Science*. 2022. Vol. 57. № 7. P. 4441–4466. DOI: [10.1007/s10853-022-06896-4](https://doi.org/10.1007/s10853-022-06896-4).
- Dzobewu T.C. Additive manufacturing of TiAl-based alloys // *Manufacturing Review*. 2020. Vol. 7. № 35. P. 1–8. DOI: [10.1051/mfreview/2020032](https://doi.org/10.1051/mfreview/2020032).
- Kryukova O.N., Knyazeva A.G. Thermokinetic. Model of a Layer Growth on a Substrate During Electron-Beam Cladding // *Russian Physics Journal*. 2023. Vol. 66. № 1. P. 66–73. DOI: [10.1007/s11182-023-02906-3](https://doi.org/10.1007/s11182-023-02906-3).
- Löber L., Biamino S., Ackelid U., Sabbadini S., Epicoco P., Fino P., Eckert J. Comparison off selective laser and electron beam melted titanium aluminides // *International Solid Freeform Fabrication Symposium*. 2011. DOI: [10.26153/tsw/15316](https://doi.org/10.26153/tsw/15316).
- Negi S., Nambolan A.A., Kapil S., Joshi P.S., Karunakaran K.P., Bhargava P. Review on electron beam based additive manufacturing // *Rapid Prototyping Journal*. 2020. Vol. 26. № 3. P. 485–498. DOI: [10.1108/RPJ-07-2019-0182](https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2019-0182).
- Özel T., Shokri H., Loizeau R. A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing // *Journal of Manufacturing and Materials Processing*. 2023. Vol. 7. № 1. Article number 45. DOI: [10.3390/jmmp7010045](https://doi.org/10.3390/jmmp7010045).
- Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing // *Physical Mesomechanics*. 2022. Vol. 25. № 6. P. 479–491. DOI: [10.1134/S1029959922060017](https://doi.org/10.1134/S1029959922060017).
- Lim H.S., Hwang M.J., Jeong H.N., Lee W.Y., Song H.J., Park Y.J. Evaluation of surface mechanical properties and grindability of binary Ti alloys containing 5 wt % Al, Cr, Sn, and V // *Metals*. 2017. Vol. 7. № 11. Article number 487. DOI: [10.3390/met7110487](https://doi.org/10.3390/met7110487).

22. Kriegel M.J., Wetzel M.H., Treichel A., Fabrichnaya O., Rafaja D. Binary Ti–Fe system. Part I: Experimental investigation at high pressure // *Calphad*. 2021. Vol. 74. Article number 102322. DOI: [10.1016/j.calphad.2021.102322](https://doi.org/10.1016/j.calphad.2021.102322).
23. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A. et al. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review // *Metals*. 2023. Vol. 13. № 2. Article number 279. DOI: [10.3390/ma15030814](https://doi.org/10.3390/ma15030814).
24. Bieler T.R., Trevino R.M., Zeng L. Alloys: titanium // *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*. 2005. P. 65–76. DOI: [10.1016/B0-12-369401-9/00536-2](https://doi.org/10.1016/B0-12-369401-9/00536-2).
25. Sujana G.K., Wu B., Pan Z., Li H. In-Situ Fabrication of Titanium Iron Intermetallic Compound by the Wire Arc Additive Manufacturing Process // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Vol. 51. P. 552–557. DOI: [10.1007/s11661-019-05555-9](https://doi.org/10.1007/s11661-019-05555-9).
26. Chen X.Y., Fang H.Z., Wang Q., Zhang S.Y., Chen R.R., Su Y.Q. Microstructure and microhardness of Ti–48Al alloy prepared by rapid solidification // *China Foundry*. 2020. Vol. 17. P. 429–434. DOI: [10.1007/s41230-020-0090-7](https://doi.org/10.1007/s41230-020-0090-7).
27. Alshabatat N., Al-qawabah S. Effect of 4 % wt. Cu Addition on the Mechanical Characteristics and Fatigue Life of Commercially Pure Aluminum // *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*. 2015. Vol. 9. № 4. P. 297–301.
9. Clemens H., Kestler H. Processing and applications of intermetallic  $\gamma$ -TiAl-based alloys. *Advanced engineering materials*, 2000, vol. 2, no. 9, pp. 551–570. DOI: [10.1002/1527-2648\(200009\)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200009)2:9<551::AID-ADEM551>3.0.CO;2-U).
10. Wu X. Review of alloy and process development of TiAl alloys. *Intermetallics*, 2006, vol. 14, no. 10-11, pp. 1114–1122. DOI: [10.1016/j.intermet.2005.10.019](https://doi.org/10.1016/j.intermet.2005.10.019).
11. Cobbinah P.V., Matizamhuka W.R. Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys. *Advances in Materials Science and Engineering*, 2019, vol. 2019, pp. 1–21. DOI: [10.1155/2019/4251953](https://doi.org/10.1155/2019/4251953).
12. Brotzu A., Felli F., Mondal A., Pilone D. Production issues in the manufacturing of TiAl turbine blades by investment casting. *Procedia Structural Integrity*, 2020, vol. 25, pp. 79–87. DOI: [10.1016/j.prostr.2020.04.012](https://doi.org/10.1016/j.prostr.2020.04.012).
13. Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, no. 9-10, pp. 5583–5614. DOI: [10.1007/s00170-022-08728-w](https://doi.org/10.1007/s00170-022-08728-w).
14. Emiralioglu A., Ünal R. Additive manufacturing of gamma titanium aluminide alloys: a review. *Journal of Materials Science*, 2022, vol. 57, no. 7, pp. 4441–4466. DOI: [10.1007/s10853-022-06896-4](https://doi.org/10.1007/s10853-022-06896-4).
15. Dzobewu T.C. Additive manufacturing of TiAl-based alloys. *Manufacturing Review*, 2020, vol. 7, no. 35, pp. 1–8. DOI: [10.1051/mfreview/2020032](https://doi.org/10.1051/mfreview/2020032).
16. Kryukova O.N., Knyazeva A.G. Thermokinetic. Model of a Layer Growth on a Substrate During Electron-Beam Cladding. *Russian Physics Journal*, 2023, vol. 66, no. 1, pp. 66–73. DOI: [10.1007/s11182-023-02906-3](https://doi.org/10.1007/s11182-023-02906-3).
17. Löber L., Biamino S., Ackelid U., Sabbadini S., Epicoco P., Fino P., Eckert J. Comparison of selective laser and electron beam melted titanium aluminides. *International Solid Freeform Fabrication Symposium*, 2011. DOI: [10.26153/tsw/15316](https://doi.org/10.26153/tsw/15316).
18. Negi S., Nambolan A.A., Kapil S., Joshi P.S., Karunakaran K.P., Bhargava P. Review on electron beam based additive manufacturing. *Rapid Prototyping Journal*, 2020, vol. 26, no. 3, pp. 485–498. DOI: [10.1108/RPJ-07-2019-0182](https://doi.org/10.1108/RPJ-07-2019-0182).
19. Özel T., Shokri H., Loizeau R. A Review on Wire-Fed Directed Energy Deposition Based Metal Additive Manufacturing. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2023, vol. 7, no. 1, article number 45. DOI: [10.3390/jmmp7010045](https://doi.org/10.3390/jmmp7010045).
20. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing. *Physical Mesomechanics*, 2022, vol. 25, no. 6, pp. 479–491. DOI: [10.1134/S1029959922060017](https://doi.org/10.1134/S1029959922060017).
21. Lim H.S., Hwang M.J., Jeong H.N., Lee W.Y., Song H.J., Park Y.J. Evaluation of surface mechanical properties and grindability of binary Ti alloys containing 5 wt % Al, Cr, Sn, and V. *Metals*, 2017, vol. 7, no. 11, article number 487. DOI: [10.3390/met7110487](https://doi.org/10.3390/met7110487).
22. Kriegel M.J., Wetzel M.H., Treichel A., Fabrichnaya O., Rafaja D. Binary Ti–Fe system. Part I: Experimental investigation at high pressure. *Calphad*, 2021, vol. 74, article number 102322. DOI: [10.1016/j.calphad.2021.102322](https://doi.org/10.1016/j.calphad.2021.102322).

## REFERENCES

1. Gialanella S., Malandrucolo A. Chapter 4. Titanium and Titanium Alloys. *Aerospace alloys*. Switzerland, Springer Publ., 2020, pp. 129–189. DOI: [10.1007/978-3-030-24440-8](https://doi.org/10.1007/978-3-030-24440-8).
2. Rao K.A. Nickel Based Superalloys – Properties and Their Applications. *International Journal of Management, Technology and Engineering*, 2018, vol. 8, no. V, pp. 268–277.
3. Clemens H., Smarsly W., Güther V., Mayer S. Advanced intermetallic titanium aluminides. *Proceedings of the 13th World Conference on Titanium*, 2016, pp. 1189–1200. DOI: [10.1002/9781119296126.ch203](https://doi.org/10.1002/9781119296126.ch203).
4. Dwivedi P., Siddiquee A.N., Maheshwari S. Issues and requirements for aluminum alloys used in aircraft components: state of the art. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2021, vol. 62, pp. 212–225. DOI: [10.3103/S1067821221020048](https://doi.org/10.3103/S1067821221020048).
5. Bewlay B.P., Nag S., Suzuki A., Weimer M.J. TiAl alloys in commercial aircraft engines. *Materials at High Temperatures*, 2016, vol. 33, no. 4-5, pp. 549–559. DOI: [10.1080/09603409.2016.1183068](https://doi.org/10.1080/09603409.2016.1183068).
6. Edalati K., Toh S., Iwaoka H., Watanabe M., Horita Z., Kashioka D., Kishida K., Inui H. Ultrahigh strength and high plasticity in TiAl intermetallics with bimodal grain structure and nanotwins. *Scripta Materialia*, 2012, vol. 67, no. 10, pp. 814–817. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2012.07.030](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.07.030).
7. Tetsui T. Application of TiAl in a turbocharger for passenger vehicles. *Advanced Engineering Materials*, 2001, vol. 3, no. 5, pp. 307–310. DOI: [10.1002/1527-2648\(200105\)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3](https://doi.org/10.1002/1527-2648(200105)3:5<307::AID-ADEM307>3.0.CO;2-3).
8. Jarvis D.J., Voss D. IMPRESS Integrated Project – an overview paper. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, vol. 413-414, pp. 583–591. DOI: [10.1016/j.msea.2005.09.066](https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.09.066).

23. Osipovich K., Kalashnikov K., Chumaevskii A. et al. Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing: A Review. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 2, article number 279. DOI: [10.3390/ma15030814](https://doi.org/10.3390/ma15030814).
24. Bieler T.R., Trevino R.M., Zeng L. Alloys: titanium. *Encyclopedia of Condensed Matter Physics*, 2005, pp. 65–76. DOI: [10.1016/B0-12-369401-9/00536-2](https://doi.org/10.1016/B0-12-369401-9/00536-2).
25. Sujan G.K., Wu B., Pan Z., Li H. In-Situ Fabrication of Titanium Iron Intermetallic Compound by the Wire Arc Additive Manufacturing Process. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51, pp. 552–557. DOI: [10.1007/s11661-019-05555-9](https://doi.org/10.1007/s11661-019-05555-9).
26. Chen X.Y., Fang H.Z., Wang Q., Zhang S.Y., Chen R.R., Su Y.Q. Microstructure and microhardness of Ti–48Al alloy prepared by rapid solidification. *China Foundry*, 2020, vol. 17, pp. 429–434. DOI: [10.1007/s41230-020-0090-7](https://doi.org/10.1007/s41230-020-0090-7).
27. Alshabat N., Al-qawabah S. Effect of 4 % wt. Cu Addition on the Mechanical Characteristics and Fatigue Life of Commercially Pure Aluminum. *Jordan Journal of Mechanical & Industrial Engineering*, 2015, vol. 9, no. 4, pp. 297–301.

## Formation of a bimetallic Ti–Al material by a wire-feed electron-beam additive manufacturing

© 2023

*Andrey V. Luchin*<sup>\*1</sup>, postgraduate student,

research engineer of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Elena G. Astafurova*<sup>2</sup>, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Associate Professor,

chief researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Sergey V. Astafurov*<sup>3</sup>, PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Kseniya A. Reunova*<sup>4</sup>, postgraduate student,

junior researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Elena A. Zagibalova*<sup>5</sup>, student, engineer of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory

*Eugeny A. Kolubaev*<sup>6</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, Director

*Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, Tomsk (Russia)*

\*E-mail: [luchin250398@yandex.ru](mailto:luchin250398@yandex.ru)

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4020-0755>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1995-4205>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3532-3777>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1318-1010>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2079-7198>

<sup>6</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7288-3656>

Received 20.06.2023

Accepted 21.08.2023

**Abstract:** Currently, there is a request from aerospace and aircraft for the construction materials with sufficiently high mechanical strength, thermal creep, corrosion and oxidation resistance. The conventional alloys used for these purposes are too heavy. At the same time, alternative light materials such as Ti–Al-based alloys have many flaws, when they are produced by conventional methods. This work considers the possibility to produce the Ti–Al-based alloys by the method of a wire-feed electron-beam additive manufacturing (EBAM). We study the chemical and phase compositions, microstructure and microhardness of a bimetallic Ti–Al alloy, obtained by this method. It is found the formation of five characteristic regions between titanium and aluminum parts of the bimetallic billet. The mixing zone consists of TiAl and TiAl<sub>3</sub> intermetallics, that is confirmed by the investigation of microstructure, chemical and phase compositions. According to XRD (X-ray diffraction) and EDS (energy-dispersive X-ray spectroscopy) analyses, it can be assumed that TiAl intermetallic prevails over TiAl<sub>3</sub> one. The average microhardness of the mixing zone equals to 450 HV (≈4.4 GPa). This zone has developed dendritic microstructure, and even distribution of the phases without link to dendritic and inter-dendritic zones. The cracks appearing in this area are filled with the material of the upper layers, so the whole material is poreless and defect-free. Thus, the results of this work have shown a fundamental possibility to produce the intermetallic Ti–Al alloys with the use of the EBAM.

**Keywords:** electron beam additive manufacturing; titanium aluminide; Ti–Al; TiAl<sub>3</sub>; titanium; aluminum; intermetallics; microstructure; microhardness.

**Acknowledgements:** The work was supported by the Government research assignment for Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, project No. FWRW-2022-0005.

The equipment of the “Nanotech” center of the Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS was utilized.

The authors thank V. Rubtsov and S. Nikonov for their assistance with the additive manufacturing of the material.

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:** Luchin A.V., Astafurova E.G., Astafurov S.V., Reunova K.A., Zagibalova E.A., Kolubaev E.A. Formation of a bimetallic Ti–Al material by a wire-feed electron-beam additive manufacturing. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 61–70. DOI: [10.18323/2782-4039-2023-3-65-6](https://doi.org/10.18323/2782-4039-2023-3-65-6).

## Влияние скорости деформирования на механические свойства и характер разрушения сплава AZ31 и технически чистого магния, предварительно выдержанных в коррозионной среде

© 2023

*Мерсон Евгений Дмитриевич*\*<sup>1</sup>, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

*Полюянов Виталий Александрович*<sup>2</sup>, кандидат технических наук, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

*Мягких Павел Николаевич*<sup>3</sup>, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий

*Мерсон Дмитрий Львович*<sup>4</sup>, доктор физико-математических наук, профессор, директор НИИ прогрессивных технологий

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти (Россия)*

\*E-mail: Mersoned@gmail.com

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518>

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

*Поступила в редакцию 15.11.2022*

*Принята к публикации 02.12.2022*

**Аннотация:** Магниевые сплавы являются перспективными материалами для использования в авиации, автомобилестроении и медицине, однако, вследствие низкой стойкости к коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН), область их применения ограничена. Для создания сплавов, обладающих высокой стойкостью к КРН, требуется всестороннее изучение природы этого явления. Ранее было высказано предположение, что важную роль в механизме КРН может играть диффузионно-подвижный водород и продукты коррозии, образующиеся на поверхности магния. Однако вклад каждого из этих факторов в охрупчивание магния и его сплавов, вызванное КРН, мало изучен. Поскольку влияние диффузионно-подвижного водорода на механические свойства металлов усиливается с уменьшением скорости деформирования, актуальной задачей является исследование скоростной чувствительности восприимчивости сплавов магния к КРН. В настоящей работе исследовались технически чистый магний в литом состоянии и сплав AZ31: изучалось влияние скорости деформирования в диапазоне от  $5 \cdot 10^{-6}$  до  $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  на механические свойства, состояние боковой поверхности и излома материалов до и после выдержки в коррозионной среде и после удаления продуктов коррозии. Установлено, что предварительная выдержка в коррозионной среде приводит к охрупчиванию сплава AZ31, но не влияет на механические свойства и характер разрушения чистого магния. Обнаружено, что охрупчивание сплава AZ31, вызванное предварительной выдержкой в коррозионной среде, проявляется в полной мере только при низкой скорости деформирования и только в том случае, если на поверхности образцов присутствует слой продуктов коррозии. Показано, что изменение скорости деформирования оказывает незначительное влияние на свойства чистого магния. Сделан вывод о том, что основной причиной охрупчивания сплава AZ31 после выдержки в коррозионной среде является слой продуктов коррозии, который, предположительно, содержит охрупчивающие агенты, такие как водород и остаточная коррозионная среда.

**Ключевые слова:** магниевые сплавы; AZ31; магний; коррозионное растрескивание под напряжением; коррозия; скорость деформирования; механические свойства.

**Благодарности:** Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-00592.

**Для цитирования:** Мерсон Е.Д., Полюянов В.А., Мягких П.Н., Мерсон Д.Л. Влияние скорости деформирования на механические свойства и характер разрушения сплава AZ31 и технически чистого магния, предварительно выдержанных в коррозионной среде // *Frontier Materials & Technologies*. 2023. № 3. С. 71–82. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-7.

### ВВЕДЕНИЕ

Воздействие коррозионной среды на металл, к которому приложено внешнее или внутреннее механическое напряжение, облегчает зарождение и распространение трещин. Данное явление, называемое коррозионным растрескиванием под напряжением (КРН), является распространенной причиной внезапного разрушения элементов промышленного оборудования и конструкций, а также других металлических изделий, работающих в условиях

контакта с агрессивной средой. В лучшем случае выход из строя той или иной детали становится причиной экономических потерь, например связанных с мероприятиями по остановке производства и ремонту, а в худшем – приводит к техногенным катастрофам, нередко сопровождающимся человеческими жертвами. Данному пагубному явлению подвержено большинство конструкционных металлов и сплавов, включая углеродистые и нержавеющие стали, сплавы на основе меди, титана, алюминия, магния, а также многие другие.

Проблеме КРН магниевых сплавов уделяется в последнее время особое внимание. Поскольку данные материалы обладают наивысшей удельной прочностью среди известных конструкционных сплавов, они представляют большой интерес для авиа- и автомобилестроения, а также других отраслей промышленности, в которых вес продукции является одним из важнейших параметров. Однако условия эксплуатации большого количества транспортных средств, в том числе наземных и воздушных, являются благоприятными для развития КРН, так как подразумевают контакт нагруженных деталей с агрессивными средами, например соленой водой или влажным воздухом.

Кроме того, активно развивается направление использования магниевых сплавов в медицинских биорезорбируемых имплантатах, способных растворяться в организме человека, не причиняя ему вреда. Применение данных изделий, например, в виде пластин и винтов для скрепления отломков костей при переломах, позволяет избежать повторной операции, которая обычно требуется после завершения лечения для извлечения традиционных нерастворимых временных имплантатов из титана или нержавеющей стали. Вживленный имплантат постоянно испытывает статические и знакопеременные нагрузки, находясь в агрессивной по отношению к магнию естественной внутренней среде человеческого организма. Поскольку по мере растворения изделия его сечение постепенно уменьшается, такие условия эксплуатации сопряжены с особенно высоким риском преждевременного хрупкого разрушения имплантата по причине КРН.

Таким образом, получение магниевых сплавов с повышенной стойкостью к КРН является актуальной задачей, решение которой требует всестороннего изучения природы данного явления. В вопросе выбора подходов формирования микроструктуры, обладающей высокой сопротивляемостью КРН, ключевое значение имеет понимание механизмов зарождения и распространения трещин в коррозионной среде. Во многих работах было показано, что зарождение трещин при КРН происходит на вытянутых коррозионных язвах, которые формируются путем локального анодного растворения магния [1; 2]. Однако единое мнение о механизме дальнейшего распространения трещины в настоящее время отсутствует. Большинство исследователей склонны считать, что рост трещин в магниевых сплавах в условиях КРН контролируется диффузионно-подвижным водородом, который проникает в металл в результате катодной реакции восстановления водорода, протекающей на поверхности магния в водных коррозионных растворах [3; 4]. В пользу данной версии приводятся следующие аргументы. Во-первых, с помощью газового анализа было экспериментально показано, что выдержка в коррозионной среде приводит к росту концентрации водорода в чистом магнии [5], а также в сплавах Mg–7,5%Al [6], AZ31 и ZK60 [5; 7]. Во-вторых, установлено, что чистый магний [8], а также ряд магниевых сплавов, включая AZ31 [7], AZ91 [9], AZ80 [10], ZK21 [11], ZK60 [7], Mg–2Zn–1Nd–0,6Zr [12] и др. [13–15] претерпевают охрупчивание, называемое предэкспозиционным КРН (ПКРН), которое проявляется при растяжении на воздухе, если перед испытанием образцы этих материалов были выдержаны в коррозионной среде. В-третьих, степень охрупчивания в результате ПКРН уменьшается с увеличением скорости де-

формации [16], что является одним из характерных признаков водородной хрупкости многих металлов и сплавов, например сталей и алюминиевых сплавов [17; 18]. В-четвертых, так же, как и водородная хрупкость, ПКРН магниевых сплавов может быть частично или полностью устранено путем вылеживания образцов на воздухе или в вакууме при комнатной или повышенной температуре после выдержки в коррозионной среде [19; 20].

На первый взгляд, отмеченные особенности КРН и ПКРН магниевых сплавов действительно весьма схожи с особенностями водородной хрупкости, наблюдаемыми в других металлах, что натолкнуло многих исследователей на мысль об аналогии механизмов, управляющих этими явлениями. Тем не менее результаты ряда последних работ показали, что КРН и ПКРН магниевых сплавов могут развиваться и в отсутствие диффузионно-подвижного водорода в их объеме. Так, в работах [5; 7] установлено, что концентрация диффузионно-подвижного водорода в образцах чистого магния, а также сплавов AZ31 и ZK60, которые подвергались испытаниям на ПКРН или выдержке в коррозионной среде, была ничтожно мала, если перед газовым анализом с их поверхности были удалены продукты коррозии (чего в более ранних работах не делалось). Более того, было установлено, что удаление слоя продуктов коррозии с образцов сплавов AZ31 и ZK60, выдержанных в коррозионной среде, приводит к полному восстановлению их механических свойств и устранению каких-либо признаков ПКРН, включая отрицательную скоростную зависимость потери пластичности у сплава ZK60 [7; 16]. Таким образом, было доказано, что ключевую роль в механизме ПКРН может играть слой продуктов коррозии, образующийся на поверхности сплава при взаимодействии с коррозионной средой. В [16] было сделано предположение, что данный слой выполняет роль контейнера для «охрупчивающих агентов», а именно водорода и остаточной коррозионной среды, которые в процессе роста трещины могут диффундировать по объему трещины к ее вершине, способствуя таким образом ее распространению. Наличие коррозионной среды, как и водорода, в слое продуктов коррозии в сплаве ZK60 было экспериментально подтверждено в работе [20].

В то же время подавление ПКРН магниевых сплавов с ростом скорости деформирования, вероятно, указывает на тот факт, что скорость роста трещины ограничивается скоростью диффузии охрупчивающих агентов от поверхности к вершине этой трещины. Однако исследований влияния скорости деформирования на ПКРН магниевых сплавов, особенно после удаления продуктов коррозии, почти не проводилось. Фактически, на сегодняшний день в литературе данные такого рода приведены только для сплава ZK60 [16]. Поэтому для повышения достоверности результатов, полученных в предыдущих работах, и выводов о механизмах КРН и ПКРН, сделанных на их основе, требуется проведение аналогичных испытаний на других магниевых сплавах, а также на чистом магнии.

Цель работы – прояснение природы предэкспозиционного коррозионного растрескивания под напряжением магниевых сплавов путем исследования влияния скорости деформирования и продуктов коррозии на механические свойства и поверхность излома сплава AZ31 и технически чистого магния.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование проводили на образцах технически чистого магния в литом состоянии и образцах промышленного сплава AZ31 в виде горячекатаного листа. Химический состав указанных материалов, приведенный в таблице 1, был определен при помощи оптико-эмиссионного спектрометра ARL 4460 (Thermo Fisher Scientific). Средний размер зерна чистого магния и  $\alpha$ -фазы сплава AZ31 составлял 3 мкм и 10 мкм соответственно. Микроструктура данных материалов была рассмотрена в предыдущих работах [5].

Цилиндрические резьбовые образцы для испытаний на растяжение с рабочей частью 30×6 мм были изготовлены путем токарной обработки заготовок. Образцы вырезались вдоль направления прокатки (AZ31) или оси слитка (чистый магний). Рабочую часть полученных образцов подвергали выдержке в водном растворе состава 4 % NaCl + 4 % K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> в течение 24 ч. Выдержка в коррозионной среде осуществлялась при комнатной температуре (24 °C) без приложения внешнего механического и электрического напряжения. После извлечения из коррозионного раствора образец промывали струей спирта и сушили сжатым воздухом.

Механические испытания образцов, предварительно выдержанных в коррозионной среде, проводили на воздухе при комнатной температуре по схеме одноосного растяжения с постоянной начальной скоростью деформирования  $5 \cdot 10^{-6}$  и  $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  (0,01 и 1 мм/мин) при помощи испытательной машины AG-Xplus (Shimadzu). Для сравнения аналогичные испытания проводили на образцах в исходном состоянии, ранее не подвергавшихся выдержке в коррозионной среде, а также на образцах, предварительно выдержанных в коррозионной среде, с поверхности которых сразу после выдержки были удалены продукты коррозии. Удаление продуктов коррозии проводили путем погружения образца на 1 мин в стандартный раствор C.5.4 (20 % CrO<sub>3</sub> + + 1 % AgNO<sub>3</sub>) по ГОСТ Р 9.907-2007. После удаления продуктов коррозии образцы промывали в спирте и сушили сжатым воздухом. Исследование изломов и боковых поверхностей образцов после механических испытаний проводили при помощи сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) JSM-6000 (JEOL).

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Механические свойства

В результате проведенных экспериментов установлено, что увеличение скорости деформирования образцов сплава AZ31 в исходном состоянии приводит к снижению их пластичности и увеличению прочности (рис. 1 а, 1 б,

2 а). Как показали испытания при низкой скорости деформирования, предварительная выдержка образцов данного сплава в коррозионной среде приводит к снижению как его прочности, так и пластичности (рис. 1 а, 1 б, 2 а). Однако при высокой скорости деформирования падение механических свойств после коррозионного воздействия не проявляется. Кроме того, полное восстановление механических свойств сплава происходит, если после выдержки в коррозионной среде с поверхности образцов удалить продукты коррозии. Данный эффект наблюдается как при низкой, так и при высокой скорости деформирования.

Пластичность исходных образцов чистого магния практически не зависит от скорости деформирования, а прирост прочности с увеличением скорости деформирования выражен существенно слабее, чем у сплава AZ31 (рис. 1 с, 1 d, 2 б). Предварительная выдержка в коррозионной среде не оказывает существенного влияния на пластичность чистого магния, но приводит к незначительному снижению его прочности, которое немного усиливается с увеличением скорости деформирования. Интересно, что пластичность образцов чистого магния с удаленными продуктами коррозии заметно ниже, чем у образцов в исходном состоянии и образцов, выдержанных в коррозионной среде, с поверхности которых продукты коррозии не удалялись.

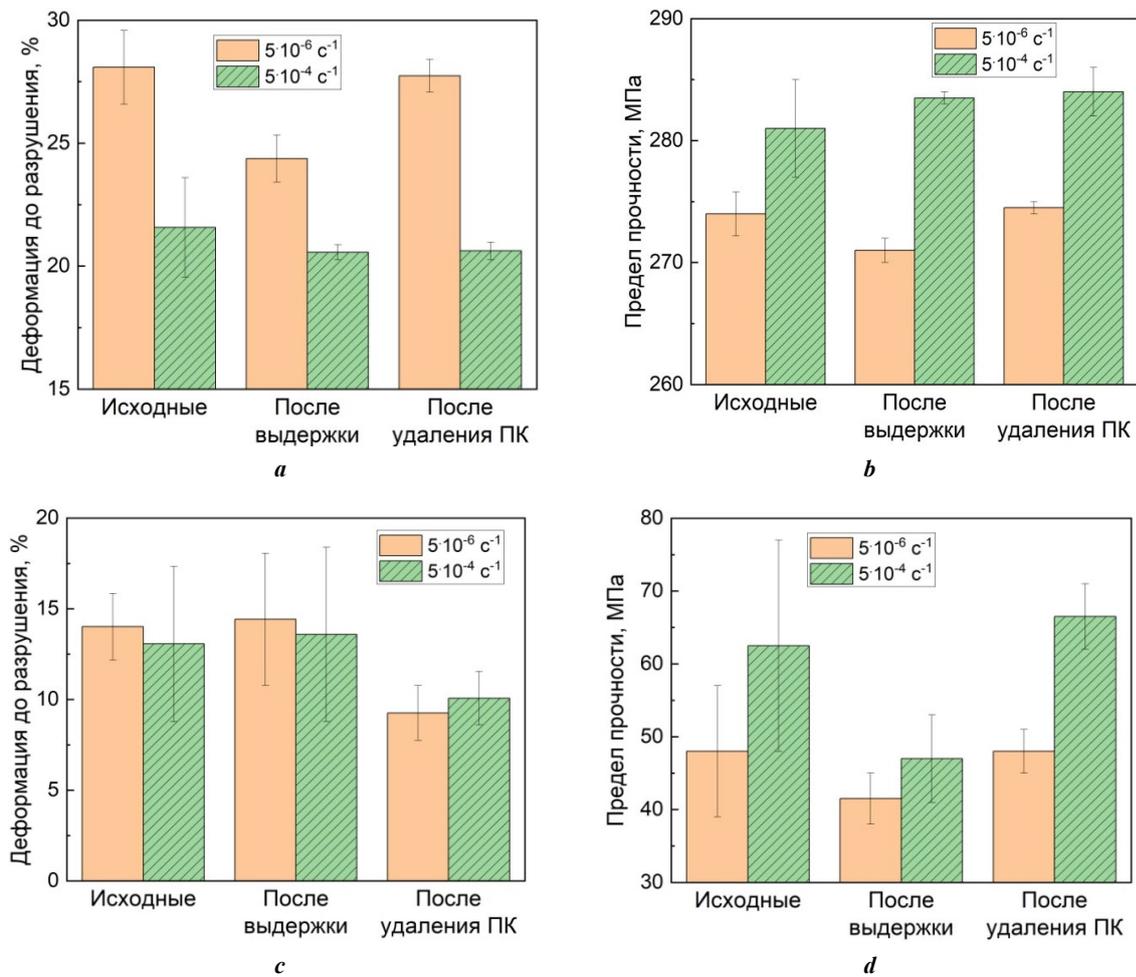
### Анализ изломов и боковых поверхностей

На боковой поверхности образцов сплава AZ31 (рис. 3), испытанных на растяжение в исходном состоянии, наблюдается большое количество мелких вязких трещин, ориентированных поперек оси растяжения (рис. 3 а, 3 d). Данные трещины образуются вдоль бороздок, сформированных резцом на поверхности металла в процессе токарной обработки. На поверхности образцов, которые были подвергнуты выдержке в коррозионной среде с последующим испытанием на растяжение при низкой скорости деформирования, также присутствует большое количество трещин, которые, однако, существенно крупнее и имеют более хрупкий характер по сравнению с трещинами на исходных образцах (рис. 3 б). После испытания при высокой скорости деформирования у образцов аналогичного типа таких крупных трещин практически не наблюдается (рис. 3 е). На поверхности образцов, с которых перед испытанием были удалены продукты коррозии, крупные трещины присутствуют, но их количество существенно меньше, чем у образцов, которые испытывались после выдержки в среде без удаления продуктов коррозии (рис. 3 с).

Фрактографический анализ (рис. 4) показал, что изломы исходных образцов сплава AZ31 имеют полностью

**Таблица 1.** Химический состав сплава AZ31 и технически чистого магния, вес. %  
**Table 1.** Chemical composition of the AZ31 alloy and technically pure magnesium, % wt.

Материал	Mg	Al	Zn	Ca	Zr	Fe	Cu	Mn	Ce	Nd	Si
AZ31	Основа	4,473	0,887	0,0015	–	0,002	0,003	0,312	0,017	0,007	0,008
Чистый магний	Основа	0,005	–	0,0002	–	0,067	–	0,002	0,009	0,001	0,003



**Рис. 1.** Влияние скорости деформирования на деформацию до разрушения (a, c) и предел прочности (b, d) образцов сплава AZ31 (a, b) и технически чистого магния (c, d) в исходном состоянии, после выдержки в коррозионной среде и после выдержки в коррозионной среде с последующим удалением продуктов коррозии

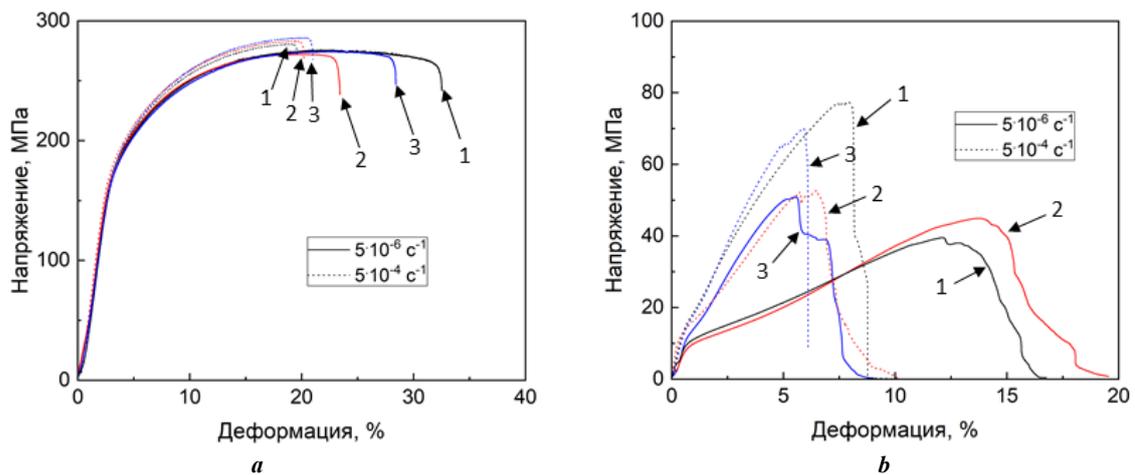
**Fig. 1.** The effect of strain rate on elongation to failure (a, c) and ultimate tensile strength (b, d) of the AZ31 alloy specimens (a, b) and technically pure magnesium specimens (c, d) in the reference state, after the pre-exposure to a corrosive medium, and after the pre-exposure to a corrosive medium followed by the removal of corrosion products

вязкий характер независимо от скорости деформирования (рис. 4 а, 4 d). На поверхности разрушения образцов, испытанных при низкой скорости деформирования и после предварительной выдержки в коррозионной среде, помимо доминирующей вязкой составляющей присутствуют множественные области хрупкого разрушения, которые всегда располагаются в периферийной части излома и непосредственно примыкают к боковой поверхности образца (рис. 4 b). Одна из таких хрупких областей обведена рамкой (область «А» на рис. 4 b) и представлена при большем увеличении на рис. 5 а.

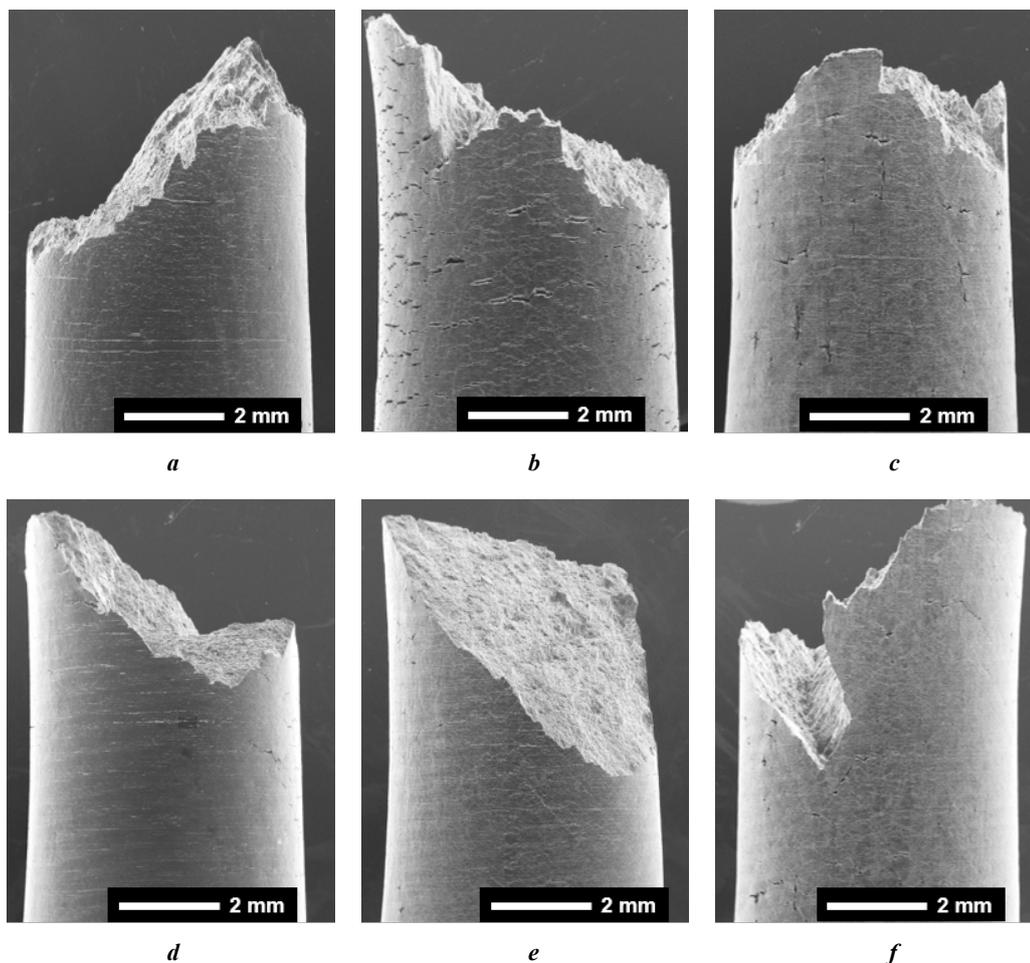
На поверхности разрушения образцов с удаленными продуктами коррозии, испытанных при низкой скорости деформирования, также присутствует небольшое количество подобных участков хрупкого разрушения (рис. 4 с и 5 b), однако их количество существенно меньше, чем у образцов, с которых продукты коррозии не удалялись. Изломы всех образцов, предварительно выдержанных в коррозионной среде и испытанных при высокой скорости деформирования, полностью вязкие и не содержат участков хрупкого разрушения независимо от того, удалялись с них продукты коррозии или нет (рис. 4 d–f).

На боковой поверхности образцов чистого магния, испытанных в исходном состоянии и после выдержки в коррозионной среде, в том числе с последующим удалением продуктов коррозии, присутствуют крупные трещины и многочисленные полосы скольжения (рис. 6). Кроме того, на поверхности образцов, предварительно выдержанных в коррозионной среде, также наблюдается сетка мелких трещин (рис. 6 е и 7 а). Интересно, что на поверхности образцов с удаленными продуктами коррозии присутствует большое количество коррозионных язв (рис. 6 с, 6 f и 7 b), которые не наблюдаются на поверхности образцов, испытанных сразу после выдержки в коррозионной среде (без удаления продуктов коррозии). Принципиального влияния скорости деформирования на внешний вид боковой поверхности образцов чистого магния в исходном состоянии и после выдержки в коррозионной среде не выявлено.

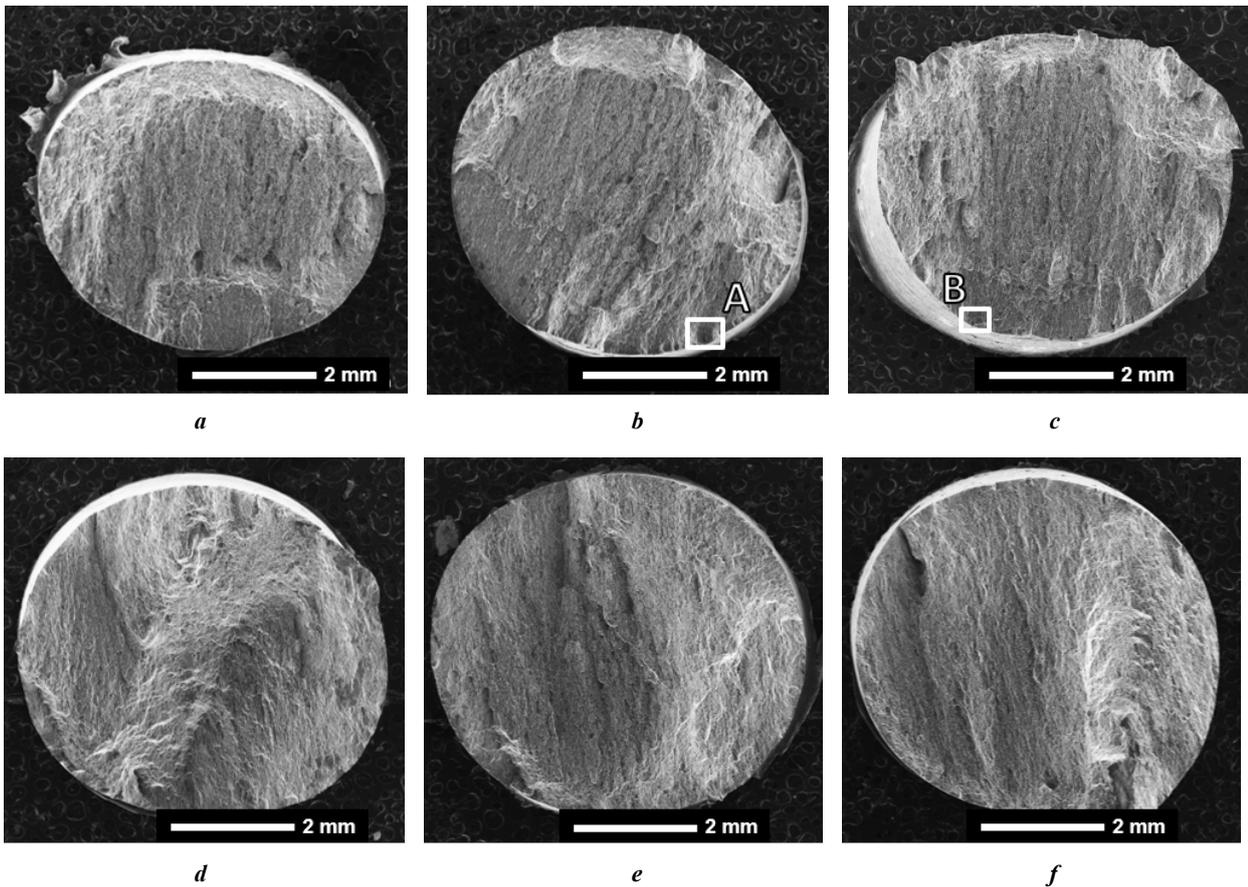
Поверхность разрушения всех образцов чистого магния имеет схожее строение независимо от скорости деформирования и типа образцов (рис. 8). Во всех случаях излом представлен преимущественно фасетками с трубчатым рельефом. Встречаются гладкие фасетки без выраженного рельефа.



**Рис. 2.** Влияние скорости деформирования на диаграммы растяжения образцов сплава AZ31 (а) и технического чистого магния (б) в разных состояниях: 1 – исходном; 2 – после предварительной выдержки в коррозионной среде; 3 – после предварительной выдержки в коррозионной среде и удаления продуктов коррозии  
**Fig. 2.** The effect of strain rate on the stress-strain diagrams of the AZ31 alloy specimens (a) and technically pure magnesium specimens (b) in different states: 1 – reference state; 2 – after the pre-exposure to a corrosive medium; 3 – after the pre-exposure to a corrosive medium and the removal of corrosion products



**Рис. 3.** Внешний вид боковой поверхности образцов сплава AZ31, испытанных на растяжение на воздухе: а, d – в исходном состоянии; б, е – после выдержки в коррозионной среде; с, ф – после выдержки в коррозионной среде и удаления продуктов коррозии при: а-с – низкой ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ ); д-ф – высокой ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ) скоростях деформирования. Снимки получены при помощи СЭМ  
**Fig. 3.** The appearance of the side surface of the AZ31 alloy specimens tensile-tested in air: а, d – in the reference state; б, е – after the pre-exposure to a corrosive medium; с, ф – after the pre-exposure to a corrosive medium and the removal of corrosion products: а-с – at a low ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate; д-ф – at a high ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate. Images are obtained by SEM

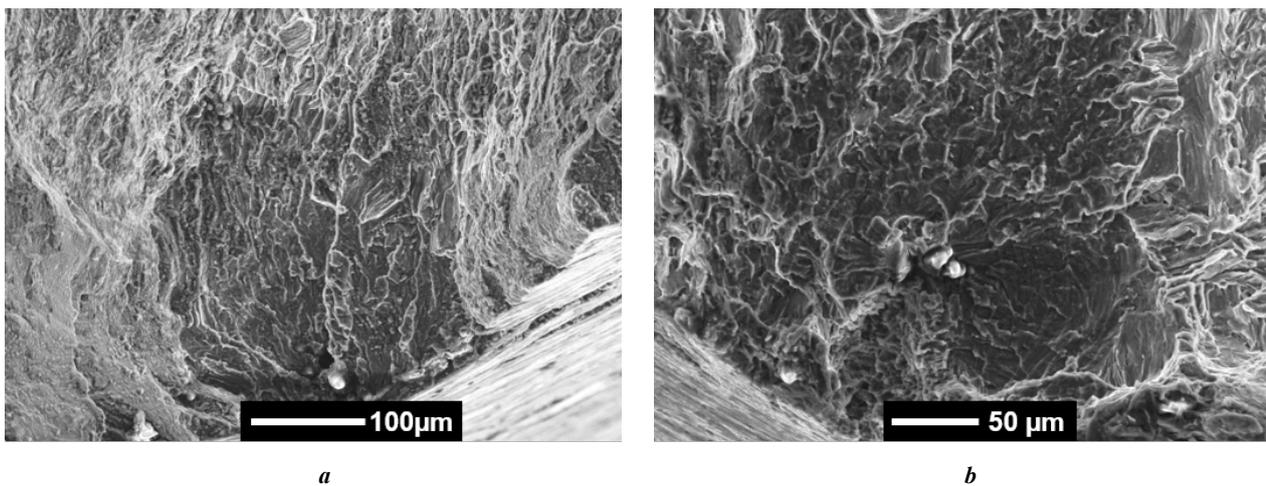


**Рис. 4.** Внешний вид изломов образцов сплава AZ31, испытанных на растяжение на воздухе: **a, d** – в исходном состоянии; **b, e** – после выдержки в коррозионной среде; **c, f** – после выдержки в коррозионной среде и удаления продуктов коррозии при: **a–c** – низкой ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ ); **d–f** – высокой ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ) скоростях деформирования.

Снимки получены при помощи СЭМ. Выделенные области «А», «В» представлены на рис. 5

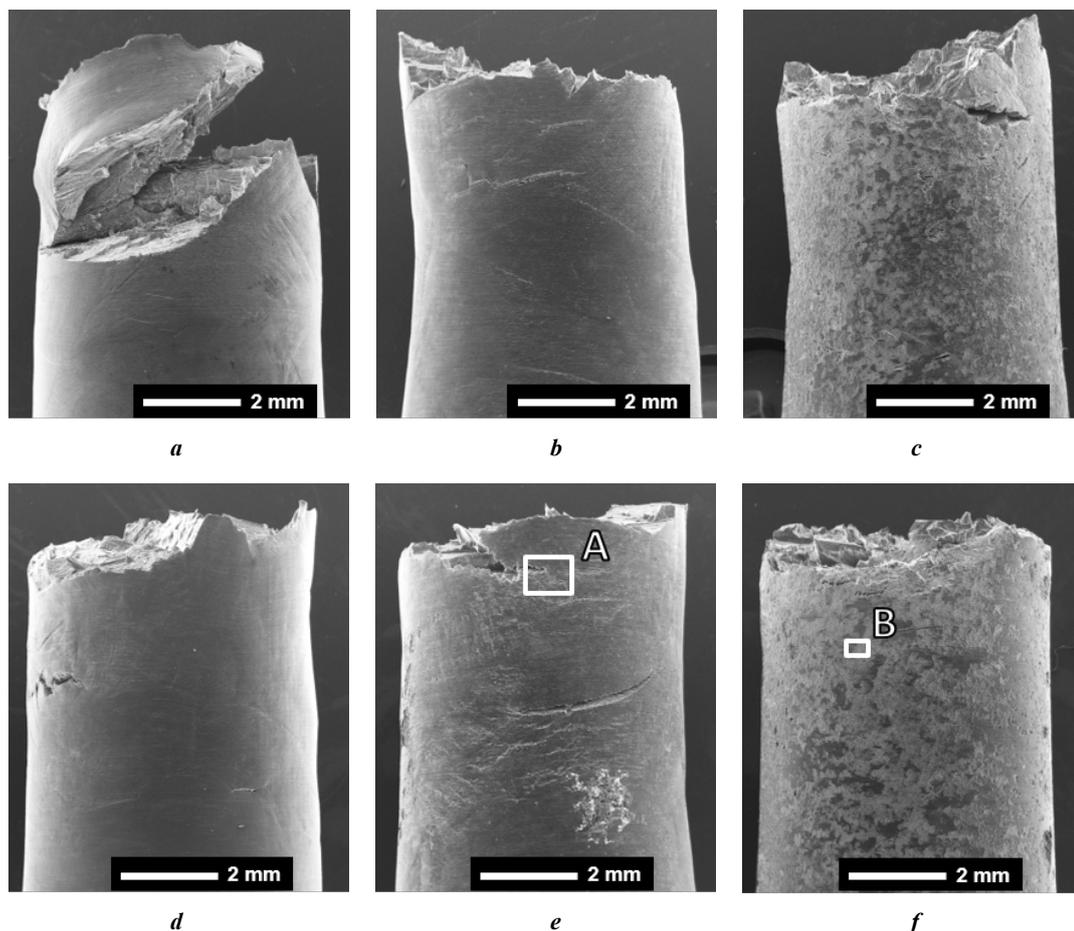
**Fig. 4.** The appearance of the fracture surface of the AZ31 alloy specimens tensile- tested in air: **a, d** – in the reference state; **b, e** – after the pre-exposure to a corrosive medium; **c, f** – after the pre-exposure to a corrosive medium and the removal of corrosion products: **a–c** – at a low ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate; **d–f** – at a high ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate.

Images are obtained by SEM. The blocked “A” and “B” areas are shown in Figure 5



**Рис. 5.** Увеличенные области поверхности разрушения, обведенные рамками на рис. 4 б и 4 с соответственно: **a** – область «А»; **b** – область «В», содержащие участки хрупкого разрушения в периферийной части излома образцов сплава AZ31. Образцы испытывались при низкой скорости деформирования сразу после выдержки в коррозионной среде (**a**) и после удаления продуктов коррозии (**b**). Снимки получены при помощи СЭМ

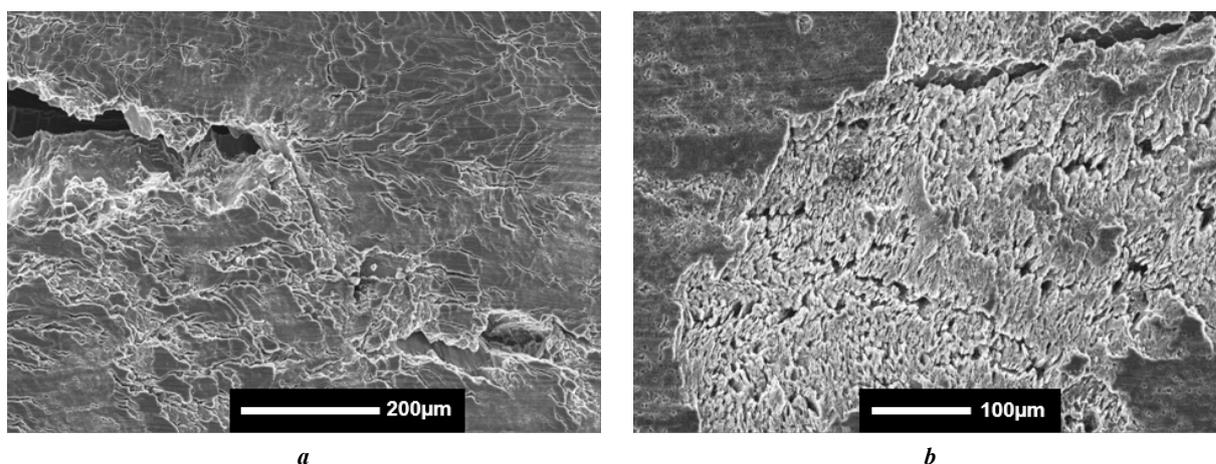
**Fig. 5.** The magnified fracture surface areas blocked in the frames in fig. 4 b and 4 c, respectively: **a** – “A” area; **b** – “B” area, containing the regions of brittle fracture in the peripheral part of the fracture surfaces of the AZ31 alloy specimens tested at a low strain rate immediately after the pre-exposure to a corrosive medium (**a**) and after the removals of corrosion products (**b**). Images are obtained by SEM



**Рис. 6.** Внешний вид боковой поверхности образцов технического чистого магния, испытанных на растяжение на воздухе: *a, d* – в исходном состоянии; *b, e* – после выдержки в коррозионной среде; *c, f* – после выдержки в коррозионной среде и удаления продуктов коррозии при: *a–c* – низкой ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ ); *d–f* – высокой ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ) скоростях деформирования.

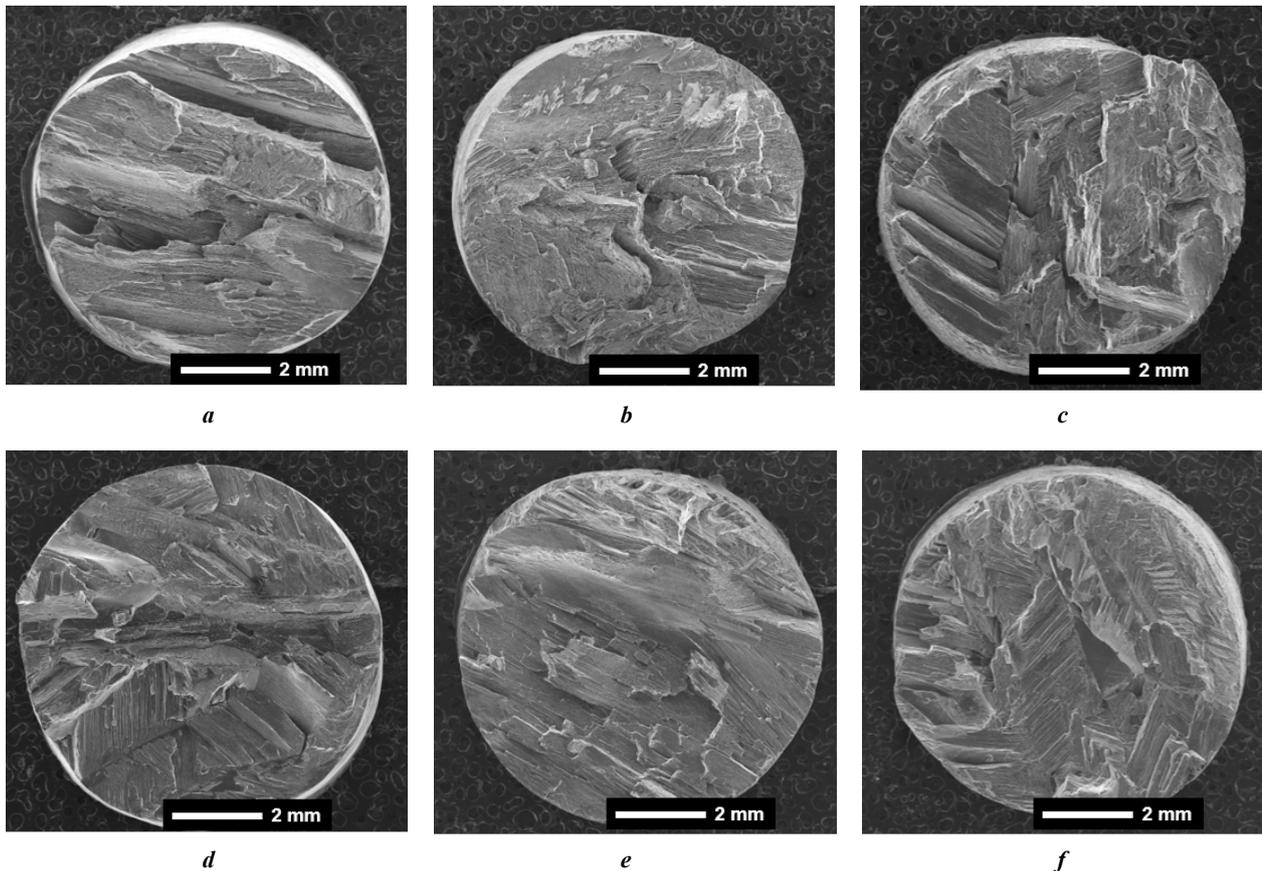
Снимки получены при помощи СЭМ. Выделенные области «А», «В» представлены на рис. 7

**Fig. 6.** The appearance of the side surface of the technically pure magnesium specimens tensile-tested in air: *a, d* – in the reference state; *b, e* – after the pre-exposure to a corrosive medium; *c, f* – after the pre-exposure to a corrosive medium and the removal of corrosion products: *a–c* – at a low ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate; *d–f* – at a high ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate. Images are obtained by SEM. The blocked “A” and “B” areas are shown in Figure 7



**Рис. 7.** Увеличенные области боковой поверхности, обведенные рамками на рис. 6 е и 6 ф соответственно: *a* – область «А»; *b* – область «В», иллюстрирующие сетку хрупких трещин (*a*) и коррозионные язвы (*b*) на поверхности образцов технического чистого магния. Образцы испытывались при высокой скорости деформирования сразу после выдержки в коррозионной среде (*a*) и после удаления продуктов коррозии (*b*). Снимки получены при помощи СЭМ

**Fig. 7.** The magnified side surface areas blocked in the frames in fig. 6 e and 6 f respectively: *a* – “A” area; *b* – “B” area, illustrating the brittle cracks net (*a*) and corrosion pits (*b*) on the surface of technically pure magnesium specimens tested at the low strain rate right after pre-exposure to corrosive medium – *a*; as well as after the removal of corrosion products – *b*. The images are obtained by SEM



**Рис. 8.** Внешний излом образцов технически чистого магния, испытанных на растяжение на воздухе: *a, d* – в исходном состоянии; *b, e* – после выдержки в коррозионной среде; *c, f* – после выдержки в коррозионной среде и удаления продуктов коррозии при: *a–c* – низкой ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ c}^{-1}$ ); *d–f* – высокой ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ ) скоростях деформирования. Снимки получены при помощи СЭМ

**Fig. 8.** The appearance of the fracture surface of the technically pure magnesium specimens tensile-tested in air: *a, d* – in the reference state; *b, e* – after the pre-exposure to a corrosive medium; *c, f* – after the pre-exposure to a corrosive medium and the removal of corrosion products: *a–c* – at a low ( $5 \cdot 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate; *d–f* – at a high ( $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) strain rate. Images are obtained by SEM

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Полученные в работе результаты показали, что потеря механических свойств сплава AZ31 в результате ПКРН может быть полностью устранена при увеличении скорости деформирования на два порядка – с  $5 \cdot 10^{-6}$  до  $5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ . Похожий результат ранее был получен для сплава ZK60 [16] при выдержке в среде того же состава и при тех же скоростях деформации, что и в настоящей работе. Обычно такое поведение механических характеристик в зависимости от скорости деформирования объясняют охрупчивающим влиянием диффузионно-подвижного водорода, которое ослабевает с ростом скорости деформирования.

Отрицательная скоростная зависимость потери пластичности была обнаружена во многих металлических материалах, насыщенных водородом, например в сталях [18] и сплавах на основе алюминия [17]. В этих работах такое поведение пластичности в зависимости от скорости деформирования может быть объяснено только влиянием водорода, растворенного в объеме металла, поскольку наводороживание осуществлялось без участия коррозии. Однако при обсуждении природы отрицательной скоростной зависимости потери пластичности магниевых сплавов, охрупченных в резуль-

тате взаимодействия с коррозионной средой, необходимо, помимо возможного растворения водорода в объеме металла, рассматривать и другие факторы, например наличие продуктов коррозии на поверхности образцов, в которых может присутствовать как водород, так и остаточная коррозионная среда в жидком виде.

Действительно, результаты настоящего исследования для сплава AZ31, а также предыдущих исследований для сплава ZK60 показывают, что удаление слоя продуктов коррозии с поверхности образцов перед испытанием на растяжение устраняет как само охрупчивание, вызванное предварительной выдержкой в коррозионной среде, так и связанную с этим охрупчиванием отрицательную скоростную чувствительность потери пластичности. При этом потеря пластичности образцов с удаленными продуктами коррозии либо увеличивается с ростом скорости деформирования (сплав ZK60), либо от последней не зависит (сплав AZ31).

Подавление охрупчивания сплава AZ31 в результате удаления продуктов коррозии подтверждается, во-первых, восстановлением механических свойств при низкой скорости деформирования, а во-вторых – существенным снижением количества крупных хрупких

трещин на боковой поверхности образцов, а также участков с морфологией хрупкого разрушения на поверхности изломов этих образцов. Справедливо-сти ради стоит отметить, что небольшое количество трещин и участков хрупкого разрушения у образцов сплава AZ31 все же присутствует даже после удаления продуктов коррозии. Предположительно, это может быть связано с неполным удалением продуктов коррозии. В работе [7] было показано, что раствор С.5.4, используемый в настоящей и предыдущих работах, заметен менее эффективен для удаления продуктов коррозии со сплава AZ31, чем со сплава ZK60. Можно предположить, что частично водород все же проникает в поверхностный слой металла. Однако неясно, почему этого не происходит в сплаве ZK60, который при прочих равных условиях в результате выдержки в коррозионной среде охрупчивается гораздо сильнее, чем сплав AZ31, но при этом не проявляет каких-либо признаков охрупчивания после удаления продуктов коррозии [7]. Можно сделать вывод, что ключевую роль в механизме ПКРН сплава AZ31 играет слой продуктов коррозии, в котором предположительно содержатся «охрупчивающие агенты», такие как водород и остаточная коррозионная среда. Вероятно, участие этих агентов в механизме зарождения и роста трещин, включающее их диффузию от поверхности образца к вершине трещины, приводит к появлению отрицательной скоростной чувствительности пластичности. При этом, как показали предыдущие исследования, проникновения водорода непосредственно в объем магниевой матрицы в процессе коррозии практически не происходит [5; 7].

В свете приведенных выше рассуждений интересным представляется тот факт, что технически чистый магний фактически не подвержен ПКРН – по крайней мере, в литом крупнозернистом состоянии и при выдержке в коррозионном растворе состава 4 % NaCl + 4 % K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub>. При этом в литературе имеются сведения о том, что мелкозернистый магний после выдержки в растворе состава 10<sup>-3</sup> М Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> претерпевает охрупчивание [8]. Крупнозернистый магний также отличается практически полным отсутствием скоростной чувствительности пластичности как в исходном состоянии, так и после выдержки в коррозионной среде.

Несмотря на то, что истинную причину высокой стойкости данного материала к ПКРН еще предстоит выяснить, в настоящий момент можно предложить два вероятных объяснения данного явления. Во-первых, критическим фактором, влияющим на стойкость того или иного магниевого сплава, может быть наличие в структуре вторичных фаз. Известно, что частицы практически всех вторичных фаз в магниевых сплавах выполняют роль катода по отношению к магниевой матрице и поэтому служат очагами зарождения коррозионных язв [21], которые впоследствии выполняют роль зародышей трещин при КРН [1]. Соответственно, отсутствие таких частиц в чистом магнии может благоприятно сказываться на его стойкости к ПКРН и КРН. Во-вторых, можно предположить, что иммунитет чистого магния к ПКРН связан с его низкой прочностью. Пластическая деформация чистого магния начинается при очень низких напряжениях, поэтому даже если хрупкие трещины успевают зародиться, они быстро затупляются за счет пластического течения в их вер-

шинах и распространяются преимущественно по вязкому механизму. Действительно, на боковой поверхности образцов магния, выдержанных в коррозионной среде, обнаружены многочисленные мелкие хрупкие трещины. Однако изломы этих образцов, как и образцов в исходном состоянии, представлены главным образом фасетками с характерным трубчатый рельефом, который формируется за счет образования и вязкого слияния трубчатых пор [22], что свидетельствует о вязком механизме распространения трещин в данном материале.

Важно отметить, что образцы чистого магния, с которых после выдержки в коррозионной среде удалялись продукты коррозии, имеют заметно меньшую пластичность, чем образцы, с которых продукты коррозии не удалялись. Вероятно, это связано с наличием коррозионных язв, которые были обнаружены на боковой поверхности образцов после удаления продуктов коррозии. По-видимому, стандартный раствор С.5.4 для удаления продуктов коррозии может приводить к коррозионным повреждениям чистого магния, хотя при его взаимодействии со сплавами AZ31 и ZK60 подобного не наблюдалось. В настоящий момент неясно, зависит ли данный эффект от наличия и типа продуктов коррозии на поверхности чистого магния.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Увеличение скорости деформации с  $5 \cdot 10^{-6}$  до  $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  приводит к полному устранению охрупчивания сплава AZ31, вызванного предварительной выдержкой в водном растворе состава 4 % NaCl + 4 % K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> в течение 24 ч.
2. Удаление продуктов коррозии при помощи стандартного раствора С.5.4 (20 % CrO<sub>3</sub> + 1 % AgNO<sub>3</sub>) с поверхности сплава AZ31, предварительно выдержанного в коррозионной среде, приводит к полному устранению потери пластичности, вызванной ПКРН, но не позволяет полностью подавить хрупкое растрескивание.
3. Технически чистый магний в литом крупнозернистом состоянии не подвержен ПКРН после выдержки в водном растворе состава 4 % NaCl + 4 % K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> в течение 24 ч.
4. Увеличение скорости деформирования с  $5 \cdot 10^{-6}$  до  $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  не оказывает существенного влияния на механические свойства технически чистого магния в литом крупнозернистом состоянии независимо от того, производилась ли перед испытанием на растяжение предварительная выдержка в коррозионной среде или нет.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yu Z., Chen J., Yan H., Xia W., Su B., Gong X., Guo H. Degradation, stress corrosion cracking behavior and cytocompatibility of high strain rate rolled Mg-Zn-Sr alloys // *Materials Letters*. 2020. Vol. 260. Article number 126920. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126920](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126920).
2. Zhang X., Wu W., Fu H., Li J. The effect of corrosion evolution on the stress corrosion cracking behavior of mooring chain steel // *Corrosion Science*. 2022.

- Vol. 203. Article number 110316. DOI: [10.1016/j.corsci.2022.110316](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110316).
3. Song Y., Liu Q., Wang H., Zhu X. Effect of Gd on microstructure and stress corrosion cracking of the AZ91-extruded magnesium alloy // *Materials and Corrosion*. 2021. Vol. 72. № 7. P. 1189–1200. DOI: [10.1002/maco.202112294](https://doi.org/10.1002/maco.202112294).
  4. Peron M., Bertolini R., Ghiotti A., Torgersen J., Bruschi S., Berto F. Enhancement of stress corrosion cracking of AZ31 magnesium alloy in simulated body fluid thanks to cryogenic machining // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2020. Vol. 101. Article number 103429. DOI: [10.1016/j.jmbbm.2019.103429](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.103429).
  5. Merson E., Myagkikh P., Poluyanov V., Merson D., Vinogradov A. On the role of hydrogen in stress corrosion cracking of magnesium and its alloys: Gas-analysis study // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 748. P. 337–346. DOI: [10.1016/j.msea.2019.01.107](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.107).
  6. Chakrapani D.G., Pugh E.N. Hydrogen embrittlement in a Mg-Al alloy // *Metallurgical Transactions A*. 1976. Vol. 7. № 2. P. 173–178. DOI: [10.1007/BF02644454](https://doi.org/10.1007/BF02644454).
  7. Merson E., Poluyanov V., Myagkikh P., Merson D., Vinogradov A. On the role of pre-exposure time and corrosion products in stress-corrosion cracking of ZK60 and AZ31 magnesium alloys // *Materials Science and Engineering A*. 2021. Vol. 806. Article number 140876. DOI: [10.1016/j.msea.2021.140876](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140876).
  8. Stampella R.S., Procter R.P.M., Ashworth V. Environmentally-induced cracking of magnesium // *Corrosion Science*. 1984. Vol. 24. № 4. P. 325–341. DOI: [10.1016/0010-938X\(84\)90017-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(84)90017-9).
  9. Choudhary L., Singh Raman R.K. Magnesium alloys as body implants: Fracture mechanism under dynamic and static loadings in a physiological environment // *Acta Biomaterialia*. 2012. Vol. 8. № 2. P. 916–923. DOI: [10.1016/j.actbio.2011.10.031](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2011.10.031).
  10. Bobby Kannan M., Dietzel W. Pitting-induced hydrogen embrittlement of magnesium-aluminium alloy // *Materials and Design*. 2012. Vol. 42. P. 321–326. DOI: [10.1016/j.matdes.2012.06.007](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.007).
  11. Jafari S., Raman R.K.S., Davies C.H.J. Stress corrosion cracking of an extruded magnesium alloy (ZK21) in a simulated body fluid // *Engineering Fracture Mechanics*. 2018. Vol. 201. P. 47–55. DOI: [10.1016/j.engfracmech.2018.09.002](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.09.002).
  12. Cai C., Song R., Wen E., Wang Y., Li J. Effect of microstructure evolution on tensile fracture behavior of Mg-2Zn-1Nd-0.6Zr alloy for biomedical applications // *Materials and Design*. 2019. Vol. 182. Article number 108038. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108038](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108038).
  13. Jiang P., Blawert C., Bohlen J., Zheludkevich M.L. Corrosion performance, corrosion fatigue behavior and mechanical integrity of an extruded Mg4Zn0.2Sn alloy // *Journal of Materials Science and Technology*. 2020. Vol. 59. P. 107–116. DOI: [10.1016/j.jmst.2020.04.042](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.04.042).
  14. Prabhu D.B., Nampootheri J., Elakkiya V., Narmadha R., Selvakumar R., Sivasubramanian R., Gopalakrishnan P., Ravi K.R. Elucidating the role of microstructural modification on stress corrosion cracking of biodegradable Mg-4Zn alloy in simulated body fluid // *Materials Science and Engineering C*. 2020. Vol. 106. Article number 110164. DOI: [10.1016/j.msec.2019.110164](https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.110164).
  15. Chen K., Lu Y., Tang H., Gao Y., Zhao F., Gu X., Fan Y. Effect of strain on degradation behaviors of WE43, Fe and Zn wires // *Acta Biomaterialia*. 2020. Vol. 113. P. 627–645. DOI: [10.1016/j.actbio.2020.06.028](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2020.06.028).
  16. Merson E., Poluyanov V., Myagkikh P., Merson D., Vinogradov A. Effect of strain rate and corrosion products on pre-exposure stress corrosion cracking in the ZK60 magnesium alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2022. Vol. 830. Article number 142304. DOI: [10.1016/j.msea.2021.142304](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142304).
  17. Safyari M., Moshtaghi M., Kuramoto S. Effect of strain rate on environmental hydrogen embrittlement susceptibility of a severely cold-rolled Al-Cu alloy // *Vacuum*. 2020. Vol. 172. Article number 109057. DOI: [10.1016/j.vacuum.2019.109057](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109057).
  18. Momotani Y., Shibata A., Terada D., Tsuji N. Effect of strain rate on hydrogen embrittlement in low-carbon martensitic steel // *International journal of hydrogen energy*. 2017. Vol. 42. № 5. P. 3371–3379. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2016.09.188](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.09.188).
  19. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Pre-exposure embrittlement and stress corrosion cracking of magnesium alloy AZ31B in chloride solutions // *Corrosion*. 2014. Vol. 70. № 7. P. 667–677. DOI: [10.5006/1172](https://doi.org/10.5006/1172).
  20. Merson E., Poluyanov V., Myagkikh P., Merson D., Vinogradov A. Effect of Air Storage on Stress Corrosion Cracking of ZK60 Alloy Induced by Preliminary Immersion in NaCl-Based Corrosion Solution // *Materials*. 2022. Vol. 15. № 21. Article number 7862. DOI: [10.3390/ma15217862](https://doi.org/10.3390/ma15217862).
  21. Atrens A., Shi Z., Mehreen S.U., Johnston S., Song G.L., Chen X., Pan F. Review of Mg alloy corrosion rates // *Journal of magnesium and alloys*. 2020. Vol. 8. № 4. P. 989–998. DOI: [10.1016/j.jma.2020.08.002](https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.002).
  22. Lynch S.P., Trevena P. Stress corrosion cracking and liquid metal embrittlement in pure magnesium // *Corrosion*. 1988. Vol. 44. № 2. P. 113–124. DOI: [10.5006/1.3583907](https://doi.org/10.5006/1.3583907).

## REFERENCES

1. Yu Z., Chen J., Yan H., Xia W., Su B., Gong X., Guo H. Degradation, stress corrosion cracking behavior and cytocompatibility of high strain rate rolled Mg-Zn-Sr alloys. *Materials Letters*, 2020, vol. 260, article number 126920. DOI: [10.1016/j.matlet.2019.126920](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.126920).
2. Zhang X., Wu W., Fu H., Li J. The effect of corrosion evolution on the stress corrosion cracking behavior of mooring chain steel. *Corrosion Science*, 2022, vol. 203, article number 110316. DOI: [10.1016/j.corsci.2022.110316](https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110316).
3. Song Y., Liu Q., Wang H., Zhu X. Effect of Gd on microstructure and stress corrosion cracking of the AZ91-extruded magnesium alloy. *Materials and Corrosion*, 2021, vol. 72, no. 7, pp. 1189–1200. DOI: [10.1002/maco.202112294](https://doi.org/10.1002/maco.202112294).
4. Peron M., Bertolini R., Ghiotti A., Torgersen J., Bruschi S., Berto F. Enhancement of stress corrosion cracking of AZ31 magnesium alloy in simulated body fluid thanks

- to cryogenic machining. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2020, vol. 101, article number 103429. DOI: [10.1016/j.jmbbm.2019.103429](https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2019.103429).
5. Merson E., Myagkikh P., Poluyanov V., Merson D., Vinogradov A. On the role of hydrogen in stress corrosion cracking of magnesium and its alloys: Gas-analysis study // *Materials Science and Engineering A*. 2019. Vol. 748. P. 337-346. DOI: [10.1016/j.msea.2019.01.107](https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.107).
  6. Chakrapani D.G., Pugh E.N. Hydrogen embrittlement in a Mg-Al alloy. *Metallurgical Transactions A*, 1976, vol. 7, no. 2, pp. 173–178. DOI: [10.1007/BF02644454](https://doi.org/10.1007/BF02644454).
  7. Merson E., Poluyanov V., Myagkikh P., Merson D., Vinogradov A. On the role of pre-exposure time and corrosion products in stress-corrosion cracking of ZK60 and AZ31 magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, 2021, vol. 806, article number 140876. DOI: [10.1016/j.msea.2021.140876](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.140876).
  8. Stampella R.S., Procter R.P.M., Ashworth V. Environmentally-induced cracking of magnesium. *Corrosion Science*, 1984, vol. 24, no. 4, pp. 325–341. DOI: [10.1016/0010-938X\(84\)90017-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(84)90017-9).
  9. Choudhary L., Singh Raman R.K. Magnesium alloys as body implants: Fracture mechanism under dynamic and static loadings in a physiological environment. *Acta Biomaterialia*, 2012, vol. 8, no. 2, pp. 916–923. DOI: [10.1016/j.actbio.2011.10.031](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2011.10.031).
  10. Bobby Kannan M., Dietzel W. Pitting-induced hydrogen embrittlement of magnesium-aluminium alloy. *Materials and Design*, 2012, vol. 42, pp. 321–326. DOI: [10.1016/j.matdes.2012.06.007](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.06.007).
  11. Jafari S., Raman R.K.S., Davies C.H.J. Stress corrosion cracking of an extruded magnesium alloy (ZK21) in a simulated body fluid. *Engineering Fracture Mechanics*, 2018, vol. 201, pp. 47–55. DOI: [10.1016/j.engfracmech.2018.09.002](https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2018.09.002).
  12. Cai C., Song R., Wen E., Wang Y., Li J. Effect of microstructure evolution on tensile fracture behavior of Mg-2Zn-1Nd-0.6Zr alloy for biomedical applications. *Materials and Design*, 2019, vol. 182, article number 108038. DOI: [10.1016/j.matdes.2019.108038](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108038).
  13. Jiang P., Blawert C., Bohlen J., Zheludkevich M.L. Corrosion performance, corrosion fatigue behavior and mechanical integrity of an extruded Mg4Zn0.2Sn alloy. *Journal of Materials Science and Technology*, 2020, vol. 59, pp. 107–116. DOI: [10.1016/j.jmst.2020.04.042](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.04.042).
  14. Prabhu D.B., Nampoothiri J., Elakkiya V., Narmadha R., Selvakumar R., Sivasubramanian R., Gopalakrishnan P., Ravi K.R. Elucidating the role of microstructural modification on stress corrosion cracking of biodegradable Mg–4Zn alloy in simulated body fluid. *Materials Science and Engineering C*, 2020, vol. 106, article number 110164. DOI: [10.1016/j.msec.2019.110164](https://doi.org/10.1016/j.msec.2019.110164).
  15. Chen K., Lu Y., Tang H., Gao Y., Zhao F., Gu X., Fan Y. Effect of strain on degradation behaviors of WE43, Fe and Zn wires. *Acta Biomaterialia*, 2020, vol. 113, pp. 627–645. DOI: [10.1016/j.actbio.2020.06.028](https://doi.org/10.1016/j.actbio.2020.06.028).
  16. Merson E., Poluyanov V., Myagkikh P., Merson D., Vinogradov A. Effect of strain rate and corrosion products on pre-exposure stress corrosion cracking in the ZK60 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2022, vol. 830, article number 142304. DOI: [10.1016/j.msea.2021.142304](https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142304).
  17. Safyari M., Moshtaghi M., Kuramoto S. Effect of strain rate on environmental hydrogen embrittlement susceptibility of a severely cold-rolled Al–Cu alloy. *Vacuum*, 2020, vol. 172, article number 109057. DOI: [10.1016/j.vacuum.2019.109057](https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109057).
  18. Momotani Y., Shibata A., Terada D., Tsuji N. Effect of strain rate on hydrogen embrittlement in low-carbon martensitic steel. *International journal of hydrogen energy*, 2017, vol. 42, no. 5, pp. 3371–3379. DOI: [10.1016/j.ijhydene.2016.09.188](https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2016.09.188).
  19. Kappes M., Iannuzzi M., Carranza R.M. Pre-exposure embrittlement and stress corrosion cracking of magnesium alloy AZ31B in chloride solutions. *Corrosion*, 2014, vol. 70, no. 7, pp. 667–677. DOI: [10.5006/1172](https://doi.org/10.5006/1172).
  20. Merson E., Poluyanov V., Myagkikh P., Merson D., Vinogradov A. Effect of Air Storage on Stress Corrosion Cracking of ZK60 Alloy Induced by Preliminary Immersion in NaCl-Based Corrosion Solution. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 21, article number 7862. DOI: [10.3390/ma15217862](https://doi.org/10.3390/ma15217862).
  21. Atrens A., Shi Z., Mehreen S.U., Johnston S., Song G.L., Chen X., Pan F. Review of Mg alloy corrosion rates. *Journal of magnesium and alloys*, 2020, vol. 8, no. 4, pp. 989–998. DOI: [10.1016/j.jma.2020.08.002](https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.002).
  22. Lynch S.P., Trevena P. Stress corrosion cracking and liquid metal embrittlement in pure magnesium. *Corrosion*, 1988, vol. 44, no. 2, pp. 113–124. DOI: [10.5006/1.3583907](https://doi.org/10.5006/1.3583907).

## The effect of strain rate on mechanical properties and fracture mode of the AZ31 alloy and commercially pure magnesium pre-exposed in a corrosive medium

© 2023

**Evgeny D. Merson**<sup>\*1</sup>, PhD (Physics and Mathematics),

senior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

**Vitaly A. Poluyanov**<sup>2</sup>, PhD (Engineering),

junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies

**Pavel N. Myagkikh**<sup>3</sup>, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies**Dmitry L. Merson**<sup>4</sup>, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Professor,

Director of the Research Institute of Advanced Technologies

*Togliatti State University, Togliatti (Russia)*\*E-mail: [Mersoned@gmail.com](mailto:Mersoned@gmail.com)<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7063-088X><sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0570-2584><sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7530-9518><sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5006-4115>

Received 15.11.2022

Accepted 02.12.2022

**Abstract:** Magnesium alloys are promising materials for aviation, automotive engineering, and medicine, however, due to the low resistance to stress corrosion cracking (SCC), their wide application is limited. To create alloys with high resistance to SCC, a comprehensive study of this phenomenon nature is required. Previously, it was suggested that diffusible hydrogen and corrosion products formed on the magnesium surface can play an important role in the SCC mechanism. However, the contribution of each of these factors to the SCC-induced embrittlement of magnesium and its alloys is understudied. Since the influence of diffusible hydrogen on the mechanical properties of metals increases with the strain rate decrease, the study of the strain rate sensitivity of the SCC-susceptibility of magnesium alloys is a critical task. In this work, the authors studied the effect of the strain rate in the range from  $5 \cdot 10^{-6}$  to  $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  on the mechanical properties, the state of the side and fracture surfaces of the as-cast commercially pure magnesium and the AZ31 alloy before and after exposure to a corrosive environment and after removal of corrosion products. The study identified that the preliminary exposure to a corrosive medium leads to the AZ31 alloy embrittlement, but does not affect the mechanical properties and the fracture mode of pure magnesium. The authors found that the AZ31 alloy embrittlement caused by the preliminary exposure to a corrosive medium appears extensively only at the low strain rate and only if the layer of corrosion products is present on the specimens' surface. The study shows that a change in the strain rate has little effect on the mechanical properties of pure magnesium. The authors concluded that the main cause of the AZ31 alloy embrittlement after soaking in a corrosive medium is the corrosion products layer, which presumably contains the embrittling agents such as hydrogen and residual corrosive medium.

**Keywords:** magnesium alloys; AZ31; pure magnesium; stress corrosion cracking; corrosion; strain rate; mechanical properties.

**Acknowledgements:** The research is financially supported by the Russian Science Foundation within the scientific project No. 18-19-00592.

**For citation:** Merson E.D., Poluyanov V.A., Myagkikh P.N., Merson D.L. The effect of strain rate on mechanical properties and fracture mode of the AZ31 alloy and commercially pure magnesium pre-exposed in a corrosive medium. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 71–82. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-7.

## Кинетика формирования сверхструктуры $L1_0$ в сплаве Cu–56Au (ат. %): резистометрическое исследование

© 2023

*Подгорбунская Полина Олеговна*<sup>\*1,2</sup>, студент, лаборант лаборатории прочности

*Згибнев Дмитрий Александрович*<sup>1,2</sup>, студент, лаборант лаборатории прочности

*Гаврилова Алена Антоновна*<sup>1,2</sup>, студент, лаборант лаборатории прочности

*Новикова Оксана Сергеевна*<sup>2,3</sup>, кандидат физико-математических наук,

старший научный сотрудник лаборатории прочности

*Волков Алексей Юрьевич*<sup>2,4</sup>, доктор технических наук, заведующий лабораторией прочности

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург (Россия)

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

\*E-mail: podgorbunskaua@imp.uran.ru,  
polina.podgorbunskaya@yandex.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0474-8991>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0636-6623>

Поступила в редакцию 06.06.2023

Принята к публикации 19.07.2023

**Аннотация:** Благодаря повышенным прочностным свойствам в сравнении с эквивалентным сплавом Cu–50 ат. % Au, нестехиометрический сплав Cu–56 ат. % Au может найти применение не только в стоматологии, но и в качестве коррозионноустойчивого проводника слабых электрических сигналов для приборостроения. Работа посвящена изучению кинетики фазового превращения беспорядок→порядок в сплаве Cu–56Au, в ходе которого неупорядоченная ГЦК-решетка (A1-фаза) перестраивается в атомно-упорядоченную со сверхструктурой  $L1_0$ . Исходное разупорядоченное состояние сплава получали двумя способами: применением пластической деформации на 90 % или закалкой от температуры 600 °С (т. е. из области существования A1-фазы). Отжиги для формирования сверхструктуры  $L1_0$  проводили при температурах 200, 225 и 250 °С. Продолжительность отжигов составляла от 1 ч до 2 мес. В качестве основной методики исследования кинетики превращения беспорядок→порядок была выбрана резистометрия. Получены температурные зависимости удельного электросопротивления сплава в различных структурных состояниях. Построены графики зависимости удельного электросопротивления от логарифма времени отжига, на основе которых проведена оценка скорости образования новой фазы. Для аттестации структурного состояния сплава на различных этапах превращения использовался рентгеноструктурный анализ (РСА). Перестройка кристаллической структуры в ходе превращения показана на примере расщепления пика (200) кубической исходной A1-фазы на два пика – (200) и (002) тетрагональной упорядоченной  $L1_0$ -фазы. По данным резистометрии и РСА проведена количественная оценка скорости фазового превращения беспорядок→порядок в исследуемом сплаве. Установлено, что значения доли превращенного объема (резистометрия) и степени дальнего порядка (рентгеноструктурный анализ) близки. Показано, что в температурном интервале 200–250 °С скорость атомного упорядочения по типу  $L1_0$  в нестехиометрическом сплаве Cu–56 ат. % Au максимальна при 250 °С. Установлено, что превращение беспорядок→порядок в исходно закаленных образцах исследованного сплава протекает приблизительно на порядок быстрее по сравнению с предварительно деформированными образцами.

**Ключевые слова:** Cu–56 ат. % Au; сплавы Cu–Au; атомное упорядочение; резистометрия; сверхструктурные рентгеновские отражения; оценка степени порядка.

**Благодарности:** Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 21-13-00135).

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

**Для цитирования:** Подгорбунская П.О., Згибнев Д.А., Гаврилова А.А., Новикова О.С., Волков А.Ю. Кинетика формирования сверхструктуры  $L1_0$  в сплаве Cu–56Au (ат. %): резистометрическое исследование // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 83–94. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-8.

### ВВЕДЕНИЕ

Образование атомно-упорядоченной кристаллической решетки было обнаружено российскими учеными более 100 лет назад при исследовании структуры, сформировавшейся в золото-медном сплаве в результате медленного охлаждения от высокой температуры [1]. С тех пор формирование структуры и свойств в системе сплавов золото – медь неоднократно и подробно изучалось с применением различных исследовательских ме-

тодик [2–4]. В работе [2] были изучены дифрактограммы и получена концентрационная зависимость удельного электросопротивления эквивалентного сплава CuAu в различных структурных состояниях. Образование lamellarной структуры в сплаве CuAuI в интервале температур 270–370 °С было зафиксировано в [3]. Lamellarная структура состоит из колоний пластинчатых с-доменов, причем внутри одной колонии домены находятся в двойниковой ориентации относительно плоскости их границы {110}. Как показано в [5], плоскости

именно такого типа являются плоскостями оптимального сопряжения при ГЦК→ГЦТ переходе. В [6] методом молекулярной динамики проведены компьютерные эксперименты для расчетного блока упорядоченного сплава CuAuI со сверхструктурой  $L1_0$ . Было показано, что при термоактивации в случае наличия в сплаве одиночных вакансий они будут стремиться к образованию вакансионных комплексов, например бивакансий. EBSD-анализ микроструктуры сплава CuAu успешно использовался при изучении ориентировок фазы  $L1_0$  в матрице A1 и показал следующие ориентационные соотношения:  $(101)L1_0//\{110\}A1$  и  $[010]L1_0//[010]A1$  [7]. Ламельная структура также наблюдается при формировании длиннопериодной упорядоченной фазы типа CuAuII [4]. Достаточно подробный анализ особенностей атомного упорядочения в системе сплавов Cu–Au дан в работе [8], там же приведена уточненная фазовая диаграмма и дано кристаллографическое описание формирующихся упорядоченных структур. Повышенный интерес к этим сплавам вызван не только необходимостью выяснения кристаллографии перестройки неупорядоченной кристаллической решетки в атомно-упорядоченную. Дело в том, что золото-медные сплавы являются основой материалов для различных практических приложений: это не только ювелирное дело или стоматология, но и коррозионностойкие сплавы для приборостроения [5; 9]. Подробное описание всех сфер применения сплавов золото – медь со ссылками на соответствующие источники приведено в [10].

В соответствии с фазовой диаграммой системы Cu–Au, при охлаждении от высоких температур в сплавах вблизи эквиатомного состава происходит несколько структурно-фазовых превращений. Сначала вблизи 400 °C в неупорядоченной ГЦК-структуре (A1-фаза) формируется орторомбическая упорядоченная фаза CuAuII, которая при дальнейшем охлаждении перестраивается в упорядоченную фазу CuAuI. Между этими фазами есть области сосуществования: (A1+CuAuII) и (CuAuI+CuAuII) [8]. Схематическое изображение кристаллической решетки, упорядоченной по типу CuAuI-фазы, представлено на рис. 1. Кристаллическую решетку орторомбической фазы CuAuII можно представить как 10 составленных вместе вдоль  $a$ -оси кристаллических решеток фазы CuAuI с антифазной границей сдвигового типа посередине.

Плоскости типа (100) кристаллической решетки фазы CuAuI периодически заполнены то атомами золота, то атомами меди (рис. 1). Поэтому исходная ГЦК-решетка в результате атомного упорядочения становится тетрагональной, причем тетрагональная  $c$ -ось перпендикулярна направлению слоистости. Одновременно параметр решетки немного увеличивается вдоль осей  $a$  и  $b$ , а вдоль  $c$ -оси – уменьшается. Такая перестройка приводит к тому, что фазовое превращение беспорядок→порядок в золото-медных сплавах сопровождается уменьшением объема кристаллической решетки приблизительно на 1 %, вызывая сильные внутренние напряжения. Искажение формы или даже самопроизвольное разрушение ювелирных украшений вследствие атомного упорядочения неоднократно описывалось в литературе [9; 11]. Научные основы решения проблем с короблением или растрескиванием золотых изделий даны в работе [5] на примере подробного изучения структуры и свойств эквиатомного сплава Cu–50Au в различных структурных состояниях.

Ранее наиболее подробно был исследован эквиатомный сплав Cu–50Au (ат. %). Сплавам с небольшим отклонением от стехиометрии посвящено значительно меньшее количество работ. В работе [12] высокотемпературная рентгенография *in situ* и механическая спектроскопия были применены для изучения при нагревании и охлаждении со скоростью 1 К/мин фазовых переходов в сплаве Au–25 мас. % Cu (отметим, что такой состав с высокой точностью соответствует эквиатомному сплаву Cu–50Au). При непрерывном нагревании была зарегистрирована следующая последовательность фазовых переходов:  $A1 \rightarrow AuCuI \rightarrow AuCuII \rightarrow A1$ , а при последующем охлаждении:  $A1 \rightarrow A1 + AuCuI + AuCuII \rightarrow AuCuI + AuCuII \rightarrow AuCuI$ . В [13] описано влияние пластической деформации на упорядоченный и разупорядоченный ювелирный сплав «красное золото» состава Cu–Au–Ag. Выявлено, что предварительная деформация снижает температуру начала процесса упорядочения. Однако этот результат может быть объяснен влиянием выделения серебра на ускорение превращения [14]. В работе [15] исследовался способ определения фазового состава на сплавах Cu (9,38 %)–Au (90,62 %) и Au (74,11 %)–Cu (25,89 %) методом спектроскопии лазерного пробоя. В [16] с использованием метода молекулярной динамики приведены результаты компьютерного

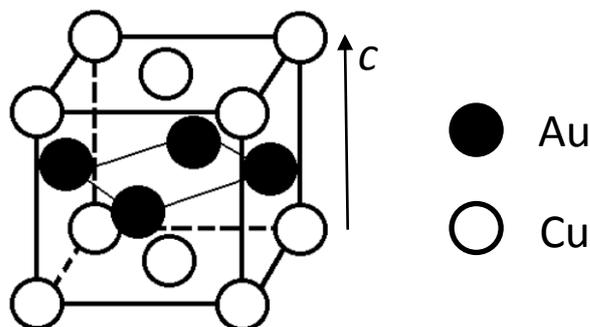


Рис. 1. Схематическое изображение кристаллической решетки атомно-упорядоченной фазы CuAuI  
 Fig. 1. Schematic view of the crystal lattice of the ordered CuAuI phase

моделирования синтеза бинарных нанокластеров Cu–Au при конденсации из высокотемпературной газовой среды химических композиций  $Cu_3Au$ ,  $CuAu$ ,  $Cu_{90}Au_{10}$  и  $Cu_{60}Au_{40}$ . Была установлена теоретическая возможность образования из газовой фазы бинарных кластеров Cu–Au определенного размера с некоторым, заранее заданным химическим составом.

Публикации, посвященные изучению структуры и свойств золото-медных сплавов с отклонением от стехиометрии более чем на 5 %, практически отсутствуют. Между тем такие сплавы представляют интерес для различных технических приложений, например для изготовления проводников слабых электрических сигналов, работающих в высококоррозионных средах. К примеру, сплав Cu–56Au (ат. %) выпускается серийно под маркой ЗлМ-80. Однако кинетика превращения беспорядок→порядок в этом сплаве практически не изучена. В работе [17] было установлено, что максимальная скорость атомного упорядочения в сплаве Cu–56Au (ат. %) приходится на температурный интервал 300–350 °С, при этом формируется орторомбическая упорядоченная фаза  $CuAuII$ . В [14] показано, что скорость упорядочения сплава Cu–56Au значительно ниже по сравнению с эквивалентным сплавом  $CuAu$ . Установлено, что медленное (со скоростью 12 град/ч) охлаждение с 600 °С до комнатной температуры является самым быстрым способом формирования упорядоченного состояния в сплаве Cu–56Au. Однако в результате такой обработки в сплаве образуется не ожидаемая на основе фазовой диаграммы равновесная фаза  $CuAuI$ , а высокотемпературная фаза  $CuAuII$ . Показано, что сформировавшаяся в сплаве орторомбическая упорядоченная фаза  $CuAuII$  имеет высокую термическую стабильность и сохраняется даже после длительных низкотемпературных отжигов. Таким образом, кинетика формирования низкотемпературной упорядоченной фазы  $CuAuI$  в сплаве Cu–56Au до сих пор подробно не изучена.

Цель работы – выяснение скорости атомного упорядочения по типу  $L1_0$  в сплаве Cu–56Au в температурном интервале 200–250 °С.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для исследования был взят сплав, в котором содержится 56 ат. % золота и 44 ат. % меди (или 80 мас. % Au и 20 мас. % Cu). В соответствии с фазовой диаграммой системы Cu–Au [8], фазовой переход беспорядок→порядок в исследуемом сплаве происходит при температурах ниже 375 °С. Поэтому исходное, разупорядоченное состояние в образцах сплава формировалось закалкой от температуры 600 °С после отжига в течение 1 ч. Кроме того, в работе изучалось влияние предварительной пластической деформации на кинетику атомного упорядочения. В этом случае исходное разупорядоченное состояние формировалось путем деформации образцов на 90 %.

Изучение кинетики превращения в данной работе проводилось в температурном интервале 200–250 °С. Продолжительность термообработок в ходе исследования составляла от 1 ч до 2 мес. Все термообработки проводились в вакуумированных стеклянных или кварцевых ампулах.

В качестве основной методики исследования в нашей работе была выбрана резистометрия. Измерение удельного электросопротивления при комнатной температуре проводили стандартным четырехконтактным методом на длинных проволочных образцах диаметром 0,25 мм при постоянном токе  $I=20$  мА. Точность измерений составляла  $\pm 0,04 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Кроме того, строились температурные зависимости электросопротивления при нагреве и охлаждении образцов с постоянной скоростью 120 град/ч.

На основе данных резистометрии оценивали относительный объем новой фазы с использованием формулы

$$\eta = \frac{\rho_{бп} - \rho_t}{\rho_{бп} - \rho_{пп}}$$

где  $\eta$  – доля превращенного объема;

$\rho_{бп}$  и  $\rho_{пп}$  – значения удельного электросопротивления образцов, находящихся в состоянии беспорядка и полного порядка соответственно;

$\rho_t$  – удельное электросопротивление образца на определенном этапе термообработки.

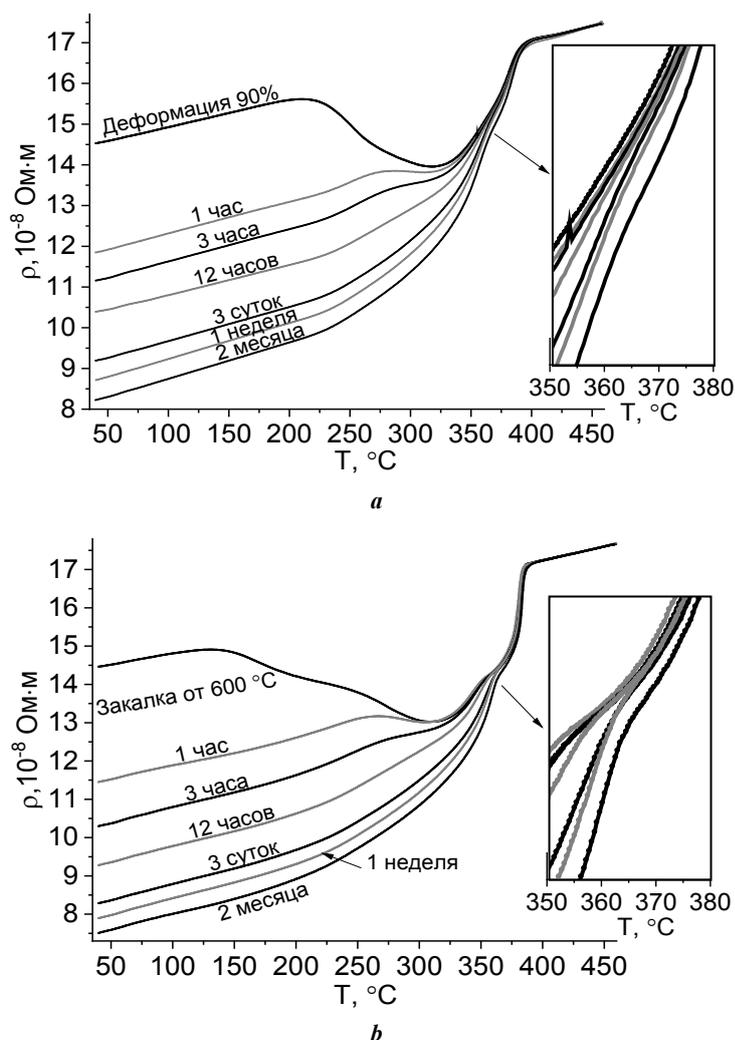
Рентгеноструктурный анализ (далее – РСА) проводили на пластинках сплава толщиной 0,3 мм с использованием дифрактометра PANalytical Empyrean Series 2 в Cu-K $\alpha$ -излучении. Для определения степени дальнего порядка вычисляли отношение интегральных интенсивностей сверхструктурных и структурных пиков по известным формулам [18; 19]. Вычисления проводили для нескольких пар рефлексов, после чего определяли среднее значение. Такой подход необходим для минимизации влияния на полученный результат текстурных эффектов. Вычисления на основе РСА проводились только после отжигов максимальной продолжительности.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

На рис. 2 представлены температурные зависимости, полученные при нагреве исходно деформированных (рис. 2 а) или закаленных (рис. 2 б) образцов сплава Cu–56Au после отжигов различной продолжительности (от 1 ч до 2 мес.) при температуре 250 °С. Отметим, что часть из полученных нами температурных зависимостей на рис. 2 не показана: при больших временах выдержки электросопротивление образцов изменяется незначительно, поэтому кривые начинают накладываться друг на друга.

Удельное электросопротивление разупорядоченного закалкой сплава Cu–56Au составляет  $\rho=14,29 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Сплав, разупорядоченный сильной пластической деформацией (90 %), имеет меньшее удельное электросопротивление –  $\rho=14,06 \cdot 10^{-8}$  Ом·м.

Сравнение приведенных на рис. 2 температурных зависимостей показывает, что вызванное атомным упорядочением снижение электросопротивления происходит несколько быстрее в закаленном образце. К примеру, при нагреве исходно деформированного образца зависимость остается практически линейной до 200 °С. В свою очередь, в закаленном образце слабое падение электросопротивления начинается около 150 °С. Продолжение нагрева приводит к постепенному снижению удельного электросопротивления. Минимальные значения



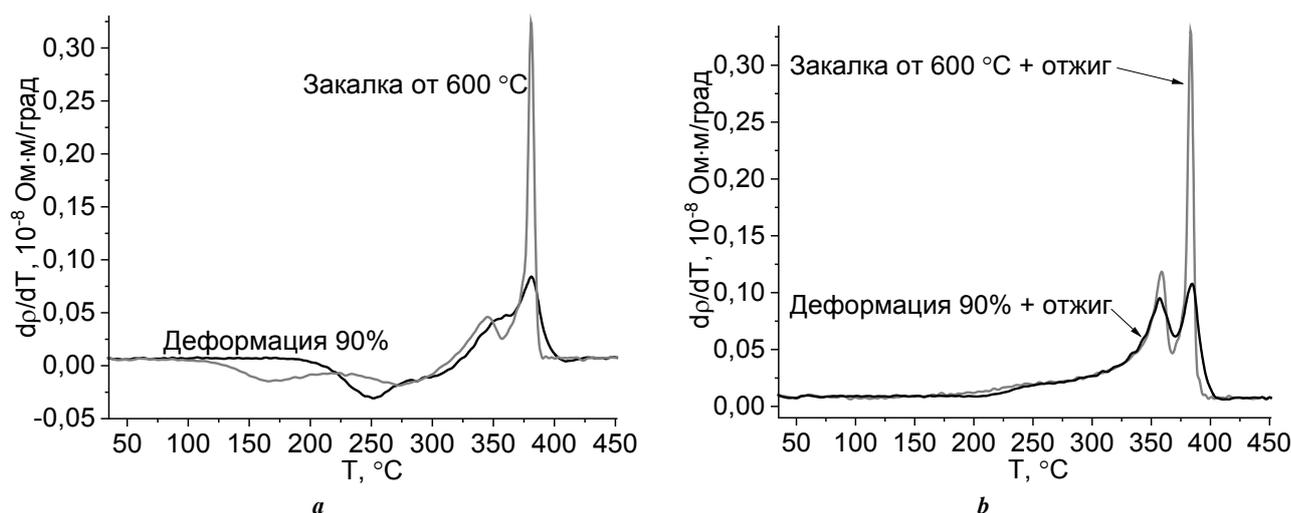
**Рис. 2.** Температурные зависимости электропроводности, полученные при нагреве деформированных (а) и закаленных (b) образцов сплава Cu–56Au, которые отжигались при температуре 250 °С от 1 ч до 2 мес. На вставках показаны участки, на которых наблюдается ступенчатое изменение электропроводности

**Fig. 2.** Temperature dependences of electrical resistivity obtained when heating the deformed (a) and quenched (b) specimens of the Cu–56Au alloy, which were annealed at a temperature of 250 °C from 1 h to 2 months. The insets show the regions where the step change in the electrical resistance is observed

электропроводности достигаются при температуре ~320 °С вне зависимости от исходного состояния образцов. Дальнейший нагрев вызывает достаточно резкий рост электропроводности, что вызвано изменением фазового состава сплава: CuAuI→CuAuII→A1. При температурах выше 380 °С сплав становится однофазным и разупорядоченным, следствием чего является линейная зависимость электропроводности.

Все описанные выше превращения достаточно четко выявляются на графиках температурных производных соответствующих зависимостей электропроводности (рис. 3). В температурном интервале 300–400 °С на рис. 3 а выявляются два пика. Первый из них, с максимумом около 350 °С, соответствует превращению CuAuI→CuAuII. Второй пик, максимум которого приходится на ~380 °С, соответствует превращению CuAuII→A1. При сравнении зависимостей на рис. 3 а хорошо видно, что в предварительно закаленном образце указанные пики четко разделяются и имеют более высокую интенсивность.

На рис. 2 хорошо видно, что после отжигов одинаковой продолжительности удельное электропроводление предварительно закаленных образцов всегда ниже. После отжига закаленного сплава в течение 2 мес. при температуре 250 °С его удельное электропроводление снижается до  $\rho = 7,04 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Как следует из рис. 2, после отжига такой же продолжительности исходно деформированный образец имеет существенно более высокое значение электропроводности. Следовательно, в этом образце еще не сформировалось хорошо упорядоченное состояние. Обращает на себя внимание, что после отжигов максимальной продолжительности на температурных зависимостях электропроводности явно выраженные ступеньки (показаны на вставках на рис. 2 а и 2 б). Особенно они заметны после отжига предварительно закаленных образцов. Разница скоростей реакции при разных температурах хорошо выявляется на графиках температурных производных (рис. 3 б). Узкие и интенсивные пики на графиках температурных производных электро-



**Рис. 3.** Температурные производные зависимостей электропроводности (рис. 2), полученные при нагреве образцов сплава Cu–56Au в двух исходных состояниях (а) и после отжига этих образцов при температуре 250 °С в течение 2 мес. (б)  
**Fig. 3.** Temperature derivatives of the electrical resistivity dependences (Fig. 2) obtained when heating specimens of the Cu–56Au alloy in two initial states (a) and after annealing of these specimens at a temperature of 250 °C during 2 months (b)

сопротивления еще раз подтверждают более высокую степень атомного порядка, достигнутую в результате отжига предварительно закаленного сплава.

На рис. 4 приведены рентгеновские дифрактограммы образцов, находящихся в двух исходных состояниях, а также после их отжига в течение 1 ч и 2 мес. при температуре 250 °С.

В соответствии с полученными данными, параметр решетки деформированного на 90 % сплава Cu–56Au составляет  $a=0,3912$  нм. Рентгеновские пики деформированного сплава достаточно широкие, что вызвано упругими напряжениями и большим количеством неравновесных границ [20]. Отжиг при высокой температуре снимает напряжения и уменьшает дефектность структуры, вследствие чего параметр кристаллической решетки закаленного сплава уменьшается до  $a=0,3901$  нм. По сравнению с деформированным состоянием, рентгеновские пики закаленного сплава очень узкие и имеют высокую интенсивность (можно сравнить дифрактограммы 1 на рис. 4 а и 4 б).

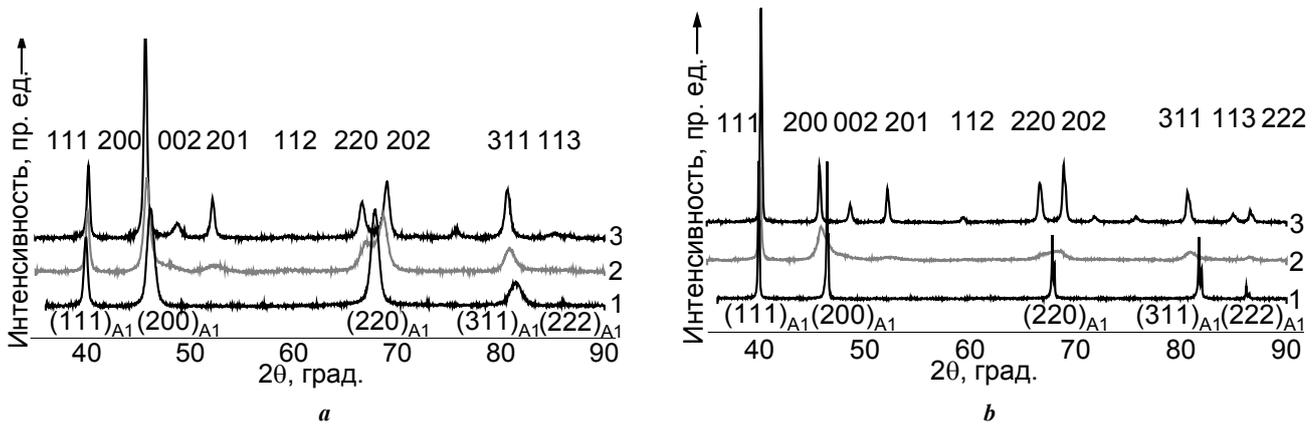
Упорядоченное расположение атомов в кристаллической решетке изменяет условия отражения рентгеновских лучей, вследствие чего количество пиков на дифрактограммах отожженных образцов заметно увеличивается. Появляются пики (001), (011) и др., которые являются запрещенными для ГЦК-структуры. Такие дополнительные пики называются сверхструктурными, а сама упорядоченная решетка – сверхструктурой. Кроме того, на рентгеновских дифрактограммах  $L1_0$ -сверхструктуры также появляются дополнительные структурные пики. К примеру, исходный пик (200) расщепляется на два пика – (200) и (002). Это вызвано перестройкой исходной неупорядоченной ГЦК-решетки в атомно-упорядоченную тетрагональную структуру (рис. 1). В соответствии с полученными РСА-данными, отжиг закаленного сплава в течение 2 мес. при температуре 250 °С приводит к формированию  $L1_0$ -сверх-

структуры, кристаллическая решетка которой имеет следующие параметры:  $a=0,3963$  нм и  $c=0,3671$  нм.

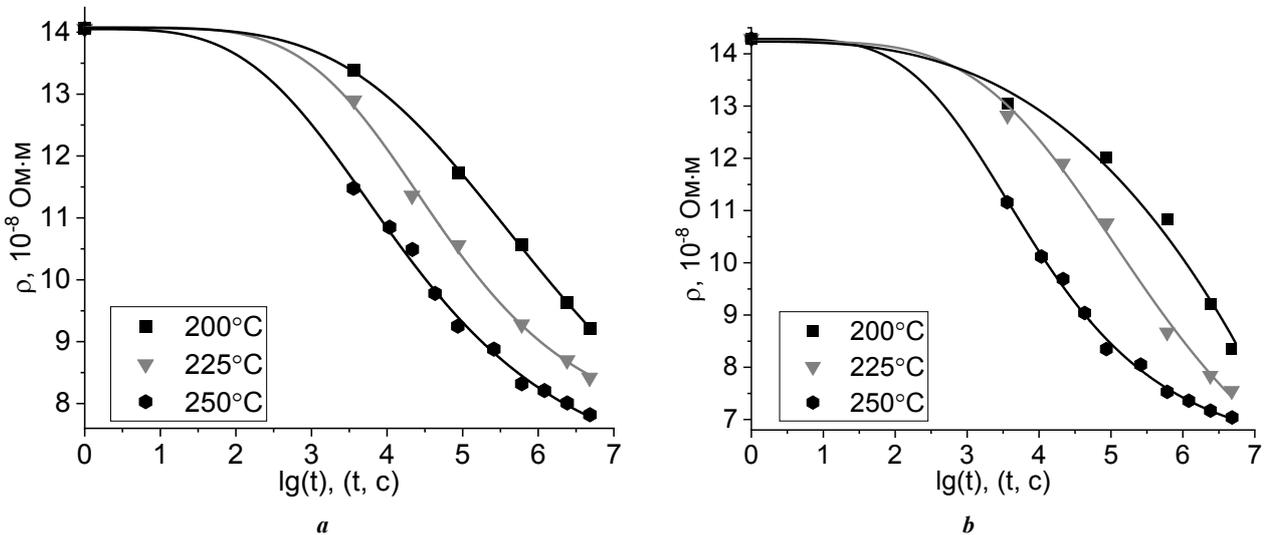
Поскольку в ходе атомного упорядочения параметр кристаллической решетки вдоль осей  $a$  и  $b$  немного увеличивается, отражения от этих плоскостей смещаются влево от исходного пика. В свою очередь, новый пик (002) является отражением от плоскостей, межплоскостное расстояние между которыми (вдоль  $c$ -оси) меньше исходного, вследствие чего этот пик формируется справа от исходного. Очевидно, что в равновесном состоянии интенсивность пика (200) $L1_0$  должна быть в два раза выше интенсивности пика (002) $L1_0$ . На рис. 4 это условие практически выполняется только для образца, который отжигался после предварительной закалки. В полном соответствии с резистометрическими данными, отжиг исходно деформированного образца в течение 2 мес. при 250 °С не приводит к получению от него дифрактограммы, соответствующей хорошо упорядоченному состоянию.

Кривые на рис. 5 показывают изменение удельного электропроводности исследуемого сплава в ходе длительных термообработок в выбранном температурном интервале. Вследствие отличий механизмов формирования упорядоченной структуры, эти зависимости построены отдельно для исходно деформированного и предварительно закаленного состояний сплава. При температуре отжига 250 °С для построения этих графиков были взяты левые точки (т. е. при комнатной температуре) на соответствующих температурных зависимостях электропроводности (рис. 2).

Как следует из графиков на рис. 5, вне зависимости от исходного состояния, скорость снижения электропроводности в процессе отжига максимальна при температуре 250 °С. Из этого можно сделать однозначный вывод о том, что скорость фазового превращения беспорядок→порядок при этой температуре также максимальна. В свою очередь, скорость снижения электропроводности при температуре 200 °С минимальна.



**Рис. 4.** Результаты РСА-исследования образцов деформированного (а) и закаленного (б) сплава в исходных состояниях (1), после отжига в течение 1 ч (2) и 2 мес. (3) при 250 °С  
**Fig. 4.** The results of XRD analysis of specimens of the deformed (a) and quenched (b) alloy in the initial states (1), after annealing during 1 h (2) and 2 months (3) at 250 °C



**Рис. 5.** Изменение удельного электросопротивления исходно деформированных (а) и закаленных (б) образцов исследуемого сплава в процессе отжига при температурах 200, 225 и 250 °С  
**Fig. 5.** Change in the specific electrical resistance of the initially deformed (a) and quenched (b) specimens of the alloy under study in the process of annealing at temperatures of 200, 225, and 250 °C

Рентгеновские дифрактограммы, полученные с образцов, которые выдерживались в течение 2 мес. при температурах 200, 225 и 250 °С, представлены на рис. 6. Отметим, что вне зависимости от температуры отжига предварительного закаленного образцам соответствуют дифрактограммы с более интенсивными пиками. Самую четкую картину рентгеновских отражений, которая полностью соответствует хорошо упорядоченной по типу  $L1_0$  структуре, имеет закаленный образец, отожженный при температуре 250 °С. Таким образом, выводы, сделанные на основе данных резистометрии, вновь хорошо подтверждаются РСА-результатами.

На рис. 6 хорошо видно, что рентгенограммы с образцов, отожженных при 200 °С, не имеют части пиков, характерных для упорядоченного состояния (к примеру, (002)). Это значит, что фазовое превращение при этой температуре еще далеко до своего завершения.

Такая медленная скорость фазового превращения позволяет проследить начальные этапы перестройки разупорядоченной ГЦК-структуры в упорядоченную по типу  $L1_0$ . На рис. 7 показано расщепление исходного пика (200) $A1$  на два пика – (200) $L1_0$  и (002) $L1_0$  (в интервале углов  $2\theta$  от 44 до 50°), которое дает наиболее ясную картину формирования упорядоченной структуры. Ранее подобные эксперименты были проведены на эквивалентном сплаве CuAu [21]. Однако высокая скорость превращения не позволила наблюдать все этапы перестройки структуры.

Как следует из приведенных на рис. 7 данных, на первой стадии атомного упорядочения на левой стороне исходного пика (200) появляется плечо. Таким образом, сначала формируются плоскости  $a$  и  $b$  упорядоченной фазы, которые имеют большее межплоскостное расстояние по сравнению с разупорядоченной матрицей.

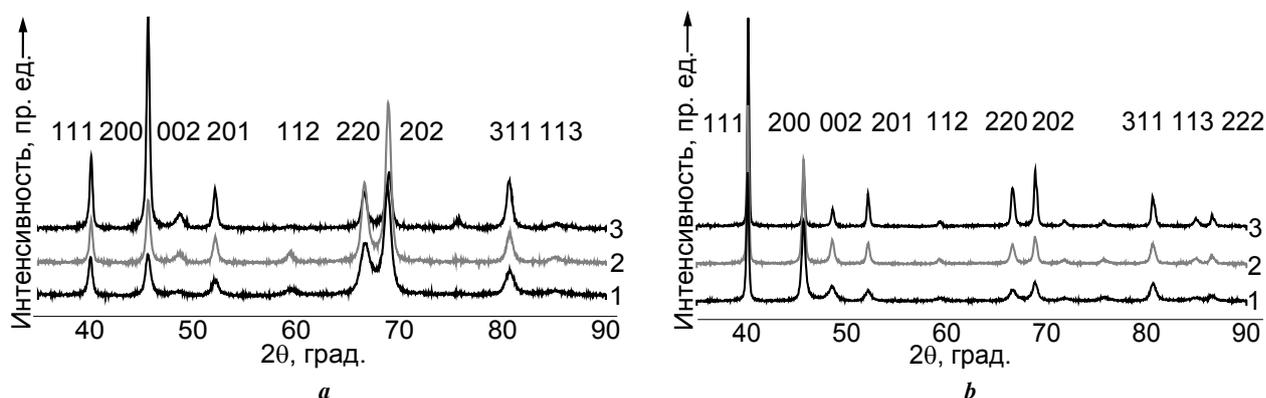


Рис. 6. Рентгеновские дифрактограммы, полученные с исходно деформированных (а) и закаленных (b) образцов, отожженных в течение 2 мес. при температурах 200 (1), 225 (2) и 250 °С (3)

Fig. 6. X-ray diffraction patterns obtained from the initially deformed (a) and quenched (b) specimens annealed during 2 months at temperatures of 200 (1), 225 (2), and 250 °C (3)

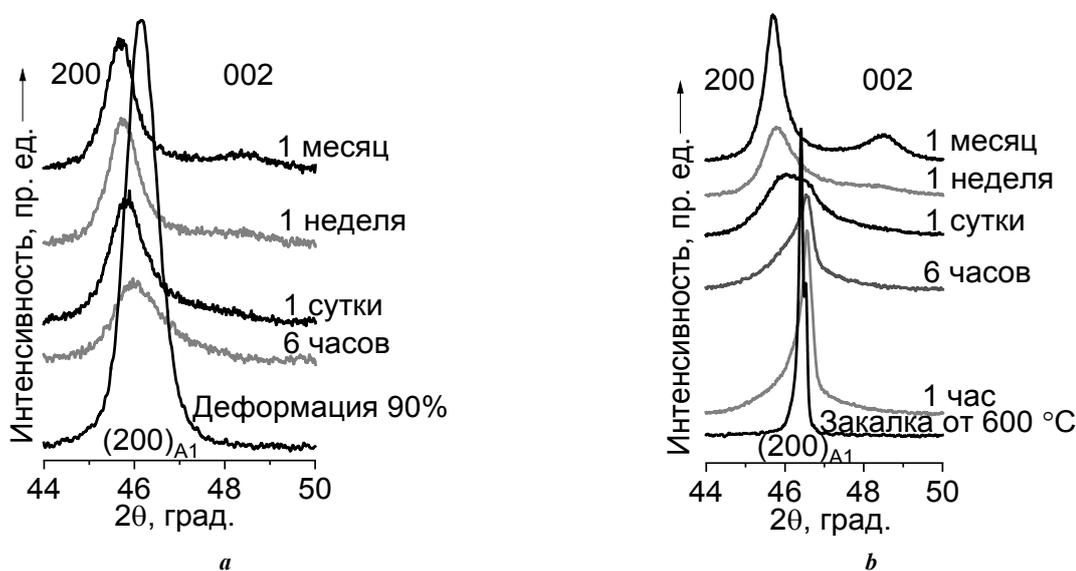


Рис. 7. Эволюция рентгеновского отражения (200) в ходе атомного упорядочения при температуре 200 °С исходно деформированных (а) и закаленных (b) образцов

Fig. 7. X-ray reflection (200) evolution during atomic ordering at a temperature of 200 °C of the initially deformed (a) and quenched (b) specimens

Пик  $(002)L1_0$ , который формируется от тетрагональных  $c$ -плоскостей с меньшим параметром, становится хорошо заметным лишь через 1 мес. отжига при температуре 200 °С. На рис. 7 вновь хорошо выявляется разная скорость формирования упорядоченной структуры в деформированном и закаленном образцах. Здесь также можно сравнить разную ширину рентгеновских отражений от сильно деформированного или закаленного образцов.

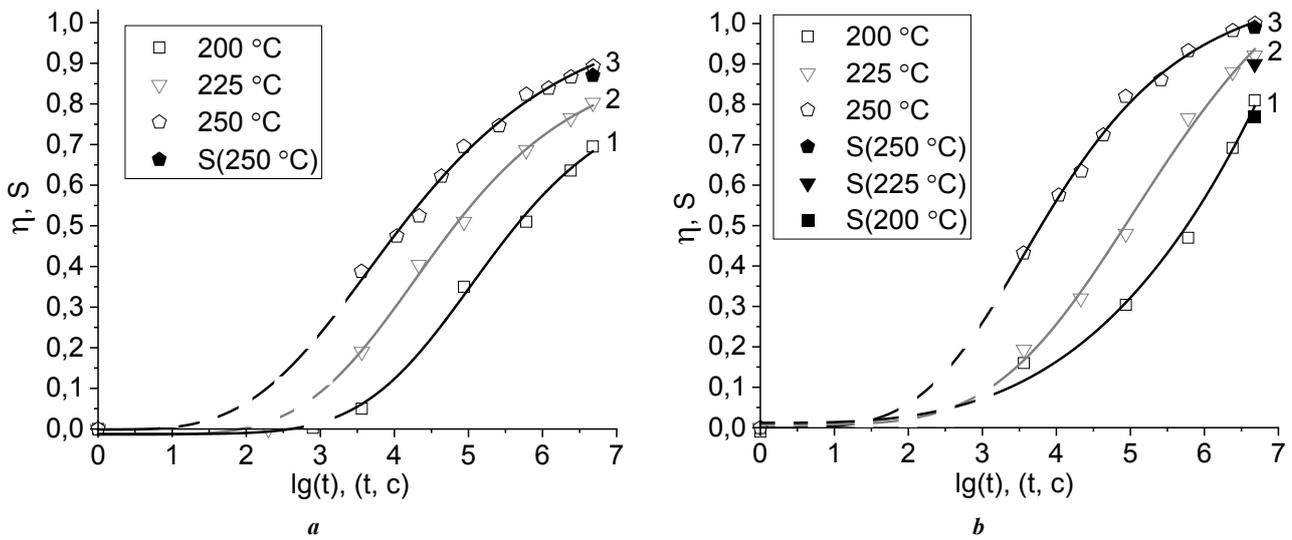
Набор полученных в работе результатов позволяет количественно оценить скорость фазового превращения беспорядок→порядок в исследуемом сплаве в температурном интервале 200–250 °С (рис. 8).

Кроме того, усредненную по образцу степень дальнего порядка ( $S$ ) можно оценить на основе РСА-данных на рис. 6. Отметим, что оба рассматриваемых параметра ( $\eta$  и  $S$ ) имеют один и тот же физический смысл и отличаются только методом, на основе которых они

получены. Значения степени дальнего порядка, определенные на основе РСА-результатов, показаны на рис. 8 точками. Кроме того, вследствие недостаточного количества сверхструктурных пиков нам не удалось оценить долю превращенного объема после отжига деформированного образца при температурах 200 и 225 °С.

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Ранее мы предположили [14], что отжиг при 250 °С является оптимальным для формирования в сплаве Cu–56Au сверхструктуры  $L1_0$ . Также было установлено, что выдержка при этой температуре в течение 1 недели является далеко не достаточной для формирования в этом сплаве хорошо упорядоченного состояния. Проведенное исследование полностью подтвердило полученные ранее выводы и показало, что для завершения фазового превращения беспорядок→порядок необходимо



**Рис. 8.** Изменение доли превращенного объема от продолжительности отжига деформированных (а) и закаленных (б) образцов сплава Cu–56Au при температурах: 200 (1), 225 (2) и 250 °C (3), построенные по данным резистометрии.

Оценки на основе PCA-результатов проводились после отжигов максимальной продолжительности и показаны точками

**Fig. 8.** The transformed fraction as a function of the annealing time of the deformed (a) and quenched (b) specimens of the Cu–56Au alloy at temperatures of: 200 (1), 225 (2), and 250 °C (3) built according to the resistometry data.

Evaluation based on the XRD-results was carried out after maximum duration annealing and is shown by points

отжигать нестехиометрический сплав Cu–56Au не менее 2 мес. при температуре 250 °C. Снижение температуры обработки значительно замедляет скорость превращения. Кроме того, было надежно установлено, что скорость атомного упорядочения сильно зависит от того, каким образом было сформировано в сплаве исходное, разупорядоченное состояние: закалкой от высокой температуры или пластической деформацией.

Все полученные результаты указывают на то, что в исследованном температурном интервале скорость атомного упорядочения предварительно закаленных образцов выше. Это представляется необычным, поскольку пластическая деформация значительно повышает скорость диффузионных реакций [22]. К примеру, скорость атомного упорядочения предварительно деформированных сплавов, как правило, выше [18; 23]. Таким образом, обнаруженное в сплаве Cu–56Au явление снижения скорости атомного упорядочения после предварительной деформации требует своего объяснения.

Как было показано в [24] методом высокоразрешающей электронной микроскопии, кластеры размером 2–3 нм с высокой степенью дальнего атомного порядка образуются в золото-медных сплавах уже в процессе закалки. Количество этих кластеров определяется температурой и скоростью закалки. В литературе неоднократно описывались случаи, когда закалка золото-медных сплавов приводила к формированию в них сильного ближнего порядка. В этом случае на рентгеновских дифрактограммах кроме сильных отражений от разупорядоченной ГЦК-фазы наблюдаются растянутые максимумы в положениях сверхструктурных рефлексов (в качестве примера см. рис. 1 а в работе [12]). Формирование в сплаве при закалке наноразмерных, хорошо упорядоченных кластеров приводит также к су-

щественному повышению электросопротивления (начальные точки на рис. 2 а и 2 б). Пластическая деформация разрушает эти кластеры, в результате чего электросопротивление сплава снижается [23; 25].

В свою очередь, в сильно деформированном сплаве реализуется комбинированная реакция: процесс атомного упорядочения сопровождается рекристаллизацией. В работе [26] описаны возможные варианты: либо упорядочение и рекристаллизация реализуются совместно, либо одна из этих твердотельных реакций обгоняет другую. Чаще всего граница растущего рекристаллизованного зерна одновременно является межфазной границей [27]. О протекании рекристаллизации можно судить по уменьшению ширины рентгеновских пиков в ходе отжига деформированного сплава. Действительно, на рис. 7 а хорошо видно, что при увеличении продолжительности термообработки исходно деформированного сплава широкий пик (200) постепенно становится более узким.

Таким образом, разница в скоростях превращения беспорядок→порядок вызвана различием механизмов формирования упорядоченного состояния в закаленном или деформированном образцах одного и того же сплава. Даже небольшой нагрев закаленного образца приводит к тому, что имеющиеся в нем атомно-упорядоченные кластеры становятся зародышами новой фазы. В свою очередь, для начала фазового превращения в деформированном сплаве требуется его нагрев до температуры рекристаллизации.

Конечно, особый интерес представляют результаты, полученные в ходе резистометрии образцов сплава после отжигов максимальной продолжительности. Как было указано выше, достигнутое в работе минимальное значение удельного электросопротивления сплава Cu–56Au

составляет  $\rho=7,04 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Оно было получено отжигом закаленного сплава в течение 2 мес. при температуре 250 °С. Для проверки полученного результата был проведен дополнительный отжиг этого образца в течение еще двух 2 мес. Данная обработка практически не повлияла на значение удельного электросопротивления, которое составило  $\rho=6,98 \cdot 10^{-8}$  Ом·м. Это позволяет сделать вывод, что для завершения фазового превращения беспорядок→порядок в сплаве Cu–56Au при температуре 250 °С необходим отжиг в течение 2 мес. Отметим, что значения электросопротивления, полученные в ходе проведенного исследования, заметно ниже известных литературных данных. Ранее мы уже пришли к заключению, что общепринятая концентрационная зависимость электросопротивления сплавов системы Cu–Au (рис. 46 в [9]) нуждается в уточнении [28].

Полученные в нашей работе результаты РСА-исследования нестехиометрического сплава Cu–56Au можно сравнить с литературными данными [29], приведенными для стехиометрического сплава Cu–50Au. К примеру, параметры кристаллической решетки упорядоченного по типу  $L1_0$  эквиатомного сплава ( $a=0,3958$  нм,  $c=0,3666$  нм) несколько меньше по сравнению с исследуемым. Однако степени тетрагональности упорядоченных решеток обоих сплавов равны и составляют  $c/a=0,926$ . Это достаточно интересный результат, который позволяет порассуждать о структуре нестехиометрического сплава на атомарном уровне. Действительно, при отклонении от стехиометрии всегда возникает вопрос: как перераспределяется избыточное количество атомов (в данном случае золота) при формировании сверхрешетки. Если предположить, что часть атомов золота встраивается в подрешетку меди, это должно было бы привести к отличию степеней тетрагональности кристаллических решеток сплавов. Скорее всего, в ходе атомного упорядочения избыточное количество атомов золота вытесняется на дефекты и границы различной природы (к примеру, границы  $c$ -доменов, термические антифазные доменные границы (АФГ), АФГ сдвигового типа, зеренные границы и др.). Косвенно это подтверждается более высокой прочностью (на ~15 %) хорошо упорядоченного нестехиометрического сплава по сравнению с эквиатомным. Эта гипотеза выдвинута впервые и требует проверки с использованием структурных методов исследования (к примеру, высокоразрешающей электронной микроскопии).

Проведенное исследование показало, что результаты количественной оценки скорости фазового превращения ( $A1 \rightarrow L1_0$ ) на основе данных резистометрии и РСА близки (рис. 8). Это позволяет с использованием двух методик провести сравнение скорости атомного упорядочения образцов нестехиометрического сплава в различных исходных состояниях. К примеру, доля превращенного объема после отжига деформированного сплава при температуре 250 °С в течение 2 мес. составляет  $\eta=0,89$  (по резистометрическим данным) или  $S=0,87$  (по РСА-данным). В исходно закаленном сплаве близкие значения доли превращенного объема достигаются после отжига в течение ~4 суток (т. е. на порядок быстрее).

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

1. Установлено, что формирование сверхструктуры  $L1_0$  в исходно закаленном нестехиометрическом сплаве Cu–56Au происходит приблизительно на порядок быстрее по сравнению с предварительно деформированным сплавом.

2. Выявлено, что максимальная скорость упорядочения нестехиометрического сплава Cu–56Au наблюдается в температурном интервале 200–250 °С, однако даже в этом случае требуется 2 мес. выдержки для формирования хорошо упорядоченного по типу  $L1_0$  состояния.

3. Выдвинуто предположение, что в процессе фазового превращения беспорядок→порядок избыточные (по сравнению со стехиометрией) атомы золота не встраиваются в подрешетку меди, а вытесняются на доменные границы и другие дефекты.

4. На основе полученных данных впервые для сплава Cu–56Au могут быть построены кинетические  $S$ -кривые и вычислены термодинамические константы  $n$  и  $k$  в температурном интервале 200–250 °С превращения беспорядок→порядок ( $A1 \rightarrow L1_0$ ).

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Kurnakov N., Zemczuzny S., Zasedatelev M. Transformations in Alloys of Gold with Copper // Journal of the Institute of Metals. 1916. Vol. 15. P. 305–331.
- Jogansson C.H., Linde J.O. Röntgenographische und elektrische Untersuchungen der CuAu-Systeme // Annalen der Physik. 1936. Vol. 417. № 1. P. 1–48. DOI: [10.1002/andp.19364170102](https://doi.org/10.1002/andp.19364170102).
- Hirabayashi M. Stress-Ordering Effect on Thermal Expansion of CuAu Single Crystals // Journal of the Physical Society of Japan. 1959. Vol. 14. P. 149–152. DOI: [10.1143/JPSJ.14.149](https://doi.org/10.1143/JPSJ.14.149).
- Van Tendeloo G., Amelinckx S., Jeng S.J., Wayman C.M. The initial stages of ordering in CuAuI and CuAuII // Journal of Materials Science. 1986. Vol. 21. P. 4395–4402. DOI: [10.1007/BF01106562](https://doi.org/10.1007/BF01106562).
- Художественное литье из драгоценных металлов / под общ. ред. Л.А. Гутова. Л.: Машиностроение, 1988. 223 с.
- Попова Л.А. Структурно-энергетические свойства бивакансий в сплаве CuAu I // Вестник Югорского государственного университета. 2022. Т. 66. № 3. С. 145–151. DOI: [10.18822/byusu202203145-151](https://doi.org/10.18822/byusu202203145-151).
- Larcher M., Cayron C., Blatter A., Soullignac R., Logé R.E. Electron backscatter diffraction study of variant selection during ordering phase transformation in  $L1_0$ -type red gold alloy // Journal of Applied Crystallography. 2019. Vol. 52. P. 1202–1213. DOI: [10.1107/S1600576719011890](https://doi.org/10.1107/S1600576719011890).
- Федоров П.П., Волков С.Н. Фазовая диаграмма системы Au–Cu // Журнал неорганической химии. 2016. Т. 61. № 6. С. 809–812. DOI: [10.7868/S0044457X16060064](https://doi.org/10.7868/S0044457X16060064).
- Малышев В.М., Румянцев Д.В. Золото. М.: Металлургия, 1979. 288 с.
- Trong D.N., Long V.C., Saraç U., Quoc V.D., Țălu Ș. First-Principles Calculations of Crystallographic and Electronic Structural Properties of Au–Cu Alloys //

- Journal of Composites Science. 2022. Vol. 6. № 12. P. 383. DOI: <https://doi.org/10.3390/jcs6120383>.
11. Волков А.Ю., Казанцев В.А. Влияние исходного состояния на формирование структуры и свойств упорядоченного сплава CuAu // Физика металлов и металловедение. 2012. Т. 113. № 1. С. 66–76. DOI: [10.1134/S0031918X12010127](https://doi.org/10.1134/S0031918X12010127).
  12. Lamiri I., Martinez-Blanco D., Abdelbaky M.S.M., Mari D., Hamana D., Garcia-Granda S. Investigation of the order-disorder phase transition series in AuCu by in-situ temperature XRD and mechanical spectroscopy // Journal of Alloys and Compounds. 2019. Vol. 770. P. 748–754. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.08.094](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.08.094).
  13. Garcia-Gonzalez M., Van Petegem S., Baluc N., Hocine S., Dupraz M., Lalire F., Van Swygenhoven H. Enhanced precipitate growth at reduced temperatures during chemical ordering in deformed red gold alloys // Scripta Materialia. 2019. Vol. 170. P. 129–133. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2019.05.038](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.05.038).
  14. Volkov A.Yu., Antonova O.V., Glukhov A.V., Komkova D.A., Antonov B.D., Kostina A.E., Livinets A.A., Generalova K.N. Features of the disorder-order phase transition in non-stoichiometric Cu-56at%Au alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 891. P. 161938. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.161938](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161938).
  15. Farooq Z., Ali R., Ahmed N., Fahad M., Ahmad A., Yaseen M., Mahmood M.H.R., Hussain S., Rehan I., Zubair Khan M., Jan T., Qayyum M.A., Afzal M., Mahr M.S., Shafique M. Determination of the Gold Alloys Composition by Laser-Induced Plasma Spectroscopy Using an Algorithm for Matching Experimental and Calculated Values of Electron Number Density // Journal of Applied Spectroscopy. 2023. Vol. 90. P. 126–136. DOI: [10.1007/s10812-023-01513-x](https://doi.org/10.1007/s10812-023-01513-x).
  16. Gafner Y.Y., Gafner S.L., Golovenko Z.V. Analysis of the size distribution of binary Cu-Au nanoparticles during synthesis from a gaseous medium // Letters on Materials. 2020. Vol. 10. № 1. P. 33–37. DOI: [10.22226/2410-3535-2020-1-33-37](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-1-33-37).
  17. Генералова К.Н., Глухов А.В., Волков А.Ю. Рентгеноструктурный анализ кинетики атомного упорядочения по типу  $L1_0$  в нестехиометрическом медно-золотом сплаве // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. 2018. Т. 20. № 2. С. 75–85. DOI: [10.15593/2224-9877/2018.2.09](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2018.2.09).
  18. Volkov A.Yu., Novikova O.S., Antonov B.D. The kinetics of ordering in an equiatomic CuPd alloy: A resistometric study // Journal of Alloys and Compounds. 2013. Vol. 581. P. 625–631. DOI: [10.1016/j.jallcom.2013.07.132](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.132).
  19. Glezer A.M., Timshin I.A., Shchetinin I.V., Gorshenkov M.V., Sundeev R.V., Ezhova A.G. Unusual behavior of long-range ordered parameter in  $Fe_3Al$  superstructure under severe plastic deformation in Bridgman anvils // Journal of Alloys and Compounds. 2018. Vol. 744. P. 791–796. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.02.124](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.124).
  20. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 271 с.
  21. Malis O., Ludwig K.F. Kinetics of phase transitions in equiatomic CuAu // Physical Review B. 1999. Vol. 60. № 21. P. 14675–14682. DOI: [10.1103/PhysRevB.60.14675](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.60.14675).
  22. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Т. 1. М.: Мир, 1978. 806 с.
  23. Kim M.J., Flanagan W.F. The effect of plastic deformation on the resistivity and Hall Effect of copper-palladium and gold-palladium alloys // Acta Metallurgica. 1967. Vol. 15. P. 735–745. DOI: [10.1016/0001-6160\(67\)90354-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(67)90354-9).
  24. Garcia-Gonzalez M., Van Petegem S., Baluc N., Dupraz M., Honkimaki V., Lalire F., Van Swygenhoven H. Influence of thermo-mechanical history on the ordering kinetics in 18 carat Au alloys // Acta Materialia. 2020. Vol. 191. P. 186–197. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.03.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.03.032).
  25. Volkov A.Yu., Antonova O.V., Komkova D.A., Glukhov A.V., Volkova E.G., Livinets A.A., Podgorbunskaya P.O., Antonov B.D. Effect of moderate plastic deformation on structure and properties of the ordered Cu-56Au (at.%) alloy // Materials Science and Engineering A. 2023. Vol. 865. P. 144626. DOI: [10.1016/j.msea.2023.144626](https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144626).
  26. Cahn R.W. Recovery, Strain-Age-Hardening and Recrystallization in Deformed Intermetallics // High Temperature Aluminides and Intermetallics / eds. Whang S.H. et al. Indianapolis: The Minerals, Metals & Materials Society, 1990. P. 245–270.
  27. Гринберг Б.А., Иванов М.А. Интерметаллиды  $Ni_3Al$  и  $TiAl$ : микроструктура, деформационное поведение. Екатеринбург: УрО РАН, 2002. 359 с.
  28. Волков А.Ю., Подгорбунская П.О., Новикова О.С., Валиуллин А.И., Глухов А.В., Кругликов Н.А. Кинетика атомного упорядочения сплава Cu-56ат.%Au при температуре 250 °С // Неорганические материалы. 2023 (в печати).
  29. Гринберг Б.А., Сюткина В.И. Новые методы упрочнения упорядоченных сплавов. М.: Metallurgia, 1985. 175 с.

## REFERENCES

1. Kurnakov N., Zemczuzny S., Zasedatelev M. Transformations in Alloys of Gold with Copper. *Journal of the Institute of Metals*, 1916, vol. 15, pp. 305–331.
2. Jogansson C.H., Linde J.O. Röntgenographische und elektrische Untersuchungen der CuAu-Systeme. *Annalen der Physik*, 1936, vol. 417, no. 1, pp. 1–48. DOI: [10.1002/andp.19364170102](https://doi.org/10.1002/andp.19364170102).
3. Hirabayashi M. Stress-Ordering Effect on Thermal Expansion of CuAu Single Crystals. *Journal of the Physical Society of Japan*, 1959, vol. 14, pp. 149–152. DOI: [10.1143/JPSJ.14.149](https://doi.org/10.1143/JPSJ.14.149).
4. Van Tendeloo G., Amelinckx S., Jeng S.J., Wayman C.M. The initial stages of ordering in CuAuI and CuAuII. *Journal of Materials Science*, 1986, vol. 21, pp. 4395–4402. DOI: [10.1007/BF01106562](https://doi.org/10.1007/BF01106562).
5. Getov L.A., ed. *Khudozhestvennoe litye iz dragotsennykh metallov* [Artistic casting from precious metals]. Leningrad, Mashinostroenie Publ., 223 p.
6. Popova L.A. Structural and energy properties of biva-cansions in CuAu alloy. *Yugra state university bulletin*, 2022, vol. 66, no. 3, pp. 145–151. DOI: [10.18822/byusu202203145-151](https://doi.org/10.18822/byusu202203145-151).

7. Larcher M., Cayron C., Blatter A., Soullignac R., Logé R.E. Electron backscatter diffraction study of variant selection during ordering phase transformation in L1<sub>0</sub>-type red gold alloy. *Journal of Applied Crystallography*, 2019, vol. 52, pp. 1202–1213. DOI: [10.1107/S1600576719011890](https://doi.org/10.1107/S1600576719011890).
8. Fedorov P.P., Volkov S.N. Au-Cu phase diagram. *Russian journal of inorganic chemistry*, 2016, vol. 61, no. 6, pp. 809–812. DOI: [10.7868/S0044457X16060061](https://doi.org/10.7868/S0044457X16060061).
9. Malyshev V.M., Rummyantsev D.V. *Zoloto* [Gold]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 288 p.
10. Trong D.N., Long V.C., Saraç U., Quoc V.D., Tălu Ş. First-Principles Calculations of Crystallographic and Electronic Structural Properties of Au–Cu Alloys. *Journal of Composites Science*, 2022, vol. 6, no. 12, pp. 383. DOI: <https://doi.org/10.3390/jcs6120383>.
11. Volkov A.Y., Kazantsev V.A. Impact of the initial state on the structure and properties of the ordered CuAu alloy. *The physics of metals and metallography*, 2012, vol. 113, no. 1, pp. 66–76. DOI: [10.1134/S0031918X12010127](https://doi.org/10.1134/S0031918X12010127).
12. Lamiri I., Martinez-Blanco D., Abdelbaky M.S.M., Mari D., Hamana D., García-Granda S. Investigation of the order-disorder phase transition series in AuCu by in-situ temperature XRD and mechanical spectroscopy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, vol. 770, pp. 748–754. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.08.094](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.08.094).
13. Garcia-Gonzalez M., Van Petegem S., Baluc N., Hocine S., Dupraz M., Lalire F., Van Swygenhoven H. Enhanced precipitate growth at reduced temperatures during chemical ordering in deformed red gold alloys. *Scripta Materialia*, 2019, vol. 170, pp. 129–133. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2019.05.038](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2019.05.038).
14. Volkov A.Yu., Antonova O.V., Glukhov A.V., Komkova D.A., Antonov B.D., Kostina A.E., Livinets A.A., Generalova K.N. Features of the disorder-order phase transition in non-stoichiometric Cu-56at%Au alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 891, p. 161938. DOI: [10.1016/j.jallcom.2021.161938](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161938).
15. Farooq Z., Ali R., Ahmed N., Fahad M., Ahmad A., Yaseen M., Mahmood M.H.R., Hussain S., Rehan I., Zubair Khan M., Jan T., Qayyum M.A., Afzal M., Mahr M.S., Shafique M. Determination of the Gold Alloys Composition by Laser-Induced Plasma Spectroscopy Using an Algorithm for Matching Experimental and Calculated Values of Electron Number Density. *Journal of Applied Spectroscopy*, 2023, vol. 90, pp. 126–136. DOI: [10.1007/s10812-023-01513-x](https://doi.org/10.1007/s10812-023-01513-x).
16. Gafner Y.Y., Gafner S.L., Golovenko Z.V. Analysis of the size distribution of binary Cu-Au nanoparticles during synthesis from a gaseous medium. *Letters on Materials*, 2020, vol. 10, no. 1, pp. 33–37. DOI: [10.22226/2410-3535-2020-1-33-37](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-1-33-37).
17. Generalova K.N., Glukhov A.V., Volkov A.Y. Kinetics of atomic ordering by L1<sub>0</sub>-type in non-stoichiometric copper-gold alloy: X-ray analysis. *Bulletin of Perm national research polytechnic university. Mechanical engineering, materials science*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 75–85. DOI: [10.15593/2224-9877/2018.2.09](https://doi.org/10.15593/2224-9877/2018.2.09).
18. Volkov A.Yu., Novikova O.S., Antonov B.D. The kinetics of ordering in an equiatomic CuPd alloy: A resistometric study. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, vol. 581, pp. 625–631. DOI: [10.1016/j.jallcom.2013.07.132](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.07.132).
19. Glezer A.M., Timshin I.A., Shchetinin I.V., Gorshenkov M.V., Sundeev R.V., Ezhova A.G. Unusual behavior of long-range ordered parameter in Fe<sub>3</sub>Al superstructure under severe plastic deformation in Bridgman anvils. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, vol. 744, pp. 791–796. DOI: [10.1016/j.jallcom.2018.02.124](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.124).
20. Valiev R.Z., Aleksandrov I.V. *Nanostrukturnyye materialy, poluchennyye intensivnoy plasticheskoy deformatsiyey* [Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation]. Moscow, Logos Publ., 2000. 271 p.
21. Malis O., Ludwig K.F. Kinetics of phase transitions in equiatomic CuAu. *Physical Review B*, 1999, vol. 60, no. 21, pp. 14675–14682. DOI: [10.1103/PhysRevB.60.14675](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.60.14675).
22. Christian J.W. *Teoriya prevrashcheniy v metallakh i splavakh* [The theory of transformation in metals and alloys]. Vol. 1. Moscow, Mir Publ., 1978. 806 p.
23. Kim M.J., Flanagan W.F. The effect of plastic deformation on the resistivity and Hall Effect of copper-palladium and gold-palladium alloys. *Acta Metallurgica*, 1967, vol. 15, pp. 735–745. DOI: [10.1016/0001-6160\(67\)90354-9](https://doi.org/10.1016/0001-6160(67)90354-9).
24. Garcia-Gonzalez M., Van Petegem S., Baluc N., Dupraz M., Honkimaki V., Lalire F., Van Swygenhoven H. Influence of thermo-mechanical history on the ordering kinetics in 18 carat Au alloys. *Acta Materialia*, 2020, vol. 191, pp. 186–197. DOI: [10.1016/j.actamat.2020.03.032](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.03.032).
25. Volkov A.Yu., Antonova O.V., Komkova D.A., Glukhov A.V., Volkova E.G., Livinets A.A., Podgorbunskaya P.O., Antonov B.D. Effect of moderate plastic deformation on structure and properties of the ordered Cu-56Au (at.%) alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2023, vol. 865, p. 144626. DOI: [10.1016/j.msea.2023.144626](https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.144626).
26. Cahn R.W. Recovery, Strain-Age-Hardening and Recrystallization in Deformed Intermetallics. *High Temperature Aluminides and Intermetallics* / eds. Whang S.H. et al. The Minerals, Metals & Materials Society, 1990, p. 245–270.
27. Grinberg B.A., Ivanov M.A. *Intermetallidy Ni<sub>3</sub>Al i TiAl: mikrostruktura, leformatsionnoe povedenie* [Intermetallics Ni<sub>3</sub>Al and TiAl: microstructure, deformation behavior]. Ekaterinburg, UrO RAN Publ., 2002. 359 p.
28. Volkov A.Yu., Podgorbunskaya P.O., Novikova O.S., Valiullin A.I., Glukhov A.V., Kruglikov N.A. Atomic ordering kinetics of Cu-56at.%Au alloy at a temperature of 250 °C. *Inorganic Materials*. 2023 (In print).
29. Grinberg B.A., Cyutkina V.I. *Novyie metody uprochneniya uporyadochennykh splavov* [New methods for strengthening ordered alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1985. 175 p.

## The kinetics of $L1_0$ superstructure formation in the Cu–56Au alloy (at. %): resistometric study

© 2023

*Polina O. Podgorbunskaya*<sup>\*1,2</sup>, student, laboratory assistant of Strength Laboratory

*Dmitry A. Zgibnev*<sup>1,2</sup>, student, laboratory assistant of Strength Laboratory

*Alyona A. Gavrilova*<sup>1,2</sup>, student, laboratory assistant of Strength Laboratory

*Oksana S. Novikova*<sup>2,3</sup>, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of Strength Laboratory

*Aleksey Yu. Volkov*<sup>2,4</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Strength Laboratory

<sup>1</sup>Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Yekaterinburg (Russia)

<sup>2</sup>M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)

\*E-mail: [podgorbunskaua@imp.uran.ru](mailto:podgorbunskaua@imp.uran.ru),  
[polina.podgorbunskaya@yandex.ru](mailto:polina.podgorbunskaya@yandex.ru)

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0474-8991>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0636-6623>

Received 06.06.2023

Accepted 19.07.2023

**Abstract:** Due to the improved strength properties compared to the equiatomic Cu–50 at. % Au alloy, non-stoichiometric Cu–56 at. % Au alloy can be used both in dentistry and as a corrosion-resistant conductor of weak electrical signals in tool engineering. The work studies the kinetics of the disorder→order phase transformation in the Cu–56Au alloy, during which the disordered fcc lattice ( $A1$ -phase) is rearranged into an atomically ordered one with the  $L1_0$  superstructure. The initial disordered state of the alloy was obtained in two ways: applying plastic deformation by 90 % or quenching at a temperature of above 600 °C (i. e., from the region of the  $A1$ -phase existence). To form the  $L1_0$  superstructure, annealing was carried out at temperatures of 200, 225, and 250 °C. The annealing duration ranged from 1 h to 2 months. Resistometry was chosen as the main technique to study the kinetics of the disorder→order transformation. The temperature dependences of the electrical resistivity of the alloy in various structural states are obtained. The authors constructed the graphs of the electrical resistance dependence on the annealing time logarithm, based on which, the rate of the new phase formation was estimated. To evaluate the structural state of the alloy at various transformation stages, the authors used X-ray diffraction analysis (XRD). The crystal structure rearrangement during the transformation is shown by the example of splitting the initial cubic  $A1$ -phase peak (200) into two tetragonal ordered  $L1_0$  phase peaks – (200) and (002). Based on the resistometry and X-ray diffraction analysis data, the authors carried out a quantitative assessment of the rate of the disorder→order phase transformation in the alloy under the study. It is established that the values of the transformed volume fraction (resistometry) and the long-range order degree (X-ray diffraction analysis) are close. The study shows that in the temperature range of 200–250 °C, the rate of atomic ordering according to the  $L1_0$  type in the nonstoichiometric alloy Cu–56 at. % Au is maximum at 250 °C. It is identified that the disorder→order transformation in the initially quenched specimens of the investigated alloy proceeds approximately an order of magnitude faster than in preliminarily deformed specimens.

**Keywords:** Cu–56 at. % Au; Cu–Au alloys; atomic ordering; resistometry; superstructural X-ray reflections; order degree evaluation.

**Acknowledgments:** The work was financially supported by the Russian Science Foundation (grant No. 21-13-00135).

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

**For citation:** Podgorbunskaya P.O., Zgibnev D.A., Gavrilova A.A., Novikova O.S., Volkov A.Yu. The kinetics of  $L1_0$  superstructure formation in the Cu–56Au alloy (at. %): resistometric study. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 83–94. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-8.

## Определение объемной доли первичных карбидов в микроструктуре композиционных покрытий с применением семантической сегментации

© 2023

*Соболева Наталья Николаевна*<sup>\*1,2,3</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник  
*Мушников Александр Николаевич*<sup>1,4</sup>, кандидат технических наук, научный сотрудник

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

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

\*E-mail: [soboleva@imach.uran.ru](mailto:soboleva@imach.uran.ru),  
[natashasoboleva@list.ru](mailto:natashasoboleva@list.ru)

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7598-2980>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7073-6476>

Поступила в редакцию 14.06.2023

Принята к публикации 15.08.2023

**Аннотация:** В процессе формирования композиционных покрытий возможно частичное растворение упрочняющих частиц (чаще всего карбидов) в матрице, поэтому в ряде случаев выбор режима создания материала осуществляется с учетом объемной доли первичных, не растворившихся при нанесении покрытий карбидов. Широко используемые в настоящее время методы расчета объемной доли карбидов в структуре композиционных покрытий (ручной точечный метод и программы, реализующие классические методы машинного зрения) имеют ограничения по возможности автоматизации. Ожидается, что выполнение семантической сегментации с использованием сверточных нейронных сетей повысит как производительность процесса, так и точность определения карбидов. В работе проводилась многоклассовая семантическая сегментация, включающая классификацию на изображении пор и областей, не являющихся микроструктурой. Использовались две нейронные сети на основе DeepLab-v3, обученные с разными функциями потерь (IoU Loss и Dice Loss). Исходными данными были изображения различных размеров с электронного и оптического микроскопов, с карбидами сферической и угловатой формы темнее и светлее матрицы, в ряде случаев – с порами и областями, не относящимися к микроструктуре. В работе представлены изображения-маски, состоящие из четырех классов, созданные вручную и двумя обученными нейронными сетями. Показано, что сети распознают поры, области, не относящиеся к микроструктуре, и отлично сегментируют на изображениях карбиды сферической формы, независимо от их цвета относительно матрицы и наличия пор в структуре. Проведено сравнение доли карбидов в микроструктуре покрытий, определенной двумя нейронными сетями и ручным точечным методом.

**Ключевые слова:** композиционные покрытия; карбиды; оптическая микроскопия; растровая электронная микроскопия; семантическая сегментация; нейронные сети.

**Благодарности:** Работа выполнена в рамках государственных заданий ИМАШ УрО РАН по темам № АААА-А18-118020790147-4 и № АААА-А18-118020790148-1 и ИФМ УрО РАН по теме «Аддитивность» № 121102900049-1.

Микроскопические изображения получены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

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

**Для цитирования:** Соболева Н.Н., Мушников А.Н. Определение объемной доли первичных карбидов в микроструктуре композиционных покрытий с применением семантической сегментации // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 95–102. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-9.

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время промышленность предъявляет всё большие требования к прочности, износостойкости, живучести и другим эксплуатационным свойствам деталей машин и инструмента. Для решения задачи повышения трибологических свойств изделий постоянно ведется разработка новых износостойких материалов и покрытий, в том числе композиционных [1]. Одними из наиболее перспективных покрытий для работы в условиях абразивного износа являются композиционные материалы «карбид – металлическая матрица» [2–4].

Для успешного формирования композиционного покрытия необходимо, чтобы матрица имела относительно невысокую температуру плавления, а карбиды – высокую [5]. Таким образом, при создании материала

будет обеспечиваться наличие износостойкого наполнителя в виде исходных первичных частиц, не растворенных в матрице. Однако карбиды частично могут растворяться в матрице при создании композиционных покрытий [6–8], снижая тем самым их износостойкость [9]. В связи с этим, в ряде случаев при разработке технологии нанесения покрытия для получившихся опытных образцов не только проводят исследование состава и функциональных свойств, но и определяют объем крупных первичных упрочняющих частиц в микроструктуре материала.

В настоящее время стандартизованным методом определения объемной доли фаз является ручной точечный метод по ASTM E 562-02, представляющий собой трудоемкий процесс. Упрощение процесса возможно с помощью использования программ, реализующих

классические методы машинного зрения, например Sams, Thixomet, ImageJ, JMicroVision и др. [10; 11]. Однако в работе [12] показано, что использование классических методов машинного зрения имеет ряд ограничений, затрудняющих автоматизацию процесса.

Возможным решением проблемы является использование нейронных сетей для сегментации изображений композиционных материалов. В таком случае выполняется семантическая сегментация – процесс понимания изображений на уровне пикселей [13], позволяющий разделить изображения на области, соответствующие семантическому классу из заранее определенного списка. Особенности классов изучаются нейронной сетью по заранее подготовленным маскам – размеченным разными цветами изображениям. Семантическая сегментация объединяет обнаружение объектов, распознавание формы и классификацию.

Использование сверточных нейронных сетей позволяет значительно повысить производительность семантической сегментации [14]. За последние несколько лет многие модели семантической сегментации на основе сверточных нейронных сетей достигли хорошей производительности в задачах сегментации изображений, например FCN, SegNet, RefineNet, U-net, PSPNet, DeepLab [13; 15; 16]. В модели DeepLab для получения карт сегментации реализуется архитектура, основанная на сверточной нейронной сети. Помимо обычных сверток, применяются разряженные ядра сверток, позволяющие учитывать больше пространственной информации без увеличения числа параметров [17]. Более современная и продвинутая версия DeepLab-v3 характеризуется значительным улучшением производительности при высокой точности сегментации [18].

В работе [12] проводили сегментацию частиц карбидов вольфрама WC в структуре NiCrBSi-покрытий с использованием сетей U-net и LinkNet. При этом решалась задача одноклассовой сегментации: определялись пиксели, принадлежащие или не принадлежащие карбидам. Авторы работы отмечают, что обученные модели имели тенденцию неправильно классифицировать поры как относящиеся к классу карбидов.

Цель работы – определение объемной доли первичных карбидов в микроструктуре композиционных материалов с использованием обученных нейронных сетей на основе DeepLab-v3 для семантической сегментации. Особенностью реализации является многоклассовая сегментация, включающая классификацию на изображении пор и областей, не являющихся микроструктурой.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходными данными были изображения микроструктуры композиционных покрытий на основе никеля и железа с крупными первичными карбидами вольфрама, титана, хрома, полученные с использованием растрового электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU и оптической системы микротвердомера Shimadzu HNV-G21DT. Использование двух разных методов позволило получить изображения с различными характеристиками: разные размеры (768×840 и 640×480 пикселей), форматы TIFF/JPG, карбиды на микрофотографиях светлее и темнее матрицы, наличие/отсутствие областей, не являю-

щихся микроструктурой (области с параметрами съемки и масштабной линейкой). Кроме того, изображения, полученные обоими способами, характеризовались наличием на некоторых из них пор, а также наличием двух типов карбидов: сферической и угловатой формы. Количество исходных изображений составило 41.

Для удобства работы все файлы были переведены в формат PNG. Вручную в MS Paint проводилась разметка набора данных (получение масок – эталонных изображений) с использованием четырех цветов: темно-серый цвет на изображении-маске – карбиды, черный – поры, белый – остальная часть микроструктуры, светло-серый – область, не являющаяся микроструктурой.

В качестве нейронной сети была взята реализация модели deeplabv3\_resnet101 из библиотеки torchvision. В качестве основы модели deeplabv3\_resnet101 используется предобученная на наборе данных Imagenet сеть для классификации изображений ResNet версии resnet101. По умолчанию количество идентифицируемых классов в сети DeepLab-v3 составляет 21. В работе проводилось переобучение головной части сети с заменой количества выходных слоев в последней свертке на 4 – по количеству идентифицируемых классов. На выходе сети получается вещественный тензор размера  $(B, C, H, W)$ , где  $B$  – размер мини-выборки (batch size),  $C$  – количество классов,  $H$  – высота изображения,  $W$  – ширина изображения.

Для обучения сети использовался оптимизатор Adam. По результатам предварительных тестов из традиционного для Adam диапазона скоростей обучения (learning rate) от  $10^{-4}$  до  $10^{-3}$  была выбрана скорость обучения  $3 \cdot 10^{-4}$ . Размер мини-выборки был равен 32. При этом на каждой эпохе обучения совершалось 80 обучающих и 20 проверочных итераций. Количество эпох составляло 20.

Были созданы две сети с одинаковыми параметрами за исключением функции потерь. Для одной сети функция потерь основывалась на метрике «расстояние Жаккара» (Jaccard distance), известной как IoU (Intersection over Union), а для другой – на метрике Сёренсена – Дайса (Dice) [19].

Пять изображений с различными особенностями были выбраны для тестового набора. Остальные 36 изображений подвергли следующей обработке. Ввиду того, что нейронную сеть предпочтительно обучать на изображениях одного размера, был выбран размер 224×224 пикселя, соответствующий рекомендованному размеру для сети ResNet, на основе которой построена выбранная модель DeepLab-v3. Из исходных изображений и масок вырезались фрагменты 224×224 пикселя со случайным шагом от 50 до 65 пикселей по каждой оси. Затем исходные изображения были уменьшены в 2 раза, и процедура повторялась для уменьшенных изображений. Разделение полученных 3148 изображений на обучающий и проверочный наборы выполнялось случайным образом с соотношением 0,8:0,2.

Обученная модель позволяет построить маску по фотографии микроструктуры произвольного разрешения. Для этого программа нарезает исходное изображение на фрагменты 224×224 пикселя. В случае если размер (ширина или высота) исходного изображения не кратен 224, последний (по горизонтали или по вертикали) квадрат может иметь пересечение с предпоследним.

Каждый фрагмент по отдельности обрабатывается сетью, и затем маска всего изображения собирается в обратном порядке. Полученная в результате работы нейронной сети маска позволяет вычислить в процентах объемную долю содержания карбидов (пикселей темно-серого цвета) на изображении микроструктуры. При этом области, не относящиеся к микроструктуре (пиксели светло-серого цвета), вычитаются из расчета общей площади, занятой микроструктурой.

Сравнение доли карбидов в микроструктуре, определенной с помощью искусственного интеллекта, проводилось с использованием ручного точечного метода определения объемной доли фаз по ASTM E 562. Для этого на тестовые изображения наносилась сетка из 100 точек (рис. 1). Объемная доля карбидов считалась как отношение количества точек сетки, попавших на карбид, к общему количеству точек. В случае попадания точки на границу «карбид – матрица» она принималась относящейся к обеим фазам, поэтому ее вклад в расчет доли карбидов составлял 0,5.

### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

В таблице 1 представлены изображения микроструктуры, использованные в качестве тестовых, а также маски изображений с использованием четырех назначенных цветов, сформированные человеком (ручная разметка) и двумя нейронными сетями, обученными с разными функциями потерь: IoU Loss и Dice Loss.

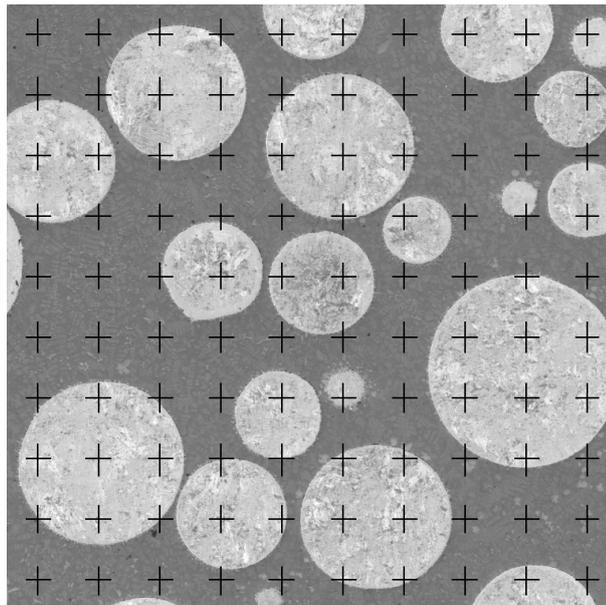
Видно, что у нейронных сетей не возникло проблем с сегментацией областей, не занятых микроструктурой (светло-серый цвет на изображениях 1, 2 и 5). Сети также распознают поры (черный цвет на изображениях 4 и 5), причем если на изображении 5 карбиды светлее матрицы и пора визуальным образом отличается от них по цветовой гамме, то на изображении 4 карбиды

темнее матрицы и имеют, как и пора, сферическую форму, поэтому адекватное распознавание поры на этом изображении не было предсказуемым. Видно, однако, что сеть с Dice Loss приняла небольшую часть поры за часть карбида.

Сегментация искусственным интеллектом карбидов, занимающих на изображениях большой объем и характеризующихся различными визуальными особенностями, ожидаемо была выполнена с некоторыми ошибками. В их числе распознавание карбидов в местах их отсутствия (выделено штриховой окружностью на изображении 1 сети с Dice Loss) и, наоборот, нераспознавание части карбида (выделено штриховой окружностью на изображениях 2, 4 и 5), которое фиксировалось обеими сетями в одних и тех же местах. Анализ этой ошибки показал, что она связана с нарезкой исходных изображений на квадраты  $224 \times 224$  пикселя и обработке их по отдельности. В этом случае небольшая крайняя часть карбида оказывалась на другом изображении, и сеть ее не распознавала. Вероятно, по этой же причине изображение 3 сегментировано с наибольшей ошибкой, так как на некоторых нарезанных изображениях крупный карбид занимал большую часть кадра.

В целом можно отметить хорошее распознавание пор обученными нейронными сетями и отличную сегментацию на изображениях карбидов сферической формы, независимо от их цвета относительно матрицы и наличия пор в структуре.

В таблице 2 рассчитана объемная доля карбидов в микроструктуре покрытий на тестовых изображениях. Видно, что расчет по ASTM показал неплохие результаты в сравнении с эталонным расчетом по ручной разметке, отличие составляет от 0,5 до 1,3 % объемной доли карбидов. Нейронная сеть с IoU Loss показала разницу с эталоном от 0,1 до 1,1 %, а с Dice Loss – от 0,1 до 0,6 % карбидов. Среднеквадратическая ошибка



**Рис. 1.** Пример расчета доли карбидов в микроструктуре по ASTM E 562  
**Fig. 1.** An example of determining the fraction of carbides in the microstructure according to ASTM E 562 test method

Таблица 1. Изображения микроструктуры из тестового набора и отображение масок, сформированных вручную и двумя нейронными сетями  
 Table 1. Microstructure images from test set and imaging of masks created manually and by two neural networks

№	Изображение микро-структуры	Ручная разметка	Сеть с Loss=(1-IoU)	Сеть с Loss=(1-Dice)
1				
2				
3				
4				
5				

расчета доли карбидов по всему тестовому набору приведена в таблице 3. Расчет сетью с Dice Loss характеризовался наименьшим значением среднеквадратической ошибки (0,14), а расчет по ASTM – наибольшим (0,80).

Однако среднеквадратическая ошибка расчета доли карбидов не в полной мере отражает качество работы нейронной сети, так как не учитывает «двусторонние» ошибки сети: нахождение карбидов там, где они отсутствуют, и ненахождение там, где они должны быть.

Поэтому для нейронных сетей были определены также метрики IoU, Dice и MeanIoU, значения которых могут составлять от 0 до 1 и стремятся к 1 в случае наименьшей ошибки в сегментации областей. Несмотря на менее точное определение объемной доли карбидов в процентах (таблица 2), сеть с IoU Loss характеризуется максимальными значениями всех трех метрик (таблица 3), что связано с ее меньшими неточностями (по сравнению с сетью с Dice Loss) в сегментации самого «проблемного» изображения № 3 (таблица 1).

**Таблица 2.** Доля карбидов в микроструктуре покрытий, определенная различными методами, %  
**Table 2.** The fraction of carbides in the microstructure of coatings determined by different methods, %

№ рисунка	Ручная разметка	Расчет по ASTM	Сеть с IoU Loss	Сеть с Dice Loss
1	15,8	16,5	15,7	15,6
2	48,4	49,0	48,5	48,5
3	36,6	35,5	37,7	37,2
4	28,5	28,0	27,9	28,3
5	36,2	37,5	36,6	36,7

**Таблица 3.** Среднеквадратическая ошибка, метрики IoU, Dice и MeanIoU для разных методов определения доли карбидов  
**Table 3.** Mean square error, IoU, Dice, and MeanIoU metrics for different methods of determining the fraction of carbides

Метод определения доли карбидов	Среднеквадратическая ошибка	IoU	Dice	MeanIoU
Расчет по ASTM	0,80	–	–	–
Сеть с IoU Loss	0,37	0,958	0,979	0,952
Сеть с Dice Loss	0,14	0,956	0,977	0,945

### ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Использование искусственного интеллекта обладает рядом недостатков, в частности необходимостью сбора и подготовки большого массива данных для обучения нейронной сети [20], а также подбора параметров обучения для более точной работы сети, причем многие из них выбираются только экспериментальным путем [21]. Таким образом, обучение нейронной сети и снижение ошибки сегментации ею карбидов занимает продолжительное время. Однако в дальнейшем сеть будет определять объемную долю карбидов на изображениях за доли секунд. Расчет ручным методом по ASTM занимает время меньше, чем обучение нейронной сети, но намного больше, чем расчет сетью после обучения, при этом нет предпосылок к снижению времени этой операции. Кроме того, «шаг» определения объемной доли по ASTM в случае сетки на 100 точек составляет 0,5 %, а в случае качественного обучения нейронной сети точность будет выше. В случае использования нейронных сетей также может быть снижена статистическая ошибка определения среднего содержания карбидов по всей площади покрытия, так как быстрый расчет позволяет увеличить количество анализируемых полей зрения.

Сети, обученные в настоящей работе, характеризуются хорошим распознаванием пор и отличной сегментацией карбидов сферической формы независимо от метода получения изображения (оптический/электронный микроскоп) и могут быть успешно использованы в настоящее время для оценки объемной доли сферических карбидов в микроструктуре покрытий.

Существуют некоторые проблемы с сегментацией карбидов угловатой формы, которые могут быть связаны как с меньшим количеством изображений с карбидами такого типа в обучающей сети, так и с тем, что на тестируемых изображениях такие карбиды были крупными (относительно общей площади изображения) и поэтому неадекватно оценивались сетями, обученными на небольших (224×224 пикселя) фрагментах изображений.

Решением этих проблем может стать как расширение набора данных, в частности добавление изображений с угловатыми карбидами и ситуаций, где карбид занимает большую часть кадра, так и изменение параметров обучения сети: обучение на изображениях большего размера, тестирование других функций потерь, варьирование размера мини-выборки, скорости обучения и т. д.

### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

Показана принципиальная возможность использования двух нейронных сетей на основе DeepLab-v3, обученных с разными функциями потерь (IoU Loss и Dice Loss), для семантической сегментации карбидов в микроструктуре композиционных покрытий и последующего расчета их объемной доли. Сети распознают поры, области, не относящиеся к микроструктуре, и отлично сегментируют на изображениях карбиды сферической формы, независимо от их цвета относительно матрицы и наличия пор в структуре.

Значения объемной доли карбидов, определенные обеими сетями, отличались от эталонных значений на меньшие величины, чем значения, рассчитанные ручным точечным методом по ASTM. Сеть с IoU Loss характеризуется максимальными значениями всех метрик IoU, Dice и MeanIoU по сравнению с сетью с Dice Loss, что свидетельствует о меньшей ошибке в сегментации областей.

Главной проблемой сетей стала сегментация крупного карбида угловатой формы, что может быть решено путем расширения набора данных и изменения параметров обучения нейронной сети.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Savraj R.A., Gladkovsky S.V., Lepikhin S.V., Kolobylin Yu.M. Approaches to the development of wear-resistant laminated metal composites // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2021. № 5. P. 24–35. DOI: [10.17804/2410-9908.2021.5.24-35](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2021.5.24-35).
- Соболева Н.Н., Николаева Е.П., Макаров А.В., Малыгина И.Ю. Влияние добавки карбида хрома на структуру и абразивную износостойкость NiCrBSi покрытия, сформированного лазерной наплавкой // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2020. № 1. С. 68–76. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-1-68-76](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-1-68-76).
- Прибытков Г.А., Калита В.И., Комлев Д.И. и др. Твердость и износостойкость плазменных покрытий, напыленных СВС-композиционными порошками TiC + Ti-связка // *Упрочняющие технологии и покрытия*. 2019. Т. 15. № 8. С. 359–364. EDN: [MROUSQ](https://www.mrouso.ru).
- Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The tribological performances of a NiCrBSi – TiC laser-clad composite coating under abrasion and sliding friction // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. 2015. № 3. P. 83–97. DOI: [10.17804/2410-9908.2015.3.083-097](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.3.083-097).
- Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding // *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009. Vol. 27. № 2. P. 472–478. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008).
- Enrici T.M., Dedry O., Boschini F., Tchuindjang J.T., Mertens A. Microstructural and Thermal Characterization of 316L+WC Composite Coatings obtained by Laser Cladding // *Advanced Engineering Materials*. 2020. Vol. 22. № 12. Article number 2000291. DOI: [10.1002/adem.202000291](https://doi.org/10.1002/adem.202000291).
- Deschuyteneer D., Petit F., Gonon M., Cambier F. Processing and characterization of laser clad NiCrBSi/WC composite coatings – Influence of microstructure on hardness and wear // *Surface and Coatings Technology*. 2015. Vol. 283. P. 162–171. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2015.10.055](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.10.055).
- Zhang Z., Liu H.X., Zhang X.W., Ji S.W., Jiang Y.H. Dissolution Behavior of WC Reinforced Particles on Carbon Steel Surface during Laser Cladding Process // *Advanced Materials Research*. 2012. Vol. 430–432. P. 137–141. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.430-432.137](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.430-432.137).
- Xu H., Huang H. Plasma remelting and injection method for fabricating metal matrix composite coatings reinforced with tungsten carbide // *Ceramics International*. 2022. Vol. 48. № 2. P. 2645–2659. DOI: [10.1016/j.ceramint.2021.10.048](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.10.048).
- Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial Application of Thixomet Image Analyzer for Quantitative Description of Steel and Alloy's Microstructure // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2016. Vol. 5. P. 294–301. DOI: [10.1007/s13632-016-0289-6](https://doi.org/10.1007/s13632-016-0289-6).
- Schneider C.A., Rasband W.S., Eliceiri K.W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis // *Nature Methods*. 2012. Vol. 9. P. 671–675. DOI: [10.1038/nmeth.2089](https://doi.org/10.1038/nmeth.2089).
- Rose D., Forth J., Henein H., Wolfe T., Qureshi A.J. Automated semantic segmentation of NiCrBSi-WC optical microscopy images using convolutional neural networks // *Computational Materials Science*. 2022. Vol. 210. Article number 111391. DOI: [10.1016/j.commatsci.2022.111391](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2022.111391).
- Wang M., Wu F., Zhao J. A Comprehensive Research and Strategy of Transfer Learning for Image Segmentation // *Lecture Notes on Data Engineering and Communications Technologies book series*. 2021. Vol. 88. P. 1394–1406. DOI: [10.1007/978-3-030-70665-4\\_152](https://doi.org/10.1007/978-3-030-70665-4_152).
- Benjdira B., Bazi Y., Koubaa A., Ouni K. Unsupervised domain adaptation using generative adversarial networks for semantic segmentation of aerial images // *Remote Sensing*. 2019. Vol. 11. № 11. Article number 1369. DOI: [10.3390/rs11111369](https://doi.org/10.3390/rs11111369).
- Chen L.C., Papandreou G., Kokkinos I., Murphy K., Yuille A.L. DeepLab: Semantic Image Segmentation with Deep Convolutional Nets, Atrous Convolution, and Fully Connected CRFs // *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*. 2018. Vol. 40. P. 834–848. DOI: [10.1109/TPAMI.2017.2699184](https://doi.org/10.1109/TPAMI.2017.2699184).
- Long J., Shelhamer E., Darrell T. Fully convolutional networks for semantic segmentation // *Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition*. 2015. P. 3431–3440. DOI: [10.1109/CVPR.2015.7298965](https://doi.org/10.1109/CVPR.2015.7298965).
- Емельянов А.В. Анализ методов семантической сегментации изображений на основе нейронных сетей // *Математические методы в технике и технологиях – ММТТ*. 2019. Т. 12-1. С. 195–201. EDN: [GCGRLL](https://www.gcgrrll.ru).
- Chen L.C., Papandreou G., Schroff F., Adam H. Rethinking Atrous Convolution for Semantic Image Segmentation // *arXiv:1706.05587*. 2017. DOI: [10.48550/arXiv.1706.05587](https://doi.org/10.48550/arXiv.1706.05587).
- Xu H., He H., Zhang Y., Ma L., Li J. A comparative study of loss functions for road segmentation in remotely sensed road datasets // *International Journal of Applied Earth Observations and Geoinformation*. 2023. Vol. 116. Article number 103159. DOI: [10.1016/j.jag.2022.103159](https://doi.org/10.1016/j.jag.2022.103159).
- Расторгуев Д.А., Севастьянов А.А. Разработка цифрового двойника процесса течения на основе машинного обучения // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2021. № 1. С. 32–41. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-1-32-41](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-1-32-41).
- Вик К.В., Друки А.А., Григорьев Д.С., Спицын В.Г. Применение нейронных сетей глубокого обучения для решения задачи сегментации лесных пожаров на

спутниковых снимках // Вестник Томского государственного университета. Управление, вычислительная техника и информатика. 2021. № 55. С. 18–25. DOI: [10.17223/19988605/55/3](https://doi.org/10.17223/19988605/55/3).

## REFERENCES

- Savrai R.A., Gladkovsky S.V., Lepikhin S.V., Kolobylin Yu.M. Approaches to the development of wear-resistant laminated metal composites. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2021, no. 5, pp. 24–35. DOI: [10.17804/2410-9908.2021.5.24-35](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2021.5.24-35).
- Soboleva N.N., Nikolaeva E.P., Makarov A.V., Malygina I.Yu. The influence of chromium carbide additive on the structure and abrasive wear resistance of the NiCrBSi coating formed by laser cladding. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2020, no. 1, pp. 68–76. DOI: [10.18323/2073-5073-2020-1-68-76](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2020-1-68-76).
- Pribytkov G.A., Kalita V.I., Komlev D.I. et al. Hardness and wear resistance of plasma coatings sprayed by SHS-TiC + Ti-binder composite powders. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya*, 2019, vol. 15, no. 8, pp. 359–364. EDN: [MROUSQ](https://www.edn.ru/mrousq).
- Makarov A.V., Soboleva N.N., Malygina I.Yu., Osintseva A.L. The tribological performances of a NiCrBSi – TiC laser-clad composite coating under abrasion and sliding friction. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2015, no. 3, pp. 83–97. DOI: [10.17804/2410-9908.2015.3.083-097](https://doi.org/10.17804/2410-9908.2015.3.083-097).
- Nurminen J., Näkki J., Vuoristo P. Microstructure and properties of hard and wear resistant MMC coatings deposited by laser cladding. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2009, vol. 27, no. 2, pp. 472–478. DOI: [10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008](https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2008.10.008).
- Enrici T.M., Dedry O., Boschini F., Tchuindjang J.T., Mertens A. Microstructural and Thermal Characterization of 316L+WC Composite Coatings obtained by Laser Cladding. *Advanced Engineering Materials*, 2020, vol. 22, no. 12, article number 2000291. DOI: [10.1002/adem.202000291](https://doi.org/10.1002/adem.202000291).
- Deschuyteneer D., Petit F., Gonon M., Cambier F. Processing and characterization of laser clad NiCrBSi/WC composite coatings – Influence of microstructure on hardness and wear. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 283, pp. 162–171. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2015.10.055](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.10.055).
- Zhang Z., Liu H.X., Zhang X.W., Ji S.W., Jiang Y.H. Dissolution Behavior of WC Reinforced Particles on Carbon Steel Surface during Laser Cladding Process. *Advanced Materials Research*, 2012, vol. 430–432, pp. 137–141. DOI: [10.4028/www.scientific.net/AMR.430-432.137](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.430-432.137).
- Xu H., Huang H. Plasma remelting and injection method for fabricating metal matrix composite coatings reinforced with tungsten carbide. *Ceramics International*, 2022, vol. 48, no. 2, pp. 2645–2659. DOI: [10.1016/j.ceramint.2021.10.048](https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.10.048).
- Kazakov A.A., Kiselev D. Industrial Application of Thixomet Image Analyzer for Quantitative Description of Steel and Alloy's Microstructure. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2016, vol. 5, pp. 294–301. DOI: [10.1007/s13632-016-0289-6](https://doi.org/10.1007/s13632-016-0289-6).
- Schneider C.A., Rasband W.S., Eliceiri K.W. NIH Image to ImageJ: 25 years of image analysis. *Nature Methods*, 2012, vol. 9, pp. 671–675. DOI: [10.1038/nmeth.2089](https://doi.org/10.1038/nmeth.2089).
- Rose D., Forth J., Henein H., Wolfe T., Qureshi A.J. Automated semantic segmentation of NiCrBSi-WC optical microscopy images using convolutional neural networks. *Computational Materials Science*, 2022, vol. 210, article number 111391. DOI: [10.1016/j.commatsci.2022.111391](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2022.111391).
- Wang M., Wu F., Zhao J. A Comprehensive Research and Strategy of Transfer Learning for Image Segmentation. *Lecture Notes on Data Engineering and Communications Technologies book series*, 2021, vol. 88, pp. 1394–1406. DOI: [10.1007/978-3-030-70665-4\\_152](https://doi.org/10.1007/978-3-030-70665-4_152).
- Benjdira B., Bazi Y., Koubaa A., Ouni K. Unsupervised domain adaptation using generative adversarial networks for semantic segmentation of aerial images. *Remote Sensing*, 2019, vol. 11, no. 11, article number 1369. DOI: [10.3390/rs11111369](https://doi.org/10.3390/rs11111369).
- Chen L.C., Papandreou G., Kokkinos I., Murphy K., Yuille A.L. DeepLab: Semantic Image Segmentation with Deep Convolutional Nets, Atrous Convolution, and Fully Connected CRFs. *IEEE Transactions on Pattern Analysis and Machine Intelligence*, 2018, vol. 40, pp. 834–848. DOI: [10.1109/TPAMI.2017.2699184](https://doi.org/10.1109/TPAMI.2017.2699184).
- Long J., Shelhamer E., Darrell T. Fully convolutional networks for semantic segmentation. *Proceedings of the IEEE Conference on Computer Vision and Pattern Recognition*, 2015, pp. 3431–3440. DOI: [10.1109/CVPR.2015.7298965](https://doi.org/10.1109/CVPR.2015.7298965).
- Emelyanov A.V. Analysis of image semantic segmentation methods based on neural networks. *Matematicheskie metody v tekhnike i tekhnologiyakh – MMTT*, 2019, vol. 12-1, pp. 195–201. EDN: [GCGRLL](https://www.edn.ru/gcgrll).
- Chen L.C., Papandreou G., Schroff F., Adam H. Rethinking Atrous Convolution for Semantic Image Segmentation. *arXiv:1706.05587*, 2017. DOI: [10.48550/arXiv.1706.05587](https://doi.org/10.48550/arXiv.1706.05587).
- Xu H., He H., Zhang Y., Ma L., Li J. A comparative study of loss functions for road segmentation in remotely sensed road datasets. *International Journal of Applied Earth Observations and Geoinformation*, 2023, vol. 116, article number 103159. DOI: [10.1016/j.jag.2022.103159](https://doi.org/10.1016/j.jag.2022.103159).
- Rastorguev D.A., Sevastyanov A.A. Development of turning process digital twin based on machine learning. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2021, no. 1, pp. 32–41. DOI: [10.18323/2073-5073-2021-1-32-41](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2021-1-32-41).
- Vik K.V., Druki A.A., Grigorev D.S., Spitsyn V.G. Application of deep learning neural networks for solving the problem of forest fire segmentation on satellite images. *Vestnik Tomskogo gosudarstvennogo universiteta. Upravlenie, vychislitel'naya tekhnika i informatika*, 2021, no. 55, pp. 18–25. DOI: [10.17223/19988605/55/3](https://doi.org/10.17223/19988605/55/3).

## Determination of the volume fraction of primary carbides in the microstructure of composite coatings using semantic segmentation

© 2023

Natalia N. Soboleva\*<sup>1,2,3</sup>, PhD (Engineering), senior researcher  
Aleksandr N. Mushnikov<sup>1,4</sup>, PhD (Engineering), researcher

<sup>1</sup>Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)

<sup>2</sup>M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS, Yekaterinburg (Russia)

\*E-mail: soboleva@imach.uran.ru,  
natashasoboleva@list.ru

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7598-2986>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7073-6476>

Received 14.06.2023

Accepted 15.08.2023

**Abstract:** In the process of formation of composite coatings, partial dissolution of strengthening particles (most often carbides) in the matrix is possible; therefore, in some cases, the material creation mode is chosen taking into account the volume fraction of primary carbides not dissolved during coating deposition. The methods currently widely used for calculating the volume fraction of carbides in the structure of composite coatings (manual point method and programs implementing classical computer vision methods) have limitations in terms of the possibility of automation. It is expected that performing semantic segmentation using convolutional neural networks will improve both the performance of the process and the accuracy of carbide detection. In the work, multiclass semantic segmentation was carried out including the classification on the image of pores and areas that are not a microstructure. The authors used two neural networks based on DeepLab-v3 trained with different loss functions (IoU Loss and Dice Loss). The initial data were images of various sizes from electron and optical microscopes, with spherical and angular carbides darker and lighter than the matrix, in some cases with pores and areas not related to the microstructure. The paper presents mask images consisting of four classes, created manually and by two trained neural networks. The study shows that the networks recognize pores, areas not related to the microstructure, and perfectly segment spherical carbides in images, regardless of their color relative to the matrix and the presence of pores in the structure. The authors compared the proportion of carbides in the microstructure of coatings determined by two neural networks and a manual point method.

**Keywords:** composite coatings; carbides; optical microscopy; scanning electron microscopy; semantic segmentation; neural networks.

**Acknowledgements:** The work was carried out within the state assignment to the Institute of Engineering Science, UB RAS on the topics No. AAAA-A18-118020790147-4 and No. AAAA-A18-118020790148-1 and the Institute of Metal Physics, UB RAS on the topic “Additivity” No. 121102900049-1.

Microscopic images were obtained using the equipment of the “Plastometry” Core Facility Center of the IES UB RAS.

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:** Soboleva N.N., Mushnikov A.N. Determination of the volume fraction of primary carbides in the microstructure of composite coatings using semantic segmentation. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 95–102. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-9.

## О выборе областей с доминирующим типом зависимости при анализе данных производственного контроля

© 2023

Тимошенко Виктория Владимировна<sup>1</sup>, аспирант  
Буданова Екатерина Сергеевна<sup>2</sup>, магистрант  
Кодиров Давронжон Фарходжон Угли<sup>3</sup>, аспирант  
Соколовская Элина Александровна<sup>4</sup>, кандидат технических наук, доцент,  
доцент кафедры металловедения и физики прочности  
Кудря Александр Викторович<sup>\*5</sup>, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры металловедения и физики прочности

Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

\*E-mail: AVKudrya@misis.ru

<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-7671-0291>

<sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-4055-9298>

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-5380-5558>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9381-9223>

<sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0339-2391>

Поступила в редакцию 06.06.2023

Принята к публикации 16.06.2023

**Аннотация:** Формирование представительных баз данных определяет интерес к прогнозированию и управлению качеством металла на основе раскопок данных с использованием специальных программных продуктов, зачастую основанных на регрессионном анализе и не всегда учитывающих статистическую природу самого объекта исследования. Это может привести к ошибочной трактовке результатов или к неполноте извлекаемой информации, снижая эффективность статистической обработки. На основе анализа производственной базы данных технологии получения листовой стали 13Г1С-У были оценены возможности множественной линейной регрессии для прогноза качества листа. Показано, что глубина прогноза регрессии ограничена видом распределения значений управляющих параметров, характер распределения которых оценивали на основе определения коэффициентов асимметрии и эксцесса. В связи с сильным отклонением прогнозируемых моделей от экспериментальных значений в области правого хвоста распределений значений ударной вязкости, в данной работе были развиты методы разделения массивов данных и предложены критерии сравнения получаемых результатов. Для оценки корректности получаемых результатов из исходной выборки были выделены массивы с заведомо ассиметричным распределением, относительно которых также проведено сравнение статистических характеристик. На основе предлагаемых методов выявлены доминирующие химические элементы, которые вносят вклад в различие распределения значений приемо-сдаточных свойств, существующих в рамках одной и той же штатной технологии. Показано, что предложенный метод разделения может быть использован как вариация приемов когнитивной графики для выделения областей с доминирующим типом зависимости на основе соотношения коэффициентов асимметрии и эксцесса.

**Ключевые слова:** анализ данных производственного контроля; управление качеством металлопродукции; прогноз качества в металлургии; приемы когнитивной графики; раскопки производственных данных; сталь 13Г1С-У.

**Для цитирования:** Тимошенко В.В., Буданова Е.С., Кодиров Д.Ф., Соколовская Э.А., Кудря А.В. О выборе областей с доминирующим типом зависимости при анализе данных производственного контроля // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 103–114. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-10.

### ВВЕДЕНИЕ

Высокая оснащенность металлургических предприятий цифровыми средствами промежуточного контроля и сбора информации позволяет за короткий промежуток времени получать представительные базы данных производства продукции. Это определяет интерес к ретроспективному анализу таких массивов данных для выявления причин неоднородности качества металлопродукции и выработки обоснованных принципов управления им [1; 2]. При анализе такого рода информации реализуется пассивный эксперимент [3; 4], затраты на который оправдывают себя в рамках действующей, хорошо отлаженной технологии, когда высокое качество металла достигается для части продукции (обычно от половины ее объема и менее), и необходимо решить задачу по «подтягиванию отстающих» до передового уровня [5].

Традиционные подходы к решению таких задач основаны, в частности, на анализе стабильности параметров процесса и продукта, например, с использованием контрольных карт Шухарта<sup>1</sup>. Их основной недостаток – в допущении нормальности распределений и единого пространства параметров процесса и продукта, что может

<sup>1</sup>ГОСТ Р ИСО 7870-1-2022. Статистические методы. Контрольные карты. Часть 1. Общие принципы. М.: Российский институт стандартизации, 2022. 19 с.

ГОСТ Р ИСО 7870-2-2015. Статистические методы. Контрольные карты. Часть 2. Контрольные карты Шухарта. М.: Стандартинформ, 2016. 41 с.

ГОСТ Р ИСО 7870-3-2013. Статистические методы. Контрольные карты. Часть 3. Приемочные контрольные карты (ISO/FDIS 7870-3). Разработка ГОСТ Р. М.: Стандартинформ, 2014. 18 с.

привести к низкой результативности прогнозов [6]. В действительности более информативным будет глубокий ретроспективный анализ, выявляющий не только наличие прямых связей между значимыми управляющими параметрами и свойствами, но и их многосвязное влияние с учетом существующих областей с тем или иным типом зависимости, границы которых можно определить, например, с использованием приемов когнитивной графики [7].

В последнее время для решения задачи управления качеством металлопродукции (в т. ч. сквозного – от выплавки до приемо-сдаточных испытаний) все шире привлекаются алгоритмы машинного обучения. Среди них получили распространение методы на основе деревьев решений [8–12], нейронных сетей и т. п. [13–19]. Их использование позволило в ряде случаев создать модели, прогноз которых был выше по сравнению с обычной регрессией, например при разработке цифровой модели лазерной наплавки [9]. Алгоритмы случайного леса применялись также при прогнозировании структуры (в частности, межпластинчатого расстояния выделяющихся фаз) и механических свойств для сплавов с относительно короткой технологической цепочкой их получения [11; 12]. Применение методов на основе деревьев решений показало свою эффективность при прогнозировании последствий на отдельных стадиях производственного цикла.

Широкий интерес проявляется к программным решениям, построенным на основе нейронных сетей, например, для прогнозирования механических (при испытании на растяжение и ударных испытаниях [14], а также измерении твердости [15]) и технологических свойств (прокаливаемости [16]) в зависимости от химического состава. Кроме того, использование нейросетей апробировалось при производстве слябов для предсказания литой структуры в зависимости от вариации значений технологических параметров производства [17]. Нейронные сети также применяли для прогноза дефектности металла в процессе производства [5]. Нейронные сети активно используются и при распознавании объектов структуры, например выявлении включений сульфидов [18] или классификации структурных составляющих [19]. Несмотря на их «самостоятельность» в работе, очевидно, что эффективность функционирования нейросетевых программных продуктов во многом будет определяться на стадии их обучения высококвалифицированными представителями экспертного сообщества.

В этой связи, в частности, актуально рассмотрение вопросов, связанных с уточнением роли статистической природы объектов в металлургии при применении как классических, так и разрабатываемых алгоритмов. Очевидно, что при этом также важно определение границ областей с доминирующим типом зависимости, закономерностей их взаимодействия, что позволит обосновать выбор корректных статистических процедур и критериев. Этим обстоятельствам не всегда уделяется необходимое внимание при разработке ИТ-решений применительно к металлургии, что, по крайней мере, следует из анализа соответствующих публикаций.

Цель работы – определение процедуры выделения выборок (при асимметричном характере гистограмм

распределения значений приемо-сдаточных характеристик листовой стали 13Г1С-У) для выявления областей изменения технологических параметров с доминирующим типом зависимости.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В качестве объекта исследования была использована база данных производственного контроля процесса и продукта технологии получения проката из стали 13Г1С-У с толщиной листа 12 мм, состоящая из 1021 плавки. В качестве характеристик качества были выбраны значения ударной вязкости при температурах испытания 0 и  $-40$  °С ( $KCV^0$  и  $KCV^{-40}$  соответственно).

Регрессионный анализ производился с использованием множественной линейной регрессии. Выявляемыми параметрами являлись коэффициенты множественной регрессии  $b_i$ , стандартная ошибка коэффициентов регрессии  $\sigma_b$ , коэффициенты корреляции  $R$  и уровень значимости критерия Фишера  $F$ . Удаление незначимых коэффициентов производилось при равенстве коэффициента регрессии нулю в пределах ошибки и уровне риска по Стьюдену, равном 0,05.

Основными расчетными характеристиками выборок являлись: среднее значение  $x_{cp}$ , стандартная ошибка выборки  $\sigma$ , коэффициенты асимметрии  $A_s$  и эксцесса  $E_x$ .

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Анализ исходной выборки

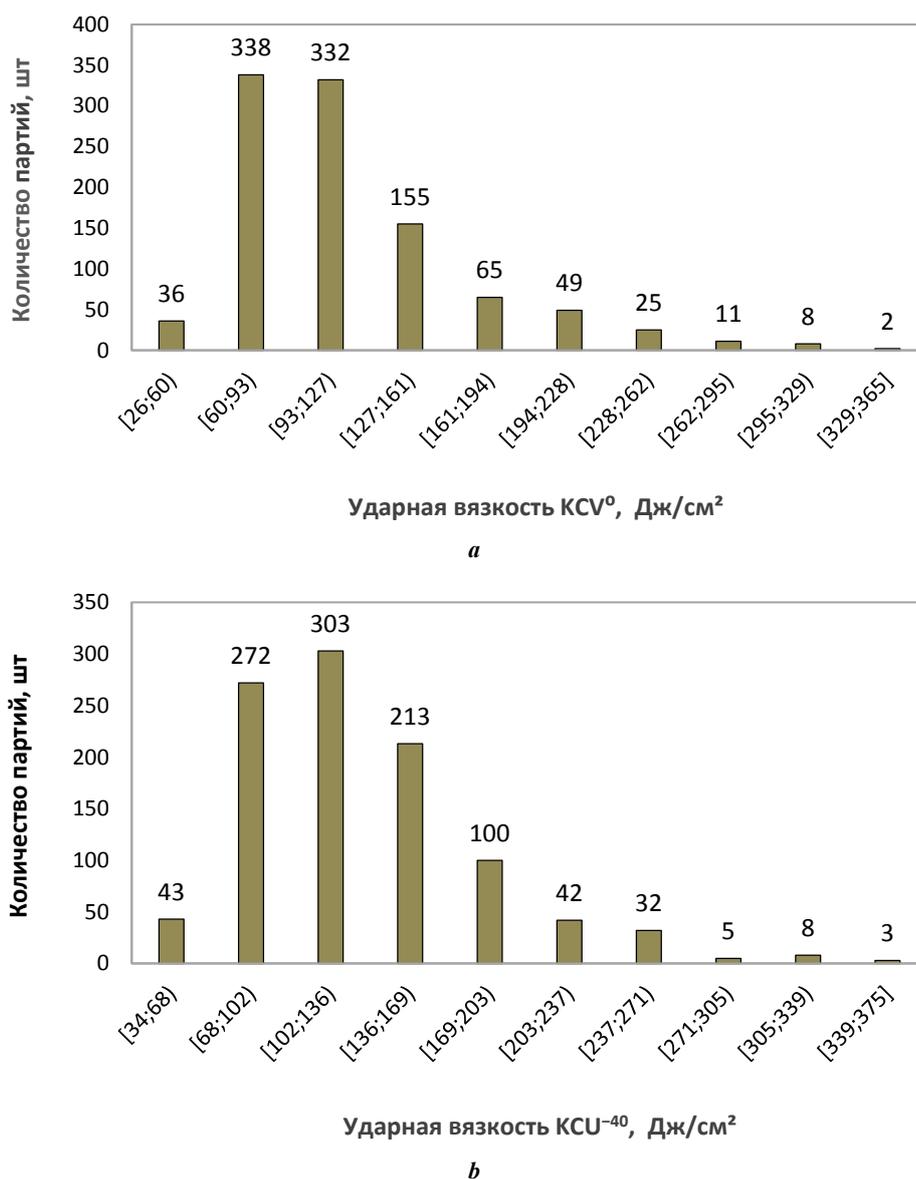
На рис. 1 представлены гистограммы распределений значений ударной вязкости для листовой стали 13Г1С-У.

Имеющиеся выборки имеют асимметричное распределение, при этом коэффициенты асимметрии равны 1,44 и 1,26, а эксцесса – 2,53 и 2,38 для значений ударной вязкости  $KCV^0$  и  $KCV^{-40}$  соответственно (при ошибке их определения для коэффициента асимметрии – 0,23 и для эксцесса – 0,76).

Были получены регрессионные модели для прогноза ударной вязкости относительно химического состава, характеристики которых ( $b_i$  – коэффициент регрессии;  $\sigma_b$  – стандартная ошибка коэффициента регрессии;  $R$  – коэффициент корреляции;  $F$  – уровень значимости критерия Фишера) представлены в таблице 1.

Полученные регрессионные модели являются значимыми исходя из уровня значимости критерия Фишера. На рис. 2 представлены графики, иллюстрирующие соответствие модели фактическим значениям.

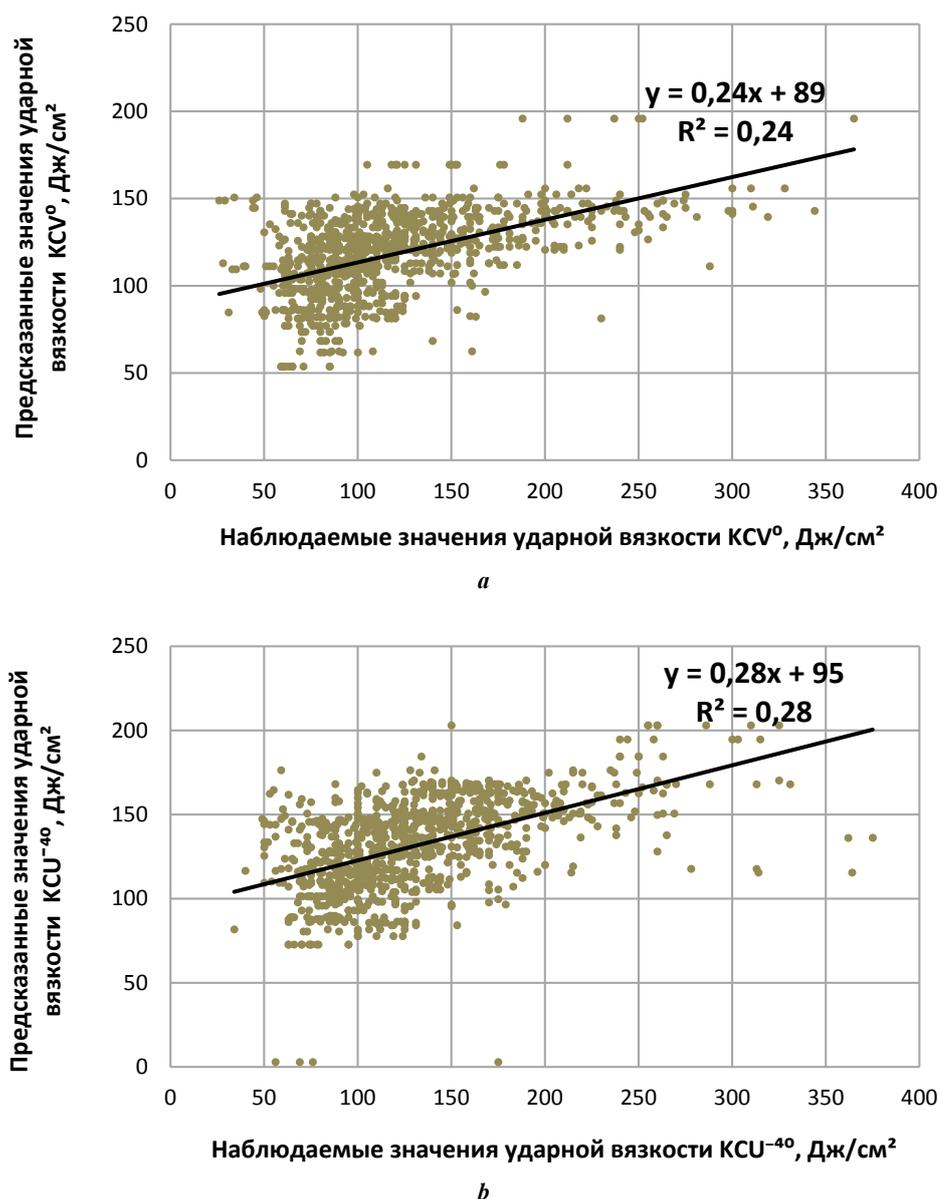
Полученные модели предсказывают искомые механические свойства на низком уровне. При этом заметно явно выпадающие значения ударной вязкости в области высоких ее значений, которые соответствуют правым хвостам гистограмм, определяющим отклонение распределения в целом от нормального. Это отклонение может быть результатом совместного действия независимых возмущений примерно равной силы, что определяет природу его распределения (близкую к нормальному виду). Отсюда есть интерес к разбиению исходной выборки значений ударной вязкости на два подмассива.



**Рис. 1.** Гистограммы распределений ударной вязкости стали 13Г1С-У:  
**а** – температура испытания 0 °С, V-надрез;  
**б** – температура испытания –40 °С, U-надрез  
**Fig. 1.** Histograms of distributions of impact strength of 13G1S-U steel:  
**a** – test temperature 0 °C, V-cut;  
**b** – test temperature –40 °C, U-cut

**Таблица 1.** Характеристики регрессионной модели «химический состав – свойство» для ударной вязкости листовой стали 13Г1С-У  
**Table 1.** Characteristics of the “chemical composition – property” regression model for impact strength of 13G1S-U steel

Свойство	Параметры уравнения $\left(\frac{b_i}{\sigma_b}\right)$									R	F
	Mo	Nb	Cu	Cr	S	Mn	Si	C	0		
KCU <sup>-40</sup>	-1374 403	1485 270	-252 73	132 42	-9425 557	-123 33	-106 29	-833 214	485 62	0,53	2·10 <sup>-6</sup>
KCV <sup>0</sup>	–	–	–	–	-9412 521	–	-174 23	–	255 12	0,49	4·10 <sup>-4</sup>



**Рис. 2.** Соответствие предсказанных и наблюдаемых значений ударной вязкости стали 13GIS-U: *a* – температура испытания 0 °С, V-надрез; *b* – температура испытания –40 °С, U-надрез  
**Fig. 2.** Correspondence of predicted and observed values of impact strength of 13GIS-U steel: *a* – test temperature 0 °С, V-cut; *b* – test temperature –40 °С, U-cut

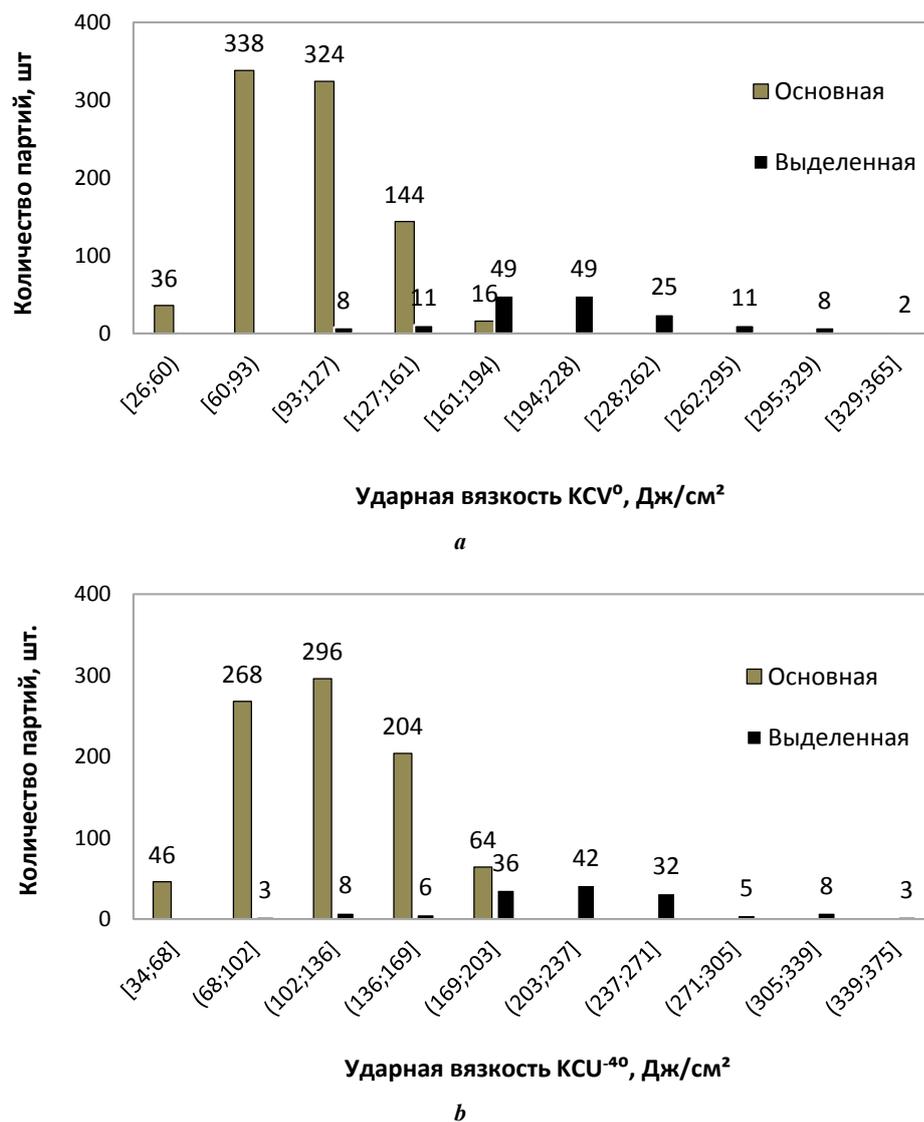
### Разделение выборки на 2 массива данных

Исходные гистограммы значений ударной вязкости с наличием выраженной асимметрии разделяли на два распределения (с признаками нормального) на основе выделения наибольшей по численности выборки значений (основная выборка) как массива данных, в котором отсутствуют статистические выбросы, при условии максимально возможного приближения величин коэффициентов асимметрии  $A_s$  и эксцесса  $E_x$  к нулю [20]. Оставшиеся значения ударной вязкости (из правого хвоста распределения первичной выборки) выделялись в отдельный массив (выделенная выборка) и дополнялись значениями из основной выборки (выбранными случайным образом из правого хвоста ее гистограммы), также до достижения наиболее близких к нулю величин

коэффициентов асимметрии  $A_s$  и эксцесса  $E_x$  (выбросы). Соответствующие двум сформированным выборкам ударной вязкости значения технологических параметров (химический состав) были также выделены в парные массивы данных.

На рис. 3 представлены диаграммы для разделенных массивов ударной вязкости, а в таблице 2 – статистические характеристики полученных распределений: средние значения  $x_{cp}$ , ошибка их определения  $\sigma$ , коэффициенты асимметрии и эксцесса. При этом количество значений в основной выборке и выбросах составило 878 и 143 партий для ударной вязкости KCU<sup>-40</sup> и 858 и 163 – для ударной вязкости KCV<sup>0</sup> соответственно.

Исходя из внешнего вида диаграмм и значений коэффициентов асимметрии и эксцесса следует, что у полученных выборок распределение, близкое к нормальному.



**Рис. 3.** Диаграммы распределения значений ударной вязкости стали 13G1S-U при разделении исходного массива на два подмассива:  
**а** – температура испытания 0 °С, V-надрез; **б** – температура испытания –40 °С, U-надрез  
**Fig. 3.** Distribution diagrams for the impact strength values of 13G1S-U steel when dividing the initial array into two sub-arrays:  
**a** – test temperature 0 °С, V-cut; **b** – test temperature –40 °С, U-cut

**Таблица 2.** Статистические характеристики разделенных массивов значений ударной вязкости листовой стали 13G1S-U  
**Table 2.** Statistical characteristics of divided arrays of the impact strength values of 13G1S-U sheet steel

Свойство	Тип выборки	$\bar{x}$ , Дж/см <sup>2</sup>	$\sigma$ , Дж/см <sup>2</sup>	$A_s$	$E_x$
KCV <sup>0</sup>	основная	101	29	0,25±0,25	-0,46±0,83
	выделенная	205	51	0,19±0,57	0,64±1,83
KCU <sup>-40</sup>	основная	118	34	0,24±0,25	-0,54±0,82
	выделенная	214	58	0,12±0,60	0,45±1,94

В таблице 3 представлены статистические характеристики выборок химического состава согласно разделению на подмассивы с нормальным распределением значений ударной вязкости  $KCU^{-40}$  и  $KCV^0$ . Различия между видом распределения соответствующих выборок химического состава оценивались на основе сопоставления значений коэффициентов асимметрии и эксцесса для основной выборки и выделенной в пределах ошибки. Так, например, если разница между коэффициентами была больше суммы их ошибок, то это подтверждало справедливость гипотезы о различии выборок.

Следует отметить, что по результатам, представленным в таблице 3, нельзя выявить различий между выборками на основе средних значений содержания составляющих химического состава. Однако для ряда

массивов значений содержания химических элементов основной и выделенной выборок наблюдается различие в виде их распределения: величины их коэффициентов асимметрии и эксцесса значимо отличаются. Так, для двух выборок ударной вязкости при  $-40$  °С выявлены различия в виде соответствующих распределений содержания серы, никеля, титана, ванадия, ниобия, бора и молибдена; для двух выборок ударной вязкости при  $0$  °С – для содержания никеля (только по величине коэффициента эксцесса), титана, ванадия, ниобия и молибдена. При этом в обоих случаях различие в распределении титана было выявлено только по коэффициенту эксцесса. Это означает, что именно эти параметры вносят наибольший вклад в различие нормально распределенных выборок, представленных на рис. 3.

**Таблица 3.** Статистические характеристики выборок, отвечающих распределению содержания элементов химического состава стали 13Г1С-У, соответствующих основному и выделенному массивам значений ударной вязкости ( $KCU^{-40}$  и  $KCV^0$ )

**Table 3.** Statistical characteristics of samples corresponding to the distribution of the content of the 13G1S-U steel chemical composition elements, which conform to the basic and selected arrays of the impact strength values ( $KCU^{-40}$  and  $KCV^0$ )

Параметр	Применимо к массиву значений $KCU^{-40}$				Применимо к массиву значений $KCV^0$			
	$x_{ср}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$	$x_{ср}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$
C	0,13*	0,01	-1,34	2,02	0,13	0,01	-1,36	1,97
	0,13	0,01	-0,99	0,13	0,13	0,01	-1,13	0,81
Si	0,49	0,06	-2,28	6,46	0,48	0,06	-2,28	6,12
	0,47	0,08	-2,48	4,99	0,48	0,07	-2,81	7,80
Mn	1,41	0,06	1,57	3,19	1,41	0,06	1,60	3,14
	1,41	0,05	1,68	4,38	1,41	0,05	1,19	3,49
P	0,014	0,003	1,24	2,18	0,014	0,003	1,22	2,17
	0,014	0,003	0,95	1,42	0,014	0,003	1,06	1,35
S*	0,006	0,003	<b>1,29</b>	<b>2,82</b>	0,006	0,003	1,39	3,37
	0,004	0,003	<b>3,23</b>	<b>15,09</b>	0,004	0,002	1,07	1,06
Cr	0,10	0,03	1,60	4,33	0,10	0,03	1,63	4,35
	0,11	0,04	1,43	3,04	0,10	0,03	1,27	2,80
Ni*	0,09	0,02	<b>1,89</b>	<b>7,01</b>	0,09	0,02	1,76	<b>6,36</b>
	0,13	0,02	<b>0,18</b>	<b>-0,32</b>	0,09	0,02	2,12	<b>9,11</b>
Cu	0,13	0,02	0,82	1,08	0,13	0,02	0,78	0,97
	0,13	0,02	0,18	-0,32	0,13	0,02	0,76	1,40
Ti*	0,006	0,005	3,38	<b>10,05</b>	0,006	0,005	3,18	<b>8,78</b>
	0,006	0,005	2,73	<b>6,88</b>	0,005	0,004	3,95	<b>15,96</b>
Al	0,03	0,006	-0,03	0,42	0,03	0,006	-0,04	0,46
	0,03	0,006	-0,13	-0,05	0,03	0,006	-0,04	-0,19

Параметр	Применимо к массиву значений KCU <sup>-40</sup>				Применимо к массиву значений KCV <sup>0</sup>			
	$x_{cp}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$	$x_{cp}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$
V*	0,003	0,009	<b>5,40</b>	<b>29,12</b>	0,004	0,009	<b>5,11</b>	<b>25,87</b>
	0,007	0,014	<b>2,85</b>	<b>6,42</b>	0,005	0,013	<b>3,48</b>	<b>10,49</b>
N	0,009	0,002	0,13	-0,93	0,009	0,002	0,13	-0,92
	0,008	0,002	0,42	-0,16	0,008	0,002	0,36	-0,42
As	0,017	$2 \cdot 10^{-16}$	1,00	-2,00	0,017	$2 \cdot 10^{-16}$	1,00	-2,00
	0,017	$5 \cdot 10^{-17}$	1,01	-2,03	0,017	$6 \cdot 10^{-17}$	1,01	-2,03
Nb*	0,043	0,007	<b>2,57</b>	<b>6,78</b>	0,043	0,007	<b>2,50</b>	<b>6,31</b>
	0,044	0,005	<b>1,28</b>	<b>2,24</b>	0,043	0,005	<b>0,85</b>	<b>-1,30</b>
B*	0,001	0,0001	<b>-3,12</b>	<b>11,54</b>	0,001	0,0001	-2,93	10,19
	0,001	0,0002	<b>-2,11</b>	<b>5,60</b>	0,001	0,0001	-2,90	10,75
Mo*	0,008	0,004	<b>6,18</b>	<b>47,60</b>	0,008	0,004	<b>6,34</b>	<b>51,04</b>
	0,008	0,001	<b>0,35</b>	<b>-1,05</b>	0,008	0,003	<b>7,56</b>	<b>75,76</b>

Примечание. В верхней строке ячейки основная, в нижней – выделенная выборка значений ударной вязкости исходного массива.

\* Элементы химического состава, для которых выявлены различия в виде распределения значений их содержания в основной и выделенной выборках (соответствующие коэффициенты выделены полужирным начертанием).

### Выявление областей изменения значений управляющих параметров с доминирующим типом зависимости

Оценка влияния тех или иных параметров технологии на разброс качества, основанная на традиционном сопоставлении их средних значений по выборке, осложнена рядом факторов, например, вследствие отсутствия нормального распределения значений управляющих параметров. Регрессия также обычно малоэффективна вследствие отсутствия единого пространства параметров процесса и продукта. Очевидно, что влияние тех или иных параметров технологии (преимущественно совместное) на свойства металлопродукции, причем как положительное, так и отрицательное, наиболее сильно проявляется, когда уровень свойств близок либо к верхним, либо к нижним пределам выборки их распределения. Выделение соответствующих подмассивов данных из базы данных производственного контроля может быть эффективно для последующего определения областей изменения параметров технологии с доминирующим типом зависимости – соответствующих, например, высоким и низким (положительный и отрицательный признаки соответственно) значениям ударной вязкости. С этой целью полезно двумерное отображение областей существования объектов в виде «облака точек» на разных плоскостях параметров  $x_l$ – $x_m$  [21]. Если облако распалось на два, на то, очевидно, есть какая-то объективная причина. Обычно разделение массивов осуществляется либо выделением равного

числа левых и правых столбцов гистограммы распределения значений выходного параметра (при условии разбиения выборки из  $n$  измерений на число разрядов  $n^{1/3}$  и примерном равенстве значений в крайних разрядах). Однако соответствие значений в левом и правом хвостах гистограммы чаще наблюдается при симметричном виде распределения, и при наличии более или менее выраженной асимметрии такое условие выполнить достаточно трудно. В таком случае непросто обосновать даже границы выделения «длинного» хвоста распределения для выявления в последующем причин его образования. В этой связи предлагаемый в работе вариант рассмотрения его как отдельного возмущения с нормальным видом распределения может быть полезным в качестве одного из приемов когнитивной графики, используемого для разделения массивов данных.

В таблице 4 представлены статистические характеристики распределений содержания элементов химического состава листовой стали 13Г1С-У, соответствующие значениям ударной вязкости (KCU<sup>-40</sup> и KCV<sup>0</sup>) основной и выделенной выборок (полученных разбиением исходных гистограмм распределения значений ударной вязкости с правосторонней асимметрией по предложенной процедуре).

Из полученных результатов можно выявить элементы химического состава стали 13Г1С-У, в частности ниобий и ванадий, а также молибден, ванадий, титан и сера, определяющие разброс значений ударной вязкости KCU<sup>-40</sup> и KCV<sup>0</sup> соответственно.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Низкий уровень прогноза при использовании регрессионных моделей в первую очередь связан с различием в виде распределения исходных выборок значений управляющих параметров технологии и отсутствием единого пространства параметров процесса и продукта. Одним из основных статистических критериев принятия и отклонения гипотезы о значимости коэффициента регрессии является риск принятия гипотезы, рассчитанный с использованием распределения Стьюдента. Искомый коэффициент Стьюдента, в свою очередь, зависит от стандартной ошибки найденного коэффициента регрессии. Стандартная ошибка при наличии асимметричного или бимодального распределения значений управляющих параметров является характеристикой, которая описывает параметр с «большим запасом», что выводит коэффициенты множественной регрессии в незначимую область, бла-

годаря которой соответствующий параметру коэффициент удаляется из наилучшей модели. Однако, как показано в работе, варианты асимметричного распределения значений управляющих параметров, например содержания элементов в стали 13Г1С-У, скорее норма, чем отклонение от нее.

В связи с этим не следует полагаться на прогнозирующие модели производственного контроля, основанные на регрессионном анализе всей выборки. Иной подход – анализ распределений технологических параметров с заранее обозначенными границами: на примере разделения выборок по критерию нормальности или выбору заведомо различающихся областей с использованием иных приемов когнитивной графики.

Полученные результаты будут полезны при разработке IT-решений в металлургии для прогноза и управления качеством металлопродукции (в рамках штатной технологии без ее изменения по существу).

*Таблица 4. Статистические характеристики выборок, отвечающих распределению содержания элементов химического состава стали 13Г1С-У, соответствующих левым и правым хвостам распределения значений ударной вязкости ( $KCU^{-40}$  и  $KCV^0$ )*

*Table 4. Statistical characteristics of samples corresponding to the distribution of the content of the 13G1S-U steel chemical composition elements, which conform to the left and right tails of the distribution of the impact strength values ( $KCU^{-40}$  and  $KCV^0$ )*

Параметр	Применительно к массиву значений $KCU^{-40}$				Применительно к массиву значений $KCV^0$			
	$x_{cp}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$	$x_{cp}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$
C	0,13	0,01	-0,78	-0,33	0,14	0,01	-0,90	-0,12
	0,13	0,01	-0,60	-0,73	0,13	0,01	-0,83	-0,29
Si	0,48	0,07	-1,85	2,85	0,46	0,08	-1,25	-0,15
	0,46	0,09	-2,20	3,40	0,46	0,08	-2,45	4,65
Mn	1,42	0,05	1,35	2,02	1,44	0,08	1,12	-0,07
	1,40	0,04	-0,14	-0,69	1,41	0,04	0,09	0,24
P	0,015	0,003	0,77	-0,21	0,016	0,003	0,29	-0,73
	0,014	0,003	1,23	4,86	0,014	0,003	1,57	3,95
S*	0,007	0,004	1,50	2,50	0,008	0,005	0,98	<b>0,33</b>
	0,003	0,001	1,34	0,61	0,003	0,001	2,36	<b>6,57</b>
Cr	0,12	0,05	1,51	2,18	0,10	0,04	1,26	0,78
	0,11	0,04	1,34	3,04	0,11	0,05	1,38	1,58
Ni	0,09	0,02	0,69	0,34	0,09	0,02	1,30	1,37
	0,13	0,02	0,25	-0,49	0,08	0,01	0,93	0,90
Cu	0,13	0,02	0,62	0,31	0,13	0,02	0,40	0,73
	0,13	0,02	0,25	-0,49	0,12	0,02	0,10	-0,28
Ti*	0,007	0,007	1,94	2,26	0,010	0,010	1,05	<b>-0,81</b>
	0,006	0,005	1,82	1,56	0,006	0,005	2,59	<b>5,78</b>

Параметр	Применительно к массиву значений KCU <sup>-40</sup>				Применительно к массиву значений KCV <sup>0</sup>			
	$x_{cp}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$	$x_{cp}$ , % мас.	$\sigma$ , % мас.	$A_s$	$E_x$
Al	0,029	0,006	0,59	0,76	0,031	0,006	0,43	-0,61
	0,028	0,006	-0,75	-0,21	0,027	0,006	-0,19	0,18
V*	0,005	0,012	4,32	<b>18,29</b>	0,005	0,009	<b>4,99</b>	<b>29,27</b>
	0,008	0,016	2,40	<b>3,94</b>	0,007	0,016	<b>2,63</b>	<b>5,24</b>
N	0,009	0,002	0,57	-0,64	0,008	0,002	0,37	-1,15
	0,008	0,001	0,22	-0,42	0,008	0,001	0,05	-0,70
As	0,017	10 <sup>-17</sup>	-1,03	-2,09	0,017	10 <sup>-17</sup>	-1,04	-2,10
	0,017	10 <sup>-17</sup>	-1,03	-2,09	0,017	10 <sup>-17</sup>	-1,03	-2,09
Nb*	0,044	0,008	<b>2,40</b>	<b>5,43</b>	0,050	0,011	0,98	-0,47
	0,045	0,005	<b>0,17</b>	<b>-2,06</b>	0,044	0,005	0,46	-1,87
B	0,001	0,0002	-2,18	6,03	0,001	0,0003	-0,85	0,21
	0,001	0,0002	-2,04	2,42	0,001	0,0002	-2,47	4,54
Mo*	0,008	0,001	-0,24	-0,28	0,009	0,005	<b>5,68</b>	<b>35,79</b>
	0,008	0,002	0,47	-1,15	0,007	0,001	<b>0,79</b>	<b>-0,62</b>

Примечание. В верхней строке ячейки – выборка из низких значений, в нижней – высоких значений ударной вязкости исходных массивов, соответствующие левым и правым хвостам распределения.

\* Элементы химического состава, для которых выявлены различия в виде распределения значений их содержания в выборках, соответствующих значениям ударной вязкости на нижнем и верхнем пределах исходных гистограмм их распределения (соответствующие коэффициенты выделены полужирным начертанием).

Note. The sample of low values is in the upper line of a cell, the sample of high values of the impact strength of the initial arrays corresponding to left and right distribution tails is in the lower line of a cell.

\* Chemical composition elements for which the differences in the form of the distribution of values of their content in the samples corresponding to the impact strength values at the lower and upper limits of initial histograms of their distribution are identified (the corresponding coefficients are highlighted in bold).

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Показана неэффективность множественной регрессии для выявления параметров технологии, лимитирующих неоднородность ударной вязкости листовой стали 13Г1С-У, и обсуждены причины этого: несоответствие распределений значений управляющих параметров технологии нормальному виду распределения и отсутствие единого пространства параметров процесса и продукта. Предложена процедура выделения выборок при асимметричном характере гистограмм распределения, что важно для объективного выделения параметров технологии (или их сочетаний), определяющих их появление. Это может быть использовано в качестве одного из приемов когнитивной графики для последующего выделения областей изменения технологических параметров с доминирующим типом зависимости.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Выбойщик М.А., Иоффе А.В. Научные основы разработки и методология создания сталей для произ-

водства нефтепромысловых труб повышенной прочности и коррозионной стойкости // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. 2019. № 1. С. 13–20. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-1-13-20](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-1-13-20).

2. Vlasov S.A., Genkin A.L., Nikulina I.V., Koynov T.A., Shatalov R.L., Kravtsov S.V. Computer-integrated control of metallurgical complexes using forecasting simulation // IFAC Proceedings Volumes. 2009. Vol. 42. № 4. P. 1832–1837. DOI: [10.3182/20090603-3-ru-2001.0321](https://doi.org/10.3182/20090603-3-ru-2001.0321).
3. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Кодиров Д.Ф., Босов Е.В., Тимошенко В.В. Возможности «раскопок данных» производственного контроля в металлургии для прогноза прочности, пластичности и вязкости металлопродукции // Деформация и разрушение материалов. 2023. № S3. С. 31–40. EDN: [UBYQIQ](https://doi.org/10.26907/2542-0419.2023.S3.31-40).
4. Чайкин А.В. Научные основы инновационных технологий печной и внепечной обработки чугунов и сталей для отливок ответственного назначения. СПб.: Научно-технические технологии, 2022. 245 с.
5. Wang G., Ledwoch A., Hasani R.M., Grosu R., Brintrup A. A generative neural network model for the qua-

- lity prediction of work in progress products // *Applied Soft Computing*. 2019. Vol. 85. Article number 105683. DOI: [10.1016/j.asoc.2019.105683](https://doi.org/10.1016/j.asoc.2019.105683).
6. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Kodirov D.F., Bosov E.V., Kotishevskiy G.V. On necessity of taking into account statistical nature of the objects using Big Data in metallurgy // *CIS Iron and Steel Review*. 2022. № 1. P. 105–112. DOI: [10.17580/cisirs.2022.01.19](https://doi.org/10.17580/cisirs.2022.01.19).
  7. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Коротнева К.В. Вклад технологической наследственности в появление неоднородности вязкости конструкционных сталей // *Вектор науки Тольяттинского государственного университета*. 2013. № 3. С. 202–204. EDN: [SBOZDD](https://www.edn.ru/SBOZDD).
  8. Жуков П.И., Глушенко А.И., Фомин А.В. Модель для прогнозирования температуры заготовки по ретроспекции ее нагрева на основе бустинга структуры // *Вестник Новосибирского государственного университета*. Серия: Информационные технологии. 2020. Т. 18. № 4. С. 11–27. DOI: [10.25205/1818-7900-2020-18-4-11-27](https://doi.org/10.25205/1818-7900-2020-18-4-11-27).
  9. Колобов А.В., Малышев К.В., Варфоломеев И.А., Иванов Д.А., Богачев Д.В. Повышение эффективности работы прокатного стана за счет прогнозирования дефектов непрерывнолитой заготовки // *Производство проката*. 2017. № 9. С. 39–42. EDN: [ZFPZKT](https://www.edn.ru/ZFPZKT).
  10. Zenisek J., Gröning H., Wild N., Huskic A., Affenzeller M. Machine Learning based Data Stream Merging in Additive Manufacturing // *Procedia Computer Science*. 2022. Vol. 200. P. 1422–1431. DOI: [10.1016/j.procs.2022.01.343](https://doi.org/10.1016/j.procs.2022.01.343).
  11. Jain R., Lee U., Samal S., Park N. Machine-Learning-Guided Phase Identification and Hardness Prediction of Al-Co-Cr-Fe-Mn-Nb-Ni-V Containing High Entropy Alloys // *Journal of Alloys and Compounds*. 2023. Vol. 956. Article number 170193. DOI: [10.1016/j.jallcom.2023.170193](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.170193).
  12. Narula P., Kumar P.A., Vanaja J., Prasad Reddy G.V., Rao G.V.S. Machine learning assisted prediction of creep data of India specific reduced activation ferritic martensitic steel // *Materials Today Communications*. 2023. Vol. 35. Article number 106165. DOI: [10.1016/j.matcomm.2023.106165](https://doi.org/10.1016/j.matcomm.2023.106165).
  13. Дороганов В.С., Пимонов А.Г. Методы статистического анализа и нейросетевые технологии для прогнозирования показателей качества металлургического кокса // *Вестник Кемеровского государственного университета*. 2014. № 4-3. С. 123–129. EDN: [TELNMP](https://www.edn.ru/TELNMP).
  14. Saoudi A., Fellah M., Hezil N., Lerari D., Khamouli F., Atoui L., Bachari K., Morozova J., Obrosov A., Samad M.A. Prediction of mechanical properties of welded steel X70 pipeline using neural network modelling // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2020. Vol. 186. Article number 104153. DOI: [10.1016/j.ijpvp.2020.104153](https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2020.104153).
  15. Li C., Yin C., Xu X. Hybrid optimization assisted deep convolutional neural network for hardening prediction in steel // *Journal of King Saud University – Science*. 2021. Vol. 33. № 6. Article number 101453. DOI: [10.1016/j.jksus.2021.101453](https://doi.org/10.1016/j.jksus.2021.101453).
  16. Gao X., Qi K., Deng T., Qiu C., Zhou P., Du X. Application of Artificial Neural Network to Predicting Hardening of Gear Steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2006. Vol. 13. № 6. P. 71–73. DOI: [10.1016/S1006-706X\(06\)60114-3](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(06)60114-3).
  17. Jiang L., Wang A., Tian N., Zhang W., Fan Q. BP Neural Network of Continuous Casting Technological Parameters and Secondary Dendrite Arm Spacing of Spring Steel // *Journal of Iron and Steel Research International*. 2011. Vol. 18. № 8. P. 25–29. DOI: [10.1016/S1006-706X\(11\)60099-X](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60099-X).
  18. De Oliveira Filho M.F., Caradec P.D.B., Calsaverini R., Spinelli J.E., Ishikawa T.T. Neural network for classification of MnS microinclusions in steels // *Journal of Materials Research and Technology*. 2023. Vol. 24. P. 8522–8532. DOI: [10.1016/j.jmrt.2023.05.101](https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.05.101).
  19. Gola J., Britz D., Staudt T., Winter M., Schneider A.S., Ludovici M., Mücklich F. Advanced microstructure classification by data mining methods // *Computational Materials Science*. 2018. Vol. 148. P. 324–335. DOI: [10.1016/j.commatsci.2018.03.004](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2018.03.004).
  20. Гмурман В.Е. Теория вероятностей и математическая статистика. М.: ЮРАЙТ, 2009. 478 с.
  21. Кудря А.В., Соколовская Э.А. Прогноз разрушения материалов с неоднородной структурой // *Физика металлов и металловедение*. 2022. Т. 123. № 12. С. 1334–1346. EDN: [DROJHB](https://www.edn.ru/DROJHB).

## REFERENCES

1. Vyboyschik M.A., Ioffe A.V. Scientific basis of development and the methodology of creation of steels for the production of oilfield casing and tubular goods with the increased strength and corrosion resistance. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2019, no. 1, pp. 13–20. DOI: [10.18323/2073-5073-2019-1-13-20](https://doi.org/10.18323/2073-5073-2019-1-13-20).
2. Vlasov S.A., Genkin A.L., Nikulina I.V., Koynov T.A., Shatalov R.L., Kravtsov S.V. Computer-integrated control of metallurgical complexes using forecasting simulation. *IFAC Proceedings Volumes*, 2009, vol. 42, no. 4, pp. 1832–1837. DOI: [10.3182/20090603-3-ru-2001-0321](https://doi.org/10.3182/20090603-3-ru-2001-0321).
3. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Kodirov D.F., Bosov E.V., Timoshenko V.V. Possibilities of “data mining” of production control in metallurgy for prediction of strength, ductility and toughness of metal products. *Deformatsiya i razrushenie materialov*, 2023, no. S3, pp. 31–40. EDN: [UBYQIQ](https://www.edn.ru/UBYQIQ).
4. Chaykin A.V. *Nauchnye osnovy innovatsionnykh tekhnologiy pechnoy i vnepechnoy obrabotki chugunov i staley dlya otlivok otvetstvennogo naznacheniya* [Scientific foundations of innovative technologies for furnace and out-of-furnace processing of cast irons and steels for critical castings]. Sankt Petersburg, Naukoemkie tekhnologii Publ., 2022. 245 p.
5. Wang G., Ledwoch A., Hasani R.M., Grosu R., Brintrup A. A generative neural network model for the quality prediction of work in progress products. *Applied Soft Computing*, 2019, vol. 85, article number 105683. DOI: [10.1016/j.asoc.2019.105683](https://doi.org/10.1016/j.asoc.2019.105683).
6. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Kodirov D.F., Bosov E.V., Kotishevskiy G.V. On necessity of taking into account statistical nature of the objects using Big Data in metallurgy. *CIS Iron and Steel Review*, 2022, no. 1, pp. 105–112. DOI: [10.17580/cisirs.2022.01.19](https://doi.org/10.17580/cisirs.2022.01.19).

7. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A., Trachenko V.A., Korotneva K.V. Contribution of the technological heredity into appearance of viscosity nonhomogeneity in constructional steel. *Vektor nauki Tolyattinskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2013, no. 3, pp. 202–204. EDN: [SBOZDD](#).
8. Zhukov P.I., Glushchenko A.I., Fomin A.V. Prediction model of temperature of cast billet based on its heating retrospection using boosting “random forest” structure. *Vestnik Novosibirskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Informatsionnye tekhnologii*, 2020, vol. 18, no. 4, pp. 11–27. DOI: [10.25205/1818-7900-2020-18-4-11-27](#).
9. Kolobov A.V., Malyshev K.V., Varfolomeev I.A., Ivanov D.A., Bogachev D.V. Effectiveness increasing of rolling mill operation due to prediction of uninterruptedly-casted block defects. *Proizvodstvo prokata*, 2017, no. 9, pp. 39–42. EDN: [ZFPZKT](#).
10. Zenisek J., Gröning H., Wild N., Huskic A., Affenzeller M. Machine Learning based Data Stream Merging in Additive Manufacturing. *Procedia Computer Science*, 2022, vol. 200, pp. 1422–1431. DOI: [10.1016/j.procs.2022.01.343](#).
11. Jain R., Lee U., Samal S., Park N. Machine-Learning-Guided Phase Identification and Hardness Prediction of Al-Co-Cr-Fe-Mn-Nb-Ni-V Containing High Entropy Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, vol. 956, article number 170193. DOI: [10.1016/j.jallcom.2023.170193](#).
12. Narula P., Kumar P.A., Vanaja J., Prasad Reddy G.V., Rao G.V.S. Machine learning assisted prediction of creep data of India specific reduced activation ferritic martensitic steel. *Materials Today Communications*, 2023, vol. 35, article number 106165. DOI: [10.1016/j.mtcomm.2023.106165](#).
13. Doroganov V.S., Pimonov A.G. Methods of statistical analysis and neural network technologies for prediction of metallurgical coke quality. *Vestnik Kemerovskogo gosudarstvennogo universiteta*, 2014, no. 4-3, pp. 123–129. EDN: [TELNMP](#).
14. Saudi A., Fellah M., Hezil N., Lerari D., Khamouli F., Atoui L., Bachari K., Morozova J., Obrosof A., Samad M.A. Prediction of mechanical properties of welded steel X70 pipeline using neural network modelling. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 2020, vol. 186, article number 104153. DOI: [10.1016/j.ijpvp.2020.104153](#).
15. Li C., Yin C., Xu X. Hybrid optimization assisted deep convolutional neural network for hardening prediction in steel. *Journal of King Saud University – Science*, 2021, vol. 33, no. 6, article number 101453. DOI: [10.1016/j.jksus.2021.101453](#).
16. Gao X., Qi K., Deng T., Qiu C., Zhou P., Du X. Application of Artificial Neural Network to Predicting Hardenability of Gear Steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2006, vol. 13, no. 6, pp. 71–73. DOI: [10.1016/S1006-706X\(06\)60114-3](#).
17. Jiang L., Wang A., Tian N., Zhang W., Fan Q. BP Neural Network of Continuous Casting Technological Parameters and Secondary Dendrite Arm Spacing of Spring Steel. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2011, vol. 18, no. 8, pp. 25–29. DOI: [10.1016/S1006-706X\(11\)60099-X](#).
18. De Oliveira Filho M.F., Caradec P.D.B., Calsaverini R., Spinelli J.E., Ishikawa T.T. Neural network for classification of MnS microinclusions in steels. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, vol. 24, pp. 8522–8532. DOI: [10.1016/j.jmrt.2023.05.101](#).
19. Gola J., Britz D., Staudt T., Winter M., Schneider A.S., Ludovici M., Mücklich F. Advanced microstructure classification by data mining methods. *Computational Materials Science*, 2018, vol. 148, pp. 324–335. DOI: [10.1016/j.commatsci.2018.03.004](#).
20. Gmurman V.E. *Teoriya veroyatnostey i matematicheskaya statistika* [Probability Theory and Mathematical Statistics]. Moscow, YuRAYT Publ., 2009. 478 p.
21. Kudrya A.V., Sokolovskaya E.A. Prediction of the Destruction of Materials with an Inhomogeneous Structures. *Fizika metallov i metallovedenie*, 2022, vol. 123, no. 12, pp. 1334–1346. EDN: [DROJHB](#).

## Concerning the selection of areas with a dominant type of dependence when analyzing production control data

© 2023

Victoria V. Timoshenko<sup>1</sup>, postgraduate studentEkaterina S. Budanova<sup>2</sup>, graduate studentDavronjon F. Kodirov<sup>3</sup>, postgraduate studentElina A. Sokolovskaya<sup>4</sup>, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair of Materials Science and Strength PhysicsAleksandr V. Kudrya<sup>\*5</sup>, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair of Materials Science and Strength Physics

University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

\*E-mail: [AVKudrya@misys.ru](mailto:AVKudrya@misys.ru)<sup>1</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0008-7671-0291><sup>2</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-4055-9298><sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0009-0003-5380-5558><sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9381-9223><sup>5</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0339-2391>

Received 06.06.2023

Accepted 16.06.2023

**Abstract:** The formation of representative databases determines the interest in forecasting and managing the quality of metal based on data mining using special software products often based on regression analysis and not always taking into account the statistical nature of an object of study itself. This can lead to misinterpretation of the results or incomplete extracted information reducing the efficiency of statistical processing. Based on the analysis of the production database of the technology for producing 13G1S-U sheet steel, the authors evaluated the possibilities of multiple linear regression for predicting the quality of a steel sheet. The study shows that the type of distribution of the values of control parameters, the distribution nature of which was estimated based on the determination of the skewness and kurtosis coefficients, limits the regression forecast depth. Due to the great deviation of the predicted models from the experimental values in the right tail area of the distribution of the impact strength values, in this work, the authors developed the methods for separating data arrays and proposed criteria to compare the obtained results. To assess the accuracy of the results obtained, arrays with a deliberately asymmetric distribution were selected from the initial sample, against which the statistical characteristics were also compared. Based on the proposed techniques, the authors identified the dominant chemical elements that contribute to the difference in the distribution of the values of acceptance properties existing within the same standard technology. The study shows that the proposed separation method can be used as a variation of cognitive graphics techniques to identify areas with a dependence dominant type based on the correlation of skewness and kurtosis coefficients.

**Keywords:** analysis of production control data; metal product quality control; quality forecast in metallurgy; cognitive graphics techniques; production data mining; 13G1S-U steel.

**For citation:** Timoshenko V.V., Budanova E.S., Kodirov D.F., Sokolovskaya E.A., Kudrya A.V. Concerning the selection of areas with a dominant type of dependence when analyzing production control data. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 103–114. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-10.

## Особенности формирования микроструктуры алюминиевых сплавов АК4-1 и АК12Д после их совместной обработки трением с перемешиванием

© 2023

*Халикова Гульнара Рашитовна*<sup>\*1,2,3</sup>, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, доцент кафедры «Технологические машины и оборудование», доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении»  
*Басырова Регина Айратовна*<sup>1</sup>, стажер-исследователь  
*Трифонов Вадим Геннадьевич*<sup>1,2,4</sup>, кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник, доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении»

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа (Россия)

<sup>2</sup>Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа (Россия)

\*E-mail: [gulnara.r.khalikova@gmail.com](mailto:gulnara.r.khalikova@gmail.com)

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6712-8469>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>

Поступила в редакцию 14.06.2023

Принята к публикации 21.08.2023

**Аннотация:** Обработка трением с перемешиванием – один из современных методов локального модифицирования поверхности алюминиевых сплавов в твердофазном состоянии, обеспечивающий диспергирование структурных составляющих. В термически упрочняемых алюминиевых сплавах со структурой матричного типа последующая после обработки трением с перемешиванием термообработка может приводить к аномальному росту зерен в зоне перемешивания. Однако в сплавах, структура которых близка к микродуплексному типу, после обработки трением с перемешиванием и термообработки может сформироваться мелкозернистая структура. Работа направлена на оценку возможности повышения термической стабильности микроструктуры алюминиевого сплава АК4-1 (Al–Cu–Mg–Fe–Si–Ni) матричного типа. Для этого в исследуемый сплав обработкой трением с перемешиванием локально замешивался алюминиевый сплав АК12Д (Al–Si–Cu–Ni–Mg) со структурой, близкой к микродуплексному типу. Последующая упрочняющая термообработка проводилась по стандартному режиму для сплава АК4-1. Исследования показали, что зона перемешивания имеет эллиптическую форму со структурой «луковичных колец». Такая структура представляет собой чередующиеся кольца с разным количеством и размером избыточных фаз. При этом в центре зоны перемешивания ширина колец и средняя площадь избыточных фаз больше по сравнению с периферией зоны перемешивания, где ширина колец и средняя площадь частиц меньше. Средняя площадь частиц избыточных фаз в кольцах с большим их содержанием меньше по сравнению с кольцами, где их количество ниже. Такое распределение избыточных фаз приводит к формированию мелкозернистой микроструктуры, средний размер которой зависит от межчастичного расстояния в  $\alpha$ -Al твердом растворе.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы; АК4-1; АК12Д; обработка трением с перемешиванием; термообработка; термическая стабильность; структура луковичных колец; луковично-кольцевая структура

**Благодарности:** Обработка трением с перемешиванием, исследование макростроения и количественная оценка микроструктуры сплавов выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 22-29-01318. Энергодисперсионный спектральный анализ поддержан в рамках программы фундаментальных исследований и государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ.

Микроструктурные исследования на растровых электронных микроскопах выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования «Структурные и физико-механические исследования материалов» ИПСМ РАН.

**Для цитирования:** Халикова Г.Р., Басырова Р.А., Трифонов В.Г. Особенности формирования микроструктуры алюминиевых сплавов АК4-1 и АК12Д после их совместной обработки трением с перемешиванием // Frontier Materials & Technologies. 2023. № 3. С. 115–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-11.

### ВВЕДЕНИЕ

Обработка трением с перемешиванием (ОТП), как один из методов поверхностного упрочнения алюминиевых сплавов в твердофазном состоянии, имеет перспективные направления развития в различных отраслях промышленности, так как по сравнению с другими традиционными способами поверхностной обработки она лишена таких недостатков, как агломерация частиц добавок, образование нежелательных фаз и межфазных реакций из-за высокой температуры обработки, необхо-

димость использования дополнительных методов обработки и сложного технологического оборудования, низкая эффективность обработки и т. д. [1]. Этот метод локального модифицирования поверхности сплавов, основанный на физических принципах сварки трением с перемешиванием, обусловлен интенсивной пластической деформацией в условиях повышенных температур и обеспечивает формирование мелкозернистой структуры за счет механизмов динамической рекристаллизации и возврата [2]. Такая структура часто характеризуется оптимальным сочетанием прочности и пластичности [3–5].

В термически упрочняемых алюминиевых сплавах прочностные характеристики в значительной мере определяются когерентными дисперсными частицами, формирование которых происходит за счет дисперсионного твердения в процессе термической обработки, включающей в себя закалку и последующее искусственное старение [6]. Однако в процессе обработки/сварки трением с перемешиванием имеет место значительный температурный градиент [7]. При этом частицы вторичных фаз в обрабатываемом сплаве могут претерпевать очень сложные превращения, что может приводить к деградации прочностных характеристик. Например, в зоне термомеханического влияния, которая подвергается относительно низкотемпературному воздействию ( $\approx 0,7-0,6$  Тпл, Тпл – гомологическая температура плавления), как правило, наблюдается коагуляция избыточных фаз, которая может привести к срыву когерентности на межфазных границах [8]. В зоне перемешивания, нагретой до высоких температур ( $\approx 0,9-0,75$  Тпл), частицы вторичных фаз обычно растворяются в алюминиевой матрице. Кроме того, в зависимости от температуры деформации в процессе ОТП при последующем охлаждении сплава до комнатной температуры из  $\alpha$ -Al твердого раствора могут частично выделяться дисперсоиды [9–11], способствуя частичному восстановлению прочностных характеристик.

Необходимого уровня механических свойств алюминиевых сплавов после обработки трением с перемешиванием можно достигнуть последующей перезакалкой и искусственным старением. В этом случае обеспечивается относительно однородное выделение упрочняющих частиц в различных областях зоны обработки. Однако высокотемпературная обработка часто приводит к аномальному росту зерен в зоне перемешивания, что наблюдалось в различных алюминиевых сплавах, имеющих структуру матричного типа [12–14]. Легирование алюминиевых сплавов высокопрочными частицами второй фазы, такими как SiC,  $Al_2O_3$ ,  $W_4C$ ,  $SiO_2$ , TiC, фуллерен, углеродные нанотрубки, графен и др., с последующим образованием алюмоматричных композитов не всегда приводит к подавлению аномального роста зерен [15]. Аномальный рост зерен обычно описывается в рамках так называемой «ячеистой модели» Хамфри [16; 17], согласно которой аномальный характер роста зерен связан либо с повышенным содержанием малоугловых границ, либо с относительно низкой концентрацией частиц вторичных фаз. Тем не менее в работе [18] было показано формирование в алюминиевом сплаве АК12Д мелкозернистой структуры со средним размером зерен около  $3,3 \pm 0,1$  мкм после ОТП и упрочняющей термообработки. Этот сплав характеризуется структурой, близкой к структуре микродуплексного типа и состоящей из  $\alpha$ -Al матрицы и большого количества избыточных фаз, включая частицы эвтектического кремния [6]. В этом случае большая доля дисперсных избыточных фаз препятствовала скорости миграции границ зерен при действии тормозящей силы Зинера [19].

Поскольку легирование алюминиевых матричных сплавов частицами второй фазы не всегда способствует подавлению аномального характера роста зерен, было выдвинуто предположение, что локальное повышение частиц избыточных фаз за счет замешивания в него алюминиевого сплава микродуплексного типа может

привести к формированию мелкозернистой структуры после высокотемпературной обработки.

Цель работы – оценить возможность повышения термической стабильности микроструктуры алюминиевого сплава АК4-1 путем локального замешивания в него сплава АК12Д обработкой трением с перемешиванием и последующей упрочняющей термообработки.

## МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

В работе был рассмотрен промышленный жаропрочный алюминиевый сплав АК4-1 со следующим химическим составом: Al–1,97%Cu–1,73%Mg–1,01%Fe–0,98%Si–0,96%Ni–0,24%Co (вес. %). Из горячепрессованного прутка  $\varnothing 140$  мм из сплава АК4-1 в поперечном направлении были вырезаны пластины, которые подвергались механической обработке с чистотой поверхности 0,6 Ra. Конечная толщина пластин составляла 7 мм. В поверхностях этих пластин были вырезаны пазы шириной 2 мм и глубиной 2 мм. В качестве упрочняющего материала применялся промышленный жаропрочный алюминиевый сплав АК12Д со следующим химическим составом: Al–12,8%Si–1,67%Cu–1,03%Ni–0,84%Mg–0,33%Mn–0,23%Co–0,24%Fe (вес. %). Вставки в виде прямоугольных параллелепипедов из сплава АК12Д шириной 2 мм и высотой 2 мм помещались в пазы пластин из сплава АК4-1. Заготовка крепилась на стол модернизированного универсального консольно-фрезерного станка. Для того чтобы вставки в пазах не перемещались в процессе ОТП, поверхность этой области «затиралась» плечиками. При этом инструмент подвигался по нормали к поверхности заготовки.

Затем проводили однопроходную обработку трением с перемешиванием. Применялся обрабатывающий инструмент с цилиндрическим пином  $\varnothing 6$  мм и высотой 4 мм с нанесенной левой резьбой. Обрабатывающий инструмент вводился в исследуемый сплав под углом  $\alpha = 2^\circ$  к поверхности заготовки до соприкосновения его плечиков с поверхностью, подлежащей ОТП. Скоростные режимы обрабатывающего инструмента составили: скорость вращения  $\omega$  – 1000 об/мин, скорость подачи  $v$  – 30 мм/мин. Упрочняющая термообработка всех исследуемых композиций алюминиевых сплавов проводилась по следующему режиму: закалка при температуре  $530 \pm 5$  °С, искусственное старение при  $190 \pm 2$  °С в течение 10 ч.

Структурные изменения оценивались в исходном термообработанном состоянии, а также в состоянии после ОТП и последующей термообработки. Поперечные сечения обработанных заготовок были подготовлены для макро- и микроструктурного анализа. Для исследований макроструктуры и анализа зеренной структуры образцы подвергались травлению в растворе следующего состава:  $H_2O$  (60 мл),  $HNO_3$  (35 мл), HF (5 мл).

Макроструктурный анализ поперечных сечений образцов проводился с помощью оптического микроскопа (ОМ) ZEISS Axio Scope.A1. Микроструктурные исследования проводились на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan Mira 3LMH с применением детекторов вторичных электронов (SE) и обратно рассеянных электронов (BSE). Энергодисперсионный спектральный анализ (ЭДС) выполнялся на СЭМ Tescan Vega 3SBH. Количественная оценка средней площади ( $S$ ) частиц первичных избыточных интерметаллидных фаз (Pr)

и частиц кремния (Si) проводилась на полированной поверхности образцов с применением методик компьютерного анализа путем графического выделения группы частиц каждой из исследуемых фаз. Для каждой зоны обработки количественные измерения осуществляли на равных по площади участках. Средний размер зерен оценивался методом случайных секущих на пяти полях зрения. При оценке первичных избыточных фаз, а также зеренной структуры измерялось не менее 300 структурных элементов. Обработка результатов исследования проводилась с достоверной вероятностью 95 %.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

### Исходная микроструктура

Типичная микроструктура алюминиевого сплава АК4-1 после упрочняющей термообработки состоит из  $\alpha$ -Al твердого раствора и некоторого количества избыточных интерметаллидных фаз, расположенных по направлению течения материала при горячей деформации (рис. 1 а). Согласно [6], в сплавах системы Al–Cu–Mg–Ni–Fe могут присутствовать следующие первичные фазы кристаллизационного происхождения:  $Al_3FeNi$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al_7Cu_2Fe$ ,  $Al_2CuMg$ . После упрочняющей термообработки в этих сплавах образуются метастабильные вторичные упрочняющие фазы  $Al_2CuMg$  [6]. В исходном термообработанном состоянии в сплаве наблюдается зеренная структура, рекристаллизованная со средним размером зерен  $78,6 \pm 8,0$  мкм.

Типичная микроструктура алюминиевого сплава АК12Д после упрочняющей термообработки содержит некоторое количество первичных интерметаллидных фаз и кремния, а также некоторое количество вторичных упрочняющих фаз (рис. 1 б). В сплавах системы Al–Si–Cu–Ni–Mg–Mn–Fe, богатых кремнием, кроме (Al+Si) эвтектики можно ожидать присутствие следующих первичных фаз кристаллизационного происхождения:  $Al_3FeSi$ ,  $Al_8Fe_2Si$ ,  $Al_{15}(Fe, Mn)_2Si$ ,  $FeNiAl_9$ ,  $Al_8FeMg_3Si_6$ ,  $Al_3Ni$ ,  $Al_7Cu_4Ni$ ,  $Al_3(Ni, Cu)_2$ ,  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al_6Cu_2Mg_8Si_5$  [6]. При использовании упрочняющей термообработки возможно образование метастабиль-

ных вторичных упрочняющих фаз, таких как  $Al_2Cu$ ,  $Mg_2Si$ ,  $Al_3Cu_2Mg_8Si_6$ ,  $Al_2CuMg$  [6]. Упрочняющая термообработка сплава приводит к формированию зеренной микроструктуры со средним размером зерен  $11,5 \pm 0,4$  мкм.

### Макростроение после ОТП

Типичное макростроение алюминиевого сплава АК4-1 при локальном замешивании в него сплава АК12Д обработкой трением с перемешиванием представлено на рис. 3. Видно, что формируется бездефектная область обработки. В структуре различимы зона перемешивания, состоящая из смеси сплавов АК12Д и АК4-1, зона термомеханического влияния и зона основного материала, соответствующие сплаву АК4-1 (рис. 2). В приповерхностной области между зоной перемешивания и областью контакта обрабатываемого инструмента с заготовкой наблюдается крупнозернистая микроструктура сплава АК4-1. Зона перемешивания имеет эллиптическую форму с прогрессивно уменьшающимися по радиусу концентрическими окружностями, называемыми «луковично-кольцевой» структурой или структурой «луковичных колец».

### Микроструктура после ОТП

Структура «луковичных колец» неоднородна по сечению зоны перемешивания и представляет собой чередующиеся кольца с разным количеством и размером избыточных фаз (рис. 3). Ширина колец уменьшается от центра к периферии зоны перемешивания. Обработка трением с перемешиванием приводит к интенсивному дроблению частиц избыточных фаз. Количественная оценка микроструктуры сплава приведена в таблице 1. Средняя площадь частиц в кольцах с большим содержанием избыточных фаз меньше по сравнению с кольцами, где количество фаз ниже. Следует отметить, что частицы эвтектического кремния сконцентрированы в кольцах с большим содержанием первичных фаз (рис. 4). Об этом также свидетельствуют результаты ЭДС-анализа. Соответствующие карты распределения по основным легирующим элементам приведены на рис. 5.

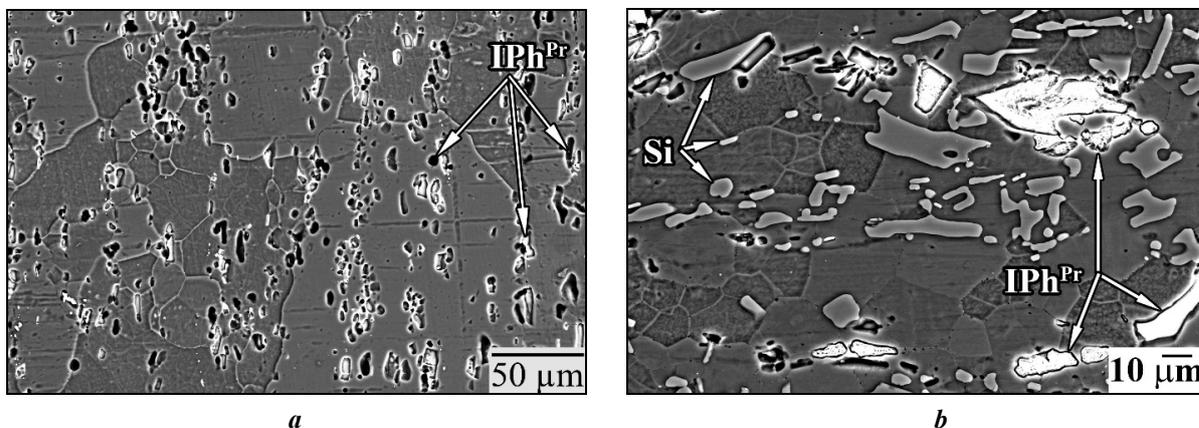


Рис. 1. Типичная микроструктура сплавов АК4-1 (а) и АК12Д (б) в исходном термообработанном состоянии.

$IPh^{Pr}$  – первичные интерметаллидные фазы, Si – частицы кремния. BSE-режим съемки

Fig. 1. Typical microstructure of the AK4-1 (a) and AK12D (b) alloys in the initial heat-treated state.

$IPh^{Pr}$  – primary intermetallic phases, Si – silicon particles. BSE mode SEM images

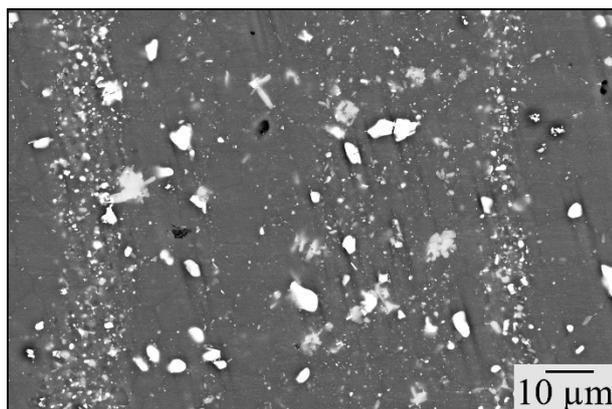


**Рис. 2.** Макростроение алюминиевого сплава АК4-1 после замешивания в него сплава АК12Д обработкой трением с перемешиванием при скоростях деформации  $\omega=1000$  об/мин и  $v=30$  мм/мин.

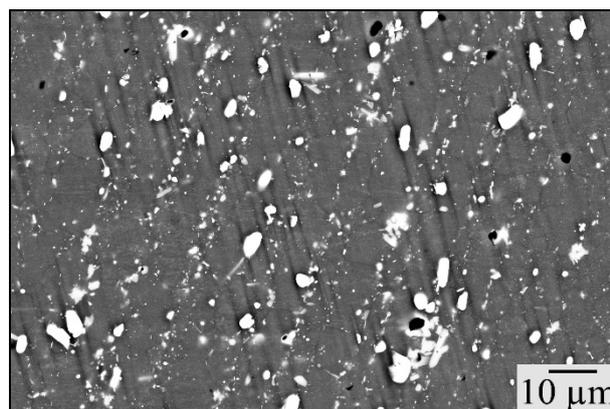
НС – наступающая сторона, ОС – отступающая сторона, ЗП – зона перемешивания, ЗТМВ – зона термомеханического влияния, ОМ – основной металл (исходный сплав). Оптическая металлография

**Fig. 2.** Macrostructure of the AK4-1 aluminum alloy after mixing into it the AK12D alloy via friction stir processing at the  $\omega=1000$  rpm and  $v=30$  mm/min.

НС –advancing side, ОС – retreating side, ЗП – stir zone, ЗТМВ –thermo-mechanical affected zone, ОМ – base metal (initial alloy). Optical metallography



*a*



*b*

**Рис. 3.** Типичная микроструктура полированной поверхности зоны перемешивания.

Приведены фрагменты колец в центре (а) и на периферии зоны перемешивания (б). BSE-режим съемки

**Fig. 3.** Typical microstructure of the polished stir zone surface.

Ring fragments in the center (a) and on the periphery of stir zone (b) are shown. BSE mode SEM images

Исследования зеренной структуры показали, что после ОТП и упрочняющей термообработки в зоне перемешивания формируется мелкозернистая микроструктура (рис. 6), средний размер зерен (таблица 1) которой зависит от количества избыточных фаз, располагающихся в разных участках зоны перемешивания.

## ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Как правило, форма зоны перемешивания зависит от геометрии обрабатывающего инструмента, технологических параметров обработки, теплопроводности материала и температуры заготовки [20; 21]. Во многом

форма зоны перемешивания определяется температурой разогретого сплава в приповерхностных областях при трении между плечиками обрабатывающего инструмента и заготовкой. Во время обработки трением с перемешиванием обычно образуется чашеобразная (с расширением у поверхности заготовки) или эллиптическая зона перемешивания [20; 21].

В работе [21] было показано, что чашеобразная зона перемешивания формируется при низкой скорости вращения инструмента. При этом предел текучести сплава из-за малой температуры разогретого материала выше и, следовательно, его объем, подвергающийся деформации (вызванной движением пина), меньше. С повышением

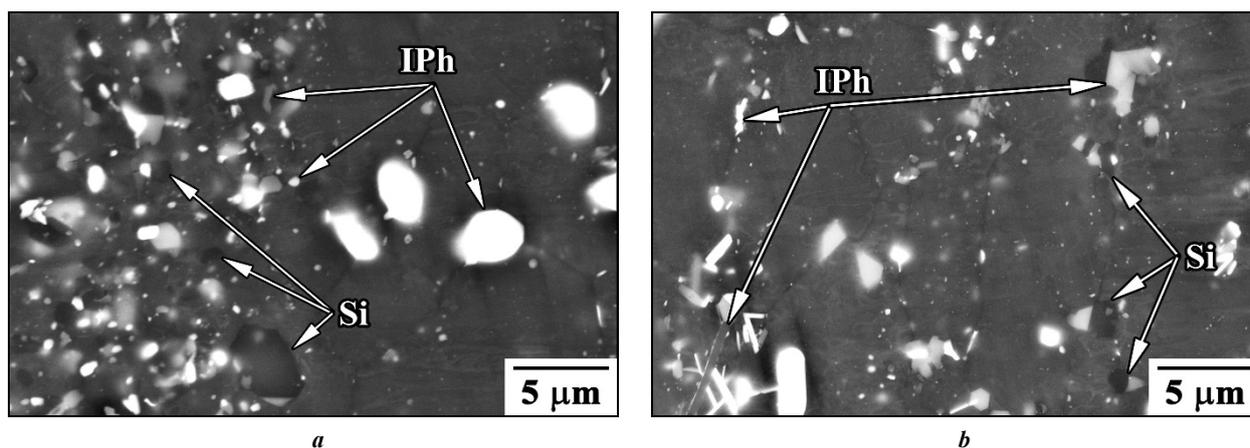
**Таблица 1.** Количественная оценка микроструктуры алюминиевого сплава АК4-1 после замешивания в него сплава АК12Д обработкой трением с перемешиванием

**Table 1.** Quantitative estimation of the АК4-1 aluminum alloy microstructure after mixing the АК12D alloy into it via friction stir processing

Микроструктурные элементы сплавов			Состояние					
			Исходное состояние		Обработка трением с перемешиванием			
					Зона перемешивания АК4-1/АК12Д			
			АК4-1	АК12Д	Центр		Периферия	
ЗП	ЗП-1	ЗП			ЗП-1			
S	IPh	мкм <sup>2</sup>	12,8±1,0	39,9±4,0	13,5±0,4	0,17±0,01	10,3±0,3	0,13±0,01
	Si	мкм <sup>2</sup>	–	45,9±5,7	–	2,2±0,1	–	1,2±0,1
d		мкм	78,6±8,0	11,5±0,4	7,1±0,2	3,0±0,1	4,0±0,1	

Примечание. ЗП – кольца с малым содержанием избыточных фаз; ЗП-1 – кольца с большим содержанием избыточных фаз; S – средняя площадь первичных интерметаллидных фаз IPh и частиц Si; d – средний размер зерен. Для сравнения приведена количественная оценка структуры в исходном термообработанном состоянии сплавов АК4-1 и АК12Д.

Note. ЗП – rings with a low content of excess phases; ЗП-1 – rings with a higher content of excess phases; S – average area of primary intermetallic phases (IPh) and Si particles; d – average grain size. For comparison, a quantitative estimation of the structure in the initial heat-treated state of the АК4-1 and АК12D alloys is given.



**Рис. 4.** Типичная микроструктура полированной поверхности зоны перемешивания.

Приведены фрагменты границ между кольцами с большим и меньшим количеством избыточных фаз в центре (а) и на периферии (b) зоны перемешивания. IPh – интерметаллидные фазы, Si – частицы кремния. BSE-режим съемки

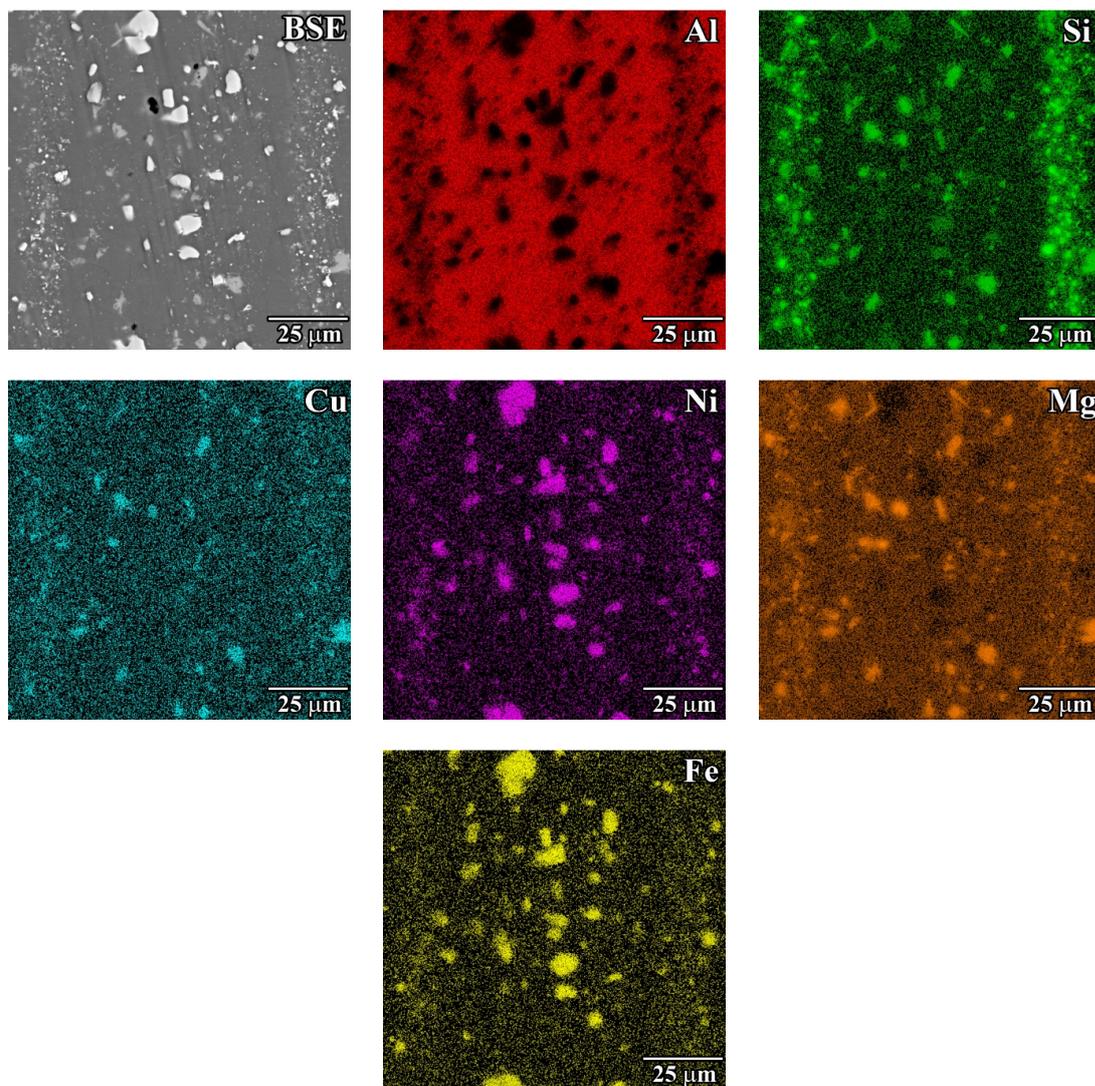
**Fig. 4.** Typical microstructure of the polished stir zone surface.

Fragments of the boundaries between the rings with varying degrees of excess phases in the center (a) and on the periphery (b) of the stir zone are shown. IPh – intermetallic phases, Si – silicon particles. BSE mode SEM images

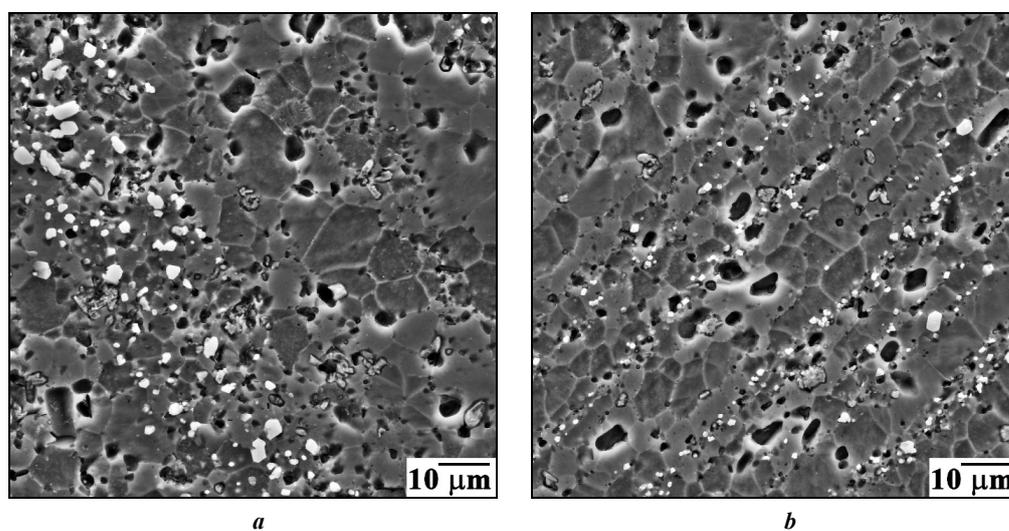
скорости вращения инструмента температура разогретого сплава растет, способствуя снижению предела текучести, увеличению объема материала, который вовлекается в процесс деформации, и образованию эллиптический зоны перемешивания (рис. 3). Формирование структуры «луковичных колец» происходит за счет периодического изменения напряженного состояния в трехмерном течении пластически деформируемого сплава, которое вызвано движением обрабатываемого инструмента (плечиками и пином) [22–24]. В результате в структуре зоны перемешивания имеет место периодически меняющийся средний размер зерен [25], череду-

ющиеся полосы (кольца), обогащенные избыточными фазами [26], различная ориентация зерен [27] и изменения текстуры [28]. Кроме того, температура деформации в процессе ОТП неоднородна по сечению зоны перемешивания [29–31]. Поэтому в структуре зоны обработки наблюдаются кольца, ширина которых уменьшается от ее центра к периферии.

Как было отмечено ранее, последующая упрочняющая термообработка (включающая обработку на твердый раствор и искусственное старение) может приводить к аномальному росту зерен в области обработки, что, предположительно, свидетельствует о низкой термической



*Рис. 5. Карты распределения основных легирующих элементов в центральной части полированной поверхности зоны перемешивания. ЭДС-анализ*  
*Fig. 5. Distribution maps of the primary alloying elements in the center part of the polished stir zone surface. EDS analysis*



*Рис. 6. Типичная зеренная микроструктура в центре (а) и на периферии (b) зоны перемешивания. SE-режим съемки*  
*Fig. 6. Typical grain microstructure in the center (a) and on the periphery (b) of the stir zone. SE mode SEM images*

стабильности микроstructures. Сплав АК12Д, в отличие от сплава АК4-1, характеризуется структурой, близкой к структуре микродуплексного типа [6]. Формирование мелкозернистой микроstructures при замешивании сплава АК12Д в сплав АК4-1 обработкой трением с перемешиванием и последующей термообработкой происходит за счет того, что большое количество частиц избыточных фаз обоих сплавов оказывает тормозящее действие на миграцию границ зерен. В тех областях, где количество избыточных фаз больше, средний размер зерен меньше. Это связано с меньшим расстоянием между частицами избыточных фаз в  $\alpha$ -Al твердом растворе.

## ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Исследована структура алюминиевого сплава АК4-1, в который локально замешивался сплав АК12Д обработкой трением с перемешиванием и последующей упрочняющей термообработкой, проведенной по стандартному режиму для сплава АК4-1.

Показано, что после ОТП формировалась бездефектная область обработки, зона перемешивания которой имела эллиптическую форму со структурой «луковичных колец». Ширина этих колец уменьшалась от центра к периферии зоны перемешивания. Луковичная структура представляла собой чередующиеся кольца с разным количеством и размером избыточных фаз.

Установлено, что обработка трением с перемешиванием привела к интенсивному дроблению первичных избыточных фаз обоих сплавов. При этом средняя площадь частиц в кольцах с большим их содержанием меньше по сравнению с кольцами, где их количество ниже. Кроме того, частицы эвтектического кремния сконцентрированы в кольцах с большим содержанием первичных фаз.

Выявлено, что неоднородное распределение частиц избыточных фаз привело к формированию мелкозернистой микроstructures, средний размер зерен которой зависит от межчастичного расстояния в  $\alpha$ -Al твердом растворе. Минимальный средний размер зерен наблюдался в центре зоны перемешивания в кольцах с большим количеством избыточных фаз и составлял  $3,0 \pm 0,1$  мкм. Наибольший средний размер зерен достигал значений  $7,1 \pm 0,2$  мкм и формировался в центре зоны перемешивания в кольцах с малым содержанием избыточных фаз.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Zykova A.P., Tarasov S.Yu., Chumaevskiy A.V., Kolu-baev E.A. A Review of friction stir processing of structural metallic materials: process, properties, and methods // *Metals*. 2020. Vol. 10. № 6. Article number 772. DOI: [10.3390/met10060772](https://doi.org/10.3390/met10060772).
- Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // *Materials Science and Engineering: R: Reports*. 2005. Vol. 50. № 1-2. P. 1–78. DOI: [10.1016/j.mser.2005.07.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001).
- Mirian Mehrian S.S., Rahsepar M., Khodabakhshi F., Gerlich A.P. Effects of friction stir processing on the microstructure, mechanical and corrosion behaviors of an aluminum-magnesium alloy // *Surface and Coatings Technology*. 2021. Vol. 405. Article number 126647. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.126647](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126647).
- Croteau J.R., Jung J.G., Whalen S.A. et al. Ultrafine-grained Al–Mg–Zr alloy processed by shear-assisted extrusion with high thermal stability // *Scripta Materialia*. 2020. Vol. 186. P. 326–330. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2020.05.051](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.05.051).
- He Ch., Li Y., Wei J., Zhang Zh., Tian N., Qin G., Zhao X. Enhancing the mechanical performance of Al–Zn–Mg alloy builds fabricated via underwater friction stir additive manufacturing and post-processing aging // *Journal of Materials Science and Technology*. 2022. Vol. 108. P. 26–36. DOI: [10.1016/j.jmst.2021.08.050](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.08.050).
- Белов Н.А. Фазовый состав промышленных и перспективных алюминиевых сплавов. М.: МИСиС, 2010. 511 с.
- Heidarzadeh A., Mironov S., Kaibyshev R. et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: a comprehensive review on microstructural evolution // *Progress in Materials Science*. 2021. Vol. 117. Article number 100752. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100752](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752).
- Feng X., Liu H., Lippold J.C. Microstructure characterization of the stir zone of submerged friction stir processed aluminum alloy 2219 // *Materials Characterization*. 2013. Vol. 82. P. 97–102. DOI: [10.1016/j.matchar.2013.05.010](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.05.010).
- Rhodes C.G., Mahoney M.W., Bingel W.H., Spurling R.A., Bampton C.C. Effects of friction stir welding on microstructure of 7075 aluminum // *Scripta Materialia*. 1997. Vol. 36. № 1. P. 69–75. DOI: [10.1016/S1359-6462\(96\)00344-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00344-2).
- Fonda R.W., Bingert J.F. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004. Vol. 35. P. 1487–1499. DOI: [10.1007/s11661-004-0257-7](https://doi.org/10.1007/s11661-004-0257-7).
- Qin H., Zhang H., Wu H. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195-T8 Al–Li alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 626. P. 322–329. DOI: [10.1016/j.msea.2014.12.026](https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.026).
- Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded Al–Cu–Mg alloy by lowering of welding temperature // *Scripta Materialia*. 2021. Vol. 196. Article number 113765. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2021.113765](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.113765).
- Charit I., Mishra R.S. Abnormal grain growth in friction stir processed alloys // *Scripta Materialia*. 2008. Vol. 58. P. 367–371. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2007.09.052](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.09.052).
- Kalinenko A., Vysotskiy I., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. New insight into the phenomenon of the abnormal grain growth in friction-stir welded aluminum // *Materials Letters*. 2021. Vol. 302. Article number 130407. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.130407](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130407).
- Khodabakhshi F., Simchi A., Kokabi A.H., Gerlich A.P., Nosko M. Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–TiO<sub>2</sub> nanocomposites // *Materials and Design*. 2014. Vol. 63. P. 30–41. DOI: [10.1016/j.matdes.2014.05.065](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.065).
- Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures – I. The basic model // *Acta Materialia*. 1997. Vol. 45. № 10. P. 4231–4240. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00070-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00070-0).

17. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures – II. The effect of second-phase particles // *Acta Materialia*. 1997. Vol. 45. № 12. P. 5031–5039. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00173-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00173-0).
18. Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. Surface hardening of an Al–Si–Cu–Ni–Mg aluminum alloy by friction stir processing and T6 heat treatment // *Letters on Materials*. 2022. Vol. 12. № 3. P. 255–260. DOI: [10.22226/2410-3535-2022-3-255-260](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2022-3-255-260).
19. Khodabakhshi F., Nosko M., Gerlich A.P. Dynamic restoration and crystallographic texture of a friction-stir processed Al–Mg–SiC surface nanocomposite // *Materials Science and Technology*. 2018. Vol. 34. № 14. P. 1773–1791. DOI: [10.1080/02670836.2018.1490858](https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1490858).
20. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Microstructural modification of as-cast Al–Si–Mg alloy by friction stir processing // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2006. Vol. 37. P. 3323–3336. DOI: [10.1007/BF02586167](https://doi.org/10.1007/BF02586167).
21. Yang J., Wang D., Xiao B.L., Ni D.R., Ma Z.Y. Effects of rotation rates on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of friction stir-welded (FSW) AZ31 magnesium alloy // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2013. Vol. 44. P. 517–530. DOI: [10.1007/s11661-012-1373-4](https://doi.org/10.1007/s11661-012-1373-4).
22. Cui G.R., Ma Z.Y., Li S.X. Periodical plastic flow pattern in friction stir processed Al–Mg alloy // *Scripta Materialia*. 2008. Vol. 58. № 12. P. 1082–1085. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2008.02.003](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.02.003).
23. Andrade D.G., Leitão C., Dialami N., Chiumenti M., Rodrigues D.M. Analysis of contact conditions and its influence on strain rate and temperature in friction stir welding // *International Journal of Mechanical Sciences*. 2021. Vol. 191. Article number 106095. DOI: [10.1016/j.ijmecsci.2020.106095](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.106095).
24. Avettand-Fénoël M.-N., Taillard R., Laye J., Odièvre T. Experimental investigation of three-dimensional (3-D) material flow pattern in thick dissimilar 2050 friction-stir welds // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. Vol. 45. P. 563–578. DOI: [10.1007/s11661-013-2015-1](https://doi.org/10.1007/s11661-013-2015-1).
25. Schneider J.A., Nunes A.C. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2004. Vol. 35. P. 777–783. DOI: [10.1007/s11663-004-0018-4](https://doi.org/10.1007/s11663-004-0018-4).
26. Yang B.C., Yan J.H., Sutton M.A., Reynolds A.P. Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. Metallurgical studies // *Materials Science and Engineering: A*. 2004. Vol. 364. № 1-2. P. 55–65. DOI: [10.1016/S0921-5093\(03\)00532-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00532-X).
27. Zhou Y.Z., Zhang W., Wang B.Q., Guo J.D. Ultrafine-grained microstructure in a Cu–Zn alloy produced by electropulsing treatment // *Journal of Materials Research*. 2003. Vol. 18. P. 1991–1997. DOI: [10.1557/JMR.2003.0276](https://doi.org/10.1557/JMR.2003.0276).
28. Xu S.W., Deng X.M. A study of texture patterns in friction stir welds // *Acta Materialia*. 2008. Vol. 56. № 6. P. 1326–1341. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.11.016](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.016).
29. Ma X., Xu Sh., Wang F., Zhao Y., Meng X., Xie Y., Wan L., Huang Y.Y. Effect of temperature and material flow gradients on mechanical performances of friction stir welded AA6082-T6 joints // *Materials*. 2022. Vol. 15. № 19. Article number 6579. DOI: [10.3390/ma15196579](https://doi.org/10.3390/ma15196579).
30. Woo W., Choo H., Withers P.J., Feng Z. Prediction of hardness minimum locations during natural aging in an aluminum alloy 6061-T6 friction stir weld // *Journal of Materials Science*. 2009. Vol. 44. P. 6302–6309. DOI: [10.1007/s10853-009-3868-y](https://doi.org/10.1007/s10853-009-3868-y).
31. Mehdi H., Mishra R.S. Effect of friction stir processing on mechanical properties and heat transfer of TIG welded joint of AA6061 and AA7075 // *Defence Technology*. 2021. Vol. 17. № 3. P. 715–727. DOI: [10.1016/j.dt.2020.04.014](https://doi.org/10.1016/j.dt.2020.04.014).

## REFERENCES

1. Zykova A.P., Tarasov S.Yu., Chumaevskiy A.V., Kolu-baev E.A. A Review of friction stir processing of structural metallic materials: process, properties, and methods. *Metals*, 2020, vol. 10, no. 6, article number 772. DOI: [10.3390/met10060772](https://doi.org/10.3390/met10060772).
2. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, vol. 50, no. 1-2, pp. 1–78. DOI: [10.1016/j.mser.2005.07.001](https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001).
3. Mirian Mehrian S.S., Rahsepar M., Khodabakhshi F., Gerlich A.P. Effects of friction stir processing on the microstructure, mechanical and corrosion behaviors of an aluminum-magnesium alloy. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 405, article number 126647. DOI: [10.1016/j.surfcoat.2020.126647](https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126647).
4. Croteau J.R., Jung J.G., Whalen S.A. et al. Ultrafine-grained Al–Mg–Zr alloy processed by shear-assisted extrusion with high thermal stability. *Scripta Materialia*, 2020, vol. 186, pp. 326–330. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2020.05.051](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.05.051).
5. He Ch., Li Y., Wei J., Zhang Zh., Tian N., Qin G., Zhao X. Enhancing the mechanical performance of Al–Zn–Mg alloy builds fabricated via underwater friction stir additive manufacturing and post-processing aging. *Journal of Materials Science and Technology*, 2022, vol. 108, pp. 26–36. DOI: [10.1016/j.jmst.2021.08.050](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.08.050).
6. Belov N.A. *Fazovyy sostav promyshlennykh i perspektivnykh alyuminievyykh splavov* [Phase Composition of Industrial and Prospective Aluminium Alloys]. Moscow, MISiS Publ., 2010. 511 p.
7. Heidarzadeh A., Mironov S., Kaibyshev R. et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: a comprehensive review on microstructural evolution. *Progress in Materials Science*, 2021, vol. 117, article number 100752. DOI: [10.1016/j.pmatsci.2020.100752](https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752).
8. Feng X., Liu H., Lippold J.C. Microstructure characterization of the stir zone of submerged friction stir processed aluminum alloy 2219. *Materials Characterization*, 2013, vol. 82, pp. 97–102. DOI: [10.1016/j.matchar.2013.05.010](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.05.010).
9. Rhodes C.G., Mahoney M.W., Bingel W.H., Spurling R.A., Bampton C.C. Effects of friction stir welding

- on microstructure of 7075 aluminum. *Scripta Materialia*, 1997, vol. 36, no. 1, pp. 69–75. DOI: [10.1016/S1359-6462\(96\)00344-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(96)00344-2).
10. Fonda R.W., Bingert J.F. Microstructural evolution in the heat-affected zone of a friction stir weld. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, vol. 35, pp. 1487–1499. DOI: [10.1007/s11661-004-0257-7](https://doi.org/10.1007/s11661-004-0257-7).
  11. Qin H., Zhang H., Wu H. The evolution of precipitation and microstructure in friction stir welded 2195-T8 Al–Li alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 626, pp. 322–329. DOI: [10.1016/j.msea.2014.12.026](https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.12.026).
  12. Zuiko I.S., Mironov S., Betsofen S., Kaibyshev R. Suppression of abnormal grain growth in friction-stir welded Al–Cu–Mg alloy by lowering of welding temperature. *Scripta Materialia*, 2021, vol. 196, article number 113765. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2021.113765](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.113765).
  13. Charit I., Mishra R.S. Abnormal grain growth in friction stir processed alloys. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, pp. 367–371. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2007.09.052](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.09.052).
  14. Kalinenko A., Vysotskiy I., Malopheyev S., Mironov S., Kaibyshev R. New insight into the phenomenon of the abnormal grain growth in friction-stir welded aluminum. *Materials Letters*, 2021, vol. 302, article number 130407. DOI: [10.1016/j.matlet.2021.130407](https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130407).
  15. Khodabakhshi F., Simchi A., Kokabi A.H., Gerlich A.P., Nosko M. Effects of post-annealing on the microstructure and mechanical properties of friction stir processed Al–Mg–TiO<sub>2</sub> nanocomposites. *Materials and Design*, 2014, vol. 63, pp. 30–41. DOI: [10.1016/j.matdes.2014.05.065](https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.05.065).
  16. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures – I. The basic model. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, no. 10, pp. 4231–4240. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00070-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00070-0).
  17. Humphreys F.J. A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures – II. The effect of second-phase particles. *Acta Materialia*, 1997, vol. 45, no. 12, pp. 5031–5039. DOI: [10.1016/S1359-6454\(97\)00173-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(97)00173-0).
  18. Khalikova G.R., Zakirova G.R., Farkhutdinov A.I., Korznikova E.A., Trifonov V.G. Surface hardening of an Al–Si–Cu–Ni–Mg aluminum alloy by friction stir processing and T6 heat treatment. *Letters on Materials*, 2022, vol. 12, no. 3, pp. 255–260. DOI: [10.22226/2410-3535-2022-3-255-260](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2022-3-255-260).
  19. Khodabakhshi F., Nosko M., Gerlich A.P. Dynamic restoration and crystallographic texture of a friction-stir processed Al–Mg–SiC surface nanocomposite. *Materials Science and Technology*, 2018, vol. 34, no. 14, pp. 1773–1791. DOI: [10.1080/02670836.2018.1490858](https://doi.org/10.1080/02670836.2018.1490858).
  20. Ma Z.Y., Sharma S.R., Mishra R.S. Microstructural modification of as-cast Al–Si–Mg alloy by friction stir processing. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, vol. 37, pp. 3323–3336. DOI: [10.1007/BF02586167](https://doi.org/10.1007/BF02586167).
  21. Yang J., Wang D., Xiao B.L., Ni D.R., Ma Z.Y. Effects of rotation rates on microstructure, mechanical properties, and fracture behavior of friction stir-welded (FSW) AZ31 magnesium alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013, vol. 44, pp. 517–530. DOI: [10.1007/s11661-012-1373-4](https://doi.org/10.1007/s11661-012-1373-4).
  22. Cui G.R., Ma Z.Y., Li S.X. Periodical plastic flow pattern in friction stir processed Al–Mg alloy. *Scripta Materialia*, 2008, vol. 58, no. 12, pp. 1082–1085. DOI: [10.1016/j.scriptamat.2008.02.003](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.02.003).
  23. Andrade D.G., Leitão C., Dialami N., Chiumenti M., Rodrigues D.M. Analysis of contact conditions and its influence on strain rate and temperature in friction stir welding. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2021, vol. 191, article number 106095. DOI: [10.1016/j.ijmecsci.2020.106095](https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.106095).
  24. Avettand-Fénoël M.-N., Taillard R., Laye J., Odièvre T. Experimental investigation of three-dimensional (3-D) material flow pattern in thick dissimilar 2050 friction-stir welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 563–578. DOI: [10.1007/s11661-013-2015-1](https://doi.org/10.1007/s11661-013-2015-1).
  25. Schneider J.A., Nunes A.C. Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2004, vol. 35, pp. 777–783. DOI: [10.1007/s11663-004-0018-4](https://doi.org/10.1007/s11663-004-0018-4).
  26. Yang B.C., Yan J.H., Sutton M.A., Reynolds A.P. Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. Metallurgical studies. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, vol. 364, no. 1-2, pp. 55–65. DOI: [10.1016/S0921-5093\(03\)00532-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00532-X).
  27. Zhou Y.Z., Zhang W., Wang B.Q., Guo J.D. Ultrafine-grained microstructure in a Cu–Zn alloy produced by electropulsing treatment. *Journal of Materials Research*, 2003, vol. 18, pp. 1991–1997. DOI: [10.1557/JMR.2003.0276](https://doi.org/10.1557/JMR.2003.0276).
  28. Xu S.W., Deng X.M. A study of texture patterns in friction stir welds. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, no. 6, pp. 1326–1341. DOI: [10.1016/j.actamat.2007.11.016](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.11.016).
  29. Ma X., Xu Sh., Wang F., Zhao Y., Meng X., Xie Y., Wan L., Huang Y.Y. Effect of temperature and material flow gradients on mechanical performances of friction stir welded AA6082-T6 joints. *Materials*, 2022, vol. 15, no. 19, article number 6579. DOI: [10.3390/ma15196579](https://doi.org/10.3390/ma15196579).
  30. Woo W., Choo H., Withers P.J., Feng Z. Prediction of hardness minimum locations during natural aging in an aluminum alloy 6061-T6 friction stir weld. *Journal of Materials Science*, 2009, vol. 44, pp. 6302–6309. DOI: [10.1007/s10853-009-3868-y](https://doi.org/10.1007/s10853-009-3868-y).
  31. Mehdi H., Mishra R.S. Effect of friction stir processing on mechanical properties and heat transfer of TIG welded joint of AA6061 and AA7075. *Defence Technology*, 2021, vol. 17, no. 3, pp. 715–727. DOI: [10.1016/j.dt.2020.04.014](https://doi.org/10.1016/j.dt.2020.04.014).

## Features of microstructure formation in the AK4-1 and AK12D aluminum alloys after their joint friction stir processing

© 2023

**Gulnara R. Khalikova**<sup>\*1,2,3</sup>, PhD (Engineering), senior researcher, assistant professor of Chair “Technological Machines and Equipment”, assistant professor of Chair “Metal Technology in Oil-and-Gas Mechanical Engineering”

**Regina A. Basyrova**<sup>1</sup>, research assistant

**Vadim G. Trifonov**<sup>1,2,4</sup>, PhD (Engineering), leading researcher, assistant professor of Chair “Metal Technology in Oil-and-Gas Mechanical Engineering”

<sup>1</sup>*Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, Ufa (Russia)*

<sup>2</sup>*Ufa State Petroleum Technological University, Ufa (Russia)*

\*E-mail: [gulnara.r.khalikova@gmail.com](mailto:gulnara.r.khalikova@gmail.com)

<sup>3</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6712-8469>

<sup>4</sup>ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-8187-1355>

Received 14.06.2023

Accepted 21.08.2023

**Abstract:** Friction stir processing is one of the modern methods of local modification of the surface of aluminum alloys in the solid-phase state, which provides the dispersion of structural components. In heat-hardened aluminum alloys with a matrix type structure, heat treatment following after friction stir processing can lead to abnormal grain growth in the stir zone. However, in alloys with the structure close to microduplex type, a fine-grained structure can be formed after friction stir processing and heat treatment. This work is aimed at evaluating the possibility of increasing the microstructure thermal stability of the AK4-1 (Al–Cu–Mg–Fe–Si–Ni) matrix-type aluminum alloy. For this purpose, AK12D (Al–Si–Cu–Ni–Mg) aluminum alloy with the structure close to microduplex type was locally mixed into the studied alloy by friction stir processing. Subsequent T6 heat treatment was carried out according to the standard mode for the AK4-1 alloy. Studies showed that the stir zone had an elliptical shape with an onion-ring structure. This structure comprised alternating rings with different amounts and sizes of excess phases. At the same time, in the stir zone center, the width of rings and the average area of excess phases were larger compared to the stir zone periphery, where the width of rings and the average area of particles were smaller. The average area of excess phases in the rings with their higher content was smaller than in the rings with their lower content. This distribution of excess phases leads to the formation of a fine-grained microstructure, where the average size of grains depends on the interparticle distance in the  $\alpha$ -Al solid solution.

**Keywords:** aluminum alloys; AK4-1; AK12D; friction stir processing; heat treatment; thermal stability; structure of onion rings; onion-ring structure.

**Acknowledgements:** Friction stir processing, macrostructure study, and alloy microstructure quantitative estimation were financially supported by the grant No. 22-29-01318 of the Russian Science Foundation. Energy-dispersive spectroscopy analysis was supported within the program of fundamental research and state assignment of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation.

Microstructural research using scanning electron microscopes was carried out on the equipment of Collaborative Access Center “Structural and Physical-Mechanical Research of Materials” of IMSP RAS.

**For citation:** Khalikova G.R., Basyrova R.A., Trifonov V.G. Features of microstructure formation in the AK4-1 and AK12D aluminum alloys after their joint friction stir processing. *Frontier Materials & Technologies*, 2023, no. 3, pp. 115–124. DOI: 10.18323/2782-4039-2023-3-65-11.

---

## НАШИ АВТОРЫ

**Астафуров Сергей Владимирович**, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах.  
Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, 634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.  
E-mail: svastafurov@gmail.com

**Астафурова Елена Геннадьевна**, доктор физико-математических наук, доцент, главный научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах.  
Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, 634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.  
E-mail: elena.g.astafurova@gmail.com

**Басырова Регина Айратовна**, стажер-исследователь.  
Адрес: Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39.  
E-mail: regina1296@yandex.ru

**Бобровский Игорь Николаевич**, доктор технических наук, научный сотрудник.  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: bobri@yandex.ru

**Болдырев Денис Алексеевич**, доктор технических наук, профессор кафедры «Нанотехнологии, материаловедение и механика».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: 10169@portal.ru

**Буданова Екатерина Сергеевна**, магистрант.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИ, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: EPastukh@edu.misis.ru

**Бхуванесвари Моханрао Чембу**, бакалавр технических наук, региональный директор (сектор 'F').  
Адрес: Региональный центр военной полетопригодности (F&F), Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок, 560037, Индия, г. Бангалор, Додданекунди Мейн Род.  
E-mail: cm.cemilac@gov.in

**Вигнеш Поннусами**, доктор наук, младший специалист-1.  
Адрес: Региональный центр военной полетопригодности (F&F), Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок, 560037, Индия, г. Бангалор, Додданекунди Мейн Род.  
E-mail: vigneshpt3532@gmail.com

**Волков Алексей Юрьевич**, доктор технических наук, заведующий лабораторией прочности.  
Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.  
E-mail: volkov@imp.uran.ru

**Гаврилова Алена Антоновна**, студент, лаборант лаборатории прочности.  
Адрес 1: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.  
Адрес 2: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.  
E-mail: Gawrilowa.aliona2015@gmail.com

**Денисенко Александр Федорович**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты».  
Адрес: Самарский государственный технический университет, 443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.  
E-mail: sammortor@yandex.ru

**Ельцов Валерий Валентинович**, доктор технических наук, профессор кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: VEV@tltsu.ru

**Загibalова Елена Андреевна**, студент, инженер лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах.  
Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, 634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.  
E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

**Згибнев Дмитрий Александрович**, студент, лаборант лаборатории прочности.  
Адрес 1: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, 620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.  
Адрес 2: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, 620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.  
E-mail: ske4study@gmail.com

**Кабалдин Юрий Георгиевич**, доктор технических наук, профессор, профессор кафедры «Технология и оборудование машиностроения».  
Адрес: Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева, 603155, Россия, г. Нижний Новгород, ул. Минина, 24.  
E-mail: ugu.40@mail.ru

**Кейл Шириш Шарад**, доктор наук, директор (сектор 'G').  
Адрес: Региональный центр военной полетопригодности (F&F), Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок, 560037, Индия, г. Бангалор, Додданекунди Мейн Род.  
E-mail: shirish.kale.cemilac@gov.in

**Климов Алексей Сергеевич**, кандидат технических наук, доцент кафедры «Сварка, обработка материалов давлением и родственные процессы».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: klimov@tltsu.ru

**Климов Виталий Сергеевич**, кандидат технических наук, доцент кафедры «Прикладная математика и информатика».  
Адрес: Тольяттинский государственный университет, 445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: klimovv@gmail.com

**Кодиров Давронжон Фарходжон Угли**, аспирант.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС, 119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: DFKodirov@edu.misis.ru

**Колубаев Евгений Александрович**, доктор технических наук, профессор, директор.  
Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН, 634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.  
E-mail: eak@ispms.ru

**Кришнакумар Суббулакшми**, бакалавр технических наук, технический помощник.

Адрес: Региональный центр военной полетопригодности (F&F),

Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок,  
560037, Индия, г. Бангалор, Додданекунди Мейн Род.

E-mail: krishna.ks0531@gmail.com

**Кудинов Андрей Константинович**, старший преподаватель  
кафедры «Промышленная электроника».

Адрес: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: akudinov@yandex.ru

**Кудря Александр Викторович**, доктор технических наук, профессор,  
профессор кафедры металловедения и физики прочности.

Адрес: Университет науки и технологий МИСИС,

119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.

E-mail: AVKudrya@misis.ru

**Лучин Андрей Владимирович**, аспирант,

инженер-исследователь лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах.

Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,

634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.

E-mail: luchin250398@yandex.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

**Мушников Александр Николаевич**, кандидат технических наук,  
научный сотрудник.

Адрес: Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН,

620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.

E-mail: mushnikov@imach.uran.ru

**Мягких Павел Николаевич**, младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.

Адрес: Тольяттинский государственный университет,

445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.

E-mail: feanorhao@gmail.com

**Новикова Оксана Сергеевна**, кандидат физико-математических наук,  
старший научный сотрудник лаборатории прочности.

Адрес: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,

620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: novikova@imp.uran.ru

**Подгорбунская Полина Олеговна**, студент, лаборант лаборатории прочности.

Адрес 1: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
620002, Россия, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19.

Адрес 2: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,

620990, Россия, г. Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 18.

E-mail: podgorbunskaua@imp.uran.ru

**Подкругляк Любовь Юрьевна**, аспирант  
кафедры «Технология машиностроения, станки и инструменты».  
Адрес: Самарский государственный технический университет,  
443100, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 244.  
E-mail: podkruglak@mail.ru

**Полуянов Виталий Александрович**, кандидат технических наук,  
младший научный сотрудник НИИ прогрессивных технологий.  
Адрес: Тольяттинский государственный университет,  
445020, Россия, г. Тольятти, ул. Белорусская, 14.  
E-mail: vitaliy.poluyanov@gmail.com

**Правин К.В.**, бакалавр технических наук, технический помощник.  
Адрес: Региональный центр военной полетопригодности (F&F),  
Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок,  
560037, Индия, г. Бангалор, Додданекунди Мейн Род.  
E-mail: praveenk61@gmail.com

**Рам Прабху Тэгараджан**, доктор наук, содиректор (сектор 'E').  
Адрес: Региональный центр военной полетопригодности (F&F),  
Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок,  
560037, Индия, г. Бангалор, Додданекунди Мейн Род.  
E-mail: ramprabhu.t@gmail.com

**Реунова Ксения Андреевна**, аспирант,  
младший научный сотрудник лаборатории физики иерархических структур в металлах и сплавах.  
Адрес: Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,  
634055, Россия, г. Томск, Академический пр-т, 2/4.  
E-mail: reunova.ksenya@mail.ru

**Саблин Павел Алексеевич**, кандидат технических наук, доцент,  
доцент кафедры «Машиностроение».  
Адрес: Комсомольский-на-Амуре государственный университет,  
681013, Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27.  
E-mail: ikpmt0@knastu.ru

**Соболева Наталья Николаевна**, кандидат технических наук,  
старший научный сотрудник.  
Адрес 1: Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения РАН,  
620049, Россия, г. Екатеринбург, ул. Комсомольская, 34.  
Адрес 2: Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,  
620137, Россия, г. Екатеринбург, ул. Софьи Ковалевской, 18.  
E-mail: soboleva@imach.uran.ru

**Соколовская Элина Александровна**, кандидат технических наук, доцент,  
доцент кафедры металловедения и физики прочности.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС,  
119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: Sokolovskaya@misis.ru

**Тимошенко Виктория Владимировна**, аспирант.  
Адрес: Университет науки и технологий МИСИС,  
119049, Россия, г. Москва, Ленинский пр-т, 4, стр. 1.  
E-mail: VVTimoshenko@edu.misis.ru

**Трифонов Вадим Геннадьевич**, кандидат технических наук,  
ведущий научный сотрудник, доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении».  
Адрес 1: Институт проблем сверхпластичности металлов РАН,  
450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39.  
Адрес 2: Уфимский государственный нефтяной технический университет,  
450064, Россия, г. Уфа, ул. Космонавтов, 1.  
E-mail: vadimt@imsp.ru

**Халикова Гульнара Рашитовна**, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, доцент кафедры «Технологические машины и оборудование», доцент кафедры «Технология металлов в нефтегазовом машиностроении».

Адрес 1: Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, 450001, Россия, г. Уфа, ул. Степана Халтурина, 39.

Адрес 2: Уфимский государственный нефтяной технический университет, 450064, Россия, г. Уфа, ул. Космонавтов, 1.

E-mail: gulnara.r.khalikova@gmail.com

**Щетинин Владимир Сергеевич**, доктор технических наук, доцент, профессор кафедры «Машиностроение».

Адрес: Комсомольский-на-Амуре государственный университет, 681013, Россия, г. Комсомольск-на-Амуре, ул. Ленина, 27.

E-mail: schetynin@mail.ru

---

## OUR AUTHORS

**Astafurov Sergey Vladimirovich**, PhD (Physics and Mathematics), senior researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory. Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of RAS, 634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4. E-mail: svastafurov@gmail.com

**Astafurova Elena Gennadyevna**, Doctor of Sciences (Physics and Mathematics), Associate Professor, chief researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory. Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of RAS, 634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4. E-mail: elena.g.astafurova@gmail.com

**Basyrova Regina Ayratovna**, research assistant. Address: Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS, 450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39. E-mail: reginal296@yandex.ru

**Bhuvanewari Mohanrao Chembu**, Bachelor of Engineering, Regional Director (Sc ‘F’). Address: RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization, 560037, India, Bangalore, Doddanekundi Main Rd. E-mail: cm.cemilac@gov.in

**Bobrovskij Igor Nikolaevich**, Doctor of Sciences (Engineering), researcher. Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14. E-mail: bobri@yandex.ru

**Boldyrev Denis Alekseevich**, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair “Nanotechnologies, Materials Science, and Mechanics”. Address: Togliatti State University, 445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14. E-mail: 10169@portal.ru

**Budanova Ekaterina Sergeevna**, graduate student. Address: University of Science and Technology MISIS, 119049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4, block 1. E-mail: EPastukh@edu.misis.ru

**Denisenko Aleksandr Fedorovich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor, professor of Chair “Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools”. Address: Samara State Technical University, 443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya Street, 244. E-mail: sammortor@yandex.ru

**Gavrilova Alyona Antonovna**, student, laboratory assistant of Strength Laboratory. Address 1: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, 620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19. Address 2: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS, 620108, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18. E-mail: Gawrilowa.aliona2015@gmail.com

**Kabaldin Yury Georgievich**, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair “Technology and Equipment of Machine Building”. Address: R.E. Alekseev Nizhny Novgorod State Technical University, 603155, Russia, Nizhny Novgorod, Minin Street, 24. E-mail: uru.40@mail.ru

**Kale Shirish Sharad**, Ph.D., Director (Sc ‘G’).  
Address: RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization,  
560037, India, Bangalore, Doddanekundi Main Rd.  
E-mail: shirish.kale.cemilac@gov.in

**Khalikova Gulnara Rashitovna**, PhD (Engineering), senior researcher,  
assistant professor of Chair “Technological Machines and Equipment”,  
assistant professor of Chair “Metal Technology in Oil-and-Gas Mechanical Engineering”.  
Address 1: Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS,  
450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39.  
Address 2: Ufa State Petroleum Technological University,  
450062, Russia, Ufa, Kosmonavtov Street, 1.  
E-mail: gulnara.r.khalikova@gmail.com

**Klimov Aleksey Sergeevich**, PhD (Engineering),  
assistant professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment, and Allied Processes”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: klimov@tltu.ru

**Klimov Vitaly Sergeevich**, PhD (Engineering),  
assistant professor of Chair “Applied Mathematics and Informatics”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: klimovv@gmail.com

**Kodirov Davronjon Farkhodzhon Ugli**, postgraduate student.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: DFKodirov@edu.misis.ru

**Kolubaev Eugeny Aleksandrovich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
Director.  
Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,  
634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4.  
E-mail: eak@ispms.ru

**Krishnakumar Subbulakshmi**, Bachelor of Engineering,  
Technical Assistant.  
Address: RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization,  
560037, India, Bangalore, Doddanekundi Main Rd.  
E-mail: krishna.ks0531@gmail.com

**Kudinov Andrey Konstantinovich**, senior lecturer of Chair “Industrial Electronics”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: akudinov@yandex.ru

**Kudrya Aleksandr Viktorovich**, Doctor of Sciences (Engineering), Professor,  
professor of Chair of Materials Science and Strength Physics.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: AVKudrya@misis.ru

**Luchin Andrey Vladimirovich**, postgraduate student,  
research engineer of Laboratory “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys”.  
Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of RAS,  
634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4.  
E-mail: luchin250398@yandex.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

**Mushnikov Aleksandr Nikolaevich**, PhD (Engineering), researcher.  
Address: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS,  
620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.  
E-mail: mushnikov@imach.uran.ru

**Myagkikh Pavel Nikolaevich**, junior researcher of the Research Institute of Advanced Technologies.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: feanorhao@gmail.com

**Novikova Oksana Sergeevna**, PhD (Physics and Mathematics),  
senior researcher of Strength Laboratory.  
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS,  
620108, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.  
E-mail: novikova@imp.uran.ru

**Podgorbunskaya Polina Olegovna**, student,  
laboratory assistant of Strength Laboratory.  
Address 1: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,  
620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19.  
Address 2: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS,  
620108, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.  
E-mail: podgorbunskaya@imp.uran.ru

**Podkruglyak Lyubov Yurievna**, postgraduate student  
of Chair “Mechanical Engineering Technology, Machines and Tools”.  
Address: Samara State Technical University,  
443100, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya Street, 244.  
E-mail: podkruglak@mail.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

**Praveen K.V.**, Bachelor of Engineering, Technical Assistant.  
Address: RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization,  
560037, India, Bangalore, Doddanekundi Main Rd.  
E-mail: praveenk61@gmail.com

**Ram Prabhu Theagarajan**, Ph.D., Joint Director (Sc ‘E’).  
Address: RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization,  
560037, India, Bangalore, Doddanekundi Main Rd.  
E-mail: ramprabhu.t@gmail.com

**Reunova Kseniya Andreevna**, postgraduate student,  
junior researcher of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory.  
Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of RAS,  
634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4.  
E-mail: reunova.kseniya@mail.ru

**Sablin Pavel Alekseevich**, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair “Machine Building”.  
Address: Komsomolsk-na-Amure State University,  
681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Street, 27.  
E-mail: ikpmto@knastu.ru

**Schetinin Vladimir Sergeevich**, Doctor of Sciences (Engineering), Associate Professor, professor of Chair “Machine Building”.  
Address: Komsomolsk-na-Amure State University,  
681013, Russia, Komsomolsk-on-Amur, Lenin Street, 27.  
E-mail: schetynin@mail.ru

**Soboleva Natalia Nikolaevna**, PhD (Engineering), senior researcher.  
Address 1: Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS,  
620049, Russia, Yekaterinburg, Komsomolskaya Street, 34.  
Address 2: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of RAS,  
620137, Russia, Yekaterinburg, Sofya Kovalevskaya Street, 18.  
E-mail: soboleva@imach.uran.ru

**Sokolovskaya Elina Aleksandrovna**, PhD (Engineering), Associate Professor, assistant professor of Chair of Materials Science and Strength Physics.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: Sokolovskaya@misis.ru

**Timoshenko Victoria Vladimirovna**, postgraduate student.  
Address: University of Science and Technology MISIS,  
119049, Russia, Moscow, Leninskiy Prospekt, 4, block 1.  
E-mail: VVTimoshenko@edu.misis.ru

**Trifonov Vadim Gennadyevich**, PhD (Engineering), leading researcher, assistant professor of Chair “Metal Technology in Oil-and-Gas Mechanical Engineering”.  
Address 1: Institute for Metals Superplasticity Problems of RAS,  
450001, Russia, Ufa, Stepan Khalturin Street, 39.  
Address 2: Ufa State Petroleum Technological University,  
450062, Russia, Ufa, Kosmonavtov Street, 1.  
E-mail: vadimt@imsp.ru

**Vignesh Ponnusamy**, PhD, Junior Specialist-1.  
Address: RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization,  
560037, India, Bangalore, Doddanekundi Main Rd.  
E-mail: vigneshpt3532@gmail.com

**Volkov Aleksey Yuryevich**, Doctor of Sciences (Engineering), Head of Strength Laboratory.  
Address: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS,  
620108, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.  
E-mail: volkov@imp.uran.ru

**Yeltsov Valery Valentinovich**, Doctor of Sciences (Engineering), professor of Chair “Welding, Pressure Material Treatment, and Allied Processes”.  
Address: Togliatti State University,  
445020, Russia, Togliatti, Belorusskaya Street, 14.  
E-mail: VEV@tltsu.ru

**Zagibalova Elena Andreevna**, student, engineer of “Physics of Hierarchical Structures of Metals and Alloys” Laboratory.  
Address: Institute of Strength Physics and Materials Science of Siberian Branch of RAS,  
634055, Russia, Tomsk, Akademichesky Prospekt, 2/4.  
E-mail: zagibalova-lena99@mail.ru

**Zgibnev Dmitry Aleksandrovich**, student, laboratory assistant of Strength Laboratory.  
Address 1: Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin,  
620002, Russia, Yekaterinburg, Mira Street, 19.  
Address 2: M.N. Mikheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of RAS,  
620108, Russia, Yekaterinburg, S. Kovalevskaya Street, 18.  
E-mail: ske4study@gmail.com

**На обложке:** РЭМ-изображение порошкового материала AlSi10Mg. Авторы фото: П. Вигнеш, К.В. Правин, С. Кришнакумар, М.Ч. Бхуванесвари, Ш.Ш. Кейл, Т. Рам Прабху (Региональный центр военной полетопригодности (F&F), Центр боевой полетопригодности и сертификации, Организация оборонных исследований и разработок, Бангалор, Индия).

**On the cover:** SEM image of the fracture AlSi10Mg powder material. Authors of the photo: Vignesh P., Praveen K.V., Krishnakumar S., Bhuvanewari M.C., Kale S.S., Ram Prabhu T. (RCMA (F&F), CEMILAC, Defence R&D Organization, Bangalore, India).