

ВЕСЦІ

НАЦЫЯНАЛЬнай АКАДЭМІі НАВУК БЕЛАРУСІ

СЕРЫЯ ФІЗІКА-ТЭХНІЧНЫХ НАВУК. 2026. Т. 71, № 3

ИЗВЕСТИЯ

НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ

СЕРИЯ ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИХ НАУК. 2026. Т. 71, № 3

Журнал основан в 1956 г. как «Весці Акадэміі навук БССР.
Серія фізіка-тэхнічных навук», с 1992 г. – «Весці Акадэміі навук Беларусі.
Серія фізіка-тэхнічных навук», с 1998 г. – современное название

Выходит четыре раза в год

Учредитель – Национальная академия наук Беларуси

Журнал зарегистрирован в Министерстве информации Республики Беларусь,
свидетельство о регистрации № 391 от 18 мая 2009 г.

*Входит в Перечень научных изданий Республики Беларусь
для опубликования результатов диссертационных исследований, включен в базу данных
Российского индекса научного цитирования (РИНЦ)*

Г л а в н ы й р е д а к т о р

Сергей Антонович Чижик –

Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси,
Минск, Республика Беларусь

Р е д а к ц и о н н а я к о л л е г и я

С. С. Щербаков – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь
(заместитель главного редактора)

И. А. Старостина (ведущий редактор журнала)

Д. Басаран – Университет Буффало, Буффало, Соединенные Штаты Америки

П. А. Витязь – Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии –
Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Республика Беларусь

Дзефэн Ван – Юго-Западный университет Цзяотун, Чэнду, Китайская Народная Республика

В. Г. Залесский – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

В. В. Зильбершмидт – Международный центр виброударных систем, Школа механического, электрического и технологического машиностроения им. Вольфсона Университета Лафборо, Лафборо, Великобритания

А. Ф. Ильюшенко – Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии – Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа, Минск, Республика Беларусь

М. Консари – Университет штата Луизиана, Батон-Руж, Соединенные Штаты Америки

С. М. Костромицкий – Центр радиотехники Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

А. Г. Кравцов – Президиум Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

Л. Г. Красневский – Объединенный институт машиностроения Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

А. П. Ласковнѳв – Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

А. М. Маляревич – Белорусский национальный технический университет, Минск, Республика Беларусь

Н. А. Махутов – Институт машиноведения имени А. А. Благонравова Российской академии наук, Москва, Российская Федерация

В. В. Митюшев – Краковский политехнический университет им. Тадеуша Костюшко, Краков, Республика Польша

Н. К. Мышкин – Институт механики металлополимерных систем имени В. А. Белого Национальной академии наук Беларуси, Гомель, Республика Беларусь

Нгуен-Ву Тронг – Национальный институт прикладной механики и информатики Вьетнамской академии наук и технологий, Хошимин, Социалистическая Республика Вьетнам

С. В. Панин – Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Российская Федерация

О. Г. Пенязков – Институт тепло- и массообмена имени А. В. Лыкова Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

В. М. Федосюк – Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, Минск, Республика Беларусь

М. Л. Хейфец – Институт прикладной физики Национальной академии наук Беларуси, Минск, Республика Беларусь

Шуньин Цзи – Совместный институт Даляньского политехнического университета и Белорусского государственного университета, Далянь, Китайская Народная Республика

Адрес редакции:

ул. Академическая, 1, к. 118, 220072, г. Минск, Республика Беларусь.

Тел.: + 375 17 374-02-45; e-mail: ftvesti@mail.ru

vestift.belnauka.by

ИЗВЕСТИЯ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК БЕЛАРУСИ.

Серия физико-технических наук. 2026. Т. 71, №3

Выходит на русском, белорусском и английском языках

Редактор *И. А. Старостина*

Компьютерная верстка *Ю. А. Агейчик*

Подписано в печать 16.09.2026. Выход в свет 28.09.2026. Формат 60 × 84¹/₈. Бумага офсетная.

Печать цифровая. Усл. печ. л. 10,23. Уч.-изд. л. 11,3. Тираж 60 экз. Заказ 185.

Цена номера: индивидуальная подписка – 16,33 руб., ведомственная подписка – 36,06 руб.

Издатель и полиграфическое исполнение:

Республиканское унитарное предприятие «Издательский дом «Беларуская навука».

Свидетельство о государственной регистрации издателя, изготовителя, распространителя печатных изданий № 1/18 от 02.08.2013. ЛП № 02330/455 от 30.12.2013. Ул. Ф. Скорины, 40, 220084, г. Минск, Республика Беларусь

© Оформление. РУП «Издательский дом «Беларуская навука»,

Весці Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук, 2026

PROCEEDINGS OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS

PHYSICAL-TECHNICAL SERIES, 2026, vol. 71, no. 3

The Journal was founded in 1956 under the titles
“Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Physical-technical series”,
since 1992 – “Proceedings of the Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series”,
since 1998 – it comes under its actual title

Issued four times a year

Founder is the National Academy of Sciences of Belarus

The Journal was registered on May 18, 2009 by the Ministry of Information of the Republic of Belarus
in the State Registry of Mass Media, reg. no. 391

The Journal is included in The List of Journals for Publication of the Results
of Dissertation Research in the Republic of Belarus and in the database
of Russian Science Citation Index (RSCI)

E d i t o r - i n - C h i e f

Sergei A. Chizhik – A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences
of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

E d i t o r i a l B o a r d

Sergei S. Sherbakov – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus
(Deputy Editor-in-Chief)

Irina A. Starostsina (lead editor)

Cemal Basaran – University of Buffalo, Buffalo, United States of America

Pyotr A. Vityaz – State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy – Academician O. V. Roman
Institute of Powder Metallurgy, Minsk, Republic of Belarus

Zefeng Wang – Southwest Jiaotong University, Chengdu, People’s Republic of China

Vitali G. Zalesski – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

Vadim V. Silberschmidt – International Centre of Vibro-Impact Systems, Wolfson School of Mechanical
and Manufacturing Engineering at Loughborough University, Loughborough, United Kingdom

Aliaksandr Ph. Ilyshchanka – State Scientific and Production Association of Powder Metallurgy –
Academician O. V. Roman Institute of Powder Metallurgy, Minsk, Republic of Belarus

Michael Khonsari – Louisiana State University, Baton Rouge, United States of America

Sergei M. Kostromitsky – Radio Engineering Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk,
Republic of Belarus

Alexander G. Kravtsov – Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic
of Belarus

Leonid G. Krasnevski – Joint Institute of Mechanical Engineering of the National Academy of Sciences
of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

Alexander P. Laskovnev – Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk,
Republic of Belarus

Alexander M. Malyarevich – Belarusian National Technical University, Minsk, Republic of Belarus
Nikolay A. Makhutov – Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russian Federation
Vladimir V. Mityushev – Cracow University of Technology, Krakow, Republic of Poland
Nikolai K. Myshkin – V. A. Belyi Metal-Polymer Research Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Gomel, Republic of Belarus
Nguyen-Vu Truong – National Institute of Applied Mechanics and Informatics, Vietnam Academy of Science and Technology, Ho Chi Minh City, Socialist Republic of Vietnam
Sergey V. Panin – Institute of Strength Physics and Materials Science of the Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, Tomsk, Russian Federation
Oleg G. Penyazkov – A. V. Luikov Heat and Mass Transfer Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus
Valery M. Fedosyuk – Scientific and Practical Materials Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus
Mikhail L. Kheifetz – Institute of Applied Physics of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus
Shunying ji – Joint Institute of Dalian University of Technology and Belarusian State University, Dalian, People's Republic of China

Address of the Editorial Office:
1, Akademicheskaya St., room 118, 220072, Minsk, Republic of Belarus.
Tel.: +375 17 374-02-45; e-mail: ftvesti@mail.ru
vestift.belnauka.by

PROCEEDING OF THE NATIONAL ACADEMY OF SCIENCES OF BELARUS.
Physical-technical series, 2026, vol. 71, no. 3
Printed in Russian, Belarusian and English languages

Editor *I. A. Starostina*
Computer imposition *Yu. A. Aheichyk*

It is sent of the press 16.09.2026. Appearance 28.09.2026. Format $60 \times 84 \frac{1}{8}$. Offset paper. The press digital.
Printed pages 10,23. Publisher's signatures 11,3. Circulation 60 copies. Order 185.
Number price: individual subscription – 16,33 BYN, departmental subscription – 36,06 BYN.

Publisher and printing execution:
Republican unitary enterprise "Publishing House "Belaruskaya navuka"
Certificate on the state registration of the publisher, manufacturer, distributor of printing editions No. 1/18 dated August 2, 2013. License for the press No. 02330/455 dated December 30, 2013. Address: 40, F. Scorina St., Minsk, 220084, Republic of Belarus.

© Formalization. RUE "Publishing House "Belaruskaya navuka",
Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series, 2026

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

СОДЕРЖАНИЕ

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ

- Ильюшенко А. Ф., Барай С. Г., Лецко А. И., Насонова Н. В.** Разработка радиопоглощающих материалов для высокотемпературного применения 183
- Голубев В. С., Вегера И. И.** Поверхностное легирование нержавеющей сталей с использованием волоконного лазера 198
- Волочко А. Т., Ковалько М. С.** Особенности кинетики фазовых превращений в аусферритно-карбидных чугунах класса CADI 212

ЭНЕРГЕТИКА, ТЕПЛО- И МАССООБМЕН

- Ольшанский А. И., Голубев А. Н.** Комплексные обобщенные переменные кинетики сушки в процессе конвективной сушки влажных материалов 221

РАДИОЭЛЕКТРОНИКА, ПРИБОРОСТРОЕНИЕ

- Быков А. А., Коробкина Ю.-Д. Д., Ястребов И. А., Белых А. Ю., Корнеева А. А., Свешникова А. Н.** Портативная оптическая микрофлюидная система для анализа агрегации тромбоцитов в потоке цельной крови 233
- Хорошко В. В., Мигалевич С. А., Лоско Е. В., Осмоловская Т. Н., Гременок В. Ф., Кузьмар И. И., Станчик А. В.** Полупроводниковые соединения $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$: синтез, структурные, термоэлектрические свойства 243

ДИАГНОСТИКА И БЕЗОПАСНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ СИСТЕМ

- Козловский Д. И., Тарутин И. Г., Суслова Е. А., Артемова Н. А., Суслова В. А.** Способ подведения терапевтической дозы облучения на поверхностные новообразования методом брахитерапии 255

ISSN 1561-8358 (Print)
 ISSN 2524-244X (Online)

CONTENTS

MATERIALS SCIENCES AND ENGINEERING, METALLURGY

Ilyushchanka A. Ph., Barai S. G., Letsko A. I., Nasonova N. V. Development of microwave absorbing materials for high-temperature applications.....	183
Golubev V. S., Vegera I. I. Surface alloying of stainless steels using a fiber laser	198
Volochko A. T., Kovalko M. S. Features of the phase transformation kinetics in ausferritic-carbidic cast irons of the CADI class.....	212

POWER ENGINEERING, HEAT AND MASS TRANSFER

Ol'shanskii A. I., Golubev A. N. Complex generalized variables of drying kinetics in the process of convective drying of wet materials	221
---	-----

RADIOELECTRONICS, INSTRUMENT-MAKING

Bykov A. A., Korobkina Yu.-J. D., Yastrebov I. A., Belykh A. Yu., Korneeva A. A., Sveshnikova A. N. Portable optical microfluidic system for analysing trombocyte aggregation in whole blood flow	233
Khoroshko V. V., Migalevich S. A., Losko E. V., Osmolovskaya T. N., Gremenok V. F., Kuzmar I. I., Stan-chik A. V. Semiconducting compounds $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$: synthesis, structural, and thermoelectric properties	243

DIAGNOSTICS AND SAFETY OF TECHNICAL AND ENVIRONMENT SYSTEMS

Kazlouski D. I., Tarutin I. H., Suslava E. A., Artsemava N. A., Suslava V. A. Method of delivery of therapeutic dose of radiation to superficial neoplasms by brachytherapy	255
--	-----

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ, МЕТАЛЛУРГИЯ
MATERIALS SCIENCES AND ENGINEERING, METALLURGY

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-183-197>
УДК 621.762:666.3–492.2:537.874



Памяти ученого

Оригинальная статья

А. Ф. Ильющенко¹, С. Г. Барай^{1*}, А. И. Лецко¹, Н. В. Насонова²

¹*Институт порошковой металлургии имени академика О. В. Романа
Национальной академии наук Беларуси,
ул. Платонова, 41, 220005, Минск, Республика Беларусь*

²*Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
ул. П. Бровки, 6, 220013, Минск, Республика Беларусь*

**РАЗРАБОТКА РАДИОПОГЛОЩАЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ
ДЛЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРИМЕНЕНИЯ**

Аннотация. Показана возможность создания радиопоглощающих материалов для высокотемпературного применения путем легирования диэлектрической матрицы на основе оксида алюминия или композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ резистивными материалами на основе титана Ti-Si-C и Ti-Al-C , жаростойкими сплавами на основе железа в системах FeCrNiAl и FeSiAlTi и интерметаллидом TiAl при содержании наполнителя 10–60 мас.%. Резистивные материалы и интерметаллид синтезированы методом механоактивированного самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Жаростойкие сплавы получены газовым распылением расплава исходных компонентов. Легирование проводилось в планетарной шаровой мельнице. Основные рефлексные композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Al-C}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Si-C}$ идентифицированы линиями $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, МАХ-фаз Ti_3AlC_2 , Ti_2AlC и Ti_3SiC_2 соответственно. Композиция $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ содержала $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiO_2 и Ti_3Al . У композиций, легированных жаростойкими сплавами, кроме содержания $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, установлены линии твердого раствора на основе железа $\text{Cr}_{0,03}\text{Fe}_{0,97}$ у $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrNiAl}$, а также линии $\alpha\text{-Fe}$, $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, TiAl и незначительно Fe_2SiO_4 у $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$. Основным параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 0,14\text{--}36,5$ мкм. Полученные радиопоглощающие материалы на основе Al_2O_3 с проводящими и магнитными наполнителями в диапазоне 8–12 ГГц характеризуются ростом диэлектрической проницаемости $\epsilon' \approx 5,6\text{--}25,0$ и $\epsilon'' \approx 0,5\text{--}7,9$ при увеличении доли наполнителя до 50–60 мас.% и достижением максимальных потерь: $\text{tg}\delta_\epsilon = 0,34$ (8,7 ГГц) и $\text{tg}\delta_\mu = 0,69 \pm 0,08$ для магнитосодержащих композиций $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ при 50 мас.% наполнителя. При концентрациях порядка 35–40 мас.% проявляются признаки перколяционного механизма усиления потерь. Разработанные композиционные материалы рекомендуется использовать в качестве радиопоглощающих покрытий, которые наносятся методами плазменного и газопламенного напыления на элементы техники, эксплуатируемые при температурах до 1000 °С.

Ключевые слова: диэлектрическая матрица, резистивные материалы, жаростойкие сплавы, интерметаллид, радиопоглощающие материалы

Благодарности: работа выполнена в рамках задания 5.4.05 «Разработка и исследование композиционных керамических эрозионностойких высокотемпературных радиопоглощающих материалов и покрытий для работы в микроволновом диапазоне частот» и задания 5.4.12 «Синтез легированных керамических радиопоглощающих материалов СВЧ диапазона и разработка процесса получения на их основе радиопоглощающих покрытий методом газотермического напыления» Государственной программы научных исследований «Физическое материаловедение, новые материалы и технологии» на 2016–2020 годы, подпрограмма «Композиционные материалы».

Конфликт интересов: в составе авторского коллектива – член редакционной коллегии доктор технических наук, профессор, академик Национальной академии наук Беларуси А. Ф. Ильющенко.

Информация об авторах: Ильющенко Александр Федорович – доктор технических наук, профессор, академик Национальной академии наук Беларуси, генеральный директор Государственного научно-производственного

* Автор, ответственный за переписку / Corresponding author.

объединения порошковой металлургии Национальной академии наук Беларуси – директор Института порошковой металлургии имени академика О. В. Романа Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0000-0001-7848-5237>; *Барай Сергей Георгиевич* – кандидат технических наук, доцент, заведующий группой керамики Института порошковой металлургии имени академика О. В. Романа Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0000-0002-4295-1416>, e-mail: baraysg@yahoo.com; *Лецко Андрей Иванович* – кандидат технических наук, доцент, заместитель директора Института порошковой металлургии имени академика О. В. Романа Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0009-0003-1899-3186>; *Насонова Наталья Викторовна* – доктор технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник лаборатории «Материалы и элементы электронной и сверхпроводниковой техники» Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, <https://orcid.org/0009-0005-9033-3582>, e-mail: nasonovan@bsuir.by

Вклад авторов: *Ильющенко Александр Федорович* – концептуализация всей темы работы, формулировка выводов, редактирование текста рукописи; *Барай Сергей Георгиевич* – подготовка, исследование и характеристика легированных материалов, обобщение результатов и написание рукописи; *Лецко Андрей Иванович* – синтез, исследование и характеристика порошков высокотемпературных наполнителей; *Насонова Наталья Викторовна* – исследование и характеристика электромагнитных свойств композитов.

Для цитирования: Разработка радиопоглощающих материалов для высокотемпературного применения / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, А. И. Лецко, Н. В. Насонова // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 183–197. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-183-197>

Поступила в редакцию: 13.05.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

In Memory of the Scientist

Original article

Aliaksandr Ph. Ilyushchanka¹, Siarhei G. Barai^{1*}, Andrey I. Letsko¹, Natalia V. Nasonova²

¹*O. V. Roman Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
41, Platonov St., 220005, Minsk, Republic of Belarus*

²*Belarussian State University of Informatics and Radioelectronics,
6, P. Brovka St., 220013, Minsk, Republic of Belarus*

DEVELOPMENT OF MICROWAVE ABSORBING MATERIALS FOR HIGH-TEMPERATURE APPLICATIONS

Abstract. The possibility of creating microwave absorbing materials for high-temperature applications by alloying a dielectric matrix based on alumina or $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ composite with resistive materials based on titanium Ti-Si-C and Ti-Al-C , heat-resistant iron-based alloys in the FeCrNiAl and FeSiAlTi systems, and the intermetallic compound TiAl with a filler content of 10–60 wt.% is demonstrated. The resistive materials and the intermetallic compound were synthesized by Mechanically Activated Self-propagating High-temperature Synthesis. The heat-resistant alloys were obtained by gas atomization of the initial components mixture. Alloying was performed in a planetary ball mill. The main reflections of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Al-C}$ and $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Si-C}$ compositions were identified by the lines of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, MAX-phases Ti_3AlC_2 , Ti_2AlC and Ti_3SiC_2 , respectively. The $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ composition contained $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, TiO_2 and Ti_3Al . In the composites alloyed with heat-resistant alloys, in addition to the $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ content, the lines of the iron-based solid solution $\text{Cr}_{0.03}\text{Fe}_{0.97}$ for $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrNiAl}$, as well as the lines of $\alpha\text{-Fe}$, $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, TiAl and slightly Fe_2SiO_4 for $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ were found. The main parameter of the particle size distribution was $d_{50} = 0.14\text{--}36.5\ \mu\text{m}$. The obtained Al_2O_3 -based MAMs with conductive and magnetic fillers in the 8–12 GHz range exhibit a concentration-driven increase of $\epsilon' \approx 5.6\text{--}25.0$ and $\epsilon'' \approx 0.5\text{--}7.9$ as the filler content rises to 50–60 wt.%, reaching maximum losses of $\text{tg}\delta_e = 0.38\text{--}0.55$ and $\text{tg}\delta_\mu = 0.69\text{--}0.80$ for magnetic $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ composites at 50 wt.% filler. At ~35–40 wt.% filler content a percolation-type loss enhancement is observed, accompanied by an increased contribution of ohmic losses. The developed composite materials are recommended for use as radar-absorbing coatings applied by plasma and gas flame spraying on equipment components operating at temperatures up to 1000 °C.

Keywords: dielectric matrix, resistive materials, heat-resistant alloys, intermetallic compound, microwave absorbing materials

Conflict of interest: the author's team includes the member of the Editorial Board Dr. Sci. (Engineering), Professor, Academician of the National Academy of Sciences of Belarus Aliaksandr Ph. Ilyushchanka.

Acknowledgements: the work was performed within the framework of Assignment 5.4.05 “Development and study of composite ceramic erosion-resistant high-temperature microwave absorbing materials and coatings for operation in the microwave frequency range” and Assignment 5.4.12 “Synthesis of alloyed ceramic microwave absorbing materials of the microwave range and development of a process for obtaining microwave absorbing coatings on their basis by the gas-thermal spraying method” of the State Scientific Research Program “Physical Materials Science, New Materials and Technologies” for 2016–2020, Subprogram “Composite Materials”.

Information about the authors: *Aliaksandr Ph. Ilyushchanka* – Dr. Sci. (Engineering), Professor, Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Director General at State Research and Production Powder Metallurgy Association of the National Academy of Sciences of Belarus – Director at O. V. Roman Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0000-0001-7848-5237>; *Sergey G. Baray* – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Head of the Ceramic Group at O. V. Roman Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0000-0002-4295-1416>, e-mail: baraysg@yahoo.com; *Andrey I. Letsko* – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Deputy Director at O. V. Roman Powder Metallurgy Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0009-0003-1899-3186>; *Natalia V. Nasonova* – Dr. Sci. (Engineering), Associate Professor, Senior Researcher of Research Laboratory “Materials and Elements of Electronic and Superconducting Technology” at Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, <https://orcid.org/0009-0005-9033-3582>, e-mail: nasonovan@bsuir.by

Contribution of the authors: *Aliaksandr Ph. Ilyushchanka* – conceptualization of the overall topic of the work, formulation of conclusions, editing of the manuscript; *Siarhei G. Barai* – preparation, investigation and characterization of alloyed materials, generalization of results and manuscript writing; *Andrey I. Letsko* – synthesis, investigation and characterization of filler powders; *Natalia V. Nasonova* – investigation and characterization of electromagnetic properties.

For citation: Ilyushchanka A. Ph., Barai S. G., Letsko A. I., Nasonova N. V. Development of microwave absorbing materials for high-temperature applications. *Vesti Natsyonal'nai akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 183–197 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-183-197>

Received: 13.05.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. В последние годы быстрое развитие и широкое применение микроволн для электронных и радарных систем в различных областях значительно повысило спрос на радиопоглощающие материалы (РПМ) и покрытия на их основе для уменьшения электромагнитных помех и защиты от обнаружения современными радиолокационными системами. Сложный механизм распространения и поглощения электромагнитных волн (ЭМВ), а также технологические сложности синтеза материалов с заранее заданными электрофизическими свойствами в требуемом диапазоне частот обуславливают большое разнообразие существующих РПМ [1–4].

Наиболее полно поглощение ЭМВ в микроволновом диапазоне частот достигается за счет использования материалов, которые обеспечивают сочетание всех видов потерь: диэлектрических, магнитных и потерь на проводимость. Требования к материалам-поглотителям определяются их способностью эффективно поглощать СВЧ-энергию, высокой теплопроводностью для отвода поглощенной энергии после превращения ее в тепловую, механической прочностью, структурной стабильностью, стойкостью к окислению при нагреве на воздухе и предельно высокой температурой применения.

В то же время из-за трансформации при повышенных температурах большинство магнитных материалов резко снижает или полностью теряет устойчивость к микроволновому излучению и свою поглощающую способность, что ограничивает область их применения. Чтобы преодолеть эту проблему, особое внимание уделяется разработке композиционных РПМ, содержащих проводящие частицы наполнителя, диспергированные в матрице подходящего термостойкого изоляционного материала, которые наиболее подходят для высокотемпературного применения [2; 4; 5].

Перспективными с этой точки зрения являются керметы, состоящие из диэлектрической матрицы и высокотемпературного проводника (коррозионно-стойкие материалы и сплавы с формируемым на поверхности в процессе пассивации защитным слоем в виде оксидной пленки), имеющие высокую рабочую температуру и превосходную эрозионную стойкость. Пригодность таких поглощающих материалов определяется их высокой стойкостью к окислению при нагревании на воздухе, структурной стабильностью, высокими механической прочностью и теплопроводностью, что особенно актуально для обеспечения скрытности в высокотемпературных зонах объектов различного назначения. В керметах характеристики микроволнового поглощения определяются диэлектрическими потерями в керамической матрице, магнитными потерями и потерями на проводимость в металлическом компоненте, а также многократным внутренним переотражением падающих ЭМВ [6].

Целью настоящей работы являлось создание радиопоглощающих материалов для работы в микроволновом диапазоне частот при температурах до 1000 °С.

В ходе исследований авторами решались следующие задачи:

выбрать материалы, используемые в качестве диэлектрической матрицы и высокотемпературных наполнителей при разработке радиопоглощающих керметов;

провести синтез резистивных материалов, жаростойких сплавов и интерметаллида, разработать на их основе легированные керамические материалы и исследовать их состав, структуру и электромагнитные свойства в диапазоне частот 8–12 ГГц.

Выбор материалов и методик исследований. Выбор материалов осуществляли на основе ранее разработанных принципов создания высокотемпературных композиционных материалов для поглощения электромагнитного излучения (ЭМИ) СВЧ-диапазона [7]. При разработке керметов в качестве высокотемпературного диэлектрика использовался оксид алюминия, который может обеспечить работоспособность радиопоглощающего материала до температуры 1400 °С, теплопроводность 25–30 Вт/(м · К), диэлектрическую проницаемость 9,5–9,7 и предел прочности при изгибе 260–350 МПа. Материалу присущи также относительно низкая плотность 3,6–3,8 г/см³ и высокая твердость 82–84 HRA [8]. В отдельных случаях в исходный порошок оксида алюминия добавляли диоксид титана, который является важным полупроводником и характеризуется высокой относительной диэлектрической постоянной 86–173, низкой плотностью 4,23 г/см³ и поэтому перспективен для использования в качестве диэлектрического материала для микроволнового поглощения и высокотемпературного применения (до 1100 °С) [9]. Al₂O₃ применяли в виде порошка электрокорунда марки 25А зернистостью F2000 по ТУ 3988-075-00224450-99¹, а TiO₂ – в виде рутила по ТУ 6-09-3811-79².

В качестве высокотемпературных наполнителей использовали:

1) резистивные материалы с МАХ-фазами на основе титана TiSiC и TiAlC, которые являются проводниками высокого удельного сопротивления (более $3,0 \cdot 10^{-4}$ Ом · м), имеют электропроводность $\approx 4,5 \cdot 10^6$ Ом · м⁻¹, превосходную стойкость к высокотемпературному окислению за счет пассивирования с образованием защитного оксидного слоя, состоящего из внешнего слоя на основе Al₂O₃ и TiO₂ и внутреннего слоя на основе TiO₂ и SiO₂. Они обладают малой плотностью, высокими значениями теплопроводности, прочности и достаточно стабильны при температурах до 1100 °С и выше [10; 11];

2) жаростойкие сплавы на основе железа, содержащие в своем составе хром, никель, алюминий, в некоторых случаях – титан, кремний. В связи с формированием плотного и сплошного защитного слоя оксида алюминия на поверхности сплава при воздействии высоких температур эти сплавы имеют превосходную стойкость к высокотемпературному окислению, что может быть использовано при температурах выше 1000–1200 °С. Кроме того, они обладают магнитными свойствами, обуславливающими магнитные потери РПМ [11; 12];

3) интерметаллиды – химические соединения двух или более металлов, имеющие сложную кристаллическую структуру с наличием в межатомных связях до 30 % ковалентной составляющей, что определяет их уникальные физико-механические свойства (высокие жаропрочность и жаростойкость, низкая плотность, высокая износостойкость). Среди интерметаллидных соединений значительный интерес представляет система TiAl [13].

Порошки всех наполнителей получены в Институте порошковой металлургии имени академика О. В. Романа. Тройные соединения Ti–Si–C с МАХ-фазой Ti₃SiC₂, Ti–Al–C с МАХ-фазами Ti₃AlC₂ и Ti₃AlC, а также интерметаллид TiAl синтезированы методом механоактивированного самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (МАСВС). Жаростойкие сплавы FeCrNiAl и FeSiAlTi получены методом газового распыления смеси исходных компонентов. Для обеспечения требуемых свойств разрабатываемых РПМ проводили легирование диэлектрического материала различными наполнителями. Для этого в керамическую матрицу вводили

¹ ТУ 3988-075-00224450-99. Микрошлифопрошки из белого электрокорунда. URL: <https://technokeramika.ru/upload/iblock/8dc/8crtzd8myuiez05o7hmdz5fzytmteh3/TU-3988-075-00224450-99.pdf>

² ТУ 6-09-3811-79. Титан (IV) оксид для оптического стекловарения (титан (IV) окись). URL: <https://nd.gostinfo.ru/document/3215265.aspx>

поглотители в виде порошков синтезированных материалов и создавали композиты матрица/наполнитель с различным соотношением компонентов. Высокое содержание наполнителя в большинстве случаев не рассматривалось, поскольку при объемном содержании его более 0,6 образуется металлический каркас, от которого ЭМВ полностью отражается.

Высокоэнергетическую механическую обработку и смешивание порошков осуществляли в планетарной шаровой мельнице PM400MA (Германия). МАСВС проводили на воздухе в шахтной печи с рабочей температурой не менее 1000 °С. В качестве поджигающего состава использовали чистый титановый порошок марки ПТОМ по ТУ 14-22-57-92¹. Дробление спека осуществляли в щековой дробилке с последующим сухим измельчением в атриторе А-4,5 и мокрым измельчением смеси в планетарной мельнице. Газовое распыление смеси исходных компонентов при получении порошков жаростойких сплавов проводили на установке вакуумной индукционной плавки JT-QWH-25KG (Китай).

Гранулометрический состав порошков и композиций определяли на приборе Mastersizer 2000 Hydro 2000S (Великобритания) методом лазерной дифракции системы; анализ химического состава порошков – на рентгенофлуоресцентном спектрометре ED 2000 (Великобритания), рентгенофазовый анализ – на дифрактометре ULTIMA IV (Япония). Морфологию и микроструктуру порошковых частиц исследовали с применением сканирующего электронного микроскопа MIRA-3 (Чехия), элементный состав – на этом же микроскопе с использованием рентгеноспектрального анализатора.

Электрофизические свойства в диапазоне частот 8–12 ГГц изучали с использованием векторного анализатора цепей VNA MS4644B Anritsu (Япония) с волноводным измерительным трактом и диапазоном измерений от 10 МГц до 40 ГГц. Значения действительной и мнимой частей диэлектрической и магнитной проницаемостей определяли путем измерения векторных характеристик коэффициентов передачи и отражения волноводного тракта с образцом, установленным в измерительной ячейке. Алгоритм Николсона–Росса–Вейра использовали для извлечения электромагнитных параметров из комплексных коэффициентов отражения и передачи.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Исследование матричных порошков диэлектрических материалов. Промышленный порошок электрокорунда плавленного зернистостью F2000 состоит в основном из α - Al_2O_3 – 81,7 % и β - Al_2O_3 – 18,3 %, имеет размер частиц от 0,4 до 4,0 мкм с центром $\sim 1,0$ мкм. Основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 1,1$ мкм. Порошок диэлектрического материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$ содержит фазы исходных компонентов: α - и β - Al_2O_3 , а также TiO_2 в форме рутила. Гранулометрический состав характеризуется содержанием частиц порошка в пределах 0,03–2,0 мкм с двумя пиками – на 0,15 и 0,70 мкм. Основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 0,16$ мкм. Форма частиц у порошка Al_2O_3 осколочная с четко выраженными гранями, у порошка TiO_2 – округленная, грани сглажены [9].

Исследование порошков синтезированных высокотемпературных наполнителей. При синтезе и исследовании фазового состава тройного соединения Ti–Al–C с МАХ-фазами Ti_3AlC_2 и Ti_3AlC , полученного из механоактивированной реакционной смеси состава 2Ti–1,25Al–1C, установлено, что увеличение концентрации алюминия в шихте до 25 % относительно стехиометрического приводит к образованию МАХ-фаз с общим содержанием порядка 98 %, где доли Ti_2AlC и Ti_3AlC_2 составили ~ 21 и 77 % соответственно. Содержание TiC ≈ 2 % [11; 14]. Гистограмма распределения порошка с размером от 0,35 до 7,0 мкм с двумя центрами – около 0,7 мкм и 3,0 мкм. Основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 1,78$ мкм.

Для порошка тройного соединения Ti–Si–C, полученного из реакционной смеси 5Ti–2SiC–1C, практически все основные пики хорошо идентифицируются линиями МАХ-фазы Ti_3SiC_2 и карбида титана TiC при соотношении порядка 80 и 15 % соответственно. Отмечено также незначительное количество фазы TiSi_2 . Содержание TiC невелико, а его электропроводность ($1,6 \cdot 10^4 \text{ см}^{-1}$) ниже, чем у Ti_2AlC , Ti_3AlC_2 и Ti_3SiC_2 . Поэтому основное влияние на электромагнитные характеристики оказывают МАХ-фазы. Гранулометрический состав измельченного порошка характеризуется содержанием частиц в пределах 0,03–20,0 мкм с центром на 0,45 мкм.

¹ ТУ 14-22-57-92. Порошок титановый. Технические условия. URL: <https://rostitan.com/gostyi-tu/tu-14-22-57-92>.

Основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 3,3$ мкм [11; 15]. Крупные зерна Ti_3SiC_2 имеют характерную ламеллярную слоистую морфологию, присущую МАХ-фазам. Слои толщиной 2,0–2,4 мкм, в свою очередь, состоят из очень тонких пластинчатых структур (чешуек) толщиной 90–130 нм [16; 17].

При синтезе порошков металлических сплавов методом распыления расплавленной смеси составляющих компонентов подбирали составы на основе железа с рекомендуемым содержанием химических элементов, чтобы обеспечить высокую температуру их применения. У порошка FeCrNiAl идентифицированы линии твердого раствора на основе железа с параметром решетки $a = 0,28852 \pm 0,000003$ нм. По угловому положению они наиболее близки к стандартным линиям $\text{Fe}_{0,97}\text{Cr}_{0,03}$. Согласно рентгенофазовому анализу содержание твердого раствора составляет 100 % [18; 19]. У порошка FeSiTiAl кроме твердого раствора на основе железа с параметром решетки $a = 0,28852 \pm 0,000007$ нм и средним размером кристаллитов ≈ 49 нм идентифицирован силицид Fe_2SiTi . Исходя из результатов рентгенофазового анализа содержание силицида составляет 27 % [20].

После синтеза у распыленных порошков нами выделена фракция менее 50 мкм, выход которой после плавки колеблется в пределах 28–38 %. Основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 26,3$ мкм для порошка FeCrNiAl и $d_{50} = 36,5$ мкм – для FeSiTiAl . СЭМ-морфология поперечного сечения распыленных порошков подтверждает их однофазный состав. Форма частиц близкая к сферической. Около 72 % имеют фактор формы в интервале 0,85–1,0.

При синтезе интерметаллида TiAl использовали исходные компоненты, содержащие минимальное количество примесей, чтобы обеспечить их высокую температуру применения. Основные рефлексы композиции TiAl идентифицируются линиями Titanium Aluminide (Ti_3Al) – 76 % и Aluminum Titanium ($\text{Al}_{11,1}\text{Ti}_{0,9}$) – 18 %. В незначительном количестве присутствуют Zeolite [$(\text{SiAl})\text{O}_4$] – % и Osbornite (TiN) – 1 %. То есть фактически получен интерметаллид в количестве 94 % в двух его высокотемпературных модификациях. По химическому составу порошок состоит из 86,2 % Ti и 13,8 % Al. У синтезированного порошка TiAl основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 0,26$ мкм [21].

Исследование порошкового легированного материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ с МАХ-фазами Ti_3AlC_2 и Ti_2AlC . На рис. 1, а представлена рентгенограмма порошка композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ с МАХ-фазами Ti_3AlC_2 и Ti_2AlC . Основные рефлексы идентифицируются линиями оксида алюминия (~ 43 %), МАХ-фаз Ti_3AlC_2 (~ 24 %) и Ti_2AlC (~ 31 %).

Гранулометрический состав композиции характеризуется содержанием частиц порошка от 0,45 до 40,0 мкм с двумя пиками по центрам на 0,8 и 5,0 мкм (см. рис. 1, б). Основным параметром распределения частиц по размерам $d_{50} = 1,9$ мкм. Форма отдельных частиц порошка осколочная с четко выраженными гранями, что характерно для корунда. Порошок содержит множество мелких частиц размером 1 мкм и менее, которые равномерно распределены по объему и в основном определяют удельную поверхность порошковой системы 0,475 м²/г. Мелкие частицы способны образовывать агломераты, которые хорошо видны на рис. 1, с, d.

В процессе исследования электрофизических свойств на примере композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti}-\text{Al}-\text{C}$ показано, что диэлектрические потери возрастают с увеличением массовой доли наполнителя, что согласуется с усилением механизмов поляризации и рассеяния энергии в неоднородной среде. Из рис. 1, е видно, что в диапазоне частот 8,0–12,0 ГГц наблюдается слабо зависящее от частоты поведение диэлектрической проницаемости: действительная часть составляет $\epsilon' = 16,3 \pm 4$ %, мнимая – $\epsilon'' = 3,7 \pm 8$ %. Соответственно, значения тангенса угла диэлектрических потерь сохраняются на уровне $\text{tg}\delta \approx 0,23 \pm 10$ % (см. рис. 1, f). Относительно постоянные значения ϵ' и ϵ'' в указанной полосе частот и отсутствие выраженных релаксационных максимумов в пределах 8–12 ГГц указывают на стабильность доминирующего механизма потерь. При этом ϵ'' и $\text{tg}\delta$ являются достаточно высокими для рассматриваемого диапазона, что может быть интерпретировано как признак существенного вклада проводимости, межфазной поляризации и потерь на межфазных границах, усиливающихся при росте содержания наполнителя.

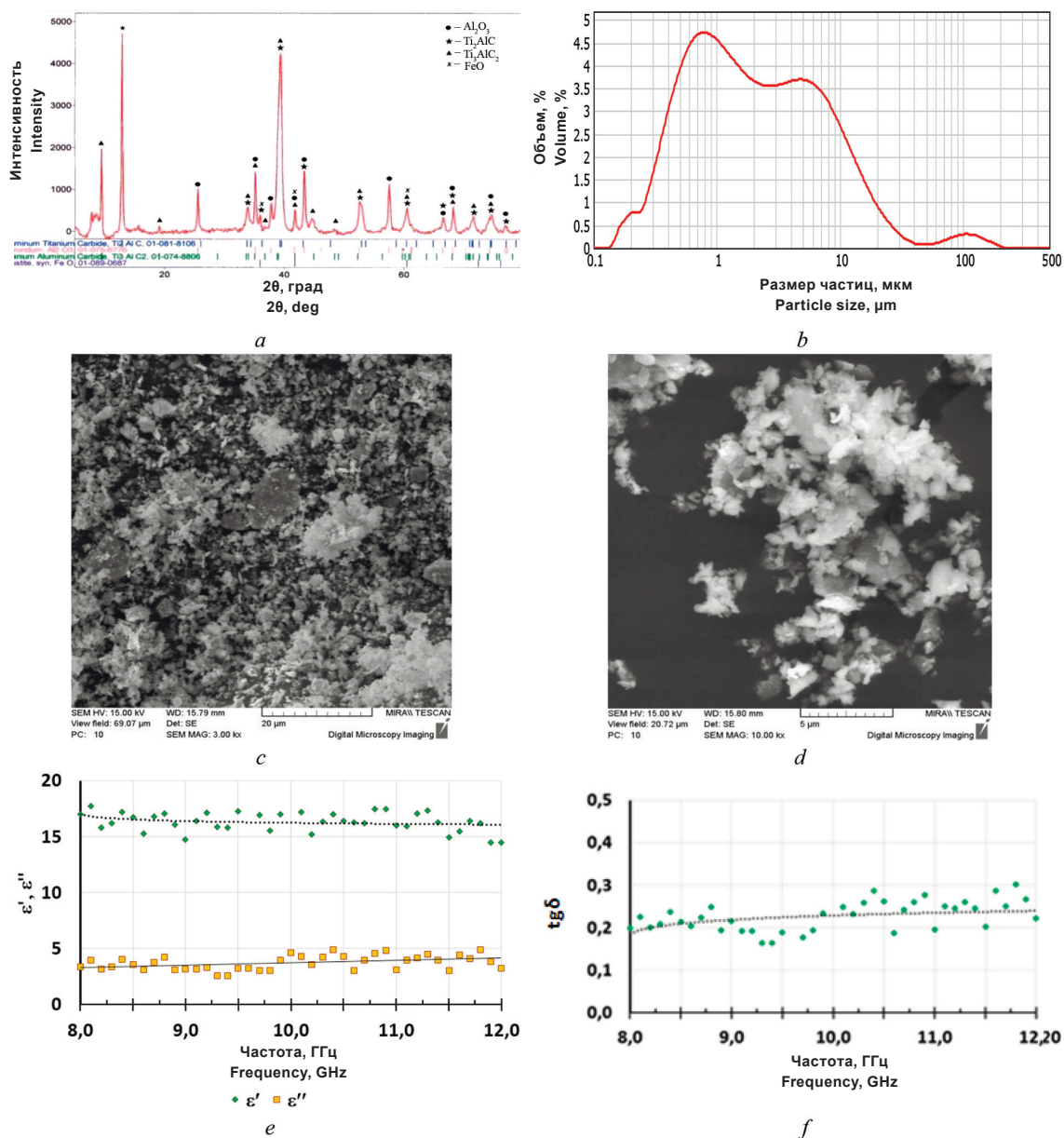


Рис. 1. Фазовый (a) и гранулометрический (b) состав, СЭМ-морфология и размер частиц (c, d), действительная (ϵ') и мнимая (ϵ'') части диэлектрической проницаемости (e), тангенс угла диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ (f) композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/50 \text{ мас.}\% \text{ Ti-Al-C}$ в диапазоне частот 8,0–12,0 ГГц

Fig. 1. XRD pattern (a) and particle size distribution (b), SEM morphology and particle size (c, d), real (ϵ') and imaginary (ϵ'') permittivity (e), dielectric loss tangent $\text{tg}\delta$ (f) of the $\text{Al}_2\text{O}_3/50 \text{ wt.}\% \text{ Ti-Al-C}$ composite over frequency range 8.0–12.0 GHz

Исследование порошкового легированного материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Si-C}$ с MAX-фазой Ti_3SiC_2 .
 Фазовый состав легированного материала представлен на рис. 2, a. Основные рефлексы идентифицируются линиями $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, MAX-фазы Ti_3SiC_2 и TiC . Отмечены также линии фазы $\beta\text{-Al}_2\text{O}_3$, наложенные на основную фазу $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, и линии фазы TiSi_2 . Установлено, что интенсивное измельчение композиции в процессе легирования приводит к уменьшению размера частиц порошков, что способствует фазовым превращениям, выраженным в уменьшении интенсивности и увеличении полуширины дифракционных пиков основных фаз. Необходимо также отметить, что количество TiC увеличилось, что, скорее всего, связано с разложением MAX-фазы.

Гранулометрический состав композиции (см. рис. 2, b) характеризуется содержанием частиц порошка от 0,2 мкм до 56,2 мкм с двумя пиками по центрам на 0,1 и 2,0 мкм. Основной параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 1,88 \text{ мкм}$. Микроструктура частиц композиционного порошка $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Si-C}$ образовалась в процессе дробления спека после MACBC-синтеза

и дальнейшего мокрого измельчения и смешивания композиции и характеризуется наличием множества мелких частиц, которые формируют отдельные конгломераты размером 15–20 мкм (см. рис. 2, *c*). EDX микроанализ (см. рис. 2, *d*) показывает распределение химических элементов композиции по спектрам 1 и 2 и подтверждает наличие основных элементов Al, Ti и Si.

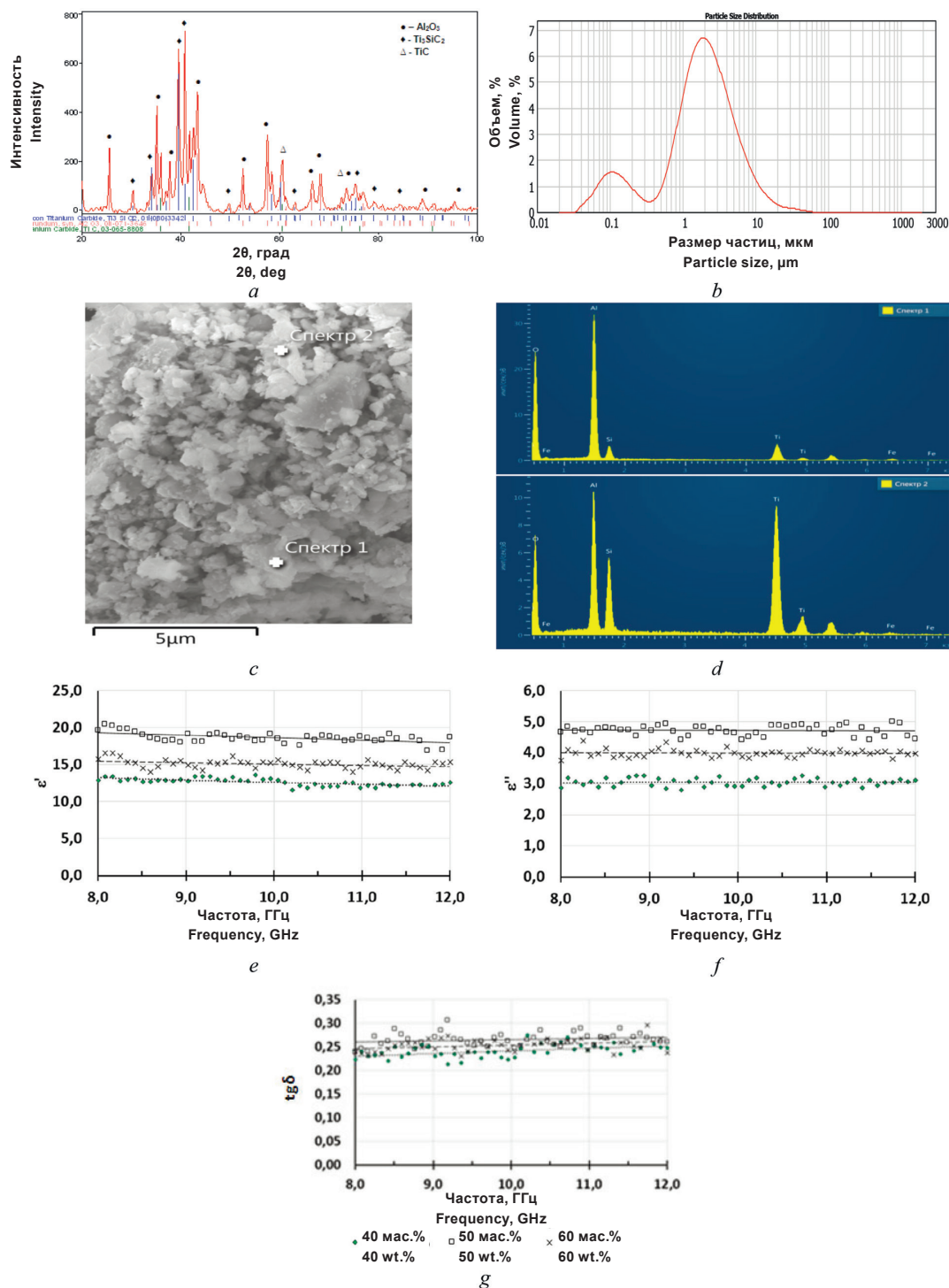


Рис. 2. Фазовый (*a*) и гранулометрический (*b*) состав, СЭМ-морфология частиц порошка (*c*), EDX спектров 1 и 2 (*d*), действительная ϵ' (*e*) и мнимая ϵ'' (*f*) части диэлектрической проницаемости, тангенс угла диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ (*g*) композиции Al₂O₃/Ti-Si-C в диапазоне частот 8,0–12,0 ГГц

Fig. 2. XRD pattern (*a*) and particle size distribution (*b*), SEM morphology of powder particle size (*c*), EDX spectra 1 and 2 (*d*), real ϵ' (*e*) and imaginary ϵ'' (*f*) permittivity, dielectric loss tangent $\text{tg}\delta$ (*g*) of the Al₂O₃/Ti-Si-C composite over frequency range 8.0–12.0 GHz

В процессе исследования электрофизических свойств композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Ti-Si-C}$ с различным содержанием (40–60 мас.%) наполнителя Ti-Si-C установлено увеличение действительной и мнимой частей комплексной диэлектрической проницаемости, что указывает на рост поляризационного отклика и потерь в исследуемой полосе частот. Для 40/50/60 мас.% получены значения $\epsilon' = 12,6 \pm 3 \%$ / $15,1 \pm 3 \%$ / $18,6 \pm 3 \%$ и $\epsilon'' = 3,0 \pm 3 \%$ / $4,0 \pm 2 \%$ / $4,7 \pm 3 \%$ соответственно, тогда как $\text{tg}\delta$ сохраняется на уровне 0,23–0,24 и слабо зависит от концентрации, что свидетельствует о неизменности преобладающего механизма потерь. Отсутствие заметных изменений $\text{tg}\delta$ можно объяснить тем, что система находится вблизи эффективного порога перколяции проводящих «каналов»: при повышении содержания наполнителя ϵ' и ϵ'' увеличиваются относительно пропорционально без появления нового релаксационного механизма в рассматриваемом диапазоне (см. рис. 2, g).

Исследование порошкового легированного материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrNiAl}$. На рис. 3, а представлен фазовый состав порошкового легированного керамического материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrNiAl}$. Основные рефлексы идентифицируются линиями $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (~ 61,0 %) и твердого раствора на основе железа $\text{Cr}_{0,03}\text{Fe}_{0,97}$ (~ 39,0 %). Гранулометрический состав (см. рис. 3, b) характеризуется содержанием частиц порошка от 0,3 до 100,0 мкм с пиком на 10,0 мкм. Основным параметром распределения частиц по размерам $d_{50} = 3,37$ мкм. Композиционный порошок тонкодисперсный. Большинство частиц имеют размер меньше 1,0 мкм. Мелкие частицы образуют агломераты или прилипают к крупным частицам металлического наполнителя (см. рис. 3, c). Форма частиц порошков фрагментирована с четкими краями, местами округлена. EDX анализ химического состава композиции установил (см. рис. 3, d), что более светлые – это частицы FeCrNiAl (спектры 3 и 4), более мелкие и темные – в основном частицы Al_2O_3 (спектры 1 и 2).

Как показывают результаты исследований электрофизических свойств композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/(10\text{--}50 \text{ мас.}\%) \text{FeCrNiAl}$, в диапазоне 8,0–12,0 ГГц увеличение массовой доли FeCrNiAl в композиции сопровождается ростом комплексной диэлектрической проницаемости: средние значения ϵ' возрастают с 6,04 (10 мас.%) по 24,98 (50 мас.%), а ϵ'' в целом увеличивается с 0,49 по 7,91. Таким образом, при повышении содержания наполнителя усиливаются как накопление энергии в материале (рост ϵ'), так и диссипация (рост ϵ''), причем наиболее резкое увеличение ϵ'' проявляется в области высоких концентраций (40–50 мас.%) (см. рис. 3, e). Концентрационная зависимость $\text{tg}\delta_\epsilon$ подтверждает смену режима потерь при росте массовой доли наполнителя: для 10–30 мас.% величина $\text{tg}\delta_\epsilon$ небольшая и частотные характеристики практически равномерны (примерно 0,05–0,13), тогда как при 40 мас.% наблюдается выраженный рост $\text{tg}\delta_\epsilon$ с частотой (0,12–0,25), а при 50 мас.% значения $\text{tg}\delta$ высокие, приближаются к величинам для проводников и характеристика равномерна в исследованной полосе частот ($0,32 \pm 3\%$) (см. рис. 3, f). Такое поведение характеристик согласуется с достижением эффективного порога перколяции межфазных/проводящих путей в интервале 35–40 мас.%, хотя точная оценка по этим точкам требует пересчета к объемной доле и учета морфологии наполнителя.

При проведении исследований также установлено, что близкие значения действительной магнитной проницаемости наблюдаются во всем исследованном диапазоне частот, в то время как значения мнимой части магнитной проницаемости существенно повышаются с увеличением концентрации наполнителя из-за более высоких магнитных потерь, обусловленных механизмом спиновой релаксации и вихревыми токами при воздействии внешнего электромагнитного поля. Таким образом, значения тангенса угла магнитных потерь (до 0,6) оказываются выше у образца, содержащего 50 мас.% магнитного сплава [19].

Исследование порошкового легированного материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$. На основании рентгенофазового анализа (рис. 4, a) установлено, что основные рефлексы идентифицируются линиями $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (~ 50,0 %), $\alpha\text{-Fe}$ (~ 44,0 %), а также интерметаллида TiAl (~ 1,0 %) и соединения железа–гематита (~ 3,0 %) и незначительно фаялита Fe_2SiO_4 . Анализ гранулометрического состава показывает содержание частиц порошка в интервале от 0,03 до 20,0 мкм с тремя пиками – на 0,13 мкм, 0,7 и 7–8 мкм (см. рис. 4, b). Основным параметром распределения частиц по размерам $d_{50} = 0,17$ мкм. Все мелкие частицы образуют конгломераты или налипают на более крупные. Частицы имеют разветвленную форму с заостренными краями.

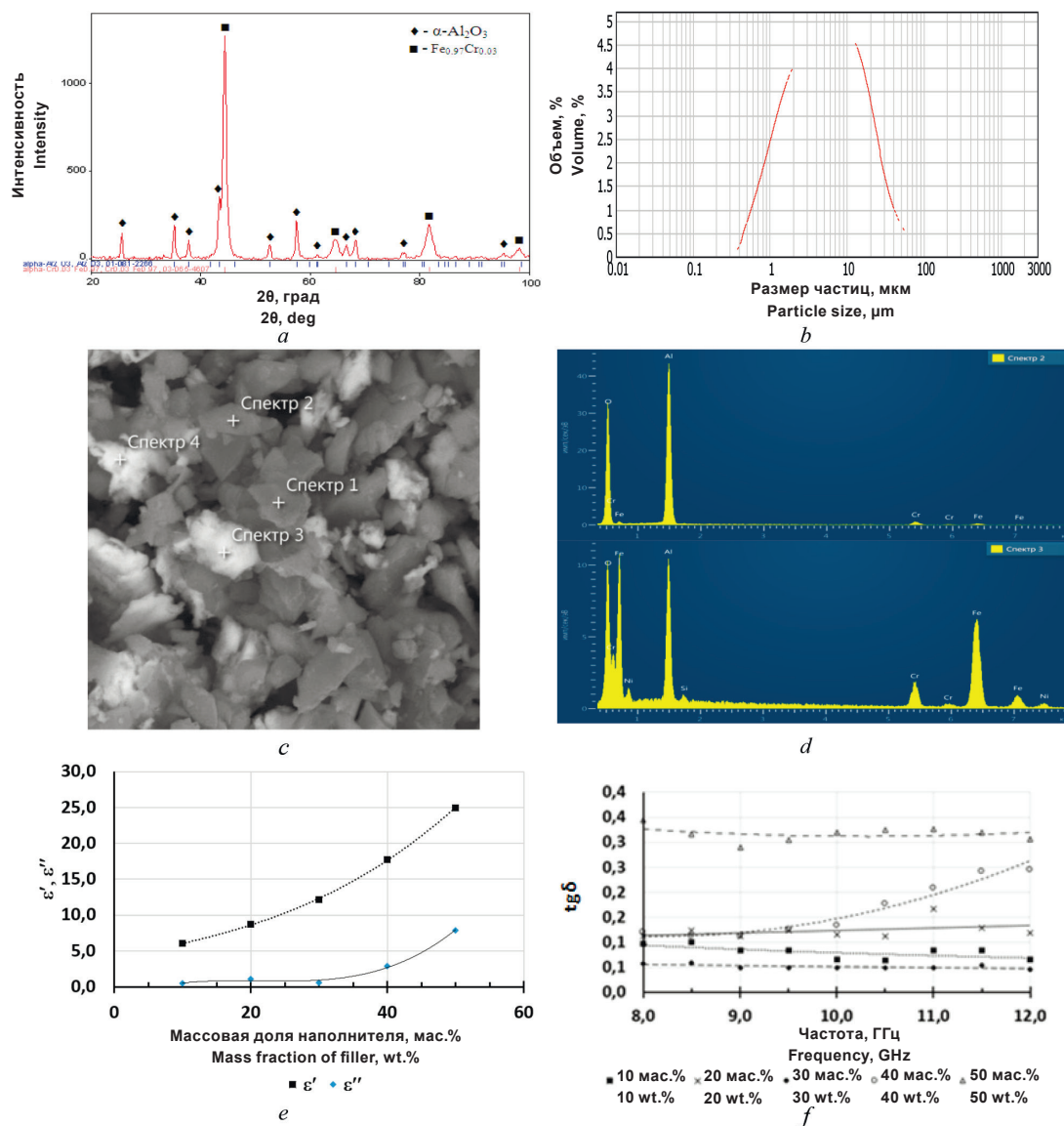


Рис. 3. Фазовый (а) и гранулометрический (b) состав, СЭМ-морфология частиц порошка (с), EDX спектров 2 и 3 (d), действительная (ϵ') и мнимая (ϵ'') части диэлектрической проницаемости (e), тангенс диэлектрических потерь $\text{tg}\delta$ (f) композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrNiAl}$ в диапазоне частот 8,0–12,0 ГГц

Fig. 3. XRD pattern (a) and particle size distribution (b), SEM morphology of powder particle size (c), EDX spectra 2 and 3 (d), real (ϵ') and imaginary (ϵ'') permittivity (e), dielectric loss tangent $\text{tg}\delta$ (f) of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrNiAl}$ composite over frequency range 8.0–12.0 GHz

При исследовании электромагнитных характеристик материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ установлено, что в диапазоне 8,0–12,0 ГГц средние значения комплексной диэлектрической проницаемости возрастают с увеличением доли наполнителя с 10 до 50 мас.%. ϵ' увеличивается с 5,57 по $23,47 \pm 8\%$, а ϵ'' – с 0,68 по $7,75 \pm 8\%$; наиболее выражен рост диэлектрических потерь в области 40–50 мас.% (см. рис. 4, c). Это согласуется с гетерофазной структурой материала, в которой проводящая и магнитная компоненты наполнителя диспергированы в диэлектрической керамической матрице Al_2O_3 с развитой межфазной поверхностью и широким распределением размеров частиц, что интенсифицирует межфазные эффекты и повышает уровень поглощения электромагнитной энергии. Действительная часть магнитной проницаемости μ' изменяется от 1,05 до $1,38 \pm 11\%$, а ее мнимая часть μ'' – от 0,17 до $0,94 \pm 11\%$, что отражает усиление магнитного отклика по мере увеличения концентрации FeSiTiAl . Наличие магнитной составляющей обеспечивает дополнительный механизм потерь, что в совокупности с диэлектрическими потерями повышает потенциальную эффективность радиопоглощения в СВЧ-диапазоне [20].

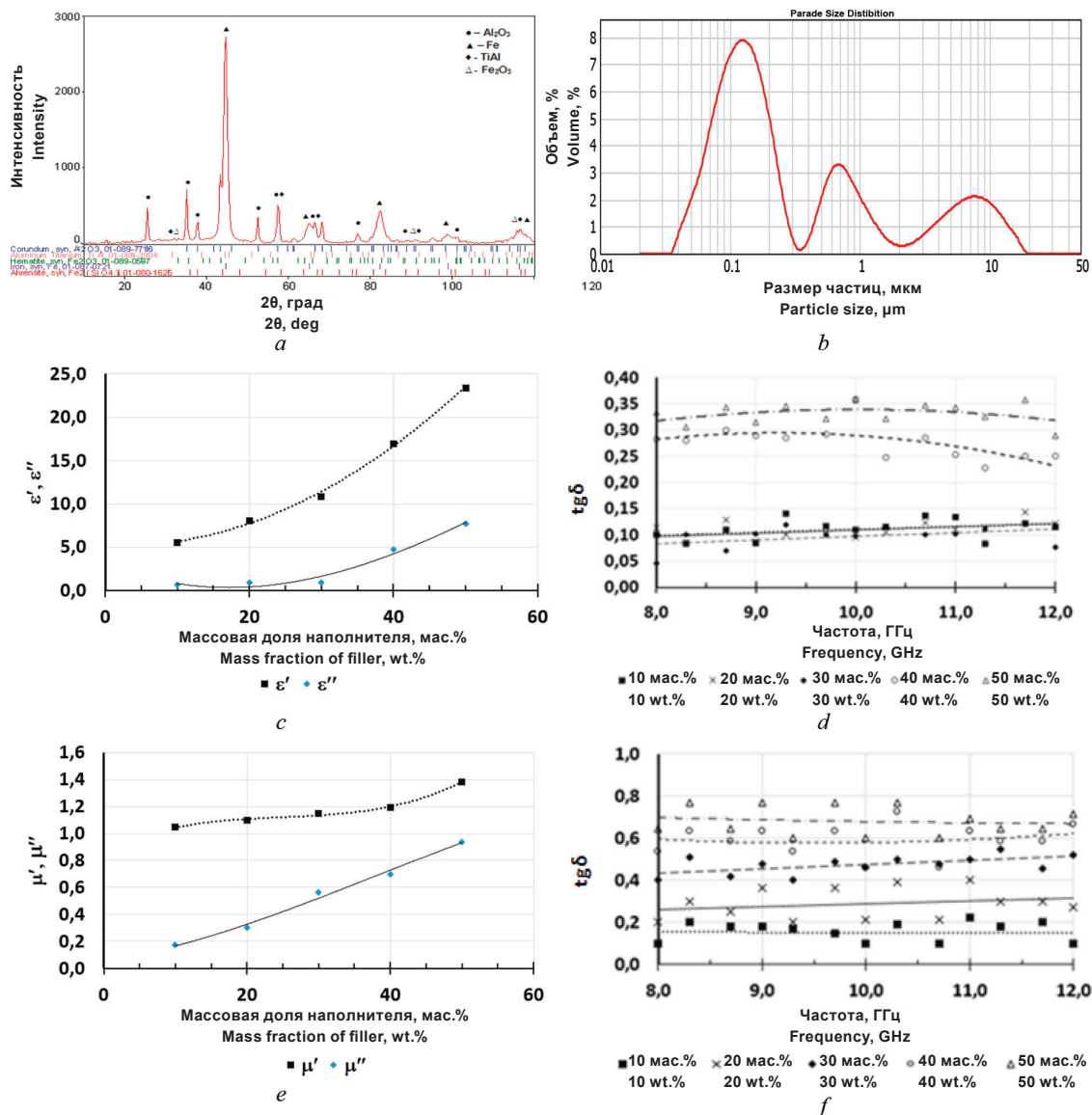


Рис. 4. Фазовый (a) и гранулометрический (b) состав, действительная (ϵ') и мнимая (ϵ'') части диэлектрической проницаемости (c), действительная (μ') и мнимая (μ'') части магнитной проницаемости (e), тангенс диэлектрических потерь ($\text{tg}\delta_\epsilon$) (d) и тангенс магнитных потерь ($\text{tg}\delta_\mu$) (f) композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ в диапазоне частот 8,0–12,0 ГГц

Fig. 4. XRD pattern (a) and particle size distribution (b), real (ϵ') and imaginary (ϵ'') permittivity (c), real (μ') and imaginary (μ'') permeability (e), dielectric loss tangent ($\text{tg}\delta_\epsilon$) (d) and magnetic loss tangent $\text{tg}\delta_\mu$ (f) of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ composite over frequency range 8.0–12.0 GHz

Частотные зависимости тангенса диэлектрических потерь характеризуются двумя участками: при 10–30 мас.% значения $\text{tg}\delta_\epsilon$ находятся на уровне $0,1 \pm 0,04$ без выраженной дисперсии, тогда как при 40–50 мас.% $\text{tg}\delta_\epsilon$ выше ($0,3 \pm 0,06$) (см. рис. 4, d). Тангенс магнитных потерь $\text{tg}\delta_\mu$ (см. рис. 4, f) монотонно возрастает с концентрацией и достигает $0,68 \pm 0,08$ для 50 мас.% (при 10 мас.% порядка $0,16 \pm 0,06$).

Совокупность результатов по электрофизическим и магнитным характеристикам исследованной композиции указывает на вероятное прохождение перколяционного перехода при увеличении доли FeSiTiAl: в области 40–50 мас.% наблюдается согласованное увеличение ϵ'' , μ'' и рост $\text{tg}\delta_\epsilon$ и $\text{tg}\delta_\mu$, что характерно для формирования связной сети проводящей фазы и резкого увеличения вклада межфазной поляризации и эффективной проводимости. Аналогичные закономерности для композитов данного класса отмечались ранее в [12; 20; 22]. Вероятный интервал порога перколяции располагается между 30 и 40 мас.%.

Исследование порошкового легированного материала $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$. На основании рентгенофазового анализа (рис. 5, *a*) установлено, что основные рефлексы композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ идентифицируются линиями $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (~ 41,0 %), TiO_2 (~ 13,0 %), Ti_3Al (~ 43,0 %), то есть композиция максимально содержит альфа-оксид алюминия и алюминид титана. Анализ гранулометрического состава (см. рис. 5, *b*) показывает содержание частиц порошка в интервале от 0,03 до 12,0 мкм с тремя центрами – на 0,12 мкм, 0,7 и 5,0 мкм. Основным параметр распределения частиц по размерам $d_{50} = 0,14$ мкм. Частицы имеют разветвленную форму с заостренными краями (см. рис. 5, *c*). EDX микроанализ (см. рис. 5, *d*) показывает распределение химических элементов по спектрам 1 и 4 и подтверждает наличие основных элементов Al, Ti и O. Более светлые частицы на рисунке – это TiAl , более мелкие и темные – Al_2O_3 .

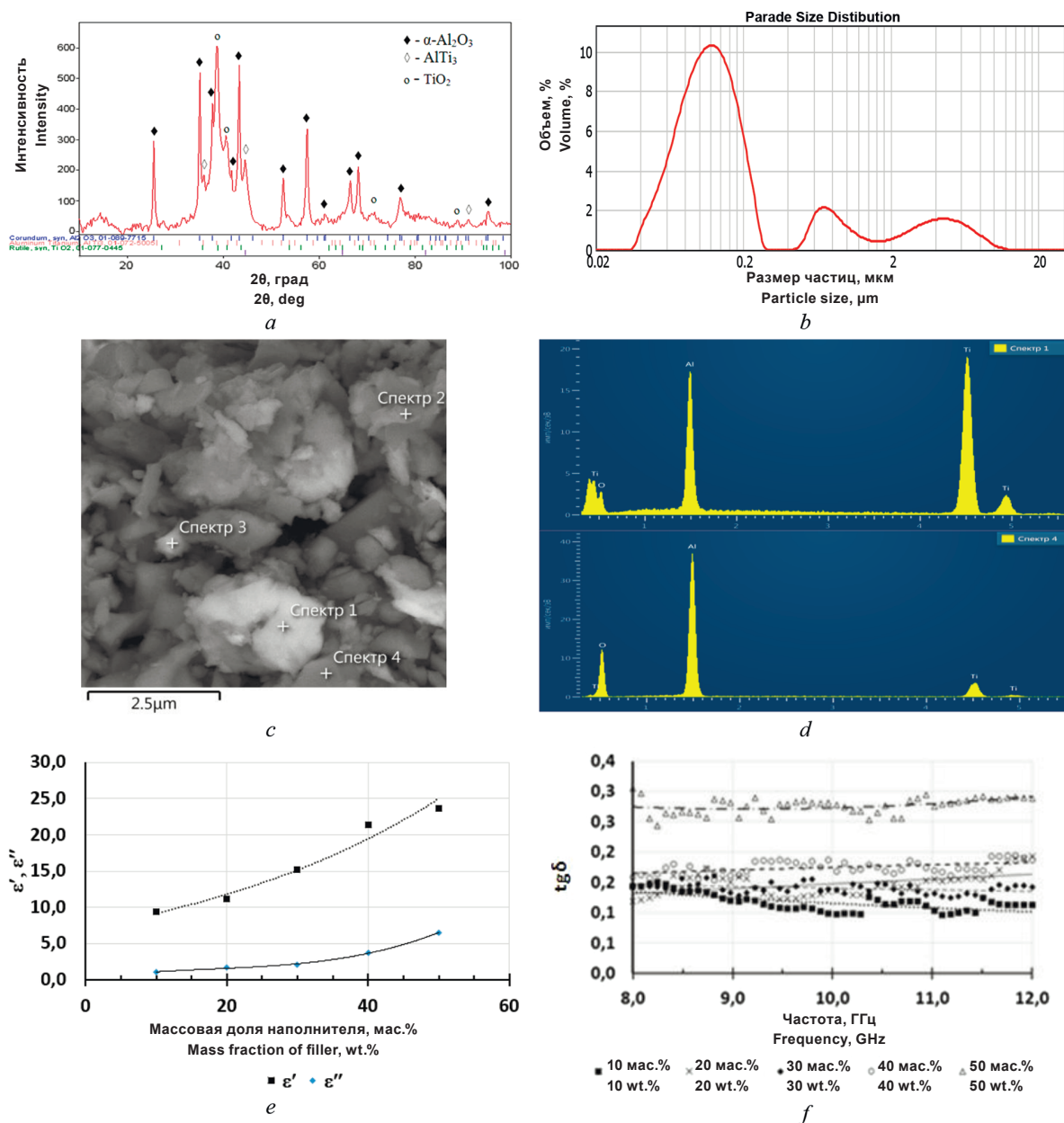


Рис. 5. Фазовый (*a*) и гранулометрический (*b*) состав, СЭМ-морфология частиц порошка (*c*), EDX спектров 1 и 4 (*d*), действительная (ϵ') и мнимая (ϵ'') части диэлектрической проницаемости (*e*), тангенс диэлектрических потерь ($\text{tg}\delta$) (*f*) композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ в диапазоне частот 8,0–12,0 ГГц

Fig. 5. XRD pattern (*a*) and particle size distribution (*b*), SEM morphology of powder particle size (*c*), EDX spectra 1 and 4 (*d*), real (ϵ') and imaginary (ϵ'') permittivity (*e*), dielectric loss tangent ($\text{tg}\delta$) (*f*) of the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ composite over frequency range 8.0–12.0 GHz

Как показали результаты исследований для композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$, в диапазоне 8,0–12,0 ГГц фиксируется рост комплексной диэлектрической проницаемости при увеличении содержания TiAl: ϵ' возрастает с 9,34 (10 мас.%) по 23,62 (50 мас.%), а ϵ'' – с 1,09 по 6,52, причем наиболее существенное усиление потерь наблюдается в диапазоне 40–50 мас.% (3,72–6,52) (см. рис. 5, е). Такая динамика согласуется с формированием и уплотнением квазипроводящей сетки включений и приближением к перколяционному режиму, когда вклад эффективной проводимости и межфазной поляризации на границах фаз резко возрастает, что приводит к ускоренному росту ϵ'' при высоких долях наполнителя.

Поведение $\text{tg}\delta$ в полосе 8–12 ГГц подтверждает концентрационно обусловленное усиление потерь: при 10–40 мас.% значения $\text{tg}\delta$ находятся в диапазоне порядка 0,10–0,19, тогда как при 50 мас.% $\text{tg}\delta$ выше и составляет 0,24–0,30 с умеренной частотной дисперсией (см. рис. 5, ф). Это указывает на возрастание вклада механизмов омических потерь, что проявляется синхронным ростом ϵ'' и $\text{tg}\delta$.

Заключение. Показано, что композиционные материалы на основе диэлектрической матрицы из Al_2O_3 и композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2$, легированные резистивными материалами с МАХ-фазами на основе титана Ti–Si–C и Ti–Al–C, жаростойкими сплавами на основе железа в системах FeCrNiAl и FeSiAlTi, интерметаллидом TiAl могут применяться в качестве радиопоглощающих материалов для работы в микроволновом диапазоне частот. Установлено, что зависимости комплексных диэлектрической и магнитной проницаемостей в диапазоне частот 8–12 ГГц носят концентрационно обусловленный характер и составляют $\epsilon' \approx 5,6\text{--}25,0$; $\epsilon'' \approx 0,5\text{--}7,9$, $\mu' \approx$ от 1,05 до $1,38 \pm 11\%$, μ'' – от 0,17 до $0,94 \pm 11\%$. Максимальные диэлектрические и магнитные потери зафиксированы для композиции $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ при 50 мас.% наполнителя и составляют $\text{tg}\delta_\epsilon = 0,38$ (8,7 ГГц) и $\text{tg}\delta_\mu = 0,69 \pm 0,08$. Признаки перколяционного механизма усиления потерь проявляются при концентрациях порядка 35–40 мас.% и связаны с ростом омической составляющей.

Разработанные РПМ рекомендуется использовать в качестве радиопоглощающих покрытий, наносимых методами плазменного и газопламенного напыления на элементы техники, эксплуатируемые при температурах до 1000 °С.

Список использованных источников

1. Saville, P. Review of radar absorbing materials. Technical memorandum DRDC Atlantic TM 2005-003 / P. Saville. – Dartmouth, Nova Scotia: Defence R&D Canada – Atlantic, 2005. – URL: <https://scispace.com/pdf/review-of-radar-absorbing-materials-2bqlhud4r2.pdf>
2. Research Progress of High Temperature Absorbing Materials / Jun-Jie Xu, Ling Wang, Xiao-Meng Wang, Hai-Peng Qiu // *Advanced Ceramics*. – 2024. – Vol. 45, № 3. – P. 189–205. <https://doi.org/10.16253/j.cnki.37-1226/tq.2024.03.001>
3. Research Progress on Nanostructured Radar Absorbing Materials / Yanmin Wang, Tingxi Li, Lifeng Zhao [et al.] // *Energy and Power Engineering*. – 2011. – Vol. 3, № 4. – P. 580–584. <https://doi.org/10.4236/epe.2011.34072>
4. Characterization and performance evaluation of radar absorbing materials / S. Padhy, S. Sanyal, R. S. Meena [et al.] // *Journal of Electromagnetic Waves and Applications*. – 2013. – Vol. 27, iss. 2. – P. 191–204. <https://doi.org/10.1080/09205071.2013.743447>
5. Kaur, R. Review on Microwave Absorbing Material using Different Carbon Composites / R. Kaur, G. D. Aul // *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*. – 2014. – Vol. 3, iss. 5. – P. 160–167.
6. Grechko, L. G. Dielectric function of aggregates of small metallic particles embedded in host insulating matrix / L. G. Grechko, V. N. Pustovit, K. W. Whites // *Applied Physics Letters*. – 2000. – Vol. 76. – P. 1854–1856. <https://doi.org/10.1063/1.126190>
7. Ильющенко, А. Ф. Научные подходы к созданию радиопоглощающих материалов СВЧ диапазона для работы при повышенных температурах / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, Н. В. Насонова // *Порошковая металлургия: респ. сб. науч. тр.* – Мн.: Бел. наука, 2014. – Вып. 37. – С. 6–13.
8. Балкевич, В. Л. Техническая керамика / В. Л. Балкевич. – М.: Стройиздат, 1984. – 256 с.
9. Структура и свойства порошкового радиопоглощающего материала в системе $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, Е. В. Жук [и др.] // *Порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: материалы 14-й Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 9–11 сент. 2020 г.* – Мн.: Бел. наука, 2020. – С. 357–363.
10. Сметкин, А. А. Свойства материалов на основе МАХ-фаз (обзор) / А. А. Сметкин, Ю. К. Майорова. – Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2015. – Т. 17, № 4. – С. 120–137. <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2015.4.09>
11. Выбор и исследование высокотемпературных наполнителей порошковых радиопоглощающих материалов / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, Е. В. Жук [и др.] // *Порошковая металлургия: респ. сб. науч. тр.* – Мн.: Бел. наука, 2017. – Вып. 40. – С. 31–41.

12. Plasma sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrAl}$ composite coatings for electromagnetic wave absorption application / Liang Zhou, Wancheng Zhou, Jinbu Su [et al.] // *Applied Surface Science*. – 2012. – Vol. 258, iss. 7. – P. 91–96. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.10.119>
13. Гринберг, Б. А. Интерметаллиды Ni_3Al и TiAl : микроструктура, деформационное поведение / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов. – Екатеринбург: УрО РАН, 2002. – 358 с.
14. Возможность использования MAX-фаз при создании радиопоглощающих материалов / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, А. И. Лецко, Н. В. Насонова // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: материалы докл. 12-й Междунар. науч.-техн. конф., Минск, 25–27 мая 2016 г. – Мн.: Бел. наука, 2016. – С. 68–71.
15. Разработка и исследование порошкового радиопоглощающего материала в системе $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti}_3\text{SiC}_2$ / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, Е. В. Жук [и др.] // Порошковая металлургия: респ. сб. науч. тр. – Мн.: Бел. наука, 2018. – Вып. 41. – С. 41–45.
16. Preparation of Ti–Si–C System and their Ceramic Composite Coatings using Gas Flame Spraying for High Temperature Microwave Absorbing Applications / A. Ph. Ilyushchanka, S. G. Baray, A. I. Letsko [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2021. – Vol. 405. – Art. ID 126631 (10 p.). <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126631>
17. Effect of Ti_3SiC_2 addition on microwave absorption property of $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{cordierite}$ coatings / Jinbu Su, Wancheng Zhou, Yi Liu [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 270. – P. 39–46. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.03021>
18. Использование жаростойкого сплава в качестве поглотителя ЭМИ микроволнового диапазона / А. Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, Е. В. Жук [и др.] // Порошковая металлургия: респ. сб. науч. тр. – Мн.: Бел. наука, 2019. – Вып. 42. – С. 27–35.
19. High-temperature-resistant, mechanically stable $\text{FeCrNiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ thermally sprayed thick ceramic coatings for stealth applications over X-band / A. Ph. Ilyushchanka, S. G. Baray, A. I. Letsko [et al.] // *Advanced Engineering Materials*. – 2022. – Vol. 24, iss. 10. – Art. ID 2200169 (12 p.). <https://doi.org/10.1002/adem.202200169>
20. Composition $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ for High Temperature Microwave Absorbing Application / A. Ph. Ilyushchanka, S. G. Baray, A. I. Letsko [et al.] // *Proceeding of the Euro PM2021 virtual Congress and Exhibition*, 18–22 October 2021. – 2021. – P. 201–206.
21. Разработка и исследование высокотемпературного радиопоглощающего материала $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-TiAl}$ / А.Ф. Ильющенко, С. Г. Барай, А. И. Лецко [и др.] // Порошковая металлургия: респ. сб. науч. тр. – Мн.: Бел. наука, 2019. – Вып. 42. – С. 93–100.
22. Dielectric and microwave absorption properties of low power plasma sprayed $\text{NiCrAlY}/\text{Al}_2\text{O}_3$ coatings / Liang Zhou, Fa Luo, Shan Cui, Yong Zhang // *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*. – 2015. – Vol. 26. – P. 3853–3860. <https://doi.org/10.1007/s10854-015-2911-9>

References

1. Saville P. *Review of radar absorbing materials. Technical memorandum DRDC Atlantic TM 2005-003*. Dartmouth, Nova Scotia Defence R&D Canada – Atlantic, 2005. Available at: <https://scispace.com/pdf/review-of-radar-absorbing-materials-2bqlhud4r2.pdf>
2. Jun-Jie Xu, Ling Wang, Xiao-Meng Wang, Hai-Peng Qiu. Research Progress of High Temperature Absorbing Materials. *Advanced Ceramics*, 2024, vol. 45, no. 3, pp. 189–205. <https://doi.org/10.16253/j.cnki.37-1226/tq.2024.03.001>
3. Yanmin Wang, Tingxi Li, Lifeng Zhao, Zuwang Hu, Yijie Gu. Research Progress on Nanostructured Radar Absorbing Materials. *Energy and Power Engineering*, 2011, vol. 3, no. 4, pp. 580–584. <https://doi.org/10.4236/epe.2011.34072>
4. Padhy S., Sanyal S., Meena R. S., Chatterjee R., Bose A. Characterization and performance evaluation of radar absorbing materials. *Journal of Electromagnetic Waves and Applications*, 2013, vol. 27, iss. 2, pp. 191–204. <https://doi.org/10.1080/09205071.2013.743447>
5. Kaur R., Aul G. D. Review on Microwave Absorbing Material using Different Carbon Composites. *International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)*, 2014, vol. 3, iss. 5, pp. 160–167.
6. Grechko L. G., Pustovit V. N., Whites K. W. Dielectric function of aggregates of small metallic particles embedded in host insulating matrix. *Applied Physics Letters*, 2000, vol. 76, pp. 1854–1856. <https://doi.org/10.1063/1.126190>
7. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Nasonova N. V. Scientific approaches to the creation of microwave absorbing materials for operation at elevated temperatures. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Collection of Scientific Papers.]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2014, iss. 37, pp. 6–13 (in Russian).
8. Balkevich V. L. *Technical Ceramics*. Moscow, Stroyisdat Publ., 1984. 256 p. (in Russian).
9. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Zuk E. V., Letsko A. I., Reutenok Yu. A., Nasonova N. V. Structure and properties of microwave absorbing material in the $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiO}_2/\text{TiAl}$ system. *Poroshkovaya metallurgiya, kompozitsionnye materialy, zashchitnye pokrytiya, svarka: materialy 14-i Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, Minsk, 9–11 sentyabrya 2020 g.* [Powder Metallurgy, Composite Materials, Protective Coatings, Welding: Proceedings of the 14th International Scientific and Technical Conference, Minsk, September 9–11, 2020]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2020, pp. 357–363 (in Russian).
10. Smetkin A. A., Mayorova Yu. K. Properties of MAX-based materials (review). *Vestnik PNIPU. Mashinostroenie, materialovedenie = Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2015, vol. 17, no. 4, pp. 120–137 (in Russian). <https://doi.org/10.15593/2224-9877/2015.4.09>

11. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Zuk E. V., Letsko A. I., Talako T. L., Jasenovitch A. S. Selection and investigation of high-temperature fillers for powder microwave absorbing materials. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017, iss. 40, pp. 31–41 (in Russian).
12. Liang Zhou, Wancheng Zhou, Jinbu Su, Fa Luo, Dongmei Zhu, Yanli Dong. Plasma sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeCrAl}$ composite coatings for electromagnetic wave absorption application. *Applied Surface Science*, 2012, vol. 258, iss. 7, pp. 91–96. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2011.10.119>
13. Grinberg B. A., Ivanov M. A. *Intermetallic Compounds Ni_3Al and TiAl : Microstructure, Deformation Behavior*. Ekaterinburg, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences Publ., 2002. 358 p. (in Russian).
14. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Letsko A. I., Nasonova N. V. The possibility of using MAX phases in the creation of radio-absorbing materials. *Novye materialy i tekhnologii: poroshkovaya metallurgiya, kompozitsionnye materialy, zashchitnye pokrytiya, svarka: materialy dokladov 12-i Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, Minsk, 25–27 maya 2016 g.* [New Materials and Technologies: Powder Metallurgy, Composite Materials, Protective Coatings, Welding: Proceedings of the 12th International Scientific and Technical Conference, Minsk, May 25–27, 2016]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2016, pp. 68–713 (in Russian).
15. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Zuk E. V., Letsko A. I., Jasenovitch A. S., Nasonova N. V. Development and investigation of powder microwave absorbing material in the $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Ti}_3\text{SiC}_2$ system. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2018, iss. 41, pp. 41–45 (in Russian).
16. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Letsko A. I., Talako T. L., Manoila Y. D., Janu Y., Chaudhary D., Chauhan V. S., Saini L., Patra M. K. Preparation of Ti–Si–C System and their Ceramic Composite Coatings using Gas Flame Spraying for High Temperature Microwave Absorbing Applications. *Surface and Coatings Technology*, 2021, vol. 405, art. ID 126631 (10 p.). <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126631>
17. Jinbu Su, Wancheng Zhou, Yi Liu, Yuchang Qing, Fa Luo, Dongmei Zhu. Effect of Ti_3SiC_2 addition on microwave absorption property of $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{cordierite}$ coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2015, vol. 270, pp. 39–46. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.03.021>
18. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Zuk E. V., Nasonova N. V., Puhir G. A. Using a heat-resistant alloy as an microwave absorber. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2019, iss. 42, pp. 27–35 (in Russian).
19. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Letsko A. I., Talako T. L., Manoila Y. D., Janu Y., Chauhan V. S., Patra M. K., Saini L. High-temperature-resistant, mechanically stable $\text{FeCrNiAl}/\text{Al}_2\text{O}_3$ thermally sprayed thick ceramic coatings for stealth applications over X-band. *Advanced Engineering Materials*, 2022, vol. 24, iss. 10, art. ID 2200169 (12 p.). <https://doi.org/10.1002/adem.202200169>
20. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Letsko A. I., Patra M. K., Saini L. Composition $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{FeSiTiAl}$ for High Temperature Microwave Absorbing Application. *Proceeding of the Euro PM2021 virtual Congress and Exhibition, 18–22 October 2021*. 2021, pp. 201–206.
21. Ilyushchanka A. Ph., Baray S. G., Letsko A. I., Reutenok Yu. A., Nasonova N. V. Development and investigation of high-temperature microwave absorbing material $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}$. *Poroshkovaya metallurgiya: respublikanskii sbornik nauchnykh trudov* [Powder Metallurgy: Republican Collection of Scientific Papers]. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2019, iss. 42, pp. 93–100 (in Russian).
22. Liang Zhou, Fa Luo, Shan Cui, Yong Zhang. Dielectric and microwave absorption properties of low power plasma sprayed $\text{NiCrAlY}/\text{Al}_2\text{O}_3$ coatings. *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, 2015, vol. 26, pp. 3853–3860. <https://doi.org/10.1007/s10854-015-2911-9>

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-198-211>

УДК 621.78:535.211



**К 95-летию Физико-технического института
Национальной академии наук Беларуси**

Оригинальная статья

В. С. Голубев*, И. И. Вегера

*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
ул. Академика Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь*

**ПОВЕРХНОСТНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВОЛОКОННОГО ЛАЗЕРА**

Аннотация. Изучены возможности поверхностного легирования нержавеющей сталей мартенситного, аустенитного и ферритного классов (95X18, 04X18H9, 03X17 соответственно) излучением волоконного иттербиевого лазера с максимальной мощностью 2 кВт. Для легирования использовались порошки ряда химических соединений: карбиды – WC, B₄C, TiC, Cr₃C₂, бориды – W₂B₅, TiB₂. Слой легирующего материала формировался на поверхности предварительно шликерным способом. Толщина нанесенного слоя составляла ~ 150 мкм. Для исключения интенсивного выгорания обработка проводилась при подаче в зону облучения инертного газа – аргона. Исследовалось влияние режимов легирования на микроструктуру, микротвердость, химический состав, качество легированных зон и их геометрические размеры. Отмечено, что максимальные глубины легированных слоев достигались при максимальном энергокладе излучения при мощности 2 кВт и минимальной скорости сканирования 1 м/мин и находились в пределах 900–1800 мкм. При этом в режиме максимального энергоклада происходит достаточно неплохое перемешивание расплава и в нем практически отсутствуют такие дефекты, как поры и трещины. В зоне легирования, как правило, формируется мелкодисперсная гетерофазная структура в зависимости от рода легирующего материала и режимов лазерной обработки с выделениями исходных легирующих или дополнительно образованных фаз. В целом картина изменения микроструктуры и микротвердости для одинаковых легирующих материалов была схожей для всех исследованных сталей. Самые высокие микротвердости в пределах 8300–16500 МПа, 6000–10000 и 9500–13500 МПа в легированных слоях сталей соответственно 03X17, 04X19H9 и 95X18 достигались при использовании карбида бора (B₄C). Проведенные эксперименты по лазерному легированию показали принципиальную возможность поверхностного упрочнения сталей ферритного и аустенитного классов типа 03X17 и 04X18H9 и дополнительного упрочнения сталей мартенситного класса типа 95X18. Полученные результаты могут быть использованы с целью повышения эксплуатационных свойств, например износо- и коррозионной стойкости, изделий из этих классов сталей.

Ключевые слова: лазерное легирование, поверхностный слой, микроструктура, микротвердость, распределение элементов

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Голубев Валерий Сергеевич – кандидат физико-математических наук, ведущий научный сотрудник отдела индукционных технологий и термической обработки Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, e-mail: gvs_fti@mail.ru; Вегера Иван Иванович – кандидат технических наук, доцент, директор Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, e-mail: vegera@phti.by

Вклад авторов: оба автора в равной степени внесли свой вклад в исследовательскую работу.

Для цитирования: Голубев, В. С. Поверхностное легирование нержавеющей сталей с использованием волоконного лазера / В. С. Голубев, И. И. Вегера // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 198–211. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-198-211>

Поступила в редакцию: 30.04.2026

Доработанный вариант: 05.07.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

*On the 95th Anniversary of the Physical-Technical Institute
of the National Academy of Sciences of Belarus*

Original article

Valery S. Golubev*, Ivan I. Vegeera

*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
10, Academician Kuprevich St., 220084, Minsk, Republic of Belarus*

SURFACE ALLOYING OF STAINLESS STEELS USING A FIBER LASER

Abstract. The potential of surface alloying of martensitic, austenitic, and ferritic stainless steels (95Cr18, 04Cr18N9, 03Cr17, respectively) using a ytterbium fiber laser with a maximum power of 2 kW was studied. Powders of a number of chemical compounds were used for alloying: carbides (WC, B₄C, TiC, Cr₃C₂), borides (W₂B₅, TiB₂). A layer of alloying material was preliminarily formed on the surface using the slip method. The thickness of the applied layer was ~ 150 μm. To prevent intense burnout, the treatment was carried out while supplying an inert gas (argon) to the irradiation zone. The effect of alloying modes on the microstructure, microhardness, chemical composition, quality of alloyed zones, and their geometric dimensions was studied. It was noted that the maximum alloyed layer depths were achieved at maximum radiation input of 2 kW and a minimum scanning speed of 1 m/min, ranging from 900 to 1800 μm. Moreover, at maximum energy input, the melt is fairly well mixed, and defects such as pores and cracks are virtually absent. A finely dispersed heterophase structure typically forms in the alloying zone, depending on the type of alloying material and laser processing modes, with precipitation of the original alloying phases or additionally formed ones. Overall, the pattern of microstructure and microhardness changes for the same alloying materials was similar for all the steels studied. The highest microhardness values, ranging from 8300 to 16500 MPa, 6000 to 10000 MPa, and 9500 to 13500 MPa, were achieved in the alloyed layers of 03Cr17, 04Cr19N9, and 95Cr18 steels, respectively, using boron carbide (B₄C). Laser alloying experiments demonstrated the fundamental possibility of surface hardening of ferritic and austenitic steels such as 03Cr17 and 04Cr18N9, and additional hardening of martensitic steels such as 95Cr18. The results obtained can be used to improve operational properties, such as wear and corrosion resistance, of specific products made from these steels.

Keywords: laser alloying, surface layer, microstructure, microhardness, element distribution

Conflict of interest: the authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: *Valery S. Golubev* – Cand. Sci. (Physics and Mathematics), Leading Researcher of the Department of Induction Technologies and Heat Treatment at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, e-mail: gvs_fti@mail.ru; *Ivan I. Vegeera* – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Director at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, e-mail: vegeera@phti.by

Contribution of the authors: both authors contributed equally to the research work.

For citation: Golubev V. S., Vegeera I. I. Surface alloying of stainless steels using a fiber laser. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 198–211 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-198-211>

Received: 30.04.2026

Modified: 05.07.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. В связи с повышением уровня технического прогресса, проектированием все более сложных машин и механизмов перед современным производством стоит задача выпуска усовершенствованных комплектующих деталей как по конфигурации, так и по архитектуре их рабочих поверхностей с соответствующими физико-механическими и физико-химическими свойствами. С этой целью разрабатываются новые конструкционные стали и сплавы, а также методы их обработки, в том числе и методы лазерной поверхностной обработки: закалки, легирования, наплавки и т. п. [1–12]. Зачастую такие разработанные методы позволяют достигать высоких эксплуатационных результатов при изготовлении деталей и из традиционных материалов. Простота управления лазерным лучом, возможность плавного изменения в широких пределах энергии, а следовательно, и температуры на поверхности, кратковременность термического воздействия энергии на материал и малые зоны термического влияния этого воздействия – все это основные преимущества лазерного способа обработки материалов. Лазерные технологии модифицирования металлических поверхностей, используя перечисленные преимущества, способны обеспечить существенное улучшение таких важнейших рабочих характеристик металлов, как стойкость против износа трением, абразивного и коррозионного износа, высоко-температурного отпуска и др.

В последние годы в промышленности начали широко применяться мощные волоконные лазеры, прежде всего для раскроя материалов и сварки. Этот тип лазеров имеет ряд своих преимуществ по энергетическим, оптическим и технологическим характеристикам. Так, КПД волоконного лазера достигает 30–35 %, для фокусировки его излучения используются обычные стеклянные линзы, при этом такое излучение может транслироваться на значительные расстояния.

Уникальные свойства лазерного излучения служат основой для создания и развития таких эффективных технологий, как лазерное легирование и наплавка [1–12]. Многими авторами, в том числе и сотрудниками Физико-технического института НАН Беларуси, была показана перспективность применения этих методов лазерной обработки для широкой гаммы металлических материалов [5–7; 9; 15; 16].

Ранее нами было исследовано влияние ряда энергетических и технологических факторов на особенности поверхностного легирования износостойкой стали типа Hardox 600 [5] с использованием воздействия излучением иттербиевого волоконного лазера. Показано, что данный метод позволяет получать на такого рода сталях достаточно глубокие и качественные поверхностные слои с повышенными твердостью, коррозионной стойкостью и др. Это открывает перспективу разработки лазерной технологии локального поверхностного упрочнения при проектировании ответственных деталей с регламентируемой конфигурацией поверхностных свойств и высоким ресурсом их эксплуатации в различных сферах современного производства.

Особый интерес в этом плане представляет изучение возможности лазерного поверхностного легирования сталей нержавеющей стали класса [1–4; 6; 10–12]. Так, нержавеющие стали мартенситного класса используются для изготовления деталей пищевой и химической промышленности (втулки, оси, стержни, подшипники), обладающих высокой твердостью и работающих в агрессивных средах, к этим деталям предъявляются требования высокой прочности и износостойкости.

Выбор марки стали зависит от требований, предъявляемых к твердости деталей. Например, одна из самых высокопрочных в своем классе сталь 95X18 (AISI 440B, 440C) применяется для изготовления деталей пищевой и химической промышленности, работающих при повышенных нагрузках и в условиях сильного абразивного изнашивания. После закалки, обработки холодом и низкого отпуска твердость данной стали может достигать предельных значений 59–61 HRC [13; 14]. К основным малоуглеродистым коррозионностойким сталям относятся хромистые и хромоникелевые стали ферритного и аустенитного классов (более 90 % производимых и востребованных нержавеющей сталей).

В нашей предыдущей работе [6] показано, что поверхностное лазерное легирование стали 95X18 открывает возможности дополнительного повышения ряда ее свойств. Результат лазерного легирования той или иной марки стали зависит от легирующего материала, применяемого лазера, режимов его работы (непрерывный, импульсный или квазинепрерывный), параметров обработки (мощность лазерного излучения, диаметр пятна фокусировки, скорость сканирования лазерного луча и др.), окружающей атмосферы и других факторов.

Литературный анализ показал, что по лазерному легированию конкретных нержавеющей сталей зачастую либо полностью отсутствуют какие-либо данные (в частности, для стали 03X17 (AISI 430)), либо это единичные публикации (как для стали 95X18 (AISI 440B, 440C) [6]), либо они немногочисленны и трудно сопоставимы (например, для стали 04X18H9 (AISI 304)), так как получены в различных экспериментальных условиях [10–12]. Так, в [10] на образец из нержавеющей стали AISI 304 наносилось шликерное покрытие порошком TiC. Обработку выполняли на импульсном Nd:YAG лазере (ALPHALASER, Германия) с максимальной мощностью 200 Вт, с частотой импульсов в диапазоне 0,5–20 Гц, диаметром луча 1,5 мм. Пиковая мощность составляла 1–3,5 кВт. Было отмечено, что средняя твердость поверхности из нержавеющей стали AISI 304 (220 HV0.05) повышалась до 400–1200 HV0.05 в зависимости от параметров лазерной обработки. В работе [11] для лазерного легирования стали AISI 304 смешивали порошки Al, Si, Ti, Ni и WC (10, 20, 30 %) с размером частиц 20–50 мкм. Лазерную обработку образцов со слоями покрытия толщиной 0,7 мм выполняли при мощности излучения волоконного лазера (YLS-5000, IPG Photonics) 1800 Вт, диаметре луча 3 мм, скорости его перемещения 0,01 м/с. Показано, что

средняя микротвердость легированного слоя с 20 % WC составляла 960 HV0.2, при этом наблюдалась самая низкая степень абразивного износа. В исследованиях, результаты которых приведены в [12], нержавеющая сталь AISI 304 была подвергнута лазерному легированию на основе смеси порошков WC + Ni + NiCr с использованием непрерывного излучения Nd:YAG лазера мощностью 5 кВт. Максимальная твердость легированных слоев составляла 1350 HV. Отмечено также, что были значительно улучшены износостойкость и коррозионная стойкость.

Цель настоящей работы – определение возможности лазерного поверхностного легирования нержавеющих сталей ферритного (03X17 (AISI 430)), аустенитного (04X18H9 (AISI 304)) и мартенситного (95X18 (AISI 440B, 440C)) классов при воздействии излучения мощного волоконного лазера с использованием ряда наиболее применяемых для такого рода задач карбидов и боридов; изучение особенностей влияния режимов легирования в идентичных условиях одного эксперимента на микроструктуру зон легирования, микротвердость, химический состав; установление режимов, обеспечивающих наиболее высокое качество формирования поверхностного слоя.

Материалы и методы исследования. Для легирования нержавеющих сталей лазерным излучением использовался комплекс поверхностной термообработки МЛ35-ПО на базе волоконного иттербиевого лазера ЛС-2 с максимальной выходной мощностью 2 кВт. Процесс лазерной обработки проводился по классической схеме поверхностного легирования металлических образцов [1; 9]. Режимы лазерной обработки выбирались на основе определения оптимального сочетания ряда таких технологических факторов, как размер пятна фокусировки, его положение относительно поверхности обрабатываемого материала, мощность лазерного излучения, скорость сканирования луча. Были проведены эксперименты по изучению возможности поверхностного упрочнения нержавеющих сталей ферритного, аустенитного и мартенситного классов (соответственно, 03X17, 04X18H9, 95X18) с использованием излучения указанного волоконного иттербиевого лазера. Исследованы микроструктура, микротвердость, геометрические размеры образовавшихся в ходе эксперимента слоев, определено наличие в них дефектов в виде пор, трещин и т. д.

Коррозионно-стойкая хромистая безникелевая сталь ферритного класса общего применения. 03X17 (AISI 430)¹ отличается высокими прочностными и механическими свойствами, высокой коррозионной стойкостью. Сталь достаточно пластична, хорошо обрабатывается, достаточно хорошо поддается вытяжке, штамповке, вальцовке и т. д. Благодаря низкому коэффициенту термического расширения данная нержавеющая сталь оптимальна для изделий, испытывающих перепады температур.

Нержавеющая сталь марки 04X18H9 (AISI 304)² относится к высоколегированным коррозионно-стойким сплавам аустенитного класса с пониженным содержанием углерода. Благодаря оптимальному химическому составу данная марка обладает исключительной стойкостью к агрессивным средам, высокой прочностью, пластичностью и жаростойкостью при значительных температурах. Сталь 04X18H9 характеризуется высокой пластичностью при достаточной прочности, что обеспечивает хорошую формуемость и возможность изготовления изделий сложной конфигурации методами холодной штамповки. При холодной деформации происходит значительное деформационное упрочнение (наклеп), что позволяет повысить прочностные характеристики на 30–40 %. Благодаря высокому содержанию хрома и никеля, а также пониженному содержанию углерода (до 0,04 %) сталь 04X18H9 обладает превосходной коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах. Вследствие уникального сочетания механических, антикоррозионных и технологических свойств, она находит широкое применение в химической и нефтехимической промышленности, энергетике, для изготовления насосов и криогенной техники и т. д.

Сталь 95X18 (AISI 440B, 440C)³ – нержавеющая коррозионно-стойкая сталь мартенситного класса, высоколегированная, обладает высокой твердостью и умеренной коррозионной стойкостью.

¹ ГОСТ 5949–2018. Металлопродукция из сталей нержавеющих и сплавов на железоникелевой основе коррозионно-стойких, жаростойких и жаропрочных. Технические условия. М.: Стандартинформ, 2018. 31 с. ; ASTM A276-13a. Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes / ASTM International. URL: <https://store.astm.org/standards/a276>

² ГОСТ 5632–2014. Легированные нержавеющие стали и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки. М.: Стандартинформ, 2015. 112 с. ; ASTM A276-13a. Standard Specification for Stainless Steel Bars and Shapes.

³ Там же.

Химический состав стали 95X18 включает в себя три основных элемента: железо, углерод, хром, которые и определяют ее свойства. Высокое содержание углерода обеспечивает значительную прочность в условиях механических нагрузок, тогда как хром повышает коррозионные свойства. Добавка небольших количеств титана ($\sim 0,2\%$) и никеля ($\sim 0,6\%$) дополнительно улучшает эксплуатационные свойства металла в целом и изготавливаемых из него изделий. Небольшое количество вредных примесей ($\leq 0,03\%$ фосфора, $0,025\%$ серы) способствует устойчивости изделий к значительным температурным изменениям и агрессивному воздействию окружающей среды. По совокупности физических, химических и механических свойств данный тип стали считается одним из лучших материалов для изготовления ножей и клинкового оружия. В машиностроении из нее изготавливают пружины, комплектующие насосов вакуумных и высокого давления, сварочных аппаратов, роторов, газовых турбин, обоймы, ролики, шарики подшипников и т. д. К сферам применения стали 95X18 относятся также медицина, металлообработка, энергетическая отрасль, строительство и др.

Для легирования в настоящих экспериментах использовались порошки ряда химических соединений: карбиды WC, B_4C , TiC, Cr_3C_2 , бориды W_2B_5 , TiB_2 . Слой легирующего материала формировался на поверхности предварительно шликерным способом, который обеспечивает экономный расход легирующего материала, при этом в зоне обработки достигается нужная концентрация легирующего компонента. Необходимо отметить, что благодаря такому способу появляется возможность наносить самые разные легирующие сочетания порошков. Толщина предварительно нанесенного слоя в нашем эксперименте составляла ~ 150 мкм. Лазерная обработка образцов с нанесенными легирующими слоями проводилась в равнозначных условиях при шести режимах: при выходных мощностях излучения 2 и 1 кВт и при трех скоростях сканирования луча 1,0–2,5–5,0 м/мин. Для исключения интенсивного выгорания обработка осуществлялась при подаче в зону облучения инертного газа – аргона.

Измерения микротвердости выполнялись на микротвердомере ПМТ-3 (Россия) при нагрузке 100 г; микроструктура анализировалась на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-2 (Германия). Химическое травление шлифов осуществлялась с использованием раствора Марбле. Элементный состав шлифов в поперечных сечениях перпендикулярно поверхности, морфология поверхности изучались с использованием электронного сканирующего микроскопа Mira 3LMN (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором INCA Energy 350 (Великобритания). Погрешность измерения не превышала 3–5 %.

Результаты исследования и их обсуждение. При лазерном легировании происходят достаточно сложные и взаимосвязанные процессы тепло- и массопереноса и микрометаллургии. Структура и свойства легированных поверхностных слоев зависят от многих факторов, действие которых часто противоположно. Вследствие этого экспериментальным исследованиям процессов лазерного легирования на данном этапе до сих пор придается главенствующее значение.

Нержавеющая сталь 03X17. На рис. 1 приведены характерные микроструктуры легированных слоев, формирующихся на поверхности стали 03X17 с исходной микротвердостью ~ 1850 МПа.

Следует отметить, что максимальные глубины легированных слоев достигались при максимальном энерговкладе излучения при мощности 2 кВт и минимальной скорости сканирования 1 м/мин и находились в пределах 900–1800 мкм. При этом минимальная глубина (900 мкм) наблюдалась для порошка B_4C , а максимальная (1800 мкм) – для порошка W_2B_5 . Такой разброс по глубине легирования может быть связан с коэффициентами поглощения лазерного излучения этими порошками и соответствующим изменением теплопроводности поверхностного слоя при трансформации его химического состава. На приведенных изображениях микроструктур видно, что в режимах максимального энерговклада происходит приемлемое перемешивание расплава и практически отсутствуют такие дефекты, как поры и трещины. Для остальных режимов не плохое качество зон легирования наблюдалось для порошков TiC, Cr_3C_2 , W_2B_5 . В то же время со снижением энерговклада, то есть с уменьшением выходной мощности или увеличением скорости сканирования лазерного луча, уменьшались не только глубина легированного слоя, но и степень перемешивания в нем расплава. При этом могли формироваться поры и трещины. Такое качество слоев наблюдалось, например, при использовании B_4C .

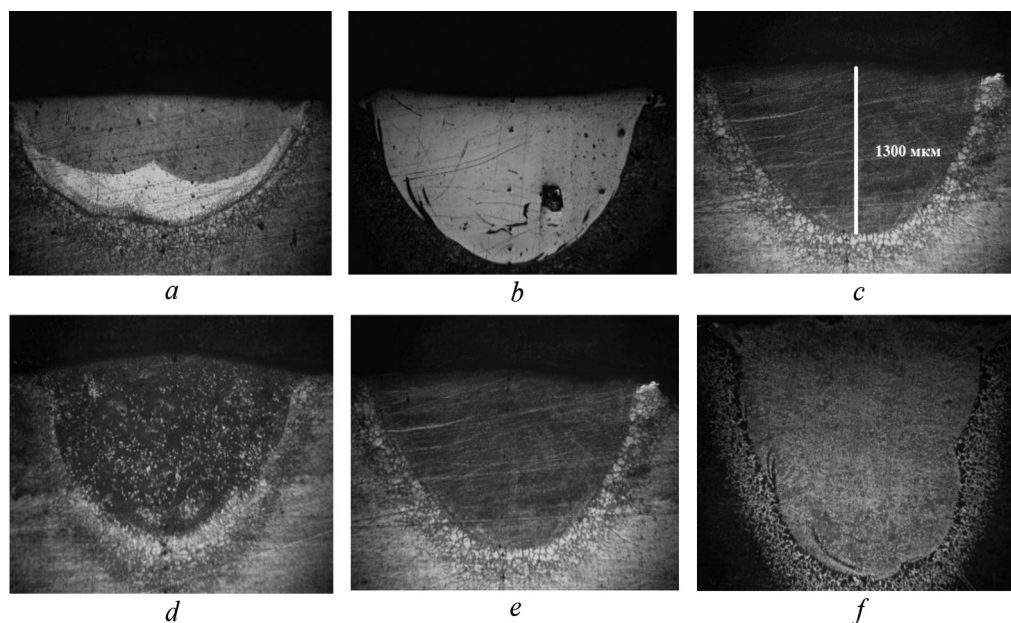


Рис. 1. Микроструктуры зон легирования стали 03X17 (AISI 430) при максимальном энерговкладе (2 кВт, 1 м/мин) для различных легирующих материалов (50°): *a* – B_4C ; *b* – WC ; *c* – Cr_3C_2 ; *d* – TiC ; *e* – TiB_2 ; *f* – W_2B_5

Fig. 1. Microstructures of alloying zones of 03Cr17 (AISI 430) steel at maximum energy input (2 kW, 1 m/min) for various alloying materials (50°): *a* – B_4C ; *b* – WC ; *c* – Cr_3C_2 ; *d* – TiC ; *e* – TiB_2 ; *f* – W_2B_5

В случае использования порошка TiB_2 происходил прогиб поверхностного слоя расплавленного металла и на поверхности подложки по краям ванны расплава могли фиксироваться подплавленные остатки легирующего материала. Это можно связать с тем, что преобладающим механизмом в данном случае являлось испарение поверхностных слоев, вследствие чего образовывались так называемые пары отдачи, давление которых искривляло поверхность мелкой ванны расплава, что способствовало его выбросу. При более интенсивном воздействии, достигаемом за счет повышения мощности и одновременного снижения скорости сканирования лазерного излучения, преобладающим механизмом является быстрое продвижение фронта плавления основного материала и более интенсивное перемешивание образующейся ванны расплава как за счет термокапиллярной конвекции, так и давления образующихся «паров отдачи».

Образование пор, особенно крупных, также, по-видимому, связано с сильным испарением материала и повышением давления в локальных местах зоны нагрева, а не с захватом воздуха перемешивающейся ванной расплава. Подтверждением этому является отсутствие пор при легировании с использованием других порошков. Сильное испарение материала с образованием пор в расплаве может быть связано с протеканием интенсивной экзотермической реакции между собой каких-либо элементов легирующей фазы и основного металла при их совместном нагревании [15; 16]. В данном случае одним из таких элементов может быть бор, который высвобождается при диссоциации, например, карбида бора.

В зоне легирования, как правило, формируется мелкодисперсная гетерофазная структура в зависимости от рода легирующего материала и режимов лазерной обработки с выделениями исходных легирующих или дополнительно образованных фаз. Причем, как уже отмечалось, чем меньше энерговклад, тем меньше глубина зоны легирования и степень перемешивания, между тем вероятность включений исходной легирующей фазы выше и они могут быть крупнее. Немаловажную роль в данном случае может играть температура плавления легирующей компоненты. Так, химическое соединение TiC имеет достаточно высокую температуру плавления 3140 °С, при этом даже в случае максимального проплава в структуре фиксируется большое количество включений исходного легирующего компонента с микротвердостью порядка 24 000 МПа. Для порошка W_2B_5 с температурой плавления 2370 °С в этих же условиях могут наблюдаться лишь отдельные и небольшие включения исходной легирующей фазы с микротвердостью на уровне 17 400 МПа. Тогда как при снижении энерговклада, например, при мощности 2 кВт и скорости сканирования

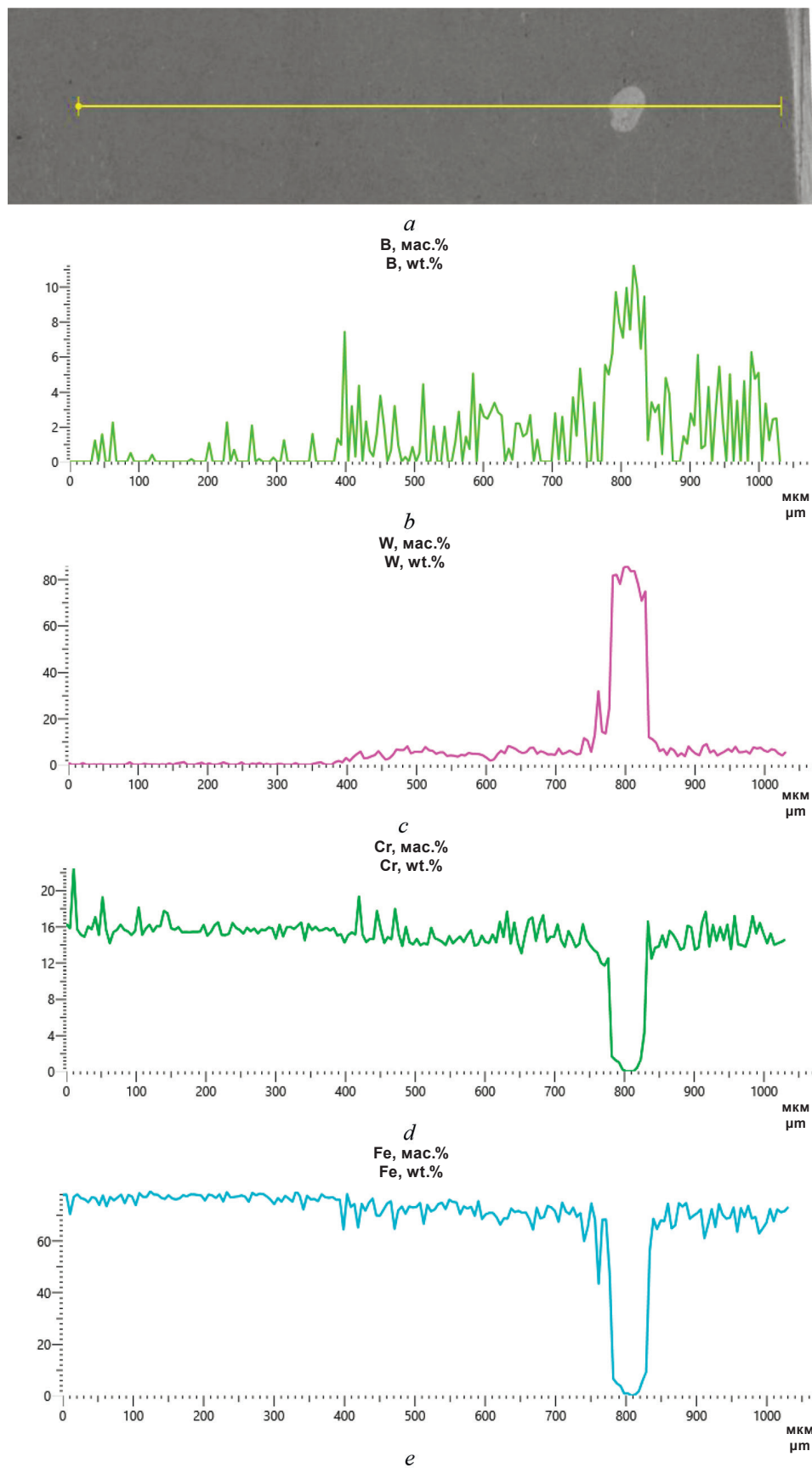


Рис. 2. Зона легирования стали 03X17 (AISI 430) при использовании W_2B_5 (*a*)
 и распределение различных элементов по глубине (*b–e*)

Fig. 2. Alloying zone of 03Cr17 (AISI 430) steel using W_2B_5 (*a*) and distribution of various elements by depth (*b–e*)

2,5 м/мин уже и для этого порошка помимо уменьшения общей глубины расплава снижалась степень перемешивания, а также могли фиксироваться отдельные довольно крупные включения.

На рис. 2 приведены распределения различных элементов по глубине ванны расплава для этого режима лазерного легирования с использованием порошка W_2B_5 .

Ванна расплавления формируется в целом за счет конвективного перемешивания, когда расплав с высокой температурой у поверхности перемещается ко дну. Таким образом окончательно формируется и глубина расплава. Этот же механизм перемешивания создает и легированную зону, когда легирующий материал с поверхности перераспределяется по глубине ванны расплава. При осуществлении такого рода процесса под глубиной зоны легирования понимается вся глубина расплавления. Распределение элементов легирования по этой глубине может быть неравномерным. Тем не менее флуктуации, например, бора на уровне 2 % (см. рис. 2, б) наблюдаются практически до самого дна ванны расплава.

Из рис. 2 видно, что отдельное включение соответствует исходному легирующему материалу. В то же время для порошка TiB_2 большое количество крупных включений с микротвердостью на уровне 32 000 МПа начинает появляться и для режима при мощности 2 кВт и скорости сканирования луча 2,5 м/мин. И чем меньше температура плавления легирующего материала, тем дольше сохраняется степень однородности ванны расплава со снижением энерговклада при осуществлении процесса лазерного легирования. Как показано ранее [5], процесс легирования в итоге может постепенно трансформироваться в процесс наплавки присадочного материала к поверхности.

Следует отметить, что при проведении исследований все шлифы образцов подвергались одинаковому химическому травлению раствором Марбле. Поэтому по внешнему виду травленных образцов можно судить о степени коррозионной стойкости легированных зон, по крайней мере в кислотной среде HCl. Так, некоторое повышение коррозионной стойкости наблюдалось при использовании порошков B_4C и WC, а для порошков Cr_3C_2 и W_2B_5 повышение было весьма заметно при режимах обработки с небольшими энерговкладами.

На рис. 3, 4 представлены зависимости микротвердости по глубинам легированных слоев для ряда режимов лазерного воздействия и различных легирующих материалов.

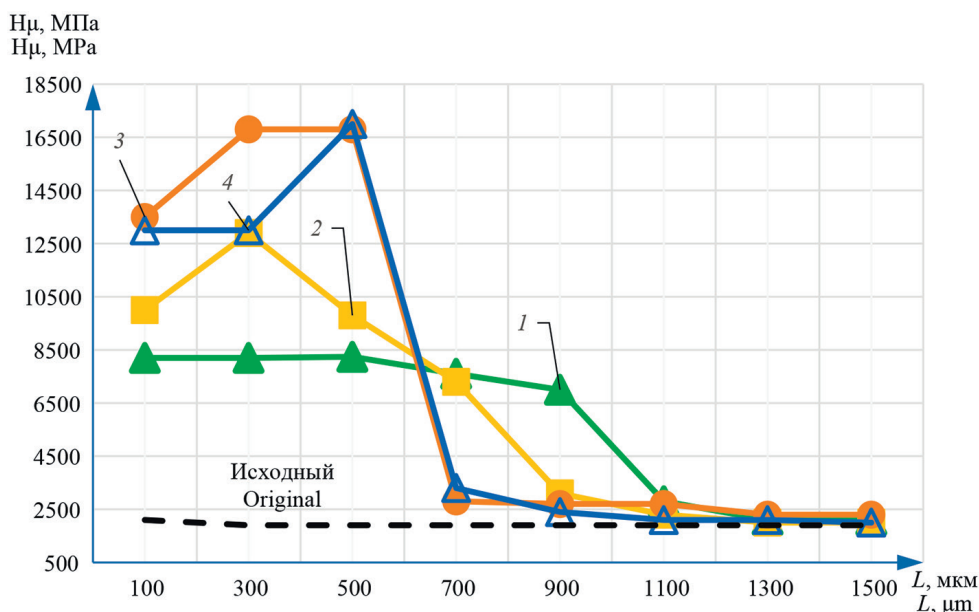


Рис. 3. Графики распределения микротвердости (H_μ , МПа) по глубине легирования (L , мкм) на стали 03X17 (AISI 430) при использовании порошка B_4C : 1 – $P = 2$ кВт, $V = 1,0$ м/мин; 2 – $P = 2$ кВт, $V = 2,5$ м/мин; 3 – $P = 2$ кВт, $V = 5,0$ м/мин; 4 – $P = 1$ кВт, $V = 1$ м/мин

Fig. 3. Graphs of microhardness (H_μ , MPa) distribution by alloying depth (L , μm) on 03Cr17 (AISI 430) steel using B_4C powder: 1 – $P = 2$ kW, $V = 1,0$ m/min; 2 – $P = 2$ kW, $V = 2,5$ m/min; 3 – $P = 2$ kW, $V = 5,0$ m/min; 4 – $P = 1$ kW, $V = 1$ m/min

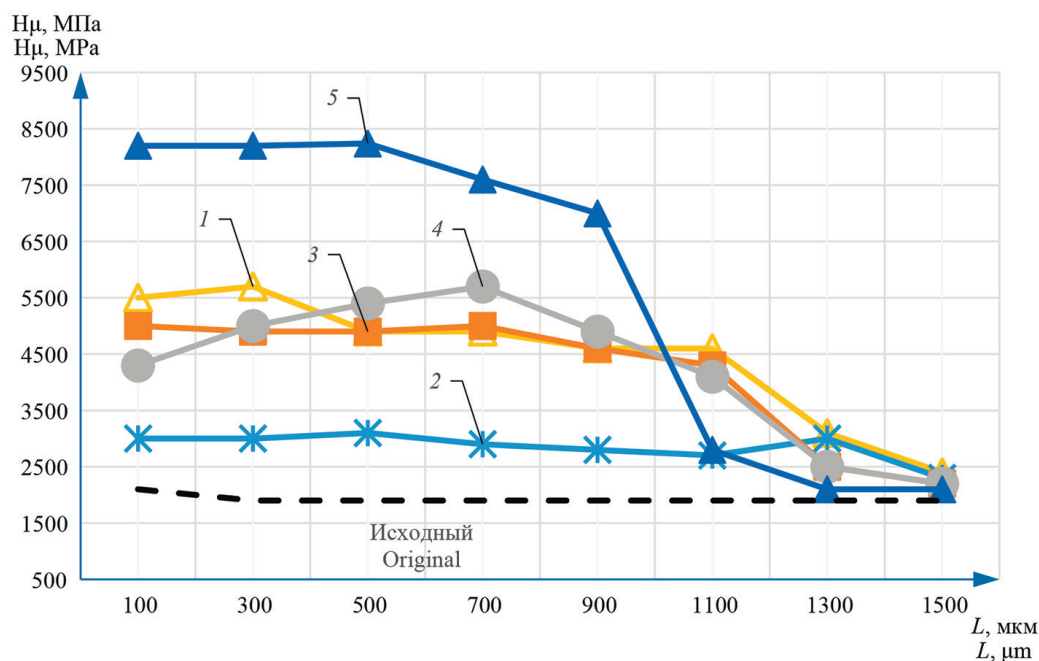


Рис. 4. Графики распределения микротвердости (H_μ , МПа) по глубине легирования (L , мкм) на стали 03X17 (AISI 430) в режиме максимального энергозаклада (2 кВт, 1 м/мин) при использовании различных порошков: 1 – Cr_3C_2 ; 2 – TiC ; 3 – TiB_2 ; 4 – WC ; 5 – B_4C

Fig. 4. Graphs of microhardness (H_μ , MPa) distribution by alloying depth (L , μm) on 03Cr17 (AISI 430) steel in the maximum energy input mode (2 kW, 1 m/min) using different powders: 1 – Cr_3C_2 ; 2 – TiC ; 3 – TiB_2 ; 4 – WC ; 5 – B_4C

Видно, что самые высокие микротвердости в пределах 8300–16500 МПа в легированных слоях достигаются при использовании B_4C . Для всех остальных легирующих материалов значения микротвердости расплавленных зон были ниже. Исключение составил Cr_3C_2 в режиме с минимальным энергозакладом (2 кВт, 5 м/мин), когда микротвердость достигала уровня $\sim 12\,000$ МПа. Это был режим практически уже наплавки материала на поверхность. Как правило, с уменьшением глубины ванны расплава микротвердость возрастала. Так, для WC микротвердость находилась в диапазоне 5000–6800 МПа, для TiC – 3000–4000 МПа, для Cr_3C_2 – 4000–5500 МПа, для TiB_2 – 5000–6800 МПа, для W_2B_5 – 4200–7000 МПа.

Нержавеющая сталь 04X18H9. Что касается легирования стали 04X18H9 (AISI 304), то в целом картина по микроструктуре и микротвердости была схожей с предыдущими результатами по стали 03X17. На рис. 5 представлены микроструктуры зон легирования для легирующего порошка WC (a–c) и для Cr_3C_2 (d–f). На рис. 5 g, h видно, что, например, для Cr_3C_2 структура является мелкодисперсной и имеет ячеисто-дендритный характер различной направленности в объеме расплава на различных его участках.

В то же время при использовании порошка TiB_2 при режимах с недостаточным энергозакладом происходит прогиб свободной поверхности расплава и частичный выброс его расплавленных частиц за пределы пятна фокусировки (рис. 6). Как уже отмечалось, это может быть связано с интенсивным разогревом на локальных участках, вследствие чего происходит испарение легирующего материала с соответствующим давлением паров на ванну расплава. При этом в ходе эксперимента наблюдался яркий факел, который к тому же сопровождался характерным звуком. Природа этого процесса также может быть связана с экзотермической реакцией с участием бора, когда под давлением в результате интенсивного испарения реализуется вынос расплава, а порообразование не успевает произойти.

На рис. 7 по аналогии с результатами для стали 03X17 (AISI 430) (см. рис. 4) приведены графики распределения микротвердости по глубине зоны легирования для режима максимального энергозаклада. Штриховой линией показана исходная микротвердость стали 04X18H9 (AISI 304).

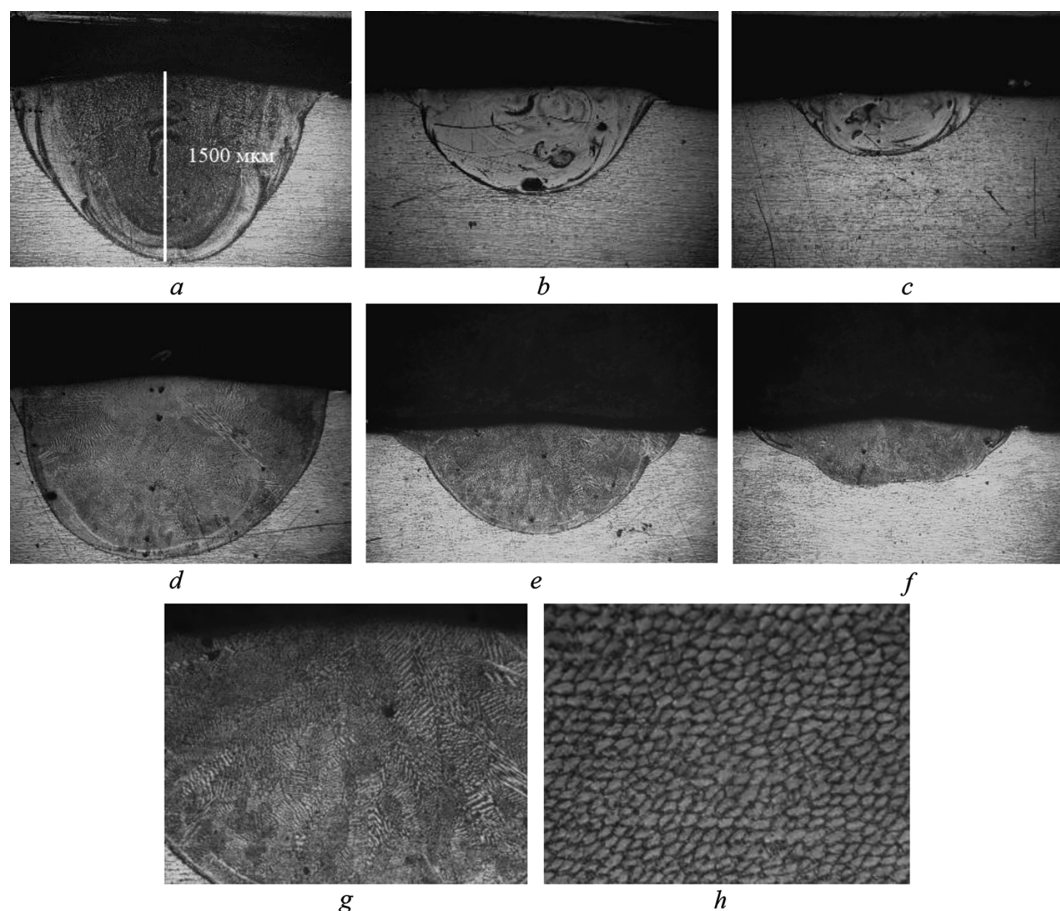


Рис. 5. Микроструктуры зон легирования на стали 04X18N9 (AISI 304) при различном энерговкладе для разных легирующих материалов: *a–c* – WC, *d–h* – Cr₃C₂; *a–f* – 50°, *g* – 125°, *h* – 1000°; *a, d* – 2 кВт, 1 м/мин; *b, e* – 2 кВт, 2,5 м/мин; *c, f* – 2 кВт, 5 м/мин

Fig. 5. Microstructures of alloying zones on 04Cr18N9 (AISI 304) steel at different energy input for different alloying materials: *a–c* – WC, *d–h* – Cr₃C₂; *a–f* – 50°, *g* – 125°, *h* – 1000°; *a, d* – 2 kW, 1 m/min; *b, e* – 2 kW, 2.5 m/min; *c, f* – 2 kW, 5 m/min

Как и для стали 03X17 (AISI 430), максимальные значения микротвердости наблюдались при использовании для легирования порошка В₄С. В целом для всех использованных порошков эффект упрочнения от легирования на стали 04X18N8 (AISI 304) был несколько меньше. Так, во всем диапазоне режимов обработки для В₄С микротвердость находилась в диапазоне 6000–10 000 МПа, для WC, TiC, Cr₃C₂, TiB₂, W₂B₅ соответственно в диапазонах 4500–6300, 3200–4100, 4000–5500, 4000–6000, 4100–6300 МПа.

Исследованная сталь 03X17, как уже упоминалось, относится к нержавеющей хромистым сталям ферритного класса, структура которых представляет собой феррит, и они не претерпевают фазовых превращений. Поэтому в стандартных условиях термообработки упрочнить данную сталь не представляется возможным. Полученные нами результаты по лазерному легированию этой стали открывают такую возможность.

Добавление достаточной концентрации никеля в хромистую (18 %) сталь превращает ее в аустенитную. Закалка такого рода аустенитных нержавеющей сталей представляет собой только смягчающую термическую операцию, так как в итоге из-за сложности происходящих процессов твердость этих сталей не повышается. Проведенные эксперименты по лазерному легированию стали 04X18N9 также показывают возможность поверхностного упрочнения такого рода сталей.

Нержавеющая сталь 95X18. Эксперименты по возможности лазерного легирования нержавеющей сталей мартенситного класса были проведены с использованием стали 95X18 (AISI 440B, 440C). Как нами было показано ранее [6], при обычной лазерной закалке в твердой фазе максимально достигаемая твердость составляла 56–57 HRC. При обработке с расплавлением

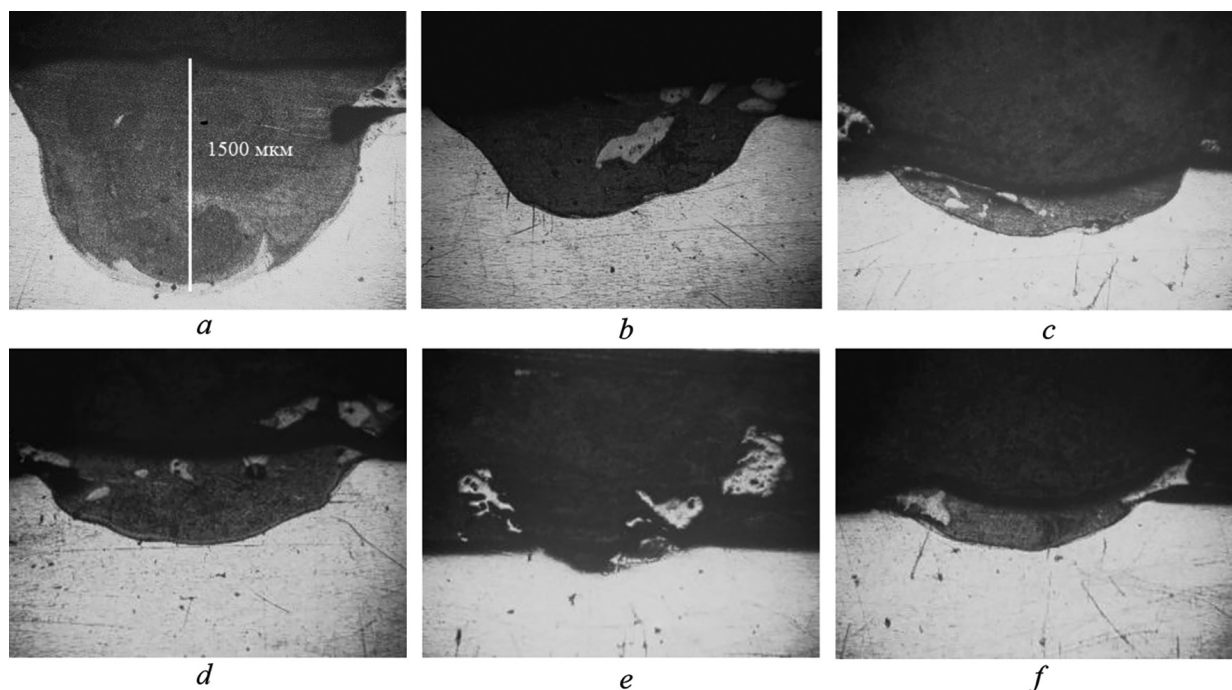


Рис. 6. Микроструктуры зон легирования (50°) на стали 04X18N9 (AISI 304) при использовании порошка TiB_2 для различных режимов обработки: *a* – 2 кВт, 1 м/мин; *b* – 2 кВт, 2,5 м/мин; *c* – 2 кВт, 5 м/мин; *d* – 1 кВт, 1 м/мин; *e* – 1 кВт, 2,5 м/мин; *f* – 1 кВт, 5 м/мин

Fig. 6. Microstructures of alloying zones (50°) on steel 04Cr18N9 (AISI 304) when using TiB_2 powder for various processing modes: *a* – 2 kW, 1 m/min; *b* – 2 kW, 2.5 m/min; *c* – 2 kW, 5 m/min; *d* – 1 kW, 1 m/min; *e* – 1 kW, 2.5 m/min; *f* – 1 kW, 5 m/min

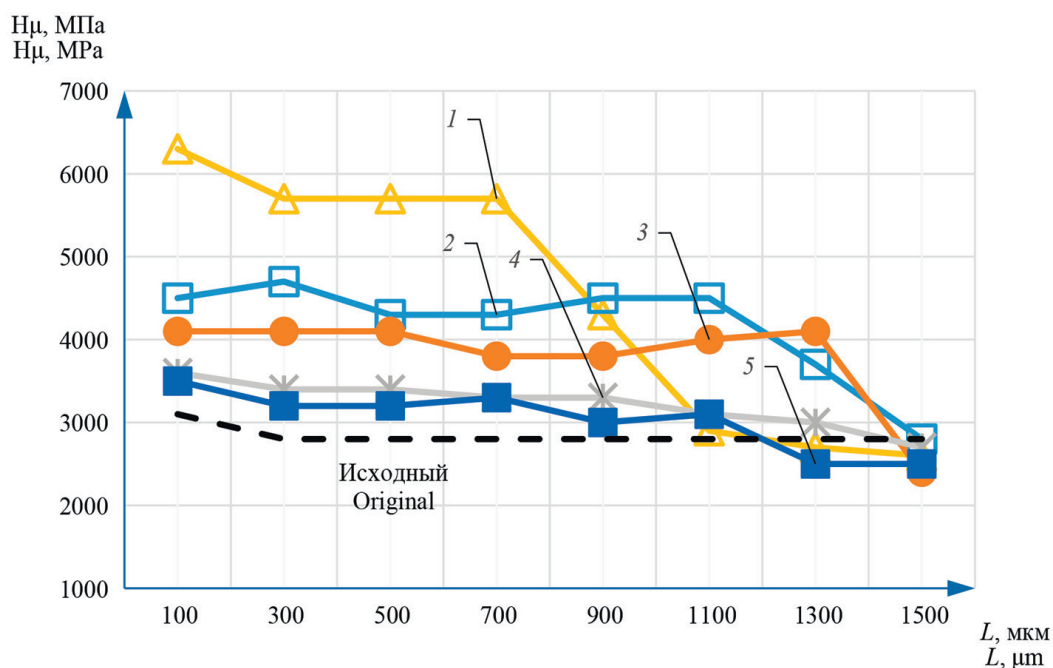


Рис. 7. Графики распределения микротвердости (H_μ , МПа) по глубине легирования (L , мкм) на стали 04X18N9 (AISI 304) в режиме максимального энерговыклада (2 кВт, 1 м/мин) при использовании различных порошков: 1 – B_4C ; 2 – WC; 3 – TiB_2 ; 4 – TiC; 5 – Cr_3C_2

Fig. 7. Graphs of microhardness distribution (H_μ , MPa) by alloying depth (L , μm) on 04Cr18N9 (AISI 304) steel in the maximum energy input mode (2 kW, 1 m/min) using different powders: 1 – B_4C ; 2 – WC; 3 – TiB_2 ; 4 – TiC; 5 – Cr_3C_2

поверхности твердость снижалась до 40 HRC, что, по-видимому, связано с фиксацией остаточного аустенита вследствие растворения исходных карбидов, насыщением аустенита дополнительными элементами и снижением температуры окончания мартенситного превращения ниже комнатной.

Эксперименты показали, что для каждого легирующего материала в структуре в данном случае сохраняются основные характерные черты, присущие и для рассмотренных выше сталей. Полной гомогенизации удается достичь не всегда, в структуре могут наблюдаться различного рода завихрения, имеющие зачастую разную травимость. Причем значения микротвердости таких участков практически не отличаются друг от друга. Как показал микрорентгеноспектральный анализ, незначительно может отличаться в этих зонах различной травимости и концентрация основных химических элементов. Тем не менее для дальнейшего повышения однородности зоны легирования следует увеличивать, по-видимому, время существования ванны расплава с протекающей там термокапиллярной конвекцией. Этого можно достичь за счет еще большего снижения скорости сканирования лазерного луча.

Аналогичного результата можно добиться за счет проведения повторной после легирования лазерной обработки с расплавлением поверхности. Из анализа микроструктур следует, что при меньших глубинах легированного слоя при использовании этих легирующих материалов, то есть при определенном повышении их концентрации, коррозионная стойкость стали возрастает. Аналогичные результаты ранее наблюдались при лазерном легировании стали Hardox 600 [5]. В то же время при использовании для легирования таких соединений, как TiC и Cr_3C_2 , коррозионная стойкость зон легирования снижалась практически для всех используемых режимов лазерной обработки. Кроме того, в структуре могли наблюдаться не растворившиеся до конца включения, твердость которых достигала, например, для TiC $\sim 24\,000$ МПа, а для Cr_3C_2 $\sim 23\,000$ МПа.

Следует отметить, что при глубокой ванне расплава, как правило, в режимах максимального энерговклада после кристаллизации формируется практически плоская поверхность с невысокой степенью шероховатости, аналогично с показанной на рис. 1. Это является весьма важным фактором в плане обеспечения нужных глубин упрочненных слоев с учетом последующей механической обработки конкретных деталей машиностроения. В целом максимальные глубины легированных слоев в зависимости от рода легирующих материалов составляли 900–1500 мкм, а максимальная ширина лазерной дорожки составляла ~ 3 мм. Микротвердость зон легирования при этом для V_4C находилась в диапазоне 9500–13 500 МПа, а для W_2B_5 , WC, TiC, Cr_3C_2 , TiB_2 соответственно в диапазонах 5500–9500, 4500–8000, 4500–5500, 4300–6300, 5400–6300 МПа.

Заключение. Проведены эксперименты по изучению возможности лазерного поверхностного легирования нержавеющей сталей ферритного (03X17), аустенитного (04X18H9) и мартенситного (95X18) классов с использованием порошков ряда карбидов и боридов. Отмечено, что максимальные глубины легированных слоев (900–1800 мкм) достигались при максимальном энерговкладе излучения при мощности 2 кВт и минимальной скорости 1 м/мин. При этом наблюдалось неплохое перемешивание расплава и практически отсутствовали такие дефекты как поры и трещины. В целом картина по изменению микроструктуры и микротвердости была схожей для всех исследованных сталей.

Самые высокие микротвердости в пределах 8300–16 500 МПа (сталь 03X17), 6000–10 000 МПа (сталь 04X18H9) и 9500–13 500 МПа (сталь 95X18) в легированных слоях достигались при использовании карбида бора. Для всех остальных легирующих материалов значения микротвердости расплавленных зон были ниже. Как правило, с уменьшением глубины ванны расплава микротвердость возрастала. Проведенные эксперименты по лазерному легированию показали возможность поверхностного упрочнения сталей ферритного и аустенитного классов типа 03X17 и 04X18H9 и дополнительного упрочнения сталей мартенситного класса типа 95X18.

Отмечено, что при глубокой ванне расплава, как правило, после кристаллизации формируется практически плоская поверхность с невысокой степенью шероховатости. Это является весьма важным фактором в плане обеспечения нужных глубин упрочненных слоев с учетом последующей механической обработки конкретных деталей машиностроения. Полученные результаты могут использоваться для повышения эксплуатационных свойств, например, износо- и коррозионной стойкости конкретных изделий из этих сталей.

Список использованной литературы

1. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров; под ред. А. Г. Григорьянца. – М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
2. Бирюков, В. П. Повышение коррозионной стойкости и триботехнических свойств поверхности сталей при лазерном легировании / В. П. Бирюков, А. Н. Принц, А. А. Якубовский // *Ядерная физика и инжиниринг*. – 2023. – Т. 14, № 4. – С. 315–320. <https://doi.org/10.56304/S2079562922050086>
3. Krishnakumari, A. Applications of Nd:YAG laser in nano WC surface alloying with low carbon austenitic steel in predicting the microstructure and hardness / A. Krishnakumari, M. Saravanan, J. Sarvvesh // *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*. – 2021. – Vol. 8, iss. 2. – P. 201–215. <https://doi.org/10.1007/s40516-021-00145-3>
4. Synthesis of Functional Surface Layers on Stainless Steels by Laser Alloying / Z. Duriagina, V. Kulyk, T. Kovbasiuk [et al.] // *Metals*. – 2021. – Vol. 11, iss. 3. – P. 434–453. <https://doi.org/10.3390/met11030434>
5. Surface Alloying of Hardox 600 Steel Using a Fiber Laser / V. S. Golubev, I. I. Vegera, V. E. Hodyush [et al.] // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2025. – Vol. 61, iss. 3. – P. 293–300. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700206>
6. Application of Fiber Laser for Surface Alloying of 95Cr18 Steel / V. S. Golubev, I. I. Vegera, V. E. Hodyush [et al.] // *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*. – 2025. – Vol. 61, iss. 6. – P. 824–831. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700905>
7. Лазерная обработка с изменением химического состава поверхностного слоя / В. С. Голубев, И. И. Вегера, О. Чернашеюс, В. В. Чаевский // *Вестник Барановичского государственного университета. Серия: Технические науки*. – 2019. – Вып. 7. – С. 34–42.
8. Бернацкий, А. В. Лазерное поверхностное легирование стальных изделий: (обзор) / А. В. Бернацкий // *Автоматическая сварка*. – 2013. – № 12. – С. 3–10.
9. Астапчик, С. А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. – Мн.: Бел. наука, 2008. – 252 с.
10. Sahoo, K. M. Effect of pulse laser parameters on TiC reinforced AISI 304 stainless steel composite coating by laser surface engineering process / K. M. Sahoo, M. Masanta // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2015. – Vol. 67. – P. 36–48. <http://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2014.10.010>
11. Effect of WC addition on microstructure and tribological properties of bimodal aluminum composite coatings fabricated by laser surface alloying / Chonggui Li, Shuai Li, Chuanming Liu [et al.] // *Materials Chemistry and Physics*. – 2019. – Vol. 234. – P. 9–15. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.05.089>
12. Majumdar, J. D. Mechanical and electro-chemical properties of laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC+Ni+NiCr / J. D. Majumdar // *Physics Procedia*. – 2013. – Vol. 41. – P. 335–345. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.086>
13. Ульянов, Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: справочник / Е. А. Ульянов. – М.: Металлургия, 1980. – 208 с.
14. Ивашко, В. В. Скоростная термическая обработка нержавеющей стали 95X18 / В. В. Ивашко, И. И. Вегера, С. И. Синцов // *Современные методы и технологии создания и обработки материалов: сб. материалов VI Междунар. науч.-техн. конф., г. Минск, 14–16 сент. 2011 г.: в 3 кн. / ФТИ НАН Беларуси*. – Мн., 2011. – Кн. 2. – С. 165–171.
15. Лазерное легирование сталей с использованием порошковых материалов / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, О. В. Новикова [и др.] // *Вестні Акадэміі навук БССР. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. – 1989. – № 4. – С. 7–13.
16. Исследование структуры порошковых материалов на основе алюминия, подвергнутых лазерной обработке / В. С. Голубев, Л. П. Евстратенко, А. П. Ласковнев, И. С. Чеботько // *Вестні Акадэміі навук БССР. Серыя фізіка-тэхнічных навук*. – 1988. – № 1. – С. 32–36.

References

1. Grigor'yants A. G., Shiganov I. N., Misurov A. I. *Laser Processing Technologies*. Moscow, Bauman Moscow State Technical University Publ., 2006. 664 p. (in Russian).
2. Biryukov V. P., Prince A. N., Yakubovsky A. A. Increase high-temperature corrosion resistance and tribotechnical properties of surface steels during laser alloying. *Nuclear Physics and Engineering*, 2023, vol. 14, no. 4, pp. 315–320 (in Russian). <https://doi.org/10.56304/S2079562922050086>
3. Krishnakumari A., Saravanan M., Sarvvesh J. Applications of Nd:YAG laser in nano WC surface alloying with low carbon austenitic steel in predicting the microstructure and hardness. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, 2021, vol. 8, iss. 2, pp. 201–215. <https://doi.org/10.1007/s40516-021-00145-3>
4. Duriagina Z., Kulyk V., Kovbasiuk T., Vasylyv B., Kostyryzh A. Synthesis of Functional Surface Layers on Stainless Steels by Laser Alloying. *Metals*, 2021, vol. 11, iss. 3, pp. 434–453. <https://doi.org/10.3390/met11030434>
5. Golubev V. S., Vegera I. I., Hodyush V. E., Dyachenko O. V., Protasevich K. V. Surface Alloying of Hardox 600 Steel Using a Fiber Laser. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2025, vol. 61, iss. 3, pp. 293–300. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700206>
6. Golubev V. S., Vegera I. I., Hodyush V. E., Dyachenko O. V., Protasevich K. V. Application of Fiber Laser for Surface Alloying of 95Cr18 Steel. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, 2025, vol. 61, iss. 6, pp. 824–831. <https://doi.org/10.3103/S1068375525700905>
7. Golubev V. S., Vegera I. I., Chernasheyus O., Chaevsky V. V. Laser treatment of materials with change of chemical composition of the surface layer. *Vestnik Baranovichskogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnicheskies nauki = BarSU Herald. Series: Engineering*, 2019, iss. 7, pp. 34–42 (in Russian).
8. Bernatsky A. V. Laser surface alloying of steel items (review). *The Paton Welding Journal*, 2013, no. 12, pp. 2–8.
9. Astapchik S. A., Golubev V. S., Maklakov A. G. *Laser Technologies in Mechanical Engineering and Metalworking*. Minsk, Belorusskaya nauka, 2008. 252 p. (in Russian).

10. Sahoo K. M., Masanta M. Effect of pulse laser parameters on TiC reinforced AISI 304 stainless steel composite coating by laser surface engineering process. *Optics and Lasers in Engineering*, 2015, vol. 67, pp. 36–48. <http://doi.org/10.1016/j.optlaseng.2014.10.010>
11. Chonggui Li, Shuai Li, Chuanming Liu, Youfeng Zhang, Peiran Deng, Yajun Guo, Jinqian Wang, You Wang. Effect of WC addition on microstructure and tribological properties of bimodal aluminum composite coatings fabricated by laser surface alloying. *Materials Chemistry and Physics*, 2019, vol. 234, pp. 9–15. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.05.089>
12. Majumdar J. D. Mechanical and electro-chemical properties of laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC+Ni+NiCr. *Physics Procedia*, 2013, vol. 41, pp. 335–345. <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2013.03.086>
13. Ul'yanin E. A. *Corrosion-Resistant Steels and Alloys: a Reference Book*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1980. 208 p. (in Russian).
14. Ivashko V. V., Vegera I. I., Sintsov S. I. High-speed heat treatment of 95Cr18 stainless steel. *Sovremennye metody i tekhnologii sozdaniya i obrabotki materialov: sbornik materialov VI Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii, g. Minsk, 14–16 sentyabrya 2011 g. Kniga 2* [Modern Methods and Technologies for the Creation and Processing of Materials: Collection of Materials from the VI International Scientific and Technical Conference, Minsk, September 14–16, 2011. Book 2]. Minsk, Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus Publ., 2011, pp. 165–171 (in Russian).
15. Astapchik S. A., Golubev V. S., Novikova O. V., Protskevich L. I., Chebot'ko I. S. Laser alloying of steels using powder materials. *Vesti Akademii nauk BSSR. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Physical-technical series*, 1989, no. 4, pp. 7–13 (in Russian).
16. Golubev V. S., Evstratenko L. P., Laskovnev A. P., Chebot'ko I. S. Study of the structure of aluminum-based powder materials subjected to laser processing. *Vesti Akademii nauk BSSR. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the Academy of Sciences of BSSR. Physical-technical series*, 1988, no. 1, pp. 32–36 (in Russian).

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-212-220>

УДК 669.13.017:620.18



*К 95-летию Физико-технического института
Национальной академии наук Беларуси*

Оригинальная статья

А. Т. Волочко*, М. С. Ковалько

*Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси,
ул. Академика Купревича, 10, 220084, Минск, Республика Беларусь*

**ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
В АУСФЕРРИТНО-КАРБИДНЫХ ЧУГУНАХ КЛАССА CAD1**

Аннотация. Проведен анализ терминологии и особенностей структурообразования высокопрочных чугунов классов ADI и CAD1. Дано обоснование термина «аусферрит» для описания металлической матрицы, формирующейся при изотермической закалке. Отмечено, что ключевым отличием двухфазной (феррит + аустенит) бейнитоподобной структуры от мартенсита является диффузионный механизм перераспределения углерода, полностью подавляющий выделение карбидов. Показаны экспериментальные данные, подтверждающие механизм деформационного мартенситного превращения (TRIP-эффект) в сплавах CAD1, который обеспечивает повышение прочности и износостойкости. Основное внимание уделено исследованию кинетики распада переохлажденного аустенита в CAD1. Экспериментально установлено и теоретически обосновано влияние карбидной фазы на гетерогенное зарождение перлита и аусферрита, что отображается в необходимости повышения критической скорости закалки по сравнению с ADI для подавления диффузионного распада и формирования аусферритной структуры. Полученные данные могут найти широкое применение в промышленности (машиностроение, литейное производство) при получении изделий, работающих в условиях ударно-абразивного износа.

Ключевые слова: аусферрит, карбиды, чугун, CAD1, ADI, TRIP-эффект, кинетика превращений, феррит, гетерогенное зарождение

Благодарности: работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований (грант № T25MC-002).

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: *Волочко Александр Тихонович* – доктор технических наук, профессор, начальник отдела материаловедения и литейно-деформационных технологий – заведующий лабораторией микроструктурных и аморфных материалов Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0009-0004-4101-827>, e-mail: volochkoat@mail.ru; *Ковалько Михаил Сергеевич* – кандидат технических наук, заместитель начальника отдела материаловедения и литейно-деформационных технологий Физико-технического института Национальной академии наук Беларуси, <https://orcid.org/0009-0006-4080-5278>, e-mail: kovalko.m@mail.ru

Вклад авторов: оба автора в равной степени внесли свой вклад в исследовательскую работу.

Для цитирования: Волочко, А. Т. Особенности кинетики фазовых превращений в аусферритно-карбидных чугунах класса CAD1 / А. Т. Волочко, М. С. Ковалько // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 212–220. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-212-220>

Поступила в редакцию: 30.04.2026

Доработанный вариант: 08.07.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

*On the 95th Anniversary of the Physical-Technical Institute
of the National Academy of Sciences of Belarus*

Original article

Alexander T. Volochko*, Mikhail S. Kovalko

*Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus,
10, Academician Kuprevich St., 220084, Minsk, Republic of Belarus*

**FEATURES OF THE PHASE TRANSFORMATION KINETICS
IN AUSFERRITIC-CARBIDIC CAST IRONS OF THE CADI CLASS**

Abstract. The paper provides an analysis of the terminology and structural features of high-strength cast irons of the ADI and CADI classes. A rationale is provided for the term “ausferrite” to describe the metallic matrix formed during isothermal quenching. It is noted that the key distinction of the two-phase (ferrite + austenite) bainite-like structure from martensite is the diffusional mechanism of carbon redistribution, which completely suppresses carbide precipitation. Experimental data confirming the mechanism of deformation-induced martensitic transformation (TRIP effect) in CADI alloys, which provides increased strength and wear resistance, are presented. The main focus is on investigating the kinetics of supercooled austenite decomposition in CADI. The influence of the carbide phase on the heterogeneous nucleation of pearlite and ausferrite has been experimentally established and theoretically substantiated, which is reflected in the need to increase the critical quenching rate compared to ADI in order to suppress diffusional decomposition and form an ausferritic structure. The obtained data can find wide application in industry (mechanical engineering, foundry production) in the manufacture of castings for components operating under impact-abrasive wear conditions.

Keywords: ausferrite, carbides, cast iron, CADI, ADI, transformation kinetics, ferrite, heterogeneous nucleation

Acknowledgments: this work was supported by the Belarusian Republican Foundation for Basic Research (grant no. T25MS-002).

Conflict of interest: the authors declare no conflicts of interest.

Information about the authors: Alexander T. Volochko – Dr. Sci (Engineering), Professor, Head of the Department of Materials Science and Casting and Deformation Technologies – Head of the Laboratory of Microcrystalline and Amorphous Materials at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0009-0004-4101-827>, e-mail: volochkoat@mail.ru; Mikhail S. Kovalko – Cand. Sci. (Engineering), Deputy Head of the Department of Materials Science and Casting and Deformation Technologies at Physical-Technical Institute of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0009-0006-4080-5278>, e-mail: kovalko.m@mail.ru

Contribution of the authors: both authors contributed equally to the research work.

For citation: Volochko A. T., Kovalko M. S. Features of the phase transformation kinetics in ausferritic-carbidic cast irons of the CADI class. *Vestsi Natsyonal'nei akademii navuk Belarusi. Seriya fizika-tekhnichnykh navuk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 212–220 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-212-220>

Received: 30.04.2026

Modified: 08.07.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. Сплавы класса ADI (Austempered Ductile Iron) и CADI (Carbidic Austempered Ductile Iron) являются наиболее перспективными разновидностями высокопрочных чугунов, которые сочетают в себе хорошие литейные свойства и высокий уровень прочности и вязкости. Достижение предела прочности до 1600 МПа при сохранении высокой ударной вязкости и износостойкости стало возможным благодаря формированию особой структуры металлической матрицы [1–3]. Однако как в русскоязычной, так и в англоязычной литературе до сих пор существуют терминологические неточности, связывающие эту структуру с мартенситом или классическим бейнитом.

Принципиальное различие между мартенситным и бейнитным (аусферритным) превращениями лежит в механизме и роли углерода. Мартенситное превращение является бездиффузионным, сдвиговым. Весь углерод, растворенный в исходном аустените, наследуется мартенситом, формируя пересыщенный твердый раствор внедрения с объемно-центрированной тетрагональной решеткой. При изотермической выдержке в интервале 250–450 °С в чугунах, легированных кремнием (1,5–3,0 %), реализуется иной механизм. Как показано в [4], кремний блокирует выделение цементита. Превращение начинается со сдвигового образования реек бескарбидного феррита

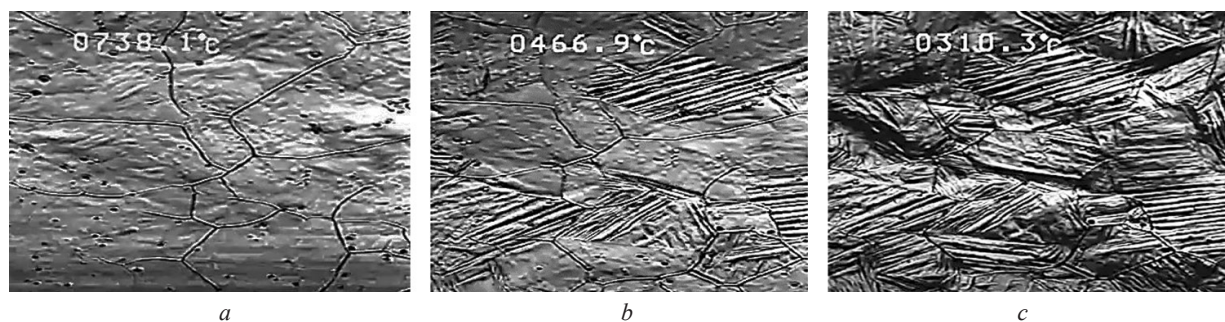


Рис. 1. Изменение структуры на различных стадиях аустенитно-бейнитного превращения при снижении температуры: *a* – до 738 °C; *b* – до 466 °C; *c* – до 310 °C; 500 $\times$ [5]

Fig. 1. Changes in structure at different stages of the austenite-bainitic transformation with decreasing temperature: *a* – up to 738 °C; *b* – up to 466 °C; *c* – up to 310 °C; 500 $\times$ [5]

по границам зерен (рис. 1) и сопровождается диффузионным отеснением углерода из растущей α -фазы (малоуглеродистого феррита) в окружающий аустенит. Образуется структура из реек α -фазы и прослоек высокоуглеродистого (1,2–1,8 % C) термически стабильного остаточного аустенита (γ -фазы).

Именно эта двухфазная феррито-аустенитная смесь, принципиально свободная от карбидов, получила название «аусферрит» (от *austenite* + *ferrite*). Она не является ни мартенситом (нет пересыщения углеродом в решетке феррита), ни классическим бейнитом из-за отсутствия карбидов. Аусферрит формируется на первой стадии изотермической выдержки, которая в англоязычной литературе называется *technological window* или *ausferrite window*. Выход за пределы этого окна по времени приводит к распаду обогащенного аустенита на смесь феррита и карбидов, что уже соответствует классическому бейниту и приводит к резкому падению вязкости.

Высокие эксплуатационные свойства сплава CADI связаны не только с исходной аусферритной структурой, но и с ее изменением под нагрузкой – TRIP-эффектом (Transformation Induced Plasticity). Многочисленные публикации и собственные исследования подтверждают, что метастабильный остаточный аустенит под действием ударных или циклических нагрузок претерпевает деформационное мартенситное превращение. В [6] методом рентгеновской дифракции было доказано, что после пластической деформации концентрация остаточного аустенита в поверхностном слое сплава ADI снижается. Авторы зафиксировали уменьшение доли аустенита в среднем на 19 %, что соответствует превращению около 50 % от его исходного объема в мартенсит деформации. Принципиально важно, что это превращение носит локальный характер, концентрируясь в наиболее нагруженных микрообъемах – на пересечениях полос скольжения и двойников, где зарождаются кристаллы мартенсита. Это создает градиент свойств в поверхностном слое детали, резко повышая предел прочности, поверхностную твердость и износостойкость, при сохранении вязкой сердцевины. Для чугунов CADI, где высокотвердая карбидная фаза уже присутствует, дополнительный TRIP-эффект аусферритной матрицы позволяет нивелировать охрупчивающее действие карбидов и достичь высоких показателей износостойкости при больших нагрузках, как показано в [7].

Таким образом, в CADI реализуется двойственный механизм упрочнения: постоянная твердость от карбидов типа $\text{Fe}(\text{Cr})_3\text{C}$ и динамическое упрочнение от превращения «аустенит $\rightarrow$ мартенсит» в аусферритной матрице. Поэтому целью работы являлось выявление кинетических особенностей и теоретическое обоснование механизмов распада переохлажденного аустенита в чугунах CADI, определяющих критическую скорость закалки, для обеспечения максимальной доли остаточного аустенита в структуре как необходимого условия реализации деформационного мартенситного превращения (TRIP-эффекта), ответственного за итоговое упрочнение и износостойкость.

Материалы и методы исследования. Для проведения сравнительных исследований и изучения хода фазовых превращений были получены оптимизированные составы сплавов ADI

и САДИ (табл. 1). Выплавка предложенных составов осуществлялась в индукционных печах, при этом для регулирования роста и размеров карбидной фазы для модифицирования использовалась комплексная добавка на основе ФС65Ба4 (ТУ 14-5-321-2010)¹ и порошка титана.

Т а б л и ц а 1. Химический состав железоуглеродистых сплавов для исследований
 Table 1. Chemical composition of iron-carbon alloys for research

Тип сплава Alloy type	Содержание элементов, мас.% Content of elements, wt.%											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Mg	Al	B	Mo
№ 1 (АДИ)	3,5	1,22	0,55	0,25	0,45	0,67	< 0,01	< 0,02	0,03	0,10	0,028	0,22
№ 2 (САДИ)	4,13	1,35	0,46	1,80	0,41	0,65			0,035	0,15	0,031	0,27

Изотермическая закалка для получения аусферритной матрицы проводилась по ступенчатому режиму: аустенитизация при 900 °С и изотермическая выдержка в интервале 300–375 °С. Ключевым параметром эксперимента являлась варьируемая скорость охлаждения от температуры аустенитизации до температуры изотермы в диапазоне 1–20 °С/с. Это проводилось для оценки кинетики превращений. Структуру исследовали методами оптической и электронной микроскопии. Фазовый анализ определяли на дифрактометре ДРОН-3М с использованием излучения Cu-K_α со сканированием в диапазоне углов от 10° до 100°. Объемная часть остаточного аустенита (V_γ) определялась согласно методике [8; 9] по формуле

$$V_\gamma = \frac{1,4I_\gamma}{I_\alpha + 1,4I_\gamma}, \quad (1)$$

где I_γ – средняя интегральная интенсивность линий (220) γ и (311) γ ; I_α – средняя интегральная интенсивность от линии (211) α .

Испытания на ударно-абразивное воздействие с целью получения TRIP-эффекта проводили в дробеметной установке. В качестве абразива использовали чугунную дробь диаметром 1–2 мм. Скорость вылета дроби, рассчитанная по окружной скорости лопаток импеллера, составляла ~ 65 м/с. Обработка продолжалась 30 мин. Количество остаточного аустенита до и после испытаний определяли рентгеноструктурным методом по формуле (1). Твердость поверхности измеряли по методу Роквелла.

Результаты и их обсуждение. В литом состоянии карбидный высокопрочный чугун представляет собой перлитно-карбидную металлическую матрицу с расположенными в ней включениями шаровидного графита средним размером до 25–50 мкм (рис. 2).

При охлаждении чугуна от температуры аустенизации (900 °С) до температуры изотермы (350 °С) происходит начало распада переохлажденного аустенита. Именно изменение степени переохлаждения является ключевым моментом в изменении скорости и числа центров

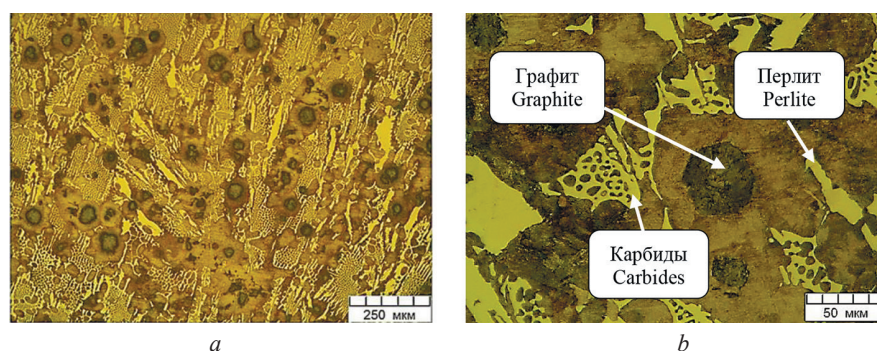


Рис. 2. Микроструктура карбидного чугуна с шаровидным графитом: $a - 100\times$; $b - 500\times$

Fig. 2. Microstructure of spheroidal graphite carbide cast iron: $a - 100\times$; $b - 500\times$

¹ ТУ 14-5-321-2010. Модификаторы комплексные графитизирующие. Челябинск, 2010. 29 с.

для зарождения новой фазы. Однако быстрое охлаждение приводит к бездиффузионному превращению, когда решетка аустенита перестраивается в феррит по сдвиговому механизму. В связи с этим изменение степени переохлаждения также влияет на стабильность нераспавшегося аустенита (остаточного), следовательно, по изменению его количества в сплаве можно судить о степени завершения фазовых превращений. Центральной задачей работы являлось экспериментальное и теоретическое доказательство принципиального различия в кинетике превращений переохлажденного аустенита в сплавах ADI и CADI (см. табл. 1). В табл. 2 приведены результаты исследования влияния скорости охлаждения на количество остаточного аустенита.

Т а б л и ц а 2. Результаты рентгеноструктурного анализа образцов после полного цикла термообработки
Table 2. Results of X-ray structural analysis of samples after a full cycle of heat treatment

Тип сплава Alloy type	Скорость охлаждения при закалке, °C/c Cooling rate during quenching, °C/s	Количество остаточного аустенита, % Amount of residual austenite, %
№ 1 (ADI)	1	21
	5	34
	20	38
№ 2 (CADI)	1	7
	5	19
	20	36

Как видно из табл. 2, при малой скорости охлаждения (1 °C/c) количество остаточного аустенита в CADI очень мало (7 %) по сравнению с ADI (21 %). Это указывает на то, что аустенит в CADI успел распасться по диффузионному механизму в перлитной области еще до достижения зоны аусферритного превращения. Лишь увеличение скорости охлаждения до 20 °C/c позволяет сохранить в CADI до 36 % аустенита, приближаясь к показателям ADI.

Данное явление можно объяснить следующим образом: в сплавах CADI эвтектические карбиды (Fe,Cr)₃C, распределенные по границам, становятся готовыми подложками для гетерогенного зарождения новой фазы.

Согласно классической теории гетерогенного зарождения [10], работа образования критического зародыша ($\Delta G_{\text{гет}}$) связана с работой его гомогенного образования через краевой угол смачивания (θ):

$$\Delta G_{\text{гет}} = \Delta G_{\text{гом}} \cdot f(\theta), \quad (2)$$

где $\Delta G_{\text{гом}}$ – работа образования зародыша в гомогенных условиях; $f(\theta)$ – функция краевого угла смачивания, зависящая от соотношения межфазных энергий на границах «зародыш–матрица» и «зародыш–подложка».

Поскольку для зарождения цементита перлита на готовой карбидной подложке характерен малый угол θ , функция $f(\theta)$ значительно меньше 1. Это многократно снижает энергетический барьер для начала распада аустенита в области 550–600 °C по сравнению с ADI, где центрами зарождения служат границы аустенитных зерен с более высокой межфазной энергией.

В итоге резко возрастает скорость зарождения центров новой фазы (I):

$$I = I_0 \exp\left(-\frac{\Delta G_{\text{гет}}}{kT}\right) \cdot \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (3)$$

где I_0 – предэкспоненциальный множитель; Q – энергия активации диффузии атомов; k – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура.

Таким образом, поверхность раздела «карбид–аустенит» действует как катализатор диффузионного перлитного превращения. Построенные кривые начала изотермического распада (рис. 3) подтверждают, что для CADI «носик» S-образной диаграммы в перлитной области смещен влево, в сторону меньших времен. Следовательно, для подавления нежелательного перлитного превращения критическая скорость закалки для CADI должна быть существенно выше,

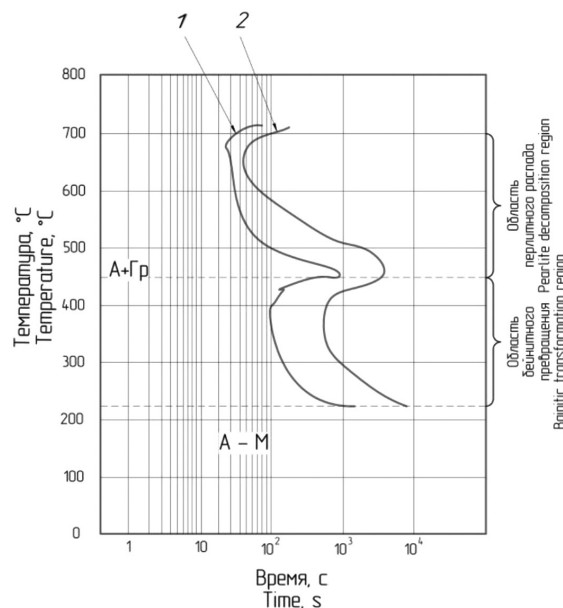


Рис. 3. Кривые начала изотермического распада в CADI (1) и ADI (2)

Fig. 3. Curves of the onset of isothermal decomposition in CADI (1) and ADI (2)

чем для ADI. Все это является фундаментальным технологическим требованием, которым нельзя пренебрегать, компенсируя его только изменениями химического состава матрицы.

Аналогичный механизм гетерогенного зарождения работает и на стадии формирования самого аусферрита. Установлено, что наличие дисперсных карбидов в матрице CADI предоставляет дополнительные центры для зарождения реек бескарбидного феррита (рис. 4).

В итоге зарождение реек α -Fe приводит к значительному измельчению конечной аусферритной структуры. Как показало исследование [11], наличие дисперсных частиц Fe_3C обуславливает уменьшение толщины реек мелкодисперсного аусферрита от 100 до 50 нм. В нашем случае управление типом карбидной фазы путем комбинированного модифицирования FC65Ba4 с порошком титана позволяет не только ускорить процесс формирования аусферрита, но и создать когерентные границы раздела « Fe_3C – $\alpha(\text{Fe})$ », которые являются местом концентрации для напряжений, что дополнительно повышает вязкость разрушения.

Для подтверждения роли деформационного мартенситного превращения (TRIP-эффекта) в упрочнении чугунов CADI были проведены исследования фазового состава и свойств экспериментальных образцов с аусферритно-карбидной структурой до и после их обработки в дробе-метной установке. После ударного воздействия количество остаточного аустенита снизилось от 38 до 20 %, то есть примерно 47 % от его исходного объема претерпело мартенситное превращение. При этом твердость поверхности увеличилась с 55 по 58 HRC.

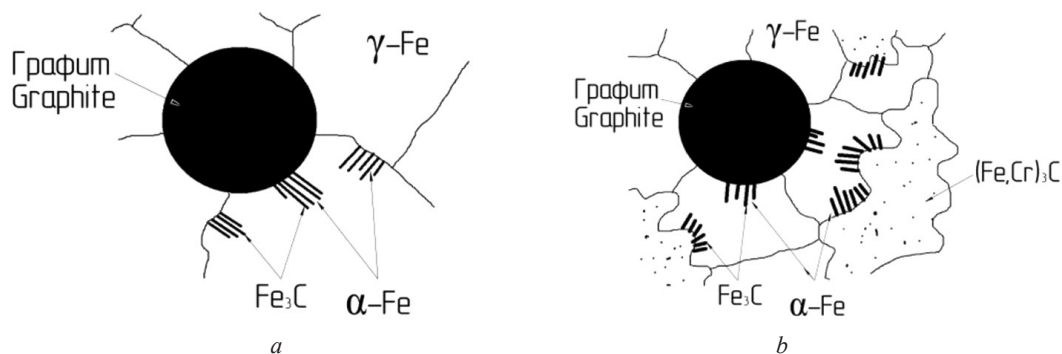


Рис. 4. Схемы начала перлитного превращения (при 550–600 °C) в сплавах ADI (a) и CADI (b)

Fig. 4. Schemes of the onset of pearlite transformation (at 550–600 °C) in ADI (a) and CADI (b) alloys

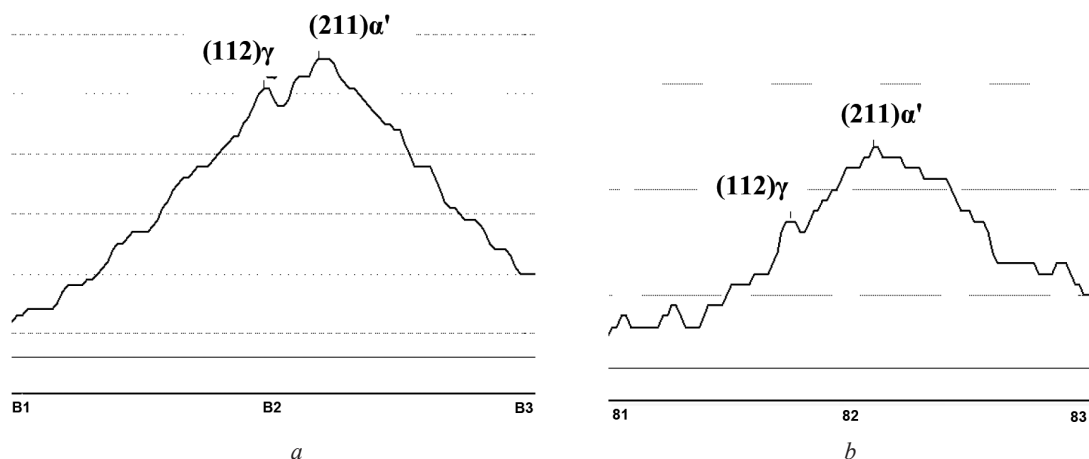


Рис. 5. Дифрактограммы образцов CADI в интервале $2\theta = 81\text{--}83^\circ$: *a* – исходное состояние; *b* – после ударного воздействия. Рефлексы: (112) – остаточный аустенит (γ -Fe), (211) – мартенсит деформации (α' -Fe)

Fig. 5. Diffraction patterns of CADI samples in the range $2\theta = 81\text{--}83^\circ$: *a* – initial state; *b* – after impact action. Reflections: (112) – residual austenite (γ -Fe), (211) – deformation martensite (α' -Fe)

Также для доказательства механизма деформационного мартенситного превращения был проведен рентгеноструктурный анализ образцов CADI до и после ударного воздействия в области углов $2\theta = 81\text{--}83^\circ$, где расположены рефлексы (112) аустенита и (211) феррита/мартенсита (рис. 5). На дифрактограммах образцов CADI отчетливо наблюдается расслоение пика, соответствующее γ -(112)- и α' -(211)-фазам. Количественный анализ (табл. 3) показал, что доля аустенита в этом двухфазном участке снизилась от ~ 77 до ~ 23 % (образцы до и после испытаний соответственно), что хорошо коррелирует с общим снижением содержания остаточного аустенита от 38 до 20 % в испытываемых образцах.

При этом зафиксировано значительное уширение рефлекса (211) α' после деформации (полуширина увеличилась с 0,51 до 0,92° 2θ), что свидетельствует о высокой плотности дефектов кристаллической решетки, микронапряжениях и дисперсности мартенситных кристаллов, сформировавшихся в результате предполагаемого TRIP-эффекта. Уменьшение полуширины пика (112) γ (от 1,43 до 0,21°) может указывать на гомогенизацию оставшегося аустенита по углероду и повышение его стабильности.

Таблица 3. Результаты рентгеноструктурного анализа образцов CADI до и после ударного воздействия (рефлексы (112) γ и (211) α')

Table 3. Results of X-ray structural analysis of CADI samples before and after impact (reflexes (112) γ and (211) α')

Вид образца Type of sample	Пик Peak	2θ , °	Интегральная интенсивность, имп. Integral intensity, imp.	Полуширина, ° 2θ Half-width, ° 2θ	Относительное содержание γ -Fe в двухфазном участке, % Relative content of γ -Fe in the two-phase region, %
До испытаний Before testing	(112) γ	81,86	9	1,43	77
	(211) α'	82,17	35	0,51	–
После испытаний After the testing	(112) γ	81,74	14	0,21	23
	(211) α'	82,10	14	0,92	–

Совокупность полученных данных однозначно подтверждает реализацию деформационного превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$ в структуре CADI при ударном воздействии, что обеспечивает дополнительное локальное упрочнение поверхностного слоя.

Заключение. Термин «аусферрит» является единственно корректным для описания двухфазной структуры чугунов ADI и CADI, полученной в «технологическом окне» изотермической закалки. Принципиальное отличие структуры чугунов от структуры мартенсита заключается в отсутствии пересыщенного твердого раствора углерода в α -Fe, а от бейнита – в отсутствии карбидов.

Ключевым кинетическим отличием CADI от ADI является гетерогенное зарождение перлита и аусферрита на готовых карбидных подложках. Это ускоряет как нежелательный диффузионный распад, так и целевое бейнитное превращение. Теоретически и экспериментально доказано, что для подавления образования перлита критическая скорость закалки CADI должна быть выше в 3–5 раз, чем у ADI.

Эксплуатационное упрочнение и высокая износостойкость сплавов ADI и CADI обеспечиваются TRIP-эффектом – деформационным превращением метастабильного остаточного аустенита в мартенсит. Экспериментально подтверждено, что в чугунах CADI реализуется TRIP-эффект, обеспечивающий дополнительное упрочнение при эксплуатации. Под действием ударных нагрузок содержание остаточного аустенита снижается от 38 до 20 %, а твердость поверхности возрастает с 55 по 58 HRC. Это прямое доказательство деформационного мартенситного превращения, которое в сочетании с высокой твердостью карбидной фазы создает двойственный механизм повышения износостойкости.

Предложенные составы и способы модифицирования и легирования позволяют управлять типом карбидов, создавая сеть дисперсных, когерентных матрице частиц $\text{Fe}(\text{Cr})_3\text{C}$ и TiC , которые служат эффективными подложками для зарождения дисперсного аусферрита, обеспечивая значительное сочетание прочности и износостойкости в сплавах CADI.

Полученные результаты могут быть востребованы при производстве отливок дробильно-размольного оборудования или при получении различных изделий в машиностроении, работающих как при ударных нагрузках, так в условиях интенсивного износа. Исследуемые сплавы могут выступить заменой более дорогостоящим легированным сталям и чугунам.

Список использованных источников

1. Hayrynen, K. L. Carbide austempered ductile iron (CADI) – the new wear material / K. L. Hayrynen, K. R. Brandenberg // *AFS Transactions*. – 2003. – Vol. 111. – P. 845–850.
2. Laino, S. Wear behavior of CADI operating under different tribosystems / S. Laino, J. Sikora, R. Dommarco // *ISIJ International*. – 2009. – Vol. 50, iss. 3. – P. 418–424. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.418>
3. Development of Carbide Austempered Ductile Iron (CADI) / H. A. Aly, A. Nofal, A.-H. Hussein, E. M. El-Banna // *Key Engineering Materials*. – 2020. – Vol. 835. – P. 163–170. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.835.163>
4. Riebisch, M. Influence of Carbide-Promoting Elements on the Microstructure of High-Silicon Ductile Iron / M. Riebisch, B. Pustal, A. Bührig-Polaczek // *International Journal of Metalcasting*. – 2020. – Vol. 14, iss. 4. – P. 1152–1161. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00442-1>
5. Jae Hoon Jang. Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite / Jae Hoon Jang, H. K. D. H. Bhadeshia, Dong-Woo Suh // *Scripta Materialia*. – 2013. – Vol. 68, iss. 3–4. – P. 195–198. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.017>
6. Akça, C. Austenite-Martensite Transformation in ADI by Plastic Deformation / C. Akça, H. M. Luş, N. C. Kuşkonmaz // *Proceedings of 3th Balkan Metallurgy Conference, Ohrid, Macedonia, 24 September 2003*. – Skopje: Macedonian Union of Metallurgists, 2003. – Vol. 1. – P. 99–102. – URL: <https://inis.iaea.org/records/vy36w-1nf31>
7. High Strain Rate Dynamic Deformation of ADI / D. Myszka, M. Ahmed, A. Nofal [et al.] // *Materials Science Forum*. – 2018. – Vol. 925. – P. 210–217. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.210>
8. Miller, R. L. A Rapid X-Ray Method for the Determination of Retained Austenite / R. L. Miller // *Transactions of the American Society for Metals*. – 1964. – Vol. 57. – P. 892–899.
9. Анисович, А. Г. Рентгеноструктурный анализ в практических вопросах материаловедения / А. Г. Анисович. – Мн.: Бел. наука, 2017. – 207 с.
10. Кристиан, Дж. Теория превращений в металлах и сплавах / Дж. Кристиан. – М.: Мир, 1978. – Ч. 1: Термодинамика и общая кинетическая теория. – 806 с.
11. Microstructures and properties of carbide austempered ductile Iron containing Fe_3C particles and superfine ausferrite / Yang Penghui, Fu Hanguang, Li Guolu [et al.] // *Materials & Design*. – 2019. – Vol. 186. – Art. ID 108363. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108363>

References

1. Hayrynen K. L., Brandenberg K. R. Carbide austempered ductile iron (CADI) – the new wear material. *AFS Transactions*, 2003, vol. 111, pp. 845–850.
2. Laino S., Sikora J., Dommarco R. Wear behavior of CADI operating under different tribosystems. *ISIJ International*, 2009, vol. 50, iss. 3, pp. 418–424. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.418>
3. Aly H. A., Nofal A., Hussein A.-H., El-Banna E. M. Development of Carbide Austempered Ductile Iron (CADI). *Key Engineering Materials*, 2020, vol. 835, pp. 163–170. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.835.163>

4. Riebisch M., Pustal B., Bührig-Polaczek A. Influence of Carbide-Promoting Elements on the Microstructure of High-Silicon Ductile Iron. *International Journal of Metalcasting*, 2020, vol. 14, iss. 4, pp. 1152–1161. <https://doi.org/10.1007/s40962-020-00442-1>
5. Jae Hoon Jang, H. K. D. H. Bhadeshia, Dong-Woo Suh. Solubility of carbon in tetragonal ferrite in equilibrium with austenite. *Scripta Materialia*, 2013, vol. 68, iss. 3–4, pp. 195–198. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.017>
6. Akça C., Luş H. M., Kuşkonmaz N. C. Austenite-Martensite Transformation in ADI by Plastic Deformation. *Proceedings of 3th Balkan Metallurgy Conference, Ohrid, Macedonia, 24 September 2003, vol. 1*, pp. 99–102. Available at: <https://inis.iaea.org/records/vy36w-Inf31>
7. Myszk D., Ahmed M., Nofal A., Skoiek E., Hussein A. H. High Strain Rate Dynamic Deformation of ADI. *Materials Science Forum*, 2018, vol. 925, pp. 210–217. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.925.210>
8. Miller R. L. A Rapid X-Ray Method for the Determination of Retained Austenite. *Transactions of the American Society for Metals*, 1964, vol. 57, pp. 892–899.
9. Anisovich A. G. *X-ray Diffraction Analysis in Practical Materials Science*. Minsk, Belaruskaya navuka Publ., 2017. 207 p. (in Russian).
10. Christian J. W. *The Theory of Transformations in Metals and Alloys. Part 1: Thermodynamics and General Kinetic Theory*. 2nd ed. Oxford, Pergamon Press, 1975. 586 p.
11. Yang Penghui, Fu Hanguang, Li Guolu, Liu Jinhai, Zhao Xuebo. Microstructures and properties of carbidic austempered ductile Iron containing Fe₃C particles and superfine ausferrite. *Materials & Design*, 2019, vol. 186, art. ID 108363. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2019.108363>

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

ЭНЕРГЕТИКА, ТЕПЛО- И МАССООБМЕН
POWER ENGINEERING, HEAT AND MASS TRANSFER

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-221-232>
УДК 66.047.7



Оригинальная статья

А. И. Ольшанский, А. Н. Голубев*

*Витебский государственный технологический университет,
Московский пр., 72, 210038, Витебск, Республика Беларусь*

**КОМПЛЕКСНЫЕ ОБОБЩЕННЫЕ ПЕРЕМЕННЫЕ КИНЕТИКИ СУШКИ
В ПРОЦЕССЕ КОНВЕКТИВНОЙ СУШКИ ВЛАЖНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Аннотация. Изложены методы обработки экспериментальных данных, основанные на обобщенных устойчивых переменных кинетики сушки тонких плоских влажных материалов. В качестве комплексных переменных при обработке опытных данных в процессе конвективной сушки керамики, листового асбеста, войлока, картона были приняты: обобщенное время сушки, отношение времени сушки по периодам, отношение текущего влагосодержания к критическому, относительная скорость сушки. Обобщенные переменные в процессе сушки независимо от режима характеризуют наиболее общие закономерности кинетики сушки. Результаты обработки представлены в виде зависимости относительной скорости сушки от принятых переменных. Получены уравнения для расчета длительности сушки с минимальным числом постоянных, определяемых опытным путем. На основе уравнения теплового баланса для периода падающей скорости сушки даны уравнения для расчета температуры во втором периоде сушки. В результате обработки кривых скорости сушки керамики, асбеста, войлока получена зависимость относительной скорости сушки от относительного влагосодержания. Дано уравнение для определения плотности потока тепла во втором периоде скорости сушки и относительного влагосодержания. Представлена проверка достоверности полученных уравнений. Погрешность между расчетными и экспериментальными значениями находится в пределах точности обработки опытных данных до 10 %. Представленные приближенные методы расчета кинетики сушки, полученные обработкой опытных данных обобщенными комплексными переменными, представляют интерес для практики сушки капиллярно-пористых влажных материалов.

Ключевые слова: влагосодержание, скорость сушки, длительность сушки, критическое влагосодержание, температура материала, плотность потока тепла

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: *Ольшанский Анатолий Иосифович* – кандидат технических наук, доцент, <https://orcid.org/0009-0009-0000-6799>; *Голубев Алексей Николаевич* – старший преподаватель кафедры «Технология машиностроения» Витебского государственного технологического университета, <https://orcid.org/0009-0004-5645-7912>, e-mail: tm@vstu.by

Вклад авторов: *Ольшанский Анатолий Иосифович* – сбор и анализ литературных данных, вывод зависимостей, проведение вычислений, написание текста рукописи, обсуждение результатов и выводов; *Голубев Алексей Николаевич* – работа с графическим материалом, редактирование текста рукописи, обсуждение результатов и выводов.

Для цитирования: Ольшанский, А. И. Комплексные обобщенные переменные кинетики сушки в процессе конвективной сушки влажных материалов / А. И. Ольшанский, А. Н. Голубев // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 221–232. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-221-232>

Поступила в редакцию: 28.11.2025

Доработанный вариант: 14.08.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

Original article

Anatoly I. Ol'shanskii, Alexey N. Golubev*

Vitebsk State Technological University,
72, Moskovsky Ave., 210038, Vitebsk, Republic of Belarus**COMPLEX GENERALIZED VARIABLES OF DRYING KINETICS
IN THE PROCESS OF CONVECTIVE DRYING OF WET MATERIALS**

Abstract. The article presents experimental data processing methods based on generalized stable variables of the drying kinetics of thin, flat, wet materials. The following complex variables were adopted for processing experimental data during convective drying of ceramics, sheet asbestos, felt, and cardboard: generalized drying time, ratio of drying time by periods, ratio of current moisture content to critical moisture content, and relative drying rate. Generalized variables in the drying process, regardless of the drying mode, characterize the most general patterns of drying kinetics. The processing results are presented as a dependence of the relative drying rate on the adopted variables. Equations for drying duration with a minimum number of constants determined empirically are obtained. Based on the heat balance equation for the period of decreasing drying rate, equations for calculating the temperature in the second drying period are given. As a result of processing the drying rate curves for ceramics, asbestos, and felt, the dependence of the relative drying rate on the relative moisture content is obtained. An equation is presented for determining the heat flux density in the second period of drying rate and relative moisture content. A validation of the resulting equations is presented. The error between the calculated and experimental values is within the accuracy of the experimental data processing, up to 10 %. The presented approximate methods for calculating drying kinetics, obtained by processing experimental data with generalized complex variables, are of interest for the practical drying of capillary-porous wet materials.

Keywords: moisture content, drying rate, drying time, critical moisture content, material temperature, heat flux density

Conflict of interest: the authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: *Anatoly I. Ol'shanskii* – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, <https://orcid.org/0009-0009-0000-6799>; *Alexey N. Golubev* – Senior Lecturer of the Department of Mechanical Engineering at Vitebsk State Technological University, <https://orcid.org/0009-0004-5645-7912>, e-mail: tm@vstu.by

Contribution of the authors: *Anatoly I. Ol'shanskii* – collection and analysis of literature data, derivation of dependencies, carrying out calculations, writing the text of the manuscript, discussion of results and conclusions; *Alexey N. Golubev* – work with graphic material, editing the text of the manuscript, discussion of results and conclusions.

For citation: Ol'shanskii A. I., Golubev A. N. Complex generalized variables of drying kinetics in the process of convective drying of wet materials. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 221–232 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-221-232>

Received: 28.11.2025

Modified: 14.08.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. Сушка – сложный нестационарный процесс тепломассобмена, протекающий как в материале, так и на поверхности. Закономерности внутреннего и внешнего тепловлагопереноса оказываются в столь сложной форме зависимости от влагосодержания и температуры, что получение аналитических зависимостей для решения задач кинетики сушки сопряжено с большими математическими трудностями. Поэтому значительный интерес для практики сушки представляют приближенные, достаточно надежные и простые экспериментальные методы расчета кинетики сушки, основанные на наиболее общих закономерностях процесса.

Особенно эффективными являются такие методы расчета, которые основаны на обобщенных комплексных переменных, использование которых создает инвариантность при переходе от одних величин к другим, от одной системы координат к другой, что значительно сокращает число экспериментов.

Рассмотрим некоторые закономерности процесса сушки и приближенные методы расчета кинетики сушки ряда капиллярно-пористых влажных материалов, вытекающие из обработки опытных данных обобщенными комплексными переменными.

Обобщенные комплексные переменные. К обобщенными комплексным переменным следует отнести обобщенное время сушки ($N\tau$), относительную скорость сушки (N^*) и отношение времени сушки во втором (II) периоде ко времени сушки в первом (I) периоде (τ_{II}/τ_I). Обобщенная переменная $N\tau$ является устойчивым комплексом величин, характерным для кинетики сушки [1–5].

В развитии метода обобщения кривых сушки В. В. Красниковым на основе анализа многих экспериментальных данных по сушке различных материалов было установлено, что при определенном начальном влагосодержании ($\bar{u}_0$) для любого режима сушки сохраняется неизменной величина $N\tau = \text{const}$ [1–5]. Следовательно, использование $N\tau$ придает исследованию процесса сушки общий характер, поскольку анализируется не единичный режим сушки, а множество различных случаев сушки [1; 3–5]. Чем больше величина скорости сушки в I периоде (N), тем меньше длительность сушки (τ).

Одновременно с введением в кинетику сушки метода обобщения кривых сушки и комплекса $N\tau$ Г. К. Филоненко и А. В. Лыковым была введена важная для кинетики сушки переменная N^* – относительная скорость сушки [1; 3; 5; 6], определяемая по формуле

$$N^* = \frac{1}{N} \frac{d\bar{u}}{d\tau} = f(\bar{u}, N\tau).$$

Величина относительной скорости при заданном влагосодержании находится из обобщенной кривой сушки, не зависит от ее режима и для конкретного материала при данном методе сушки является только функцией влагосодержания [1; 3; 4; 6].

Из метода обобщения кривых сушки следует, что относительная скорость сушки N^* является функцией влагосодержания $\bar{u}$ и обобщенных переменных $N\tau$, τ_{II}/τ_I , $\bar{u}/\bar{u}_{кр}$, следовательно, результаты обработки опытных данных можно представить в виде зависимостей [3; 6; 7; 8]:

$$N^* \approx \exp(-m \tau_{II} / \tau_I), \quad (1)$$

$$N^* \approx \exp(-a N \tau_{II}), \quad (2)$$

$$N^* \approx A \exp(\bar{u} / \bar{u}_{кр}), \quad (3)$$

$$N^* \approx (\bar{u} / \bar{u}_{кр})^n, \quad (4)$$

где $\bar{u}_{кр}$ – критическое влагосодержание; m , a , A , n – коэффициенты.

Все комплексные переменные связаны между собой скоростью сушки в периоде постоянной скорости N , которая в этом случае сама является комплексной переменной [3; 4; 7].

Совместное использование комплексных переменных создает условия для инвариантности переменных независимо от режима сушки и позволяет переходить от одних переменных к другим, от одной системы координат к другой, что сокращает количество проводимых экспериментов [3; 4; 7–9].

Эксперимент. Время сушки. На рис. 1, а представлены кривые сушки $\bar{u} = f(\tau)$ и температурные кривые $\bar{t} = f(\bar{u})$ для сушки керамической пластины (кривая 1) и листового асбеста (кривая 2) в следующем режиме сушки: температура сушки $t_c = 120$ °С, скорость воздуха $v = 3$ м/с, относительная влажность воздуха $\phi = 5$ %. При «мягких» режимах (невысоких температурах и небольших скоростях воздуха) сушка протекает с периодами постоянной скорости сушки и постоянной температуры на уровне температуры мокрого термометра ($t_{м.т.}$), равной температуре на поверхности материала ($t_{п.}$). Прогрев тонких материалов проходит весьма быстро, их температура быстро увеличивается до $t_{м.т.}$ и остается постоянной до снижения влагосодержания до критического $\bar{u}_{кр}$. При влагосодержании $\bar{u} < \bar{u}_{кр}$ начинается период падающей скорости сушки (II период).

На рис. 2 и 3 даны результаты обработки опытных данных для зависимостей (1) и (2) в виде $\lg N^* = f(\tau_{II} / \tau_I)$, $\lg N^* = f(a N \tau_{II})$ для процессов сушки керамики (кривые 1), асбеста (кривые 2) и войлока (кривые 3). В данной системе координат образуются экспоненциальные кривые. Обработка эксперимента по сушке материалов проводилась в диапазоне следующих режимов сушки: температура процесса $t_c = 90$ – 120 °С, скорость воздуха $v = 3$; 5 и 10 м/с, относительная влажность воздуха $\phi = 5$ %. На рис. 4 показаны зависимости $m = f(\bar{u}_0 / \bar{u}_{кр})$ и $a = f(1 / \bar{u}_{кр})$.

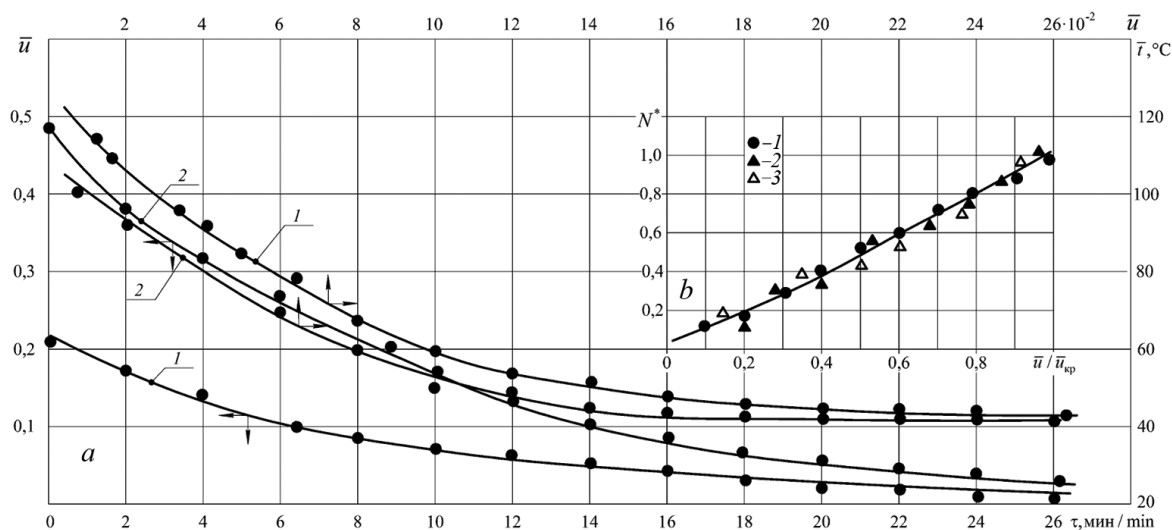


Рис. 1. Кривые сушки $\bar{u} = f(\tau)$ и температурные кривые $\bar{t} = f(\bar{u})$ в процессе сушки керамики (кривая 1) и листового асбеста (кривая 2) для режима сушки: $t_c = 120^\circ\text{C}$, $v = 5\text{ м/с}$ (а); зависимость относительной скорости сушки $N^* = f(\bar{u} / \bar{u}_{kr})$ для сушки керамики (1), асбеста (2) и войлока (3) (b)

Fig. 1. Drying curves $\bar{u} = f(\tau)$ and temperature curves $\bar{t} = f(\bar{u})$ during the drying process of ceramics (curve 1) and sheet asbestos (curve 2) for the drying mode: $t_c = 120^\circ\text{C}$, $v = 5\text{ м/с}$ (a); dependence of the relative drying speed $N^* = f(\bar{u} / \bar{u}_{kr})$ for drying ceramics (1), asbestos (2) and felt (3) (b)

Для коэффициентов m и a в выражениях (1) и (2) обработкой экспериментальных данных по сушке различных материалов (1 – керамика, 2 – асбест, 3 – войлок, 4 – картон, 5 – фетр, 6 – натуральная кожа, 7 – пластины глины, 8 – макароны, 9 – пекарские дрожжи) были получены зависимости [6; 8; 10; 13]:

$$m \approx 0,5 \frac{\bar{u}_0}{\bar{u}_{kr}}, \quad (5)$$

$$a \approx \frac{0,8}{\bar{u}_{kr}}. \quad (6)$$

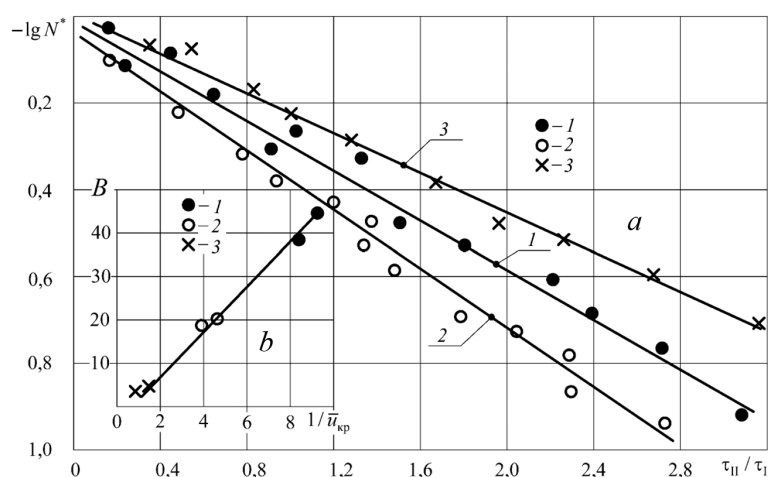


Рис. 2. Зависимость $\lg N^* = f(\tau_{II} / \tau_I)$ для сушки керамики (прямая 1), асбеста (прямая 2) и войлока (прямая 3) (а) и зависимость коэффициента $B = f(1 / \bar{u}_{kr})$ для сушки керамики (1), асбеста (2) и войлока (3) (b)

Fig. 2. Dependence $\lg N^* = f(\tau_{II} / \tau_I)$ for drying ceramics (straight line 1), asbestos (straight line 2) and felt (straight line 3) (a) and dependence of the coefficient $B = f(1 / \bar{u}_{kr})$ for drying ceramics (1), asbestos (2) and felt (3) (b)

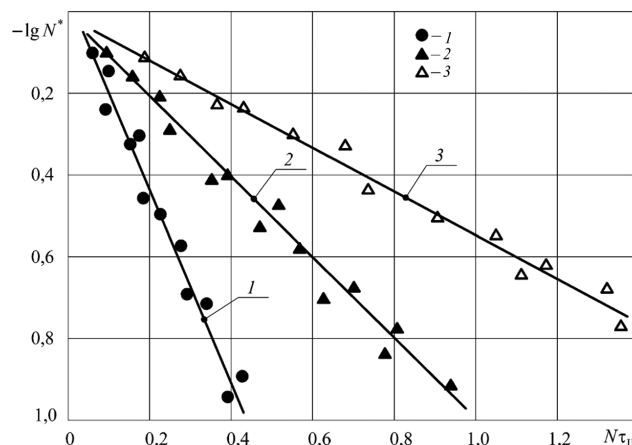


Рис. 3. Зависимость $\lg N^* = f(N\tau_{II})$ в процессе сушки керамики (прямая 1), асбеста (прямая 2) и войлока (прямая 3)
 Fig. 3. Dependence $\lg N^* = f(N\tau_{II})$ for drying ceramics (straight line 1), asbestos (straight line 2) and felt (straight line 3)

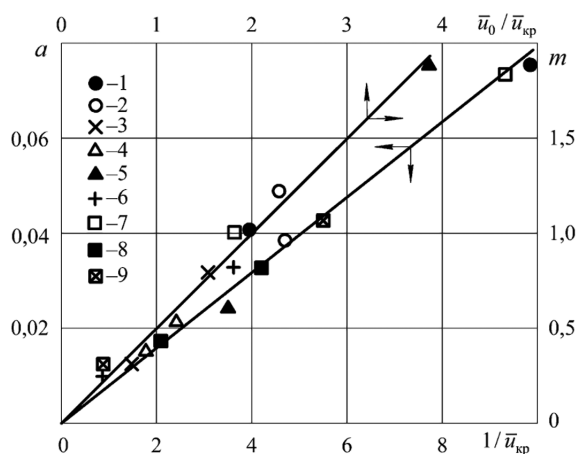


Рис. 4. Зависимость коэффициента m от отношения влагосодержаний $\bar{u}_0 / \bar{u}_{кр}$ и коэффициента a от влагосодержания $1/\bar{u}_{кр}$ для процессов сушки влажных материалов: керамики (1), асбеста (2), войлока (3), картона (4), фетра (5), натуральной кожи (6), пластин глины (7), макарон (8), пекарских дрожжей (9)

Fig. 4. Dependence of the coefficient m on the ratio of moisture content $\bar{u}_0 / \bar{u}_{кр}$ and the coefficient a on moisture content $1/\bar{u}_{кр}$ for the drying processes of wet materials: ceramics (1), asbestos (2), felt (3), cardboard (4), felt (5), natural leather (6), clay plates (7), pasta (8), baker's yeast (9)

Запишем уравнения (1)–(4) в следующем виде:

$$-\frac{d\bar{u}}{d\tau} = N \exp\left(-m \frac{\tau_{II}}{\tau_I}\right), \quad (7)$$

$$-\frac{d\bar{u}}{d\tau} = N \exp(-aN\tau), \quad (8)$$

$$-\frac{d\bar{u}}{d\tau} = NA \exp(\bar{u} / \bar{u}_{кр}), \quad (9)$$

$$-\frac{d\bar{u}}{d\tau} = \frac{1}{N} (\bar{u} / \bar{u}_{кр})^{1,3}. \quad (10)$$

Для процесса сушки керамики, асбеста и войлока (см. рис. 1, *b*) в уравнении (4) постоянная $n = 1,3$ [7; 8].

Эмпирические уравнения (7)–(10), полученные из обработки опытных данных, связывают относительную скорость сушки N^* с обобщенными комплексными переменными. Последова-

тельно выполняя интегрирование каждого из этих четырех уравнений, получим зависимости, позволяющие приближенно рассчитать длительность процесса сушки τ .

Интегрированием уравнения (7) в заданных пределах получим время сушки во II периоде [12; 13]

$$\tau_{II} = -\frac{\tau_I}{m} \ln \left[1 - \frac{\bar{u}_{кр} - \bar{u}}{N\tau_I} \right].$$

С учетом времени сушки в I периоде $\tau_I = (\bar{u}_0 - \bar{u}_{кр}) / N$ окончательно длительность процесса сушки можно представить выражением

$$\tau \approx \frac{\bar{u}_0 - \bar{u}_{кр}}{N} \left[1 - \frac{1}{m} \ln \left[1 - \left(\frac{\bar{u}_{кр} - \bar{u}}{\bar{u}_0 - \bar{u}_{кр}} \right) \right] m \right]. \quad (11)$$

Уравнение (8) представим в следующем виде:

$$\int_{\bar{u}_{кр}}^{\bar{u}} d\bar{u} = N \int_{\tau_{II}}^0 \exp(-aN\tau_{II}) d\tau.$$

Интегрируя данное уравнение, получим

$$\tau_{II} \approx -\frac{1}{aN} \ln [1 - a(\bar{u}_{кр} - \bar{u})].$$

Тогда длительность процесса сушки будет определяться выражением

$$\tau \approx \frac{1}{N} \left[(\bar{u}_0 - \bar{u}_{кр}) - \frac{1}{a} \ln (1 - a(\bar{u}_{кр} - \bar{u})) \right]. \quad (12)$$

Зависимость (9) можно представить в виде

$$-\int_{\bar{u}_{кр}}^0 \frac{d\bar{u}}{\exp(\bar{u} / \bar{u}_{кр})} = NA \int_{\tau_{II}}^0 d\tau.$$

Интегрируя это уравнение, находим

$$\tau_{II} = \frac{\bar{u}_{кр}}{NA} [1 - \exp(-\bar{u} / \bar{u}_{кр})]. \quad (13)$$

С учетом времени сушки в I периоде длительность сушки можно представить зависимостью

$$\tau \approx \frac{1}{N} \left[(\bar{u}_0 - \bar{u}_{кр}) + \frac{\bar{u}_{кр}}{A} [\ln(1 + \bar{u} / \bar{u}_{кр})] \right]. \quad (14)$$

Коэффициент A в выражении (14) является сложной функцией влагосодержания. На рис. 5 даны результаты обработки опытных данных для зависимости $A = f(\bar{u}_{кр} - \bar{u})$ в процессе сушки керамики (кривая 1), асбеста (кривая 2), войлока (кривая 3). В результате обработки опытных данных получена формула $A \approx \frac{1}{B(\bar{u}_{кр} - \bar{u})}$, где коэффициент B зависит от критическо-

го влагосодержания и может быть выражен зависимостью $B \approx f\left(\frac{1}{\bar{u}_{кр}}\right)$.

Обработкой опытных данных для сушки керамики, асбеста и войлока получена формула $B \approx \frac{4,4}{\bar{u}_{кр}} - 2$ (рис. 2, б).

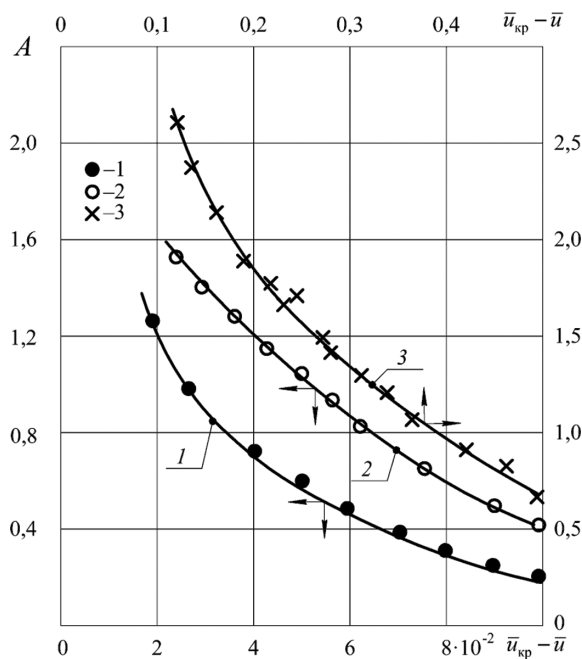


Рис. 5. Зависимость коэффициента A от влагосодержания $\bar{u}_{\text{кр}} - \bar{u}$ для сушки керамики (кривая 1), асбеста (кривая 2) и войлока (кривая 3)

Fig. 5. Dependence of the coefficient A on moisture content $\bar{u}_{\text{кр}} - \bar{u}$ for the drying processes of ceramics (curve 1), asbestos (curve 2), felt (curve 3)

Уравнение (10) представим в следующем виде:

$$\frac{1}{N} \frac{d\bar{u}}{(\bar{u} / \bar{u}_{\text{кр}})^{1,3}} \approx d\tau,$$

$$\frac{1}{N} \int_{\bar{u}}^{\bar{u}_{\text{кр}}} \left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{\text{кр}}} \right)^{-1,3} d\bar{u} = \int_{\tau=0}^{\tau_{\text{II}}} d\tau.$$

Интегрируя данное уравнение, получим:

$$\tau_{\text{II}} \approx \frac{3,4}{N} \left[\frac{(\bar{u}_{\text{кр}})^{1,3}}{(\bar{u})^{0,3}} - \bar{u}_{\text{кр}} \right]. \quad (15)$$

С учетом времени сушки в I периоде ее длительность можно представить зависимостью

$$\tau \approx \frac{1}{N} \left[(\bar{u}_0 - \bar{u}_{\text{кр}}) + 3,4 \left(\frac{(\bar{u}_{\text{кр}})^{1,3}}{(\bar{u})^{0,3}} - \bar{u}_{\text{кр}} \right) \right]. \quad (16)$$

Полученные зависимости (11), (12), (14) и (16) позволяют приблизительно рассчитать длительность сушки.

Плотность потока тепла. Основное уравнение кинетики сушки А. В. Лыкова [1–4]

$$\frac{q_{\text{II}}}{q_{\text{I}}} = N^* (1 + \text{Rb}), \quad (17)$$

где q_{I} , q_{II} – плотности теплового потока в I и II периодах сушки. Число Ребиндера (Rb) характеризует отношение количества тепла, которое затрачивается на нагрев влажного тела, к количеству тепла, расходуемому на испарение влаги. При сушке тонкого влажного материала расход

тепла на нагревание значительно меньше расхода тепла на испарение из него влаги и $Rb \ll 1$. Расчеты показывают, что расход тепла на нагрев влажного тела от общего количества тепла, подводимого к нему, составляет 4–5 %. При этом максимальные значения числа Ребиндера ($Rb \approx 0,15–0,30$) наблюдаются к концу сушки при влагосодержаниях, близких к равновесным u_p . Величина Rb в конце сушки показывает необходимость прекращения процесса для избежания пересушивания материала и перерасхода энергии на сушку [1; 3; 4; 9]. Пренебрегая величиной Rb при малых его значениях, уравнение (17) запишем в виде

$$q_{II} = q_I N^*. \quad (18)$$

Плотность потока тепла в I периоде [1–4] можно определить по формуле

$$q_I = \rho r R_v N \text{ (Вт/м}^2\text{)},$$

где ρ – плотность, r – теплота парообразования, $R_v = V/F$ – отношение объема тела к поверхности.

Обработкой большого количества кривых скорости сушки керамики, асбеста, войлока, картона получены зависимости скорости сушки N^* от отношения влагосодержаний $\bar{u} / \bar{u}_{кр}$ [7; 8; 13]:

$$N^* \approx 0,23 \exp\left(1,5 \frac{\bar{u}}{\bar{u}_{кр}}\right); \quad N^* \approx \left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{кр}}\right)^{1,3}. \quad (19)$$

На рис. 1, б даны результаты обработки опытных данных по сушке керамики, асбеста и войлока для зависимости $N^* \approx f\left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{кр}}\right)$. Несовпадение в значениях N^* в формулах составляет 4 %.

Плотности потока тепла во II периоде вычисляются по формуле

$$q_{II} = q_I \left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{кр}}\right)^{1,3} \text{ (Вт/м}^2\text{)}. \quad (20)$$

Температура материала. В случае нагревания тонкого плоского влажного тела, когда число Био (Bi) значительно меньше единицы ($Bi \ll 1$), а начальное распределение температуры внутри тела равномерное, теплообмен между поверхностью материала и внешней средой происходит по закону Ньютона [14–16]. Градиент температуры в середине тонкого плоского тела равен нулю, и для периода падающей скорости сушки (II период) можно записать уравнение теплового баланса [14; 15]

$$c_{вл} \rho R_v \frac{d\bar{t}}{d\tau} = \bar{\alpha}(t_c - \bar{t}), \quad (21)$$

где $c_{вл} = c_0 + c_{ж}\bar{u}$ – удельная теплоемкость влажного материала, c_0 – теплоемкость сухого материала, $c_{ж}$ – теплоемкость воды; $\bar{\alpha}$ – коэффициент теплоотдачи во II периоде; $\bar{t}$ – среднеинтегральная температура влажного материала; $d\bar{t} / d\tau$ – скорость нагрева материала.

Плотность потока тепла на испарение влаги найдем следующим образом:

$$\bar{\alpha}(t_c - \bar{t}_{II}) = j_{II} r = \rho R_v r \frac{d\bar{u}}{d\tau}. \quad (22)$$

Скорость сушки [2–4] определяется выражением

$$\frac{d\bar{u}}{d\tau} = N N^*. \quad (23)$$

Решая совместно уравнения (21) и (22), получим скорость нагрева материала:

$$\frac{d\bar{t}}{d\tau} = \frac{r}{c_{\text{вЛ}}} NN^*. \quad (24)$$

Подставляя N^* из выражений (1) и (2) в (24), получим уравнения температурной кривой [12]:

$$\frac{d\bar{t}}{d\tau} \approx \frac{r}{c_{\text{вЛ}}} N \exp\left(-m \frac{\tau_{\text{II}}}{\tau_{\text{I}}}\right), \quad (25)$$

$$\frac{d\bar{t}}{d\tau} \approx \frac{r}{c_{\text{вЛ}}} N \exp(-aN\tau_{\text{II}}). \quad (26)$$

Зависимости устанавливают связь между теплообменом и температурой материала во II периоде. Интегрируя уравнения (25) и (26) в пределах от $\bar{t}$ в I периоде до температуры среды t_c , получим уравнения температурных кривых [12]:

$$\bar{t} \approx t_c - \frac{r\Psi}{c_{\text{вЛ}}m} \left[(\bar{u}_0 - \bar{u}_{\text{кр}}) \exp\left(-m \frac{\tau_{\text{II}}}{\tau_{\text{I}}}\right) \right], \quad (27)$$

$$\bar{t} \approx t_c - \frac{\beta r}{c_{\text{вЛ}}a} \exp(-aN\tau_{\text{II}}). \quad (28)$$

Коэффициенты Ψ и β в выражениях (27) и (28) определяются по формулам: $\Psi \approx C \exp(n(\bar{u}_{\text{кр}} - \bar{u}))$, $\beta \approx C_1 \exp(-n_1(\bar{u}_{\text{кр}} - \bar{u}))$. Значения коэффициентов C , C_1 , n , n_1 для процессов сушки керамики, асбеста и войлока даны в табл. 1.

Т а б л и ц а 1. Значения коэффициентов в расчетных формулах
 Table 1. Values of coefficients in calculation formulas

Наименование материала Name of material	m	a	C	$C_1 \cdot 10^3$	n	n_1
Керамика Ceramics	0,98	8	0,4	4,0	9	16
Асбест Asbestos	1,15	4	0,3	2,3	2	6
Войлок Felt	0,77	1,08	0,18	0,18	1,5	3

Обработкой экспериментальных данных ряда различных материалов (см. рис. 2) получено выражение для относительной температуры [13; 17]

$$T \approx \frac{t_c - \bar{t}}{t_c - t_{\text{м.т}}} \approx (N^*)^{0,43}. \quad (29)$$

Подставляя (19) в (29), получим

$$\frac{t_c - \bar{t}}{t_c - t_{\text{м.т}}} \approx \left[\left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{\text{кр}}} \right)^{1,3} \right]^{0,43} \approx \left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{\text{кр}}} \right)^{0,56}. \quad (30)$$

Среднеинтегральная температура определяется уравнением

$$\bar{t} = t_c - (t_c - t_{\text{м.т}}) \left(\frac{\bar{u}}{\bar{u}_{\text{кр}}} \right)^{0,56}. \quad (31)$$

В табл. 2 дано сопоставление расчетных значений длительности сушки и среднеинтегральных температур, вычисленных по формулам, с экспериментальными значениями. Погрешность находится в пределах ошибки эксперимента.

Т а б л и ц а 2. Расчетные значения времени сушки и температуры, вычисленные по формулам, и сопоставление расчетных значений с экспериментом в процессах сушки керамики, асбеста и войлока

Table 2. Values of drying time and temperature calculated using formulas, and comparison of calculated values with experiment in the drying processes of ceramics, asbestos and felt

$\bar{u}$	$\bar{u} / \bar{u}_{кр}$	τ , мин/мин экс./exp.	τ , мин/мин (11)	τ , мин/мин (12)	τ , мин/мин (14)	τ , мин/мин (16)	$\bar{t}$, °C экс./exp.	$\bar{t}$, °C (27)	$\bar{t}$, °C (28)	$\bar{t}$, °C (31)	N^* (19)
Листовой асбест: размеры образца $180 \times 100 \times 6$ мм; $\rho = 770$ кг/м ³ ; режим сушки: $t_c = 120$ °C; $v = 5$ м/с; $\varphi = 5$ %; $\bar{u}_0 = 0,46$; $\bar{u}_{кр} \approx 0,2$; $N = 0,03$ мин ⁻¹ ; $\tau_1 = 8$ мин; $t_{м.т} = 42$ °C Sheet asbestos: sample dimensions $180 \times 100 \times 6$ mm; $\rho = 770$ kg/m ³ ; drying mode: $t_c = 120$ °C; $v = 5$ m/s; $\varphi = 5$ %; $\bar{u}_0 = 0,46$; $\bar{u}_{кр} \approx 0,2$; $N = 0,03$ мин ⁻¹ ; $\tau_1 = 8$ min; $t_{м.т} = 42$ °C											
0,16	0,8	9,0	8,5	9,3	9,8	9,7	52	53	57	51	0,75
0,14	0,7	11,0	9,8	11,7	10,4	10,4	54	55	54	56	0,64
0,12	0,6	13,5	12,7	13,2	12,6	13,2	62	59	60	61	0,52
0,08	0,4	16,0	16,7	15,4	15,4	15,7	74	72	72	74	0,32
0,04	0,2	21,0	20,4	20,7	19,7	22,3	84	83	85	86	0,13
0,02	0,1	26,5	24,5	26,2	25,2	28,3	92	94	95	97	0,07
Керамическая плитка: размеры образца $120 \times 80 \times 5$ мм; $\rho = 1860$ кг/м ³ ; режим сушки: $t_c = 120$ °C; $v = 3$ м/с; $\varphi = 5$ %; $\bar{u}_0 = 0,2$; $\bar{u}_{кр} \approx 0,1$; $N = 0,0155$ мин ⁻¹ ; $\tau_1 = 6,5$ мин; $t_{м.т} = 49$ °C Ceramic tiles: sample dimensions $120 \times 80 \times 5$ mm; $\rho = 1860$ kg/m ³ ; drying mode: $t_c = 120$ °C; $v = 3$ m/s; $\varphi = 5$ %; $\bar{u}_0 = 0,2$; $\bar{u}_{кр} \approx 0,1$; $N = 0,0155$ мин ⁻¹ ; $\tau_1 = 6,5$ min; $t_{м.т} = 49$ °C											
0,08	0,8	10,5	10,8	10,7	11,2	11,2	62	64	62	64	0,75
0,06	0,6	14,0	14,4	14,6	13,6	13,2	74	73	74	71	0,52
0,04	0,4	18,5	19,3	18,8	17,8	17,9	83	81	85	82	0,32
0,02	0,2	27,0	27,6	28,6	25,7	26,8	92	93	94	96	0,12
Шерстяной войлок: размеры образца $180 \times 120 \times 10$ мм; $\rho = 180$ кг/м ³ ; режим сушки: $t_c = 120$ °C; $v = 3$ м/с; $\varphi = 5$ %; $\bar{u}_0 = 1,14$; $\bar{u}_{кр} \approx 0,74$; $N = 0,052$ мин ⁻¹ ; $\tau_1 = 7,5$ мин; $t_{м.т} = 42$ °C Wool felt: sample dimensions $180 \times 120 \times 10$ mm; $\rho = 180$ kg/m ³ ; drying mode: $t_c = 120$ °C; $v = 3$ m/s; $\varphi = 5$ %; $\bar{u}_0 = 1,14$; $\bar{u}_{кр} \approx 0,74$; $N = 0,052$ мин ⁻¹ ; $\tau_1 = 7,5$ min; $t_{м.т} = 42$ °C											
0,75	1,0	7,5	—	—	—	—	42	43	43	43	1,0
0,7	0,93	9,5	9,2	10,0	9,8	9,9	43	42	42	44	0,89
0,6	0,80	12,0	11,6	11,8	11,4	12,6	46	44	44	47	0,75
0,5	0,67	15,5	14,7	14,8	14,6	15,3	48	47	46	52	0,59
0,4	0,53	17,5	16,8	16,7	16,8	18,2	53	52	53	54	0,44
0,3	0,40	21,5	19,4	21,3	21,2	22,4	58	57	57	62	0,32
0,2	0,27	28,0	26,7	27,2	26,8	31,3	69	68	69	71	0,18

Выводы

1. На основе относительной скорости сушки и обобщенных комплексных переменных выведены приближенные уравнения для расчета длительности сушки.

2. Используя уравнения кинетики сушки и уравнения теплового баланса для II периода получены уравнения для определения относительной скорости сушки и расчета температуры в этом периоде.

3. Дано сравнение расчетных значений времени сушки и температуры с экспериментом. Погрешность в значениях составляет допустимые 10 %.

Представленные приближенные методы расчета длительности, относительной скорости и температуры сушки, полученные обработкой опытных данных обобщенными комплексными переменными, представляют интерес для практики сушки капиллярно-пористых влажных материалов.

Список использованных источников

1. Лыков, А. В. Теория сушки / А. В. Лыков. – М.: Энергия, 1968. – 472 с.
2. Акулич, П. В. Расчеты сушильных и теплообменных установок / П. В. Акулич. – Мн.: Бел. наука, 2010. – 443 с.
3. Красников, В. В. Кондуктивная сушка / В. В. Красников. – М.: Энергия, 1973. – 288 с.
4. Сажин, Б. С. Научные основы техники сушки / Б. С. Сажин. – М.: Наука, 1997. – 447 с.
5. Олышанский, А. И. Регулярный тепловой режим и влияние критериев подобия тепло-массообмена на процесс конвективной сушки пористой керамики / А. И. Олышанский // Инженерно-физический журнал. – 2016. – Т. 89, № 1. – С. 37–48.
6. Филоненко, Г. К. Сушильные установки / Г. К. Филоненко, П. Д. Лебедев. – М.; Л.: Госэнергоиздат, 1952. – 263 с.
7. Олышанский, А. И. Исследование сушки тонких материалов с использованием обобщенных комплексных переменных / А. И. Олышанский // Инженерно-физический журнал. – 2016. – Т. 89, № 4. – С. 884–894.
8. Олышанский, А. И. Экспериментальное исследование кинетики сушки тонких плоских влажных материалов методом регулярного режима с использованием обобщенных комплексных переменных / А. И. Олышанский, А. М. Гусаров // Инженерно-физический журнал. – 2017. – Т. 90, № 3. – С. 700–713.
9. Рудобашта, С. П. Теплотехника / С. П. Рудобашта. – М.: Перо, 2015. – 672 с.
10. Гинзбург, А. С. Основы теории и техники сушки пищевых продуктов / А. С. Гинзбург. – М.: Пищ. пром-сть, 1973. – 528 с.
11. Бочарова, Г. А. Исследование процесса сушки пекарских дрожжей комбинированным методом: автореф. дис. ... канд. техн. наук / Галина Алексеевна Бочарова. – Воронеж, 1972. – 33 с.
12. Олышанский А. И. Некоторые закономерности кинетики влаготеплообмена при сушке влажных материалов / А. И. Олышанский, Е. Ф. Макаренко, В. И. Олышанский // Инженерно-физический журнал. – 2008. – Т. 81, № 6. – С. 1102–1110.
13. Куц, П. С. Некоторые закономерности тепловлагообмена и приближенные методы расчета кинематики процесса сушки влажных материалов / П. С. Куц, А. И. Олышанский // Инженерно-физический журнал. – 1977. – Т. 32, № 5. – С. 1007–1014.
14. Лыков, А. В. Теоретические основы строительной теплофизики / А. В. Лыков. – Мн.: Изд-во Акад. наук БССР, 1961. – 519 с.
15. Васильев, В. Н. Технология сушки. Основы тепло- и массопереноса / В. Н. Васильев, В. Е. Куцакова, С. В. Фролов. – СПб.: ГИОРД, 2013. – 224 с.
16. Рабинович, Г. Д. Новый метод расчета конвективной сушки тонких материалов / Г. Д. Рабинович // Инженерно-физический журнал. – 1966. – Т. 11, № 2. – С. 182–192.
17. Лыков, А. В. Кинетика теплообмена в процессе сушки влажных материалов / А. В. Лыков, П. С. Куц, А. И. Олышанский // Инженерно-физический журнал. – 1972. – Т. 23, № 3. – С. 401–406.

References

1. Lykov A. V. *Theory of Drying*. Moscow, Energiya Publ., 1968. 472 p. (in Russian).
2. Akulich P. V. *Calculations of Drying and Heat Exchange Installations*. Minsk, Belorusskaya nauka Publ., 2010. 443 p. (in Russian).
3. Krasnikov V. V. *Conductive Drying*. Moscow, Energiya Publ., 1973. 288 p. (in Russian).
4. Sazhin B. S. *Scientific Fundamentals of Drying Techniques*. Moscow, Nauka Publ., 1997. 447 p. (in Russian).
5. Ol'shanski, A. I. Regular thermal regime and influence of heat and mass transfer similarity criteria on the process of convective drying of porous ceramics. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2016, vol. 89, no. 1, pp. 38–49. <https://doi.org/10.1007/s10891-016-1351-6>
6. Filonenko G. K., Lebedev P. D. *Dryers*. Moscow, Leningrad, Gosenergoizdat Publ., 1952. 263 p. (in Russian).
7. Ol'shanskii A. I. Investigation of the drying of thin materials with the use of generalized complex variables. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2016, vol. 89, no. 1, pp. 886–895. <https://doi.org/10.1007/s10891-016-1450-4>
8. Ol'shanskii A. I., Gusarov A. M. Experimental study of the kinetics of drying of thin plane moist materials by the regular-regime method using generalized complex variables. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2017, vol. 90, no. 3, pp. 665–678. <https://doi.org/10.1007/s10891-017-1614-x>
9. Rudobashta S. P. *Thermal Engineering*. Moscow, Pero Publ., 2015. 672 p. (in Russian).
10. Ginzburg A. S. *Fundamentals of the Theory and Technology of Drying Food Products*. Moscow, Pishchevaya promyshlennost' Publ., 1973. 528 p. (in Russian).

11. Bocharova G. A *Study of the Drying Process of Baker's Yeast Using a Combined Method*. Abstract of a PhD thesis Cand. Sci. (Eng.). Voronezh., 1972. 33 p. (in Russian).
12. Ol'shanskii A. I., Makarenko E. F., Ol'shanskii V. I. Certain regularities of the kinetics of moisture and heat exchange in drying of moist materials. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics*, 2008, vol. 81, no. 6, pp. 1144–1152. <https://doi.org/10.1007/s10891-009-0131-y>
13. Kutz P. S., Ol'shanskii A. I. Some features of heat and moisture transfer and approximate methods of calculating the drying kinetics of moist materials. *Journal of Engineering Physics* 1977, vol. 32, no. 6, pp. 650–656. <https://doi.org/10.1007/bf00862568>
14. Lykov A. V. *Theoretical Foundations of Construction Thermophysics*. Minsk, BSSR Academy of Sciences Publ., 1961. 519 p. (in Russian)
15. Vasiliev V. N., Kutsakova V. E., Frolov S. V. *Drying Technology. Fundamentals of Heat and Mass Transfer*. St. Petersburg, Giord Publ., 2013. 224 p. (in Russian)
16. Rabinovich G. D. A New method of calculation of convective drying of thin materials. *Journal of Engineering Physics*, 1966, vol. 11, no. 2, pp. 98–104. <https://doi.org/10.1007/BF00831262>
17. Lykov A. V., Kuts P. S., Olshanskii A. I. Kinetics of Heat Transfer in the Process of Drying Wet Materials. *Journal of Engineering Physics*, 1972, vol. 23, no. 3, pp. 1082–1086. <https://doi.org/10.1007/bf00832214>

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

РАДИОЭЛЕКТРОНИКА, ПРИБОРОСТРОЕНИЕ RADIOELECTRONICS, INSTRUMENT-MAKING

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-233-242>
УДК 535.8



Оригинальная статья

А. А. Быков^{1*}, Ю.-Д. Д. Коробкина¹, И. А. Ястребов², А. Ю. Белых¹,
А. А. Корнеева¹, А. Н. Свешникова^{1,2}

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Центр теоретических проблем физико-химической фармакологии РАН», ул. Средняя Калитниковская, 30, 109029, Москва, Российская Федерация

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный университет имени М. В. Ломоносова», Ленинские горы, 1, 119991, Москва, Российская Федерация

ПОРТАТИВНАЯ ОПТИЧЕСКАЯ МИКРОФЛЮИДНАЯ СИСТЕМА ДЛЯ АНАЛИЗА АГРЕГАЦИИ ТРОМБОЦИТОВ В ПОТОКЕ ЦЕЛЬНОЙ КРОВИ

Аннотация. Разработан портативный оптический флуоресцентный микроскоп, который позволяет производить оценку образцов крови для экспресс-диагностики различных заболеваний и определения их стадий путем анализа флуоресцентных маркеров и оптических изображений клеток. К особенностям микроскопа можно отнести возможность наклона оптической оси и предметного столика с проточной камерой. Отклонение оптической оси способствует движению клеток в камере за счет собственной силы тяжести и эмитирует естественное движение потока клеток в организме. Такая постановка эксперимента позволила производить исследование, не прибегая к применению шприцевых и перистальтических насосов, которые могут оказывать влияние на исследуемые клетки, повреждая их и усложняя интерпретацию результатов анализа. Проведена серия исследований проб крови в проточных камерах, в которой показано, что для роста тромбоцитарного тромба на подложке из фибриллярного коллагена разработанная портативная система воспроизводит результаты на уровне полноценного стационарного флуоресцентного микроскопа. Компактность и портативность разработанного прибора позволяет с легкостью производить его транспортировку и выполнять исследования в условиях полевых лабораторий и медицинских учреждений, не имеющих специального оснащения для диагностики малораспространенных и редких заболеваний.

Ключевые слова: флуоресцентная микроскопия, проточная камера, хемотаксис, гранулоциты, тромбоциты, тромбовоспаление

Благодарности: работа выполнялась при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук (125122615105-3).

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Быков Алексей Александрович – кандидат технических наук, руководитель отдела разработок и инноваций ЦТП ФХФ РАН, <https://orcid.org/0000-0002-7574-3437>, e-mail: ax.bykov@yandex.ru; Коробкина Юлия-Джессика Дмитриевна – кандидат биологических наук, научный сотрудник лаборатории внутриклеточной сигнализации и системной биологии ЦТП ФХФ РАН, <https://orcid.org/0000-0002-2762-5460>, e-mail: juliajessika@gmail.com; Ястребов Иван Александрович – студент физического факультета МГУ имени М. В. Ломоносова, e-mail: vantorio8@gmail.com; Белых Андрей Юрьевич – инженер отдела разработок и инноваций ЦТП ФХФ РАН, <https://orcid.org/0009-0007-9759-7614>, e-mail: andbelix@mail.ru; Корнеева Анастасия Алексеевна – ведущий инженер отдела разработок и инноваций ЦТП ФХФ РАН, <https://orcid.org/0009-0009-9211-7081>, e-mail: aa.korneeva13@yandex.ru; Свешникова Анастасия Никитична – доктор физико-математических наук, профессор РАН, заведующий лабораторией внутриклеточной сигнализации и системной биологии ЦТП ФХФ РАН, профессор кафедры физики колебаний физического факультета МГУ имени М. В. Ломоносова, <https://orcid.org/0000-0003-4720-7319>, e-mail: a.sveshnikova@physics.msu.ru

Вклад авторов: Быков Алексей Александрович – обоснование концепции, разработка оптической схемы прибора, редактирование текста рукописи, формулировка выводов; Коробкина Юлия-Джессика Дмитриевна, Ястребов Иван Александрович – проведение измерений, обработка и анализ изображений; Белых Андрей Юрьевич –

* Автор, ответственный за переписку / Corresponding author.

разработка процедуры компенсации оптических искажений; *Корнеева Анастасия Алексеевна* – разработка конструкции прибора, апробация прибора на модельных объектах, работа с графическими материалами; *Свешникова Анастасия Никитична* – постановка задачи, анализ и систематизация полученных данных, обобщение результатов исследования, редактирование рукописи, общее администрирование проекта.

Для цитирования: Портативная оптическая микрофлюидная система для анализа агрегации тромбоцитов в потоке цельной крови / А. А. Быков, Ю.-Д. Д. Коробкина, И. А. Ястребов [и др.] // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 233–242. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-233-242>

Поступила в редакцию: 12.03.2026

Доработанный вариант: 10.08.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

Original article

Alexey A. Bykov^{1*}, Yulia-Jessica D. Korobkina¹, Ivan A. Yastrebov², Andrey Yu. Belykh¹,
Anastasia A. Korneeva¹, Anastasia N. Sveshnikova^{1,2}

¹Center for Theoretical Problems of Physico-Chemical Pharmacology, Russian Academy of Sciences,
30, Srednyaya Kalitnikovskaya St., 109029, Moscow, Russian Federation

²Lomonosov Moscow State University, 1, Leninskie Gory, 119991, Moscow,
Russian Federation

PORTABLE OPTICAL MICROFLUIDIC SYSTEM FOR ANALYSING TROMBOCITE AGGREGATION IN WHOLE BLOOD FLOW

Abstract. A portable optical fluorescence microscope has been developed for evaluating blood samples to perform rapid diagnostics and staging of various diseases by analyzing fluorescent markers and optical cell images. Distinctive features of the microscope include the ability to tilt both the optical axis and the stage equipped with a flow chamber. Tilting the optical axis enables cell movement within the chamber driven by gravity, mimicking the natural flow of cells in the body. This experimental setup allows investigations to be conducted without syringe or peristaltic pumps, which can affect the studied cells, damage them, and complicate the interpretation of analysis results. A series of blood sample studies in flow chambers demonstrated that the developed portable system reproduces results on par with a full-scale stationary fluorescence microscope for platelet thrombus growth on a fibrillar collagen substrate. The compact and portable design of the device ensures easy transportation, enabling research in field laboratories and medical institutions that lack specialized equipment for diagnosing uncommon and rare diseases.

Keywords: fluorescence microscopy, flow chamber, chemotaxis, granulocytes, platelets, thromboinflammation

Acknowledgments: the study was supported by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (125122615105-3).

Conflict of interest: the authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: Alexey A. Bykov – Cand. Sci. (Engineering), Head of the Development and Innovation Department at CTP PCP RAS, <https://orcid.org/0000-0002-7574-3437>, e-mail: ax.bykov@yandex.ru; Yulia-Jessica D. Korobkina – Cand. Sci. (Biology), Researcher of the Laboratory of Intracellular Signaling and Systems Biology at CTP PCP RAS, <https://orcid.org/0000-0002-2762-5460>, e-mail: juliajessika@gmail.com; Ivan A. Yastrebov – Student of the Physics Department at Lomonosov Moscow State University, e-mail: vantorio8@gmail.com; Andrey Yu. Belykh – Engineer of the Development and Innovation Department at CTP PCP RAS, <https://orcid.org/0009-0007-9759-7614>, e-mail: andbelix@mail.ru; Anastasia A. Korneeva – Leading Engineer of the Development and Innovation Department at CTP PCP RAS, <https://orcid.org/0009-0009-9211-7081>, e-mail: aa.korneeva13@yandex.ru; Anastasia N. Sveshnikova – Dr. Sci. (Physics and Mathematics), Professor of the Russian Academy of Sciences, Head of the Laboratory of Intracellular Signaling and Systems Biology of the Central Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Professor of the Department of Oscillation Physics, Faculty of Physics, Lomonosov Moscow State University, <https://orcid.org/0000-0003-4720-7319>, e-mail: a.sveshnikova@physics.msu.ru

Contribution of the authors: Alexey A. Bykov – conceptual justification, development of the optical design of the device, editing of the manuscript, formulation of conclusions; Yulia-Jessica D. Korobkina, Ivan A. Yastrebov – measurements, image processing and analysis; Andrey Yu. Belykh – development of the procedure for compensation of optical distortions; Anastasia A. Korneeva – development of the device design, testing of the device on model objects, work with graphic materials; Anastasia N. Sveshnikova – setting the goal of research, analysis and systematization of the obtained data, generalization of the research results, manuscript editing, general project administration.

For citation: Bykov A. A., Korobkina Yu.-J. D., Yastrebov I. A., Belykh A. Yu., Korneeva A. A., Sveshnikova A. N. Portable optical microfluidic system for analysing trombocyte aggregation in whole blood flow. *Vestsi Natsyyanal'най akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 233–242 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-233-242>

Received: 12.03.2026

Modified: 10.08.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. Определение агрегационной способности форменных элементов крови, тромбоцитов, в симулирующих кровеносный сосуд условиях критично для корректного назначения анти-тромботической терапии, например препаратов ацетилсалициловой кислоты. Несмотря на грубость методики, для определения агрегационной способности тромбоцитов в клинической практике используется только агрегометрия, позволяющая наблюдать агрегацию при перемешивании образца крови или плазмы крови. Более точные исследования требуют микрофлюидных систем и флуоресцентных микроскопов. Однако стоимость качественных микроскопов для медицинского применения высока, и лишь крупные медицинские учреждения имеют возможность приобрести и применять такое оборудование. Настоящая работа направлена на создание простого и доступного диагностического аппаратно-программного комплекса, способного работать с точными микрофлюидными камерами.

Современные исследования функционирования живых клеток невозможны без применения методов микроскопии. Изучение клеток организма с патологией позволяет получить знания о том, какие меры необходимо предпринять для лечения различных заболеваний. Для визуальной оценки состояния клеток на разных этапах исследований используется оптическая микроскопия. Существует ряд различных специализированных флуоресцентных красителей, которые позволяют окрашивать и детектировать больные клетки в видимом спектральном диапазоне.

При работе с живыми клетками – крайне чувствительными к внешним воздействиям объектами – принципиальное значение имеет выбор красителей, оказывающих минимальное влияние на метаболизм клеток и сохраняющих их нативные свойства и функции. Применяемые красители также не должны взаимодействовать с другими реагентами, используемыми в эксперименте, в частности подавлять транспортные системы либо другие исследуемые явления или иным образом влиять на нормальные функции клеток. Для получения достаточной информации оптическими методами необходимо, чтобы красители обладали высоким коэффициентом экстинкции, высоким квантовым выходом, большим стоксовым сдвигом и высокой растворимостью в среде, в которой они применяются. Они должны быть специфичными и селективными для исследуемых органелл клеток. Такие условия позволяют успешно применять оптические флуоресцентные методы анализа клеток и стимулируют создание собственного узкоспециализированного прибора.

Такие маркеры, как DAPI, а также флуоресцентные краски, в частности FITC [1–5], стали незаменимым инструментом для изучения морфологии и функциональной активности клеток. Например, липофильный краситель DiOC₆ широко применяется для визуализации клеток и оценки состояния митохондрий, так как быстро проникает в поляризованные мембраны, практически не влияя на их потенциал.

Форменные элементы крови – тромбоциты, являются клеточными фрагментами размером 2–4 мкм, отвечающими за тромбообразование. Патологическое тромбообразование сопровождается множеством заболеваний и становится причиной ишемических инфарктов и инсультов, поэтому антитромботическая терапия, прежде всего прием аспирина (ацетилсалициловой кислоты), очень распространена в практике. Однако дозы антитромботических препаратов требуют точного подбора, так как прием высоких доз данных лекарственных средств приводит к геморрагиям. Нарушения функционирования тромбоцитов могут успешно выявляться при помощи флуоресцентной микроскопии. В частности, визуализация агрегации тромбоцитов в потоке цельной крови может успешно производиться с помощью красителя DiOC₆ [6; 7].

В настоящей работе, основываясь на опыте применения DiOC₆ и его достаточном квантовом выходе, разработана собственная конструкция микрофлюидной системы, основанная на классической оптической схеме с осветительной системой Келера, описанной в [8–10]. Рассчитаны базовые оптические характеристики проектируемого прибора, а именно разрешающая способность, глубина изображаемого пространства микроскопа. Основными особенностями данного прибора являются доступность используемых в конструкции оптических элементов, а также его компактность, мобильность, наклон оптической оси, что открывает множество возможностей его применения. Образцы крови перед исследованием окрашивают флуоресцентным красителем

и закачивают в специальную проточную камеру, поток крови в которой происходит под собственной силой тяжести без приложения внешнего давления либо вакуумации. Это позволило минимизировать внешнее физическое воздействие на исследуемые клетки и произвести ряд успешных экспериментов, показавших эффективность применения такой конструкции микроскопа для оценки динамики формирования агрегата тромбоцитов в условиях, имитирующих физиологический ток крови согласно ранее описанной методике [11].

Экспериментальная установка и методика измерений. Разработана компактная и легкая конструкция классического микроскопа, позволяющая работать с проточными камерами. Ее особенность заключается в возможности наклона оптической оси и предметного столика с образцом.

На рис. 1 представлена принципиальная схема микроскопа и построения оптического изображения на приемнике. В конструкции применяется камера (C) производителя The Imaging Source DMM37UX290 (The Imaging Source, Германия) с монохроматическим КМОП-приемником Sony IMX290 (Sony, Япония). Динамический диапазон камеры 12 бит, что достаточно для реги-

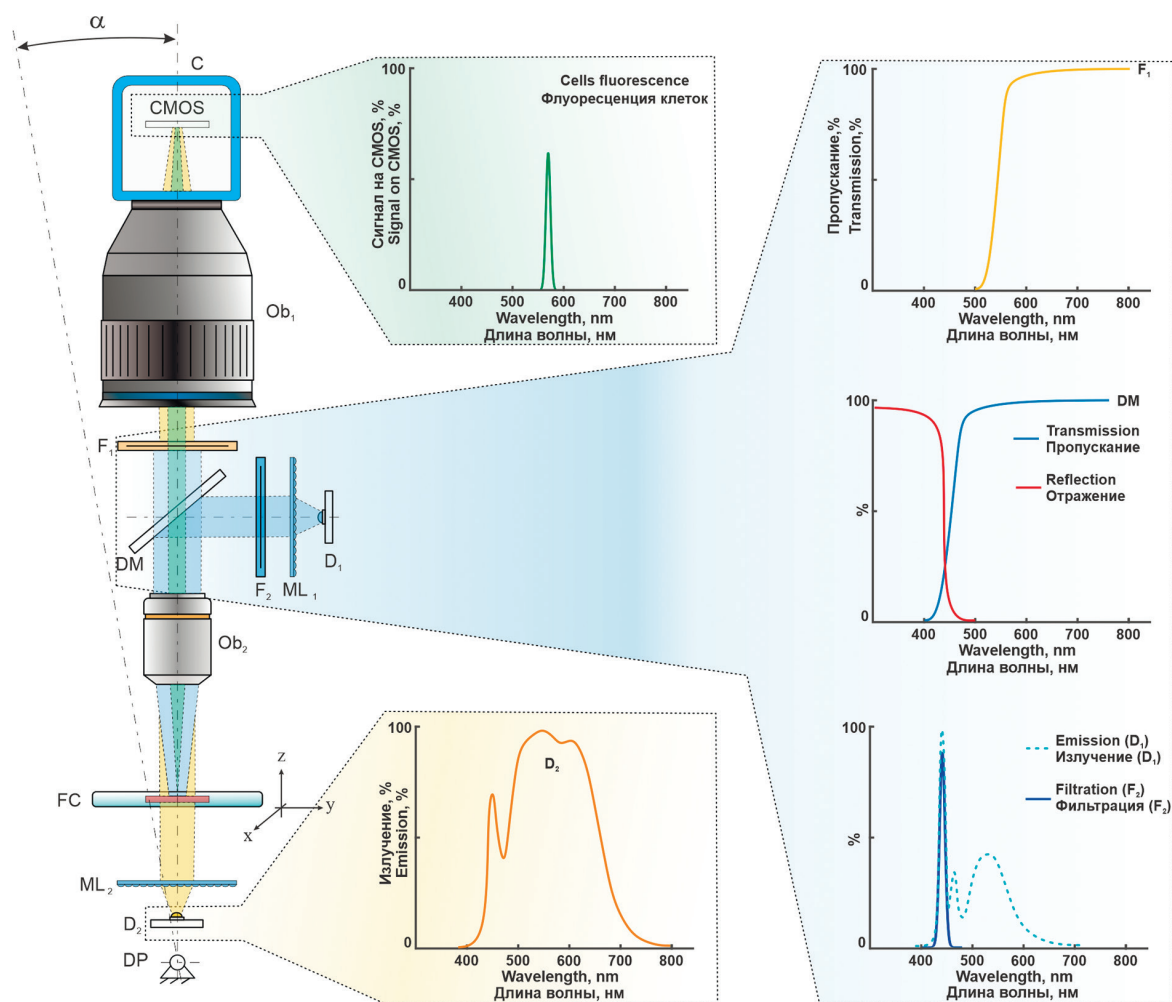


Рис. 1. Принципиальная оптическая схема микроскопа (α – угол отклонения; C – камера, CMOS – КМОП-приемник, Ob₁ – светосильный объектив; Ob₂ – микрообъектив; F₁, F₂ – выходные отрезающие фильтры; D₁, D₂ – светодиоды; ML₁, ML₂ – растрсы из микролинз; DM – дихроичное зеркало; FC – проточная камера; DP – точка отклонения, устройство наклона с микрометрическим винтом) и спектральные характеристики составных частей

Fig. 1. Optical schematic diagram of a microscope (α – deflection angle; C – camera, CMOS – CMOS sensor, Ob₁ – fast objective lens; Ob₂ – microscope objective; F₁, F₂ – output cut-off filters; D₁, D₂ – LEDs; ML₁, ML₂ – microlens arrays; DM – dichroic mirror; FC – flow cell; DP – deviation point, tilt device with micrometric screw) and spectral characteristics of components

страции слабого флуоресцентного сигнала от окрашенных органелл клеток. Формирующая изображение на приемнике оптическая система представляет собой светосильный объектив (Ob_1) производителя ZLKC HM10035MPC (Китай) с фокальным расстоянием 100 мм и изменяемой диафрагмой от $f/1,4$ до $f/3,5$. Перед объективом установлена эпифлуоресцентная приставка в виде светоделительного куба с выходным отрезающим фильтром (F_1) из стекла марки ОС-11 с областью пропускания в оптическом диапазоне 540–2700 нм [12]. Данный фильтр предназначен для поглощения спектральной составляющей до 540 нм, отраженной от образца и прошедшей через дихроичное зеркало (DM) на камеру. Это зеркало, установленное в светоделительном кубе, предназначено для корректировки направления светового пучка от возбуждающего светодиода с длиной волны 445 нм (D_1).

Измеренные спектральные характеристики оптических элементов приведены также на рис. 1. Для того чтобы собрать излучение светодиода, применен растр из микролинз (ML_1) с диаметром сферической поверхности $0,6 \pm 0,2$ мм. Это позволило собрать излучение от светодиода с минимальными потерями на поглощение и передать излучение на DM. Такое решение дало возможность избежать установки классических линзовых коллимирующих систем, увеличивающих габариты микроскопа и усложняющих конструкцию разработанного прибора. В связи с тем, что светодиод излучает достаточно широкий спектр, после растра установлен узкополосный спектральный фильтр (F_2) для выделения основной линии возбуждения флуоресцентной краски. Возбуждающее излучение от светодиода D_1 передается в микрообъектив L Plan 40X (Китай) (Ob_2) с рабочим отрезком 2,8 мм и фокусируется на поверхности потока клеток внутри проточной камеры (FC). В качестве вспомогательной системы подсветки в приборе предусмотрен широкополосный светодиод (D_2) с аналогичным растром из микролинз (ML_2) для коллимации пучка света. Все элементы микроскопа собраны на базовой плите, которая установлена на шарнирной опоре и позволяет обеспечить отклонение микроскопа на угол $\alpha = 10^\circ$. Результирующее линейное увеличение оптической системы равно $20\times$.

Для обработки получаемых изображений клеток необходимо учесть характеристики оптической системы для компенсации искажений. В микроскопе используется приемник КМОП форматом 1/2.8", разрешением 1945×1097 пикселей, размер пикселя 2,9 мкм. Для проверки оптического качества в фокус оптической системы устанавливались следующие эталонные тестовые объекты (рис. 2): микрометрическая линейка Meiji Techno MA292 1/100 (Meiji, Япония) со 100 штрихами на 1 мм, толщина линии – 5 мкм, применялась для оценки масштаба; Thorlabs R1L3S3P (Thorlabs, США) с шагом сетки 50 мкм, использовалась для корректировки геометрических искажений системы; Thorlabs USAF 1951 (Thorlabs, США) – для определения разрешающей способности собранной оптической системы.

Полученная информация позволила скорректировать геометрические искажения регистрируемых камерой изображений. Для оценки оптического качества микроскопа посчитана модуляционная передаточная функция (МПФ), отражающая контраст, с которым простран-

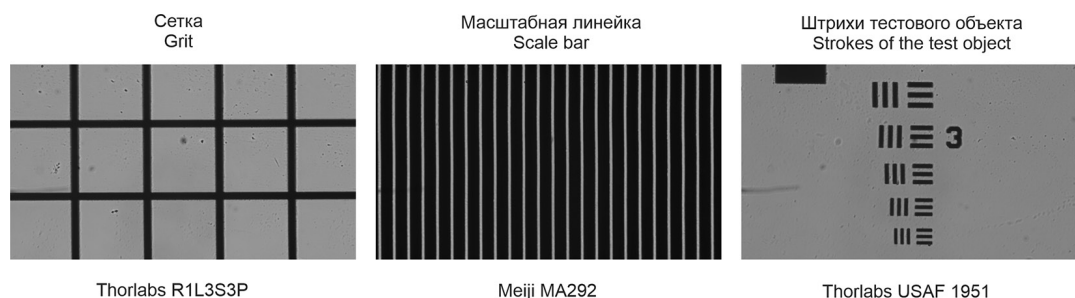


Рис. 2. Изображения тестовых объектов для оценки оптического качества изображения и корректировки пространственных искажений поля зрения

Fig. 2. Images of test objects for evaluating optical image quality and correcting spatial distortions of the visual field

ственные частоты (объекты разного размера) изображаются в плоскости приемника (рис. 3). Анализ полученных изображений показал равенство качества каждого изображения в центре и на краю поля. Модуль МПФ 0,2 наблюдается для пространственной частоты 25 лин/мм; эта величина соответствует частоте 1000 лин/мм, что позволяет различать объекты размером порядка 1 мкм.

Для работы с клеточными культурами принято применять проточные микрофлюидные камеры. Коммерческие варианты камер не всегда бывают доступны, могут возникать сложности с их приобретением, поэтому разработана собственная достаточно простая конструкция (рис. 4), использованная в данной работе для исследования тромбоцитов. Камера состоит из пластикового

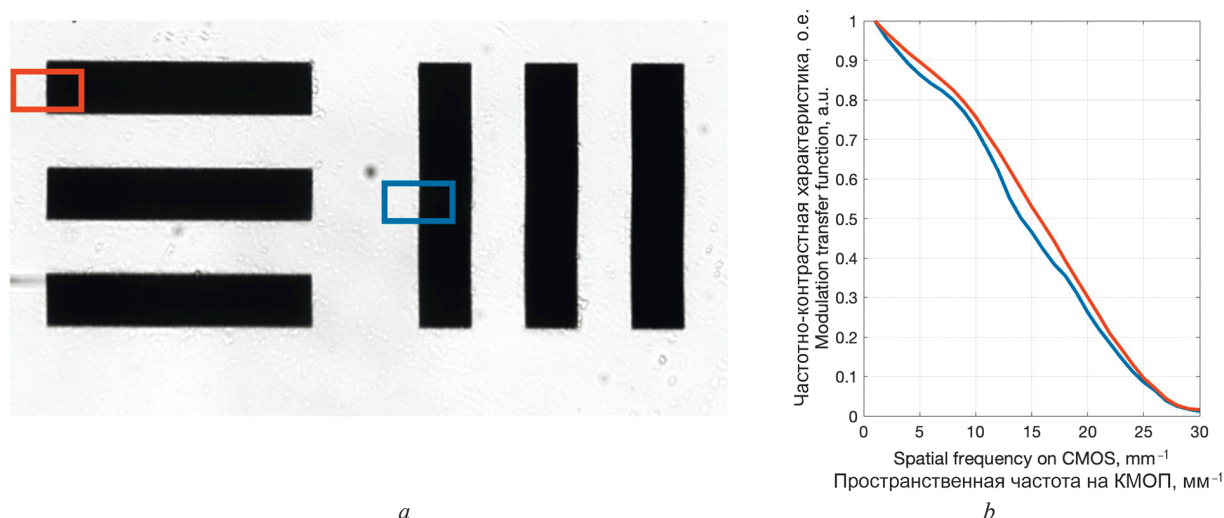


Рис. 3. Thorlabs USAF1951 (a) и полученная модуляционная передаточная функция (b); красным и синим цветом обозначены области на краю и в центре кадра с контрастным изображением по которым рассчитывались модуляционные передаточные функции соответствующего цвета

Fig. 3. Thorlabs USAF1951 (a) and the resulting modulation transfer function (b); red and blue indicate regions at the edge and center of the frame with high-contrast image content, used to calculate the modulation transfer functions of the corresponding colors shown on the graph

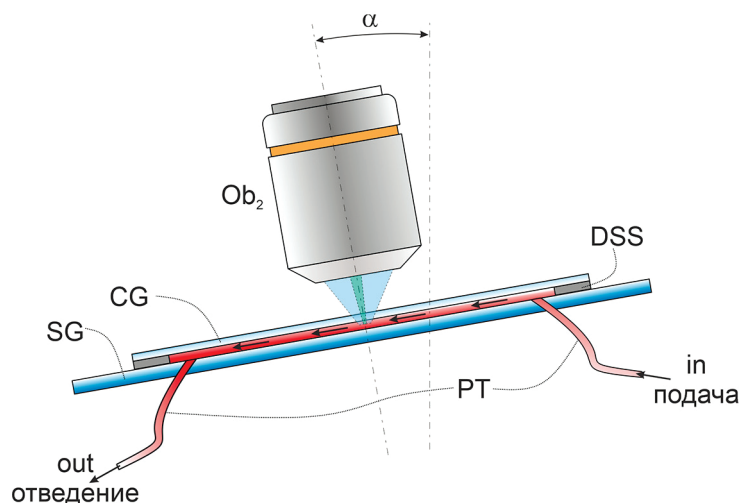


Рис. 4. Схематическое расположение проточной камеры относительно микрообъектива и отклонение всей системы на угол α для обеспечения разности гидростатического давления; SG – пробное стекло, CG – покровное стекло, Ob₂ – микрообъектив, DSS – двусторонний скотч, PT – полимерная медицинская трубка

Fig. 4. Schematic arrangement of the flow chamber relative to the microobjective and deflection of the entire system to ensure a difference in hydrostatic pressure; SG – specimen glass, CG – cover glass, Ob₂ – microscope objective, DSS – double-sided scotch tape, PT – medical polymer tube

пробного стекла (SG) с предварительно засверленными отверстиями для ввода и вывода клеток и наклеенного на поверхность двустороннего скотча (DSS) толщиной ~ 90 – 100 мкм с прорезью по центру шириной 3 мм и длиной 25–40 мм. Скотч клеится таким образом, чтобы отверстия ввода/вывода были в замкнутом канале на максимальном расстоянии друг от друга, затем на поверхность скотча крепится покровное стекло (CG), образуя замкнутый изолированный канал. Для ввода/вывода клеток в отверстия устанавливается полимерная медицинская трубка (PT) с внутренним диаметром 0,6 мм и толщиной стенки 0,15 мм.

Для валидации результатов, полученных с помощью разработанной портативной системы (PS), было проведено сравнительное исследование с использованием стационарного флуоресцентного микроскопа (FM) класса Nikon Ni-U Eclipse (Nikon, Япония), с помощью которого уже наблюдалась активность гранулоцитов *ex vivo* во время образования тромба [11]. Для исследования¹ использовались образцы крови здоровых взрослых доноров. Кровь бралась у добровольцев ($n = 5$, мужчины и женщины 18–35 лет) в вакуумные пробирки Sarstedt-Monovette[®] с гирудином (525 АТЕ/мл крови). Контрольная система была оснащена цифровой камерой DS-R1i и объективом Plan Fluor 20x/0.50. Возбуждение флуоресценции красителя DiOC₆ в контрольных экспериментах осуществлялось светодиодным осветителем CoolLED re-4000. Для индукции тромбообразования использовался коллаген. Стеклопосуды покрывали фибриллярным коллагеном I типа (0,2 мг/мл, Chrono-Log Corporation; США) в течение 1 ч 30 мин при 37 °С, промывали дистиллированной водой, а затем помещали в проточные камеры. После добавления DiOC₆ (1 мкМ, Sigma-Aldrich, США) кровь прокачивали через проточные камеры с пристеночной скоростью сдвига 100 с^{-1} . Важным отличием методик являлся способ формирования потока: в референсной системе (FM) ток крови обеспечивался прецизионным шприцевым насосом. В разработанной портативной системе (PS) аналогичная скорость потока (соответствующая 100 с^{-1}) достигалась за счет разности гидростатического давления, обусловленной наклоном всей оптической системы и разницей в высоте трубок входа и выхода. Местоположение тромбоцитарных тромбов определялось с помощью пиксельного классификатора ilastik². Площадь тромбоцитарных агрегатов рассчитывалась как процент площади экрана, покрытой агрегатами. Листинг кода и примеры работы программы доступны на платформе GitHub³. Статистическая обработка результатов проводилась с использованием непараметрического критерия Манна–Уитни.

Результаты и их обсуждение. Ключевым этапом работы стала верификация точности измерений разработанного устройства в сравнении со стационарным микроскопом Nikon Ni-U (Nikon, Япония) и проверка воспроизводимости экспериментальных результатов при смене способа формирования потока крови. На рис. 5 представлены результаты сопоставления наблюдаемых площадей тромбоцитарных агрегатов на 300-й и 600-й секундах эксперимента для обеих систем.

При анализе данных установлено, что значимых различий между площадями, зафиксированными при помощи FM (поток через шприцевой насос) и PS (гравитационный поток), не наблюдалось ($p > 0,05$ по критерию Манна–Уитни). Полученные результаты свидетельствуют о том, что портативная система и выбранный метод организации потока позволяют корректно воспроизводить условия для формирования тромба и обеспечивают точность визуализации, сопоставимую с дорогостоящим лабораторным оборудованием, а приведенный разброс значений может быть напрямую связан с качеством применяемых оптических фильтров в эпифлуоресцентных модулях.

На рис. 6 представлены примеры получаемых изображений на портативной системе. На широкополосных изображениях в проходящем свете достаточно хорошо видны эритроциты, тромбоциты и фибриновые нити (выделены на рис. 6, с квадратом, на нити указывают стрелки), что в достаточной степени говорит об оптическом качестве разработанной системы.

¹ Исследование проведено в соответствии с Хельсинской декларацией и одобрено этическим комитетом Федерального государственного бюджетного учреждения науки «Центр теоретических проблем физико-химической фармакологии РАН» (№4/1-21(НЭК) от 16.11.2021). От всех доноров получено письменное информированное согласие на использование образцов и публикацию результатов исследования.

² ilastik the interactive learning and segmentation toolkit. URL: <http://ilastik.org> (date of access: 06.03.2026).

³ Leukocytes2023 // GitHub. URL: <https://github.com/juliajessika/Leukocytes2023> (date of access: 06.03.2026).

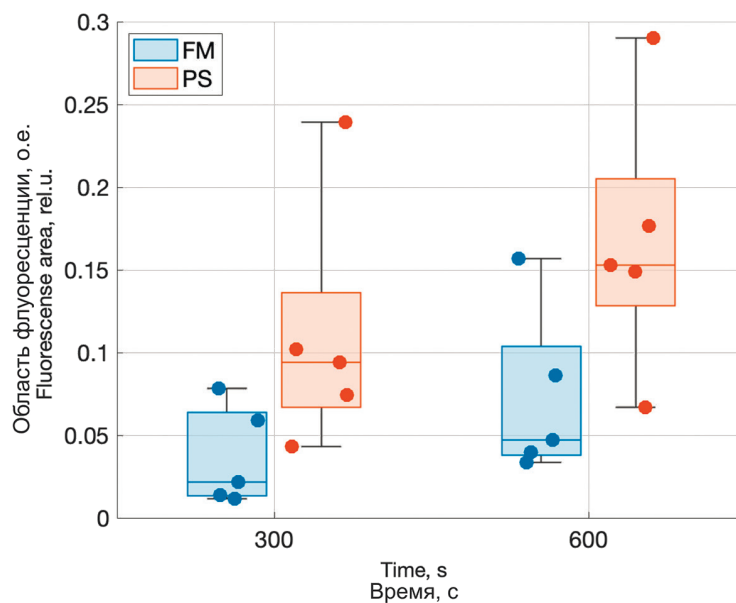


Рис. 5. Сравнение наблюдаемых площадей тромбоцитарных агрегатов на 300-й и 600-й секундах съемки для референтного флуоресцентного микроскопа при токе крови, создаваемом шприцевым насосом (FM) с разработанной портативной системой (PS). Значимых различий между наблюдаемыми площадями агрегатов не наблюдалось. Для сравнения выборки использовался критерий Манна–Уитни

Fig. 5. Comparison of the observed thrombus areas at 300th and 600th seconds for a reference fluorescence microscope with blood flow generated by a syringe pump (FM) with a developed portable system (PS). There were no significant differences between the observed blood clot areas. The Mann–Whitney test was used to compare the samples

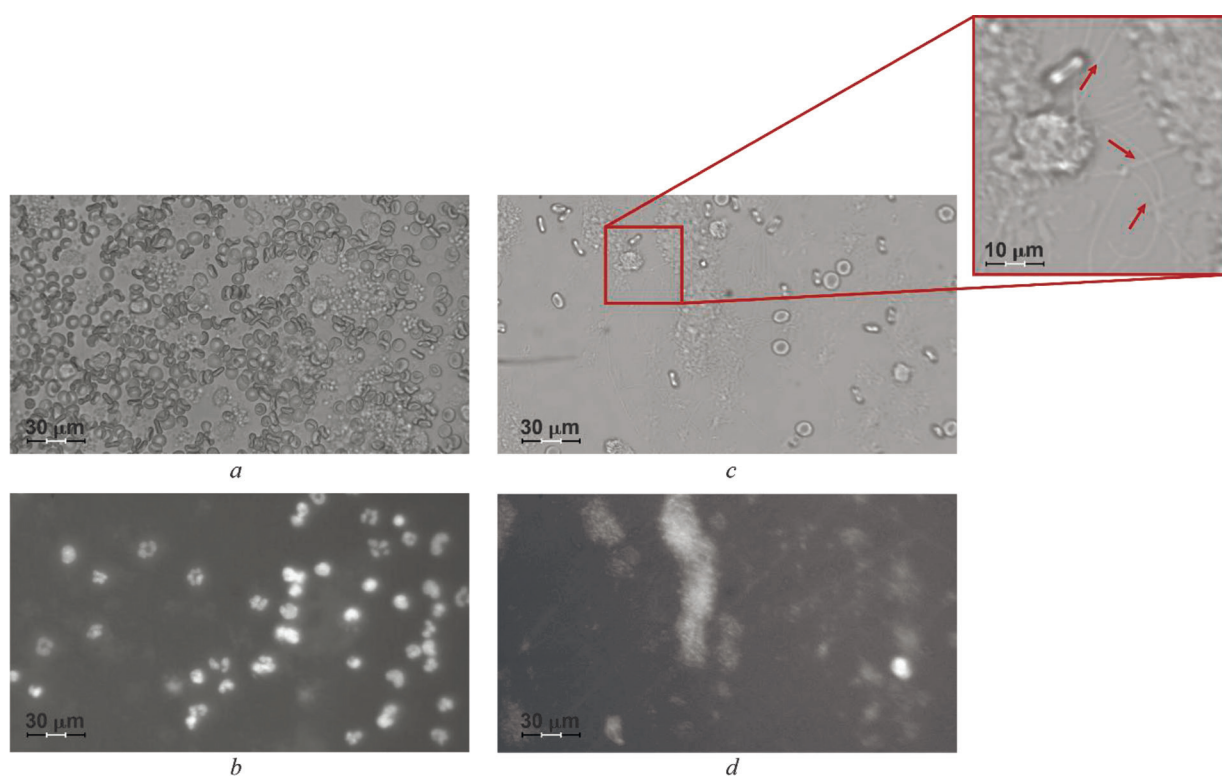


Рис. 6. Примеры изображений, получаемых на портативной системе: *a, c* – эритроциты в проходящем широкополосном свете; *b, d* – флуоресцирующие клетки

Fig. 6. Examples of images obtained on a portable system: *a, c* – erythrocytes in transmitted broadband light; *b, d* – fluorescent cells

Заклучение. В работе описаны технические решения, способствующие созданию микро-скопической системы с расширенными функциями. Показано, что разработанная оптическая микрофлюидная система (микроскоп) портативна, что допускает его использование в полевых условиях и перемещение в компактном кейсе либо рюкзаке. Особенностью этого микроскопа является его конструкция с возможностью наклона оптической оси одновременно с проточной камерой, это открывает возможность прокачивать биологические жидкости гравитационным методом – «самотеком», снижая внешнее влияние на клетки и минимизируя их повреждение. Разработанный компактный портативный прибор наделен основными функциями стационарного флуоресцентного микроскопа, поэтому предоставляет возможность регистрации возбуждаемой флуоресценции в клетках и анализа их геометрии.

Проведена серия экспериментов с образцами крови, прокачиваемой через проточную камеру на двух микроскопах – Nikon Ni-U Eclipse и разработанной портативной системе. Эксперименты показали хорошую воспроизводимость образования тромбоцитарных агрегатов в потоке крови для разработанной портативной системы по сравнению с существующими стационарными решениями.

Полученные результаты можно успешно использовать для экспресс-тестов активности гранулоцитов *ex vivo* во время образования тромбов. Применение разработанного микроскопа совместно с проточной камерой позволяет одновременно наблюдать рост тромба и поведение гранулоцитов в цельной крови в условиях, близких к физиологическим. Это делает доступным проведение клинической диагностики синдрома Вискотта–Олдрича, хронической сердечной недостаточности, ANKRD26-ассоциированной тромбоцитопении и синдрома Швахмана–Даймонда.

Список использованных источников

1. Alexa Dyes, a Series of New Fluorescent Dyes that Yield Exceptionally Bright, Photostable Conjugates / N. Panchuk-Voloshina, R. P. Haugland, J. Bishop-Stewart [et al.] // *Journal of Histochemistry & Cytochemistry*. – 1999. – Vol. 47, iss. 9. – P. 1179–1188. <https://doi.org/10.1177/002215549904700910>
2. DiOC₆(3): a Useful Dye for Staining the Endoplasmic Reticulum / R. W. Sabnis, T. D. Deligeorgiev, M. N. Jachak, T. S. Dalvi // *Biotechnic & Histochemistry*. – 1997. – Vol. 72, iss. 5. – P. 253–258. <https://doi.org/10.3109/10520299709082249>
3. Structural Characterization of B-DNA d(CGTGAATTCACG)₂ in Complex with the Specific Minor Groove Binding Fluorescent Marker Hoechst 33342 / H. Sbirikova-Dimitrova, R. Rusew, H. Gerginov [et al.] // *Crystals*. – 2025. – Vol. 15, iss. 1. – Art. ID 20. <https://doi.org/10.3390/cryst15010020>
4. Interaction of diamidino-2-phenylindole (DAPI) with natural and synthetic nucleic acids / G. Manzini, M. L. Barcellona, M. Avitabile, F. Quadrifoglio // *Nucleic Acids Research*. – 1983. – Vol. 11, iss. 24. – P. 8861–8876. <https://doi.org/10.1093/nar/11.24.8861>
5. Lippincott-Schwartz, J. Development and Use of Fluorescent Protein Markers in Living Cells / J. Lippincott-Schwartz, H. G. Patterson // *Science*. – 2023. – Vol. 300, iss. 5616. – P. 87–91. <https://doi.org/10.1126/science.1082520>
6. Imaging Platelet Processes and Function-Current and Emerging Approaches for Imaging *in vitro* and *in vivo* / S. J. Montague, Y. J. Lim, W. M. Lee, E. E. Gardiner // *Frontiers in Immunology*. – 2020. – Vol. 11. – Art. ID 78. <https://doi.org/10.3389/fimmu.2020.00078>
7. Dissecting thrombus-directed chemotaxis and random movement in neutrophil near-thrombus motion in flow chambers / J.-J. D. Korobkin, E. A. Deordieva, I. P. Tesakov [et al.] // *BMC Biology*. – 2024. – Vol. 22, iss. 1. – Art. ID 115. <https://doi.org/10.1186/s12915-024-01912-2>
8. Заказнов, Н. П. Лупа и микроскоп / Н. П. Заказнов, С. П. Кирюшин, В. И. Кузичев // *Теория оптических систем* / Н. П. Заказнов, С. П. Кирюшин, В. И. Кузичев. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1992. – Гл. 13. – С. 190–204.
9. Fluorescence Microscopy / A. Diaspro, P. Bianchini, F. Cella Zanacchi [et al.] // *Springer Handbook of Microscopy* / eds.: P. W. Hawkes, J. C. H. Spence. – Cham: Springer, 2019. – P. 1039–1088. https://doi.org/10.1007/978-3-030-00069-1_21
10. Stephens, D. J. Light Microscopy Techniques for Live Cell Imaging / D. J. Stephens, V. J. Allan // *Science*. – 2003. – Vol. 300, iss. 5616. – P. 82–86. <https://doi.org/10.1126/science.1082160>
11. *Ex vivo* observation of granulocyte activity during thrombus formation / D. S. Morozova, A. A. Martyanov, S. I. Obyednyy [et al.] // *BMC Biology*. – 2022. – Vol. 20, iss. 1. – Art. ID 32. <https://doi.org/10.1186/s12915-022-01238-x>
12. Вейнберг, Т. И. Каталог цветного стекла / Т. И. Вейнберг. – М.: Машиностроение, 1967. – 62 с.

References

1. Panchuk-Voloshina N., Haugland R. P., Bishop-Stewart J., Bhargat M. K., Millard P. J., Mao F., Leung W.-Y., Haugland R. P. Alexa Dyes, a Series of New Fluorescent Dyes that Yield Exceptionally Bright, Photostable Conjugates. *Journal of Histochemistry & Cytochemistry*, 1999, vol. 47, iss. 9, pp. 1179–1188. <https://doi.org/10.1177/002215549904700910>

2. Sabnis R. W., Deligeorgiev T. D., Jachak M. N., Dalvi T. S. DiOC₆(3): a Useful Dye for Staining the Endoplasmic Reticulum. *Biotechnic & Histochemistry*, 1997, vol. 72, iss. 5, pp. 253–258. <https://doi.org/10.3109/10520299709082249>
3. Sbirkova-Dimitrova H., Rusew R., Gerginov H., Heroux A., Shivachev B. L. Structural Characterization of B-DNA d(CGTGAATTCACG)₂ in Complex with the Specific Minor Groove Binding Fluorescent Marker Hoechst 33342. *Crystals*, 2025, vol. 15, iss. 1, art. ID 20. <https://doi.org/10.3390/cryst15010020>
4. Manzini G., Barcellona M. L., Avitabile M., Quadrifoglio F. Interaction of diamidino-2-phenylindole (DAPI) with natural and synthetic nucleic acids. *Nucleic Acids Research*, 1983, vol. 11, iss. 24, pp. 8861–8876. <https://doi.org/10.1093/nar/11.24.8861>
5. Lippincott-Schwartz J., Patterson H. G. Development and Use of Fluorescent Protein Markers in Living Cells. *Science*, 2023, vol. 300, iss. 5616, pp. 87–91. <https://doi.org/10.1126/science.1082520>
6. Montague S. J., Lim Y. J., Lee W. M., Gardiner E. E. Imaging Platelet Processes and Function-Current and Emerging Approaches for Imaging *in vitro* and *in vivo*. *Frontiers in Immunology*, 2020, vol. 11, art. ID 78. <https://doi.org/10.3389/fimmu.2020.00078>
7. Korobkin J.-J. D., Deordieva E. A., Tesakov I. P., Adamanskaya E.-I. A., Boldova A. E., Boldyreva A. A., Galkina S. V. [et al.]. Dissecting thrombus-directed chemotaxis and random movement in neutrophil near-thrombus motion in flow chambers. *BMC Biology*, 2024, vol. 22, iss. 1, art. ID 115. <https://doi.org/10.1186/s12915-024-01912-2>
8. Zakaznov N. P., Kiryushin S. P., Kuzichev V. I. *Theory of Optical Systems. Ch. 13. Magnifier and Microscope*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1992, pp. 190–204 (in Russian).
9. Diaspro A., Bianchini P., Cella Zanacchi F., Lanzanò L., Vicidomini G., Oneto M., Pesce L., Cainero I. Fluorescence Microscopy. Hawkes P. W., Spence J. C. H. (eds.). *Springer Handbook of Microscopy*. Cham, Springer Publ., 2019, pp. 1039–1088. https://doi.org/10.1007/978-3-030-00069-1_21
10. Stephens D. J., Allan V. J. Light Microscopy Techniques for Live Cell Imaging. *Science*, 2003, vol. 300, iss. 5616, pp. 82–86. <https://doi.org/10.1126/science.1082160>
11. Morozova D. S., Martyanov A. A., Obyednyy S. I., Korobkin J.-J. D., Sokolov A. V., Shamova E. V., Gorudko I. V. [et al.]. *Ex vivo* observation of granulocyte activity during thrombus formation. *BMC Biology*, 2022, vol. 20, iss. 1, art. ID 32. <https://doi.org/10.1186/s12915-022-01238-x>
12. Veinberg T. I. *Colored Glass Catalog*. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1967. 62 p. (in Russian).

ISSN 1561-8358 (Print)

ISSN 2524-244X (Online)

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-243-254>

УДК 538.911;538.958;621.383



Оригинальная статья

**В. В. Хорошко^{1*}, С. А. Мигалевич¹, Е. В. Лоско^{1,3}, Т. Н. Осмоловская^{1,2},
В. Ф. Гременок^{1,2}, И. И. Кузьмар¹, А. В. Станчик²**

¹Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники,
ул. П. Бровки 6, 22013, Минск, Республика Беларусь

²ГО «Научно-практический центр Национальной академии наук Беларуси по материаловедению»,
ул. П. Бровки 19, 220072, Минск, Республика Беларусь

³ОАО «НИИЭВМ», ул. М. Богдановича, 155, 220040,
Минск, Республика Беларусь

**ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ СОЕДИНЕНИЯ
Cu₂CoGeS₄, Cu₂CoGeSe₄, Cu₂CoSnS₄, Cu₂CoSnSe₄:
СИНТЕЗ, СТРУКТУРНЫЕ, ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА**

Аннотация. Представлены результаты синтеза поликристаллических образцов соединений Cu₂CoGeS₄, Cu₂CoGeSe₄, Cu₂CoSnS₄, Cu₂CoSnSe₄ и исследования их структурных и термоэлектрических свойств. Для каждого образца определены параметры элементарной ячейки, температура плавления, рассчитаны скорость звука, рентгеновская плотность и температура Дебая. Установлено, что соединения Cu₂CoGeS₄, Cu₂CoSnS₄, Cu₂CoSnSe₄ кристаллизуются в тетрагональной структуре станнита с соотношением $a/c \sim 2$; Cu₂CoGeSe₄ – в орторомбической структуре. Термоэлектрические свойства исследованных соединений закономерно изменяются в температурном диапазоне 298–523 К. Коэффициент Зеебека возрастает с температурой для всех соединений, при этом минимальные значения в ряду демонстрирует Cu₂CoSnSe₄ (135 → 195 мкВ/К), максимальные – Cu₂CoGeS₄ и Cu₂CoSnS₄ (307 → 384 мкВ/К соответственно). Удельное электросопротивление монотонно снижается: от 0,92 (Cu₂CoSnSe₄) – 3,41 (Cu₂CoSnS₄) Ом · см при 298 К до 0,13 (Cu₂CoSnSe₄) – 0,35 (Cu₂CoSnS₄) Ом · см при 523 К. Теплопроводность изменяется с 2,12 (Cu₂CoGeSe₄) по 3,50 (Cu₂CoSnS₄) Вт/(м · К) при 298 К и 1,80 (Cu₂CoGeSe₄) – 3,70 (Cu₂CoGeS₄) Вт/(м · К) при 523 К. Высокие значения коэффициента Зеебека, низкое электросопротивление и теплопроводность при повышенных температурах указывают на перспективность данных соединений для применения в термоэлектрических преобразователях. Соединения Cu₂CoGeS₄, Cu₂CoGeSe₄, Cu₂CoSnS₄, Cu₂CoSnSe₄ состоят из нетоксичных и широкодоступных элементов, что отвечает современным требованиям к экологичности термоэлектрических материалов и открывает возможности для их практического использования в термоэлектрических устройствах.

Ключевые слова: четверные полупроводниковые соединения, Рамановская спектроскопия, кристаллическая структура, термоэлектрические свойства, термоэлектрические материалы

Благодарности: работа выполнена в рамках проекта Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований Т25-056 «Получение полупроводниковых материалов Cu₂Co(Sn,Ge)(S,Se)₄ и исследование их физических свойств» и в рамках Государственной программы научных исследований «Современное материаловедение, перспективные материалы и новые технологии» на 2026–2030 годы.

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Информация об авторах: Хорошко Виталий Викторович – кандидат технических наук, доцент, заведующий кафедрой проектирования информационно-компьютерных систем Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, <https://orcid.org/0000-0002-5351-9397>, e-mail: khoroshko@bsuir.by; Мигалевич Сергей Александрович – старший преподаватель, начальник Центра информатизации и инновационных разработок Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, <https://orcid.org/0000-0003-2205-3042>, e-mail: migalevich@bsuir.by; Лоско Елена Владимировна – инженер ОАО «НИИЭВМ», аспирант Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, e-mail: elosko17@gmail.com; Осмоловская Татьяна Николаевна – младший научный сотрудник научно-исследовательской лаборатории 2.2. «Импульсный электролиз и многокомпонентные материалы» Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, аспирант Научно-практического центра Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, <https://orcid.org/0009-0002-2733-1574>, e-mail: otn@bsuir.by; Гременок Валерий Феликсович – доктор физико-математических наук, профессор, заведующий лабораторией физики полупроводников Научно-практического центра Национальной академии наук Беларуси по материаловедению, <https://orcid.org/0000-0002-3442-5299>, e-mail: gremenok@physics.by; Кузьмар Инна Иосифовна – кандидат технических наук, доцент, заведующий научно-исследовательской лабораторией 2.2. «Импульсный электролиз и многокомпонентные материалы» Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники, <https://orcid.org/0000-0002-9903-5531>, e-mail: kuzmar@bsuir.by;

* Автор, ответственный за переписку / Corresponding author.

Станчик Алена Викторовна – кандидат фізіка-матэматычных навук, доцент, вядучы навучны супрацоўнік Научно-практычнага цэнтру Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі па матэрыялаведэнню, <https://orcid.org/0000-0001-8222-8030>, e-mail: stanchik@physics.by

Вклад авторов: Хорошко Виталий Викторович – постановка задачи, разработка температурно-временных режимов, изготовление ампул, синтез образцов и анализ экспериментальных результатов, подготовка статьи; Мигалевич Сергей Александрович – контроль параметров технологических сред в период синтеза, измерение свойств образцов, анализ экспериментальных данных; Лоско Елена Владимировна – контроль параметров технологических сред в период синтеза, измерение свойств образцов, обработка и обобщение экспериментальных данных, подготовка статьи; Осмоловская Татьяна Николаевна – контроль параметров технологических сред в период синтеза, измерение свойств образцов, обработка и обобщение экспериментальных данных, анализ результатов; Гременок Валерий Феликсович – измерение свойств образцов, обработка экспериментальных данных; Кузьмар Инна Иосифовна – обработка экспериментальных данных, подготовка статьи; Станчик Алена Викторовна – измерение свойств образцов, подготовка статьи.

Для цитирования: Полупроводниковые соединения $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$: синтез, структурные, термоэлектрические свойства / В. В. Хорошко, С. А. Мигалевич, Т. Н. Осмоловская [и др.] // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 243–254. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-243-254>

Поступила в редакцию: 19.03.2026

Доработанный вариант: 06.08.2026

Утверждена к публикации: 02.09.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

Original article

Vitaly V. Khoroshko^{1*}, Sergey A. Migalevich¹, Elena V. Losko^{1,3}, Tatyana N. Osmolovskaya^{1,2},
Valery F. Gremenok^{1,2}, Inna I. Kuzmar¹, Aliona V. Stanchik²

¹Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics,
6, P. Brovka St., 220013, Minsk, Republic of Belarus

²Scientific and Practical Material Research Center of the National Academy of Sciences of Belarus,
19, P. Brovka St., 220072, Minsk, Republic of Belarus

³OJSC “NIEVM”, 155, M. Bogdanovicha St., 220040, Minsk, Republic of Belarus

SEMICONDUCTING COMPOUNDS $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$: SYNTHESIS, STRUCTURAL, AND THERMOELECTRIC PROPERTIES

Abstract. In this paper we report on the synthesis of polycrystalline $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, and $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ compounds and the investigation of their structural and thermoelectric properties. For each sample, the unit cell parameters and melting temperature were determined, and the sound velocity, X-ray density, and Debye temperature were calculated. $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ crystallize in a tetragonal stannite structure ($a/c \approx 2$), $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ exhibits an orthorhombic structure. The thermoelectric properties of the compounds researched change in a predictable manner over the range 298–523 K. The Seebeck coefficient increases with temperature for all compounds; $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ exhibits the lowest values in the series (135→195 $\mu\text{V/K}$), whilst $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ and $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ exhibit the highest (307→384 $\mu\text{V/K}$, respectively). The specific electrical resistivity decreases monotonically: from 0.92 ($\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$) to 3.41 ($\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$) $\Omega \cdot \text{cm}$ at 298 K to 0.13 ($\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$) – 0.35 ($\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$) $\Omega \cdot \text{cm}$ at 523 K. Thermal conductivity varies from 2.12 ($\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$) to 3.50 ($\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$) $\text{W/(m} \cdot \text{K)}$ at 298 K and 1.80 ($\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$) – 3.70 ($\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$) $\text{W/(m} \cdot \text{K)}$ at 523 K. The high Seebeck coefficient values combined with low electrical resistivity at elevated temperatures indicate the potential of these compounds for thermoelectric converter applications. The compounds $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, and $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ consist of non-toxic and earth-abundant elements, which meets modern eco-friendliness requirements for thermoelectric materials and opens up possibilities for their practical use in thermoelectric devices.

Keywords: quaternary semiconductor compounds, Raman spectroscopy, crystal structure, thermoelectric properties, thermoelectric materials.

Acknowledgments: this work was carried out within the framework of the project T25-056 “Synthesis of $\text{Cu}_2\text{Co}(\text{Sn,Ge})(\text{S,Se})_4$ semiconductor materials and investigation of their physical properties” of the Belarusian Republican Foundation for Fundamental Research, and by the State Research Program “Advanced Materials Science, Promising Materials and New Technologies” for 2026–2030.

Conflict of interest: the authors declare that there is no conflict of interest.

Information about the authors: Vitaly V. Khoroshko – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Head of the Department of Information and Computer Systems Design at Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, <https://orcid.org/0000-0002-5351-9397>, e-mail: khoroshko@bsuir.by; Sergey A. Migalevich – Senior Lecturer, Head of the Center for Engineering and Innovative Development at Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, <https://orcid.org/0000-0003-2205-3042>, e-mail: migalevich@bsuir.by; Elena V. Losko – Engineer at OJSC “NIEVM”, Postgraduate Student at Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, e-mail: elosko17@gmail.com; Tatyana N. Osmolovskaya – Junior Researcher of the Research Laboratory 2.2 “Pulse Electrolysis and Multicomponent Materials” at Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Postgraduate Student at Scientific-Practical Materials Research

Centre of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0009-0002-2733-1574>, e-mail: otn@bsuir.by; *Valery F. Gremenok* – Dr. Sci. (Physics and Mathematics), Professor, Head of the Laboratory of Semiconductor Physics at Scientific-Practical Materials Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0000-0002-3442-5299>, e-mail: gremenok@physics.by; *Inna I. Kuzmar* – Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Head of the Research Laboratory 2.2 “Pulse Electrolysis and Multicomponent Materials” at Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, <https://orcid.org/0000-0002-9903-5531>, e-mail: kuzmar@bsuir.by; *Aliona V. Stanchik* – Cand. Sci. (Physics and Mathematics), Associate Professor, Leading Researcher at Scientific-Practical Materials Research Centre of the National Academy of Sciences of Belarus, <https://orcid.org/0000-0001-8222-8030>, e-mail: stanchik@physics.by

Contribution of the authors: *Vitaly V. Khoroshko* – formulation of the research problem, development of temperature-time profiles, preparing ampoules, synthesis of samples and analysis of experimental results, preparation of the article; *Sergey A. Migalevich* – monitoring of process medium parameters during synthesis, measurement of sample properties, analysis of experimental data; *Elena V. Losko* – monitoring of process environment parameters during synthesis, measurement of sample properties, processing and summarisation of experimental data, preparation of the article; *Tatyana N. Osmolovskaya* – monitoring of process environment parameters during synthesis, measurement of sample properties, processing and summarisation of experimental data, analysis of results; *Valery F. Gremenok* – measurement of sample properties, processing of experimental data; *Inna I. Kuzmar* – processing of experimental data, preparation of the article; *Aliona V. Stanchik* – measurement of sample properties, preparation of the article.

For citation: Khoroshko V. V., Migalevich S. A., Losko E. V., Osmolovskaya T. N., Gremenok V. F., Kuzmar I. I., Stanchik A. V. Semiconducting compounds $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$: synthesis, structural, and thermoelectric properties. *Vesti Natsyonal'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fizika-tekhnichnykh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 243–254 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-243-254>

Received: 19.03.2026

Modified: 06.08.2026

Approved for publication: 02.09.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. Преобразование тепла в электрическую энергию рассматривается научным сообществом как одно из приоритетных направлений развития современной энергетики и материаловедения, поскольку оно позволяет одновременно повысить энергоэффективность технических систем и снизить экологическую нагрузку. Практическое внедрение термоэлектрических модулей по-прежнему ограничено их сравнительно низкой эффективностью, что в значительной степени обусловлено фундаментальными ограничениями термоэлектрических материалов [1; 2]. В связи с этим перспективным направлением является применение новых соединений, сочетающих приемлемые термоэлектрические характеристики с отсутствием токсичных компонент, доступностью элементарных составляющих, малой плотностью и высокой химико-термической стабильностью, что соответствует современным промышленным требованиям.

Типичные термоэлектрические соединения – Bi_2Te_3 , PbTe , GeTe – показывают высокие значения добротности (до 1,0–2,5), однако их широкое применение ограничивается токсичностью теллура и свинца и высокой стоимостью германия, что стимулирует поиск альтернативных материалов на основе распространенных и нетоксичных элементов. На этом фоне четверные соединения выглядят перспективной альтернативой.

Четверные соединения $\text{Cu}_2\text{B}^{\text{II}}\text{C}^{\text{IV}}\text{X}^{\text{VI}}_4$ ($\text{B} - \text{Zn, Mn, Co, Cd, Fe}$; $\text{C} - \text{Sn, Ge, Si}$; $\text{X} - \text{S, Se}$) исследуются активно в связи с возможностью реализации на их основе широкого класса устройств: активный слой фотоэлектрических преобразователей, транспортный слой p -типа для перовскитных солнечных элементов, термоэлектрические преобразователи и др. [3–10]. Среди указанного класса материалов наиболее исследованными являются кестериты $\text{Cu}_2\text{Zn}(\text{Ge, Sn})(\text{S, Se})_4$, на основе которых получены солнечные элементы с КПД более 12,5 % [11]. Вместе с тем значительным потенциалом применения в области термоэлектрического преобразования энергии обладают соединения, в которых позиция B^{II} занята переходными металлами, в частности кобальтом [5; 6; 12].

Среди кобальтсодержащих соединений термоэлектрическая эффективность (ZT) для $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ (CCoTSe) достигает значения 0,75 при 773 К, для $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$ (CCoTS) и $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$ (CCoGS) $ZT \approx 0,2$. Для $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ (CCoGSe) коэффициент добротности равен приблизительно 0,55 при 773 К [5; 6; 12].

К моменту публикации вышеуказанный класс соединений исследован недостаточно подробно. Имеющиеся в литературных источниках данные по коэффициенту Зеебека, электропроводности и теплопроводности изучены лишь частично, а для соединений, в составе которых

есть германий, систематические измерения в литературе практически отсутствуют [1; 2; 8; 13], что и определило цель данной работы.

Материалы и методики исследования. Синтез образцов осуществлялся из элементарных компонентов Cu, Ge, Sn, Se, S чистотой 99,999 % и Co чистотой 99,99 % в предварительно подготовленных кварцевых ампулах. Сера и селен дополнительно очищались сублимацией. Кварцевые ампулы предварительно протравливались и подвергались термической обработке в печи при $T = 1273$ K в течение 6 ч. Масса синтезируемых кристаллов составляла 15–20 г.

Для синтеза образцов применялся однотемпературный метод. Элементарные компоненты закладывались в соотношении 2 : 1 : 1 : 4 с небольшим избытком серы/селена для создания давления ненасыщенных паров в ампуле до 5 атм [14]. Внутренние ампулы размещались в наружные, большие по внутреннему диаметру на 2 мм.

Вакуумированные до $\sim 10^{-3}$ Па ампулы помещались в трубчатую вертикальную печь, в зону с небольшим (~ 20 –30 K) повышающим градиентом к верху ампулы для предотвращения диссоциации. Последовательность температурно-временных режимов представлена на рис. 1. Приведенные режимы относятся прежде всего к синтезу образцов, содержащих серу, обладающую давлением насыщенных паров, существенно превышающим предел прочности кварца при достижении температуры синтеза [14].

При изотермических выдержках $T = 848$ K и по достижении температуры синтеза проводилось вибрационное перемешивание в течение 30 мин. Температура синтеза выбиралась исходя из имевшихся к моменту проведения исследований в литературе сведений по точкам плавления соединений $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ [15]. В образцах с халькогеном Se быстрый нагрев осуществлялся до 1023 K, и лишь после этого следовала выдержка.

После завершения синтеза полученные образцы извлекались из ампул, перемалывались в мелкую фракцию и повторно переплавлялись в вакуумированных ампулах при тех же температурах, но с последующей более низкой скоростью охлаждения 2 K/мин. Далее следовал гомогенизирующий отжиг в течение 300 ч при $T = 1023$ K для $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$, а для $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ – при $T = 973$ K.

Для исследования термоэлектрических характеристик из синтезированных образцов, методом Бриджмена–Стокбаргера в вакуумированных ампулах внутренним диаметром $10 \pm 0,1$ мм выращивались блочные кристаллы исследуемых соединений. Выращивание проводилось в области градиента 20 K/см со скоростью $\sim 0,6$ мм/ч. В стартовой точке ростовой печи устанавливалась температура на 20 K выше установленной температуры плавления, в печи отжига – на 350–400 K ниже стартовой точки. Колебания температуры на управляющей термопаре ростовой печи составляли $\pm 0,2$ K. Полученные образцы нарезались на фрагменты толщиной $3 \pm 0,1$ мм

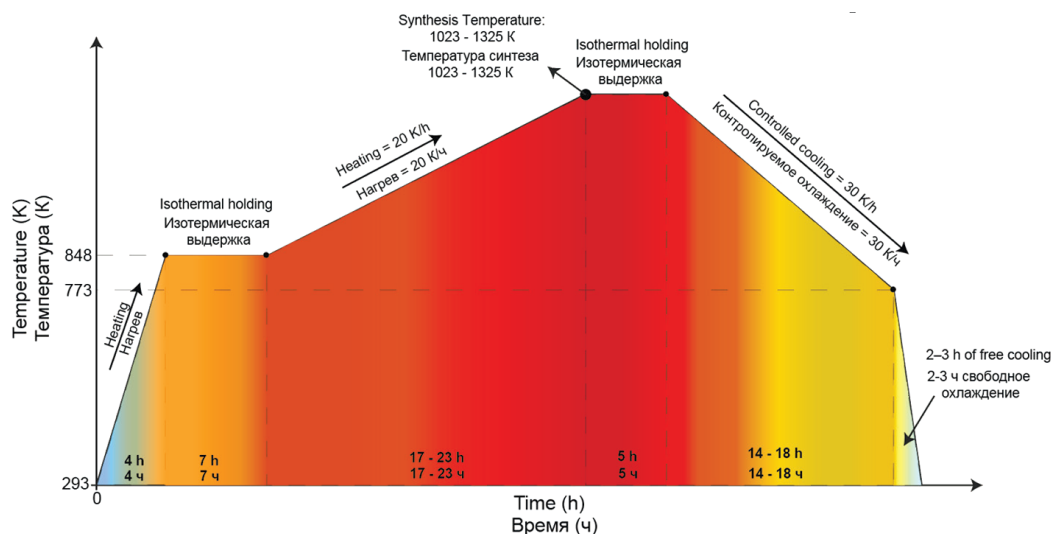


Рис. 1. Температурно-временные режимы синтеза

Fig. 1. Temperature-time synthesis regimes

и подвергались шлифовке/полировке. Омический контакт формировался гальваническим осаждением серебра в дицианоаргентатном электролите при плотности тока $0,9 \text{ А/дм}^2$ в течение 5 мин.

На образцах проводились следующие исследования: кристаллической структуры – на дифрактометре ДРОН-3М (Россия); элементный состав – на электронном растровом микроскопе Hitachi S-4800 (Япония); температур плавления – дифференциальным термическим анализом; спектров комбинационного рассеяния света – 3D сканирующим Рамановским конфокальным микроскопом высокого спектрального разрешения Confotec NR500 (Беларусь), термоэлектрические свойства измерялись по методу Хармана.

Результаты исследования и их обсуждение. Результаты элементного анализа соединения $\text{Cu}_2\text{Co}(\text{Sn,Ge})(\text{S,Se})_4$ приведены в табл. 1. По результатам исследований элементного состава видно, что состав полученных кристаллов близок к расчетным значениям.

Т а б л и ц а 1. Элементный анализ $\text{Cu}_2\text{Co}(\text{Sn,Ge})(\text{S,Se})_4$
 T a b l e 1. Elemental analysis of $\text{Cu}_2\text{Co}(\text{Sn,Ge})(\text{S,Se})_4$

Соединение Compound	Cu, ат. % Cu, at. %		Co, ат. % Co, at. %		Ge, ат. % Ge, at. %		Sn, ат. % Sn, at. %		S, ат. % S, at. %		Se, ат. % Se, at. %	
	Расч. Calc.	Эксп. Exp.	Расч. Calc.	Эксп. Exp.	Расч. Calc.	Эксп. Exp.	Расч. Calc.	Эксп. Exp.	Расч. Calc.	Эксп. Exp.	Расч. Calc.	Эксп. Exp.
$\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$	25,00	25,16	12,50	12,34	12,50	12,97	—	—	—	—	50,00	45,22
$\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$	25,00	26,40	12,50	13,85	12,50	12,77	—	—	50,00	46,99	—	—
$\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$	25,00	26,78	12,50	12,97	—	—	12,5	12,16	—	—	50,00	48,73
$\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$	25,00	28,07	12,5	12,56	—	—	12,5	12,25	50,0	47,13	—	—

П р и м е ч а н и е: расч. – расчетное значение, эксп. – экспериментально полученное значение.
 N o t e: calc. – calculated value, exp. – experimentally obtained value.

Исследования кристаллической структуры подтвердили, что синтезированные образцы имели тетрагональную структуру станнита ($I-42m$) – CCoGS , CCoTS , CCoTSe и орторомбическую структуру ($F222$) – CCoGSe . Идентификация пиков проводилась по методу Ритвельда (CCoTS (JSPDF № 96-153-3608), CCoTSe (JSPDF № 96-153-3616), CCoGS (JSPDF № 96-153-3605), CCoGSe (JSPDF № 96-153-3612)). Рентгенограммы приведены на рис. 2.

Результаты дифференциального термического анализа (ДТА) образцов представлены на рис. 3. Термограмма включает две кривые: нижняя соответствует режиму нагрева, верхняя – режиму охлаждения. Направление протекания каждого процесса указано соответствующими стрелками.

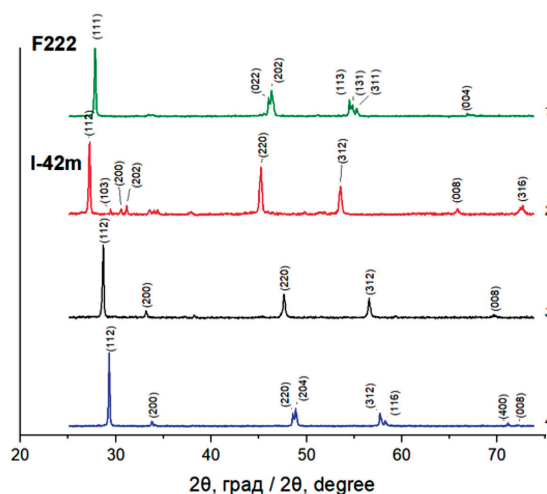


Рис. 2. Результаты рентгенофазового анализа для соединений $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ (кривая 2), $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$ (кривая 3), $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$ (кривая 4) и орторомбическую структуру $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ (кривая 1)

Fig. 2. Results of X-ray phase analysis for $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ (curve 2), $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$ (curve 3), $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$ (curve 4) compounds and orthorhombic structure of $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ (curve 1)

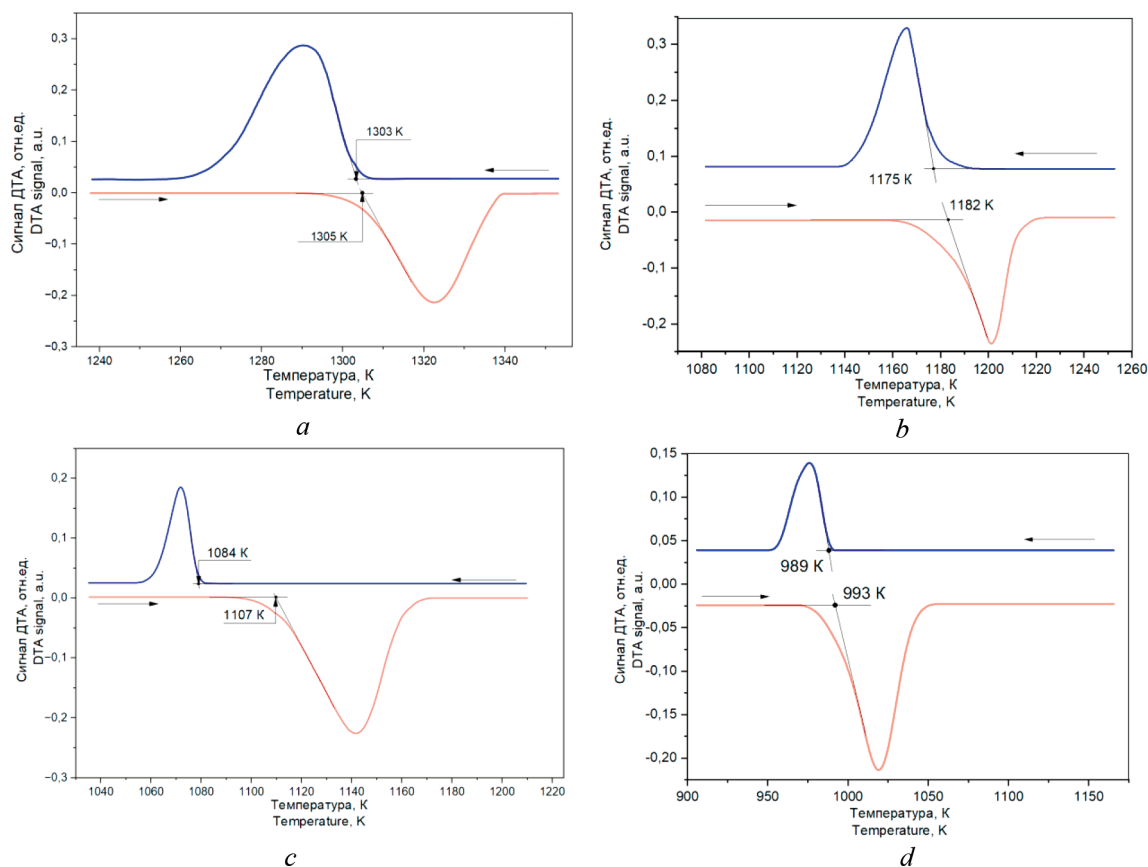


Рис. 3. Результаты дифференциального термического анализа соединений $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$ (a), $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$ (b), $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ (c), $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ (d); верхняя кривая – режим охлаждения, нижняя кривая – режим нагрева

Fig. 3. Results of differential thermal analysis for $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$ (a), $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$ (b), $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$ (c), $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ (d) compounds; upper curve – cooling mode, lower curve – heating mode

Измерения проводились при скорости нагрева/охлаждения 10 K/мин. Температура плавления устанавливалась по пересечению прямолинейных участков соответствующих термограмм.

Из графиков видно, что для соединений CCoGS , CCoTS , CCoTSe разность температур плавления, определенная на нагрев и охлаждение, не превышает 7 K, что с учетом использования кварцевых тиглей для размещения образцов соответствует погрешности метода, и в данном случае можно говорить о конгруэнтном плавлении. Соединение CCoGSe склонно к переохлаждению: температура плавления на нагрев определена 1107 K, а на охлаждение – 1084 K. С учетом интенсивности пиков и потенциально возможной диссоциации при охлаждении за значение температуры плавления принято 1107 K. дополнительных пиков, которые можно было бы отнести к фазовым переходам/полиморфным превращениям, выявлено не было.

На основании полученных результатов для всех четырех соединений определены параметры (табл. 2): элементарной ячейки (a , b , c), объема элементарной ячейки (V), эффективного параметра решетки (a_{eff}), молярной массы (M), температуры Дебая (θ_D), рентгеновской плотности (D_x) и скорости звука (v_s). Анализ полученных данных позволяет установить взаимосвязь между составом, кристаллической структурой и физическими характеристиками исследуемых соединений.

Температуру Дебая [15], рентгеновскую плотность [16] и скорость звука [17] рассчитывали по следующим формулам:

$$\theta_D = C \sqrt{\left(\frac{T_{\text{пл}}}{M/n} \right)} \left(\frac{1}{a_{\text{eff}}} \right); \quad (1)$$

$$D_x = \frac{ZM}{VN_A}; \quad (2)$$

Т а б л и ц а 2. Параметры соединений CCoTS, CCoTSe, CCoGS, CCoGSe

Table 2. Parameters of CCoTS, CCoTSe, CCoGS, CCoGSe compounds

Соединение Compound	a , Å	b , Å	c , Å	V , Å ³	a_{eff} , Å	M , г/моль M , g/mol	θ_D , K	D_x , г/см ³ D_x , g/cm ³	$v_s \cdot 10^5$, см/с $v_s \cdot 10^5$, cm/s
Cu ₂ CoSnS ₄	5,398 ± 0,005	—	10,87 ± 0,01	316,73	5,410	432,98	259	4,54	2,35
Cu ₂ CoSnSe ₄	5,669 ± 0,005	—	11,49 ± 0,01	369,26	5,694	620,58	188	5,58	1,80
Cu ₂ CoGeS ₄	5,298 ± 0,005	—	10,46 ± 0,01	293,60	5,275	386,90	295	4,38	2,62
Cu ₂ CoGeSe ₄	5,488 ± 0,005	5,556 ± 0,005	5,595 ± 0,005	170,60	5,546	574,50	212	5,59	1,98

$$v_s = \frac{k_B \theta_D^3}{\hbar} \sqrt{\frac{V}{N 6 \pi^2}}, \quad (3)$$

где C – константа, принятая равной 300 [18]; $T_{\text{пл}}$ – температура плавления, К; M – молярная масса вещества; n – количество атомов в химической формуле, $n = 8$; a_{eff} – эффективный пара-

метр решетки: для тетрагональной структуры $a_{\text{eff}} = \sqrt[3]{\frac{a^2 c}{2}}$, для орторомбической структуры

$a_{\text{eff}} = \sqrt[3]{a \cdot b \cdot c}$; Z – число формульных единиц в одной элементарной ячейке [11]; V – объем элементарной ячейки, N_A – число Авогадро, моль⁻¹; k_B – постоянная Больцмана, Дж/К; $\hbar$ – приведенная постоянная Планка, Дж · с; N – количество атомов в ячейке [11].

Известно, что кристаллическая структура соединений групп Cu₂Co(Ge,Sn)(S,Se)₄ очень близка к структуре побочных соединений Cu₂(Sn,Ge)(S,Se)₃ и Cu₂(S,Se) [19–23]. Исследование фазовой чистоты кристаллов проводилось при помощи Рамановской спектроскопии. Результаты представлены на рис. 4.

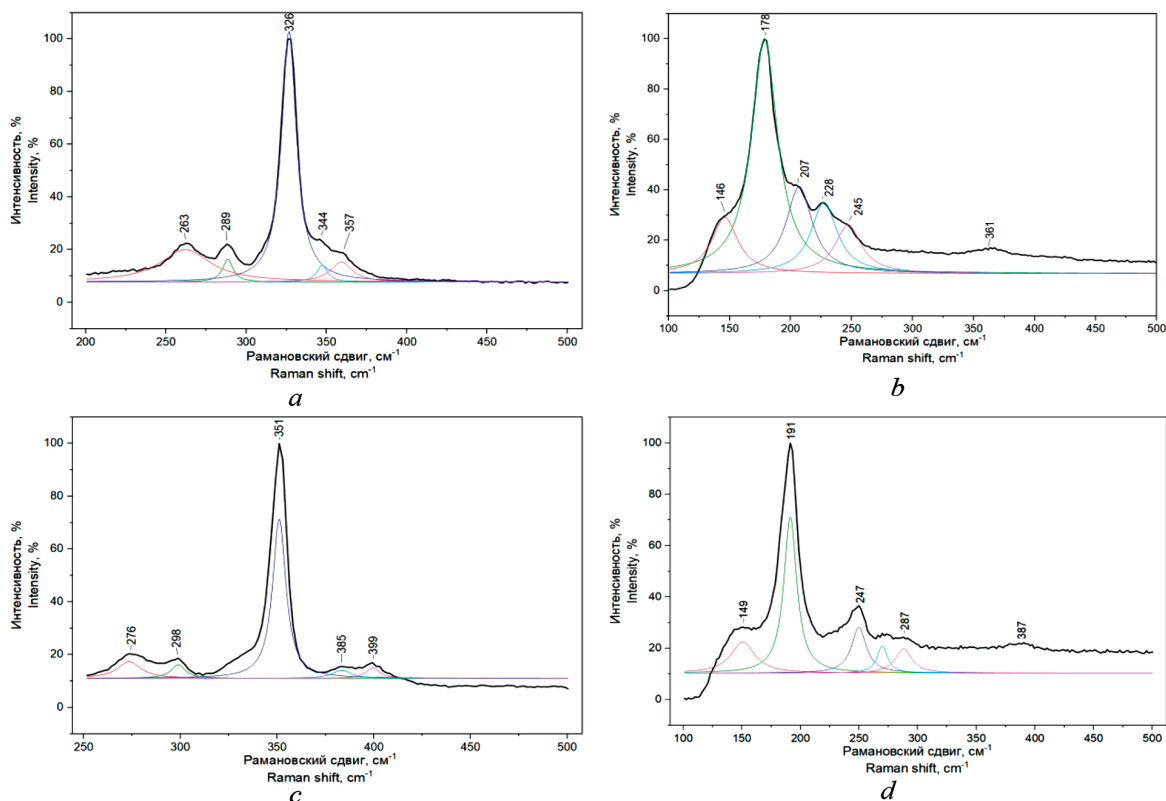


Рис. 4. Результаты Рамановской спектроскопии соединений Cu₂CoSnS₄ (a), Cu₂CoGeS₄ (b), Cu₂CoSnSe₄ (c), Cu₂CoGeSe₄ (d)

Fig. 4. Raman spectroscopy results for Cu₂CoSnS₄ (a), Cu₂CoGeS₄ (b), Cu₂CoSnSe₄ (c), Cu₂CoGeSe₄ (d) compounds

Спектры Рамановскага рассеяння CCoTS і CCoGS блізкі па структуры і набору мод, што адражае захаванне агульнага тыпу крысталічнай рэшэтка пры замене Sn на Ge. Пры пераходзе ад CCoTS да CCoGS усе пікі смяшчаюцца ў высокочастотную абласць. Сдвиг абумоўлены меншай атамнай масой і меншым іонным радыусам Ge па параўнанню са Sn: змяншэнне межатамных адстанняў прыводзіць да з'яўлення жэсткасці звязі М–S і, як следства, да росту частот фанонных мод.

Найбольш інтэнсіўны пік на $326\text{ (351)}\text{ см}^{-1}$ атнесен да моды A1 і абумоўлены поўнасіметрычнымі калеваннямі атамаў серы ў тетраэдрычным асяроддзі катіонаў металоў. Катіоннае упарадкаванне ў абодвух сістэмах падтвэрджваецца пікамі на $263(276)$ і $288(298)\text{ см}^{-1}$ [24; 25]. Высокочастотныя пікі $345(385)$ і $360(399)\text{ см}^{-1}$ адпавядаюць продольным модам трэугольнай рэшэтка станніта [26–28].

Для Cu_2GeS_3 характэрны пік пры 385 см^{-1} , які супадае па становішчы з адной з мод CCoGS. Аднак агульнасць астатніх пікаў аднозначна адпавядае станнітавай структуры і не змяшчае іншых характэрных пікаў Cu_2GeS_3 . Для CCoTS пік пры 336 см^{-1} магчымага побочнага злучэння Cu_2SnS_3 не выяўлены. Таксама не выяўлены следы сульфіды медзі/олова/германія/кобальта: CoS_2 на $411\text{--}415\text{ см}^{-1}$; SnS_2 на $314\text{--}318\text{ см}^{-1}$; GeS на $238\text{--}240\text{ см}^{-1}$; ковеліна (CuS) і Cu_xS [15–19; 24].

Для злучэння CCoTSe выяўлены пікі: асноўнай – на 178 см^{-1} , адпавядаючай моды A1 [28]; нізкоінтэнсіўныя пікі 207 , 228 і 245 см^{-1} атнесены да высокочастотным полярным продольным оптычным (LO) модам [30]; з'яўленне палупрошыні піка на 146 см^{-1} звязана з катіонна-сміснёнай модай [31]. Пік на $\sim 361\text{ см}^{-1}$ атнесен да обертона 2A1. Незначальнае адхіленне ад удвойлена частаты A1 і наяўнасць ушырэння абумоўлены ангармонізмам крысталічнай рэшэтка і ўкладом фаноноў са ўсёй зоны Брылюэна [32–34]. Пікаў побочных злучэнняў Cu_2SnSe_3 , селенідаў кобальта/олова не выяўлены [35; 36].

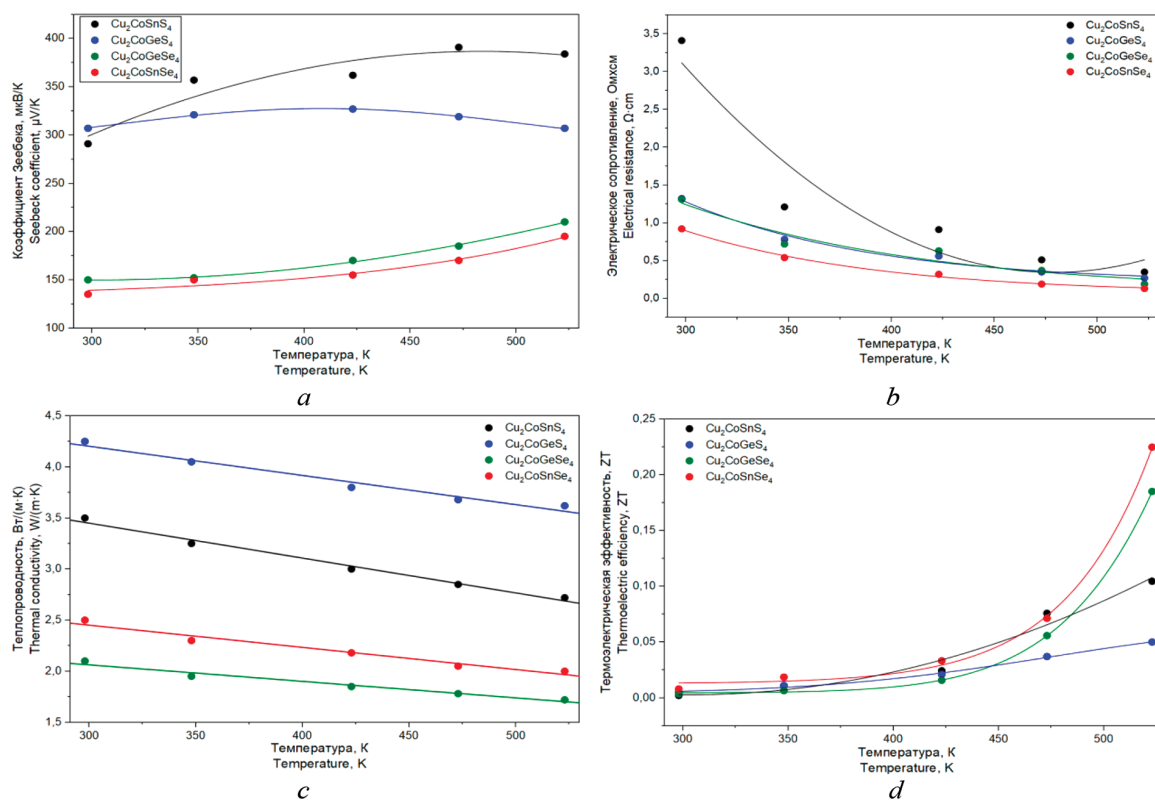


Рис. 5. Змяненні термоэлектрычных уласцівасцей злучэнняў $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ у залежнасці ад тэмпературы: *a* – каэфіцыент Зеебека, *b* – электрычнае супраціўленне, *c* – цеплаправоднасць, *d* – термоэлектрычная эфектыўнасць

Fig. 5. Changes in thermoelectric properties of compounds $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoSnSe}_4$, $\text{Cu}_2\text{CoGeSe}_4$ depending on temperature: *a* – the Seebeck coefficient, *b* – electrical resistance, *c* – thermal conductivity, *d* – thermoelectric efficiency

Для соединения CCoGSe выявлены пики: основной – на 191 см^{-1} , соответствующий моде A_1 ; катионно-смещенная мода 150 см^{-1} , полярные – 249 и 287 см^{-1} . Пик на 383 см^{-1} – обертоном $2A_1$.

Термоэлектрические свойства образцов измерялись в диапазоне $293\text{--}523\text{ К}$ по методу Хармана. Результаты исследований приведены на рис. 5.

Из графиков видно, что в исследуемом температурном диапазоне насыщения не достигнуто и максимум термоэлектрической добротности данных материалов будет наблюдаться при существенно более высоких температурах. Все четыре соединения демонстрируют высокие значения коэффициента Зеебека (S) и низкое электрическое сопротивление (ρ) при $T = 523\text{ К}$: CCoTS – $S = 384\text{ мкВ/К}$, $\rho = 0,35\text{ Ом} \cdot \text{см}$; CCoGS – $S = 307\text{ мкВ/К}$, $\rho = 0,27\text{ Ом} \cdot \text{см}$; CCoGSe – $S = 210\text{ мкВ/К}$, $\rho = 0,19\text{ Ом} \cdot \text{см}$ и CCoTSe – $S = 195\text{ мкВ/К}$, $\rho = 0,13\text{ Ом} \cdot \text{см}$. Тем не менее образцы обладают высокой теплопроводностью, что не позволило достичь высоких значений термоэлектрической добротности. Потенциалом развития видится формирование твердых растворов между системами твердых растворов CCo(G,T)(S,Se) .

Заключение. Однотемпературным методом получены образцы соединений CCo(G,T)(S,Se) , а методом Бриджмена–Стокбаргера – блочные кристаллы. Данные рентгенофазового анализа показали, что CCoTS , CCoGS , CCoTSe кристаллизовались с тетрагональной структурой, CCoTSe – с орторомбической структурой. Для всех соединений определена температура плавления, а также рассчитаны рентгеновская плотность, скорость звука и температура Дебая. Рамановская спектроскопия подтвердила фазовую чистоту образцов: пиков побочных фаз не обнаружено.

По результатам измерений термоэлектрических свойств установлено, что сульфиды характеризуются более высоким коэффициентом Зеебека ($307\text{--}384\text{ мкВ/К}$), тогда как селениды отличаются меньшим электросопротивлением ($0,13\text{--}0,19\text{ Ом} \cdot \text{см}$). Перспективным путем улучшения характеристик является синтез твердых растворов CCo(G,T)(S,Se) . Таким образом, исследованные образцы могут использоваться для создания термоэлектрических генераторов и охлаждающих устройств, использующих эффект прямого преобразования тепловой энергии в электрическую (и наоборот) в области средних рабочих температур.

Список использованных источников

1. Research Progress of Thermoelectric Materials – A Review / Jun Wang, Yonggao Yin, Chunwen Che, Mengying Cui // *Energies*. – 2025. – Vol. 18. – Art. ID 2122. <https://doi.org/10.3390/en18082122>
2. Snyder, G. J. Complex thermoelectric materials / G. J. Snyder, E. S. Toberer // *Nature Materials*. – 2008. – Vol. 7, iss. 2. – P. 105–114. <https://doi.org/10.1038/nmat2090>
3. Bourges, C. Off-stoichiometry effect on thermoelectric properties of the new p-type sulfides compounds $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$ / C. Bourges, R. A. R. Al Orabi, Y. Miyazaki // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 826. – Art. ID 154240. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154240>
4. Recent progress in p-type thermoelectric magnesium silicide based solid solutions / J. de Boer, T. Dasgupta, U. Saparamadu [et al.] // *Materials Today Energy*. – 2017. – Vol. 4. – P. 105–121. <https://doi.org/10.1016/j.mtener.2017.04.002>
5. Parashchuk, T. Modulated Electronic and Thermal Transport Properties in Cu-Based Diamond-like Chalcogenides by Point Defect Engineering / T. Parashchuk // *The Journal of Physical Chemistry: C*. – 2025. – Vol. 129, iss. 6. – P. 3272–3284. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.4c07317>
6. Structure Evolution and Bonding Inhomogeneity toward High Thermoelectric Performance in $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_{4-x}\text{Se}_x$ Materials / T. Parashchuk, O. Cherniushok, O. Smitiukh [et al.] // *Chemistry of Materials*. – 2023. – Vol. 35, iss. 12. – P. 4772–4785. <https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.3c00586>
7. High Thermoelectric Performance in Non-Toxic Earth-Abundant Copper Sulfide / Ying He, T. Day, Tiansong Zhang [et al.] // *Advanced Materials*. – 2014. – Vol. 26, iss. 23. – P. 3974–3978. <https://doi.org/10.1002/adma.201400515>
8. A recent review on waste heat recovery methodologies and applications: Comprehensive review, critical analysis and potential recommendations / O. Farhat, J. Faraj, F. Hachem [et al.] // *Cleaner Engineering and Technology*. – 2022. – Vol. 6. – Art. ID 100387. <https://doi.org/10.1016/j.clet.2021.100387>
9. Semiconductor Thermoelements, and Thermoelectric Cooling / A. F. Ioffe, L. Stil'bans, E. K. Iordanishvili [et al.]. – Infosearch, 1958. – 184 p. <https://doi.org/10.1063/1.3060810>
10. Ultralow Thermal Conductivity in Diamond-Like Semiconductors: Selective Scattering of Phonons from Antisite Defects / B. R. Ortiz, W. Peng, L. C. Gomes [et al.] // *Chemistry of Materials*. – 2018. – Vol. 30, iss. 10. – P. 3395–3409. <https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.8b00890>
11. A high-efficiency (12.5%) kesterite solar cell realized by crystallization growth kinetics control over aqueous solution based $\text{Cu}_2\text{ZnSn(S,Se)}_4$ / Kang Yin, Xiao Xu, Muyu Wang [et al.] // *Journal of Materials Chemistry A*. – 2022. – Vol. 10, iss. 2. – P. 779–788. <https://doi.org/10.1039/D1TA09024K>

12. Gulay, L. D. Crystal structures of the compounds $\text{Cu}_2\text{CoSi}(\text{Ge}, \text{Sn})\text{S}_4$ and $\text{Cu}_2\text{CoGe}(\text{Sn})\text{Se}_4$ / L. D. Gulay, O. P. Nazarchuk, I. D. Oleksyuk // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2004. – Vol. 377, iss. 1–2. – P. 306–311. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.02.004>
13. Multinary diamond-like chalcogenides for promising thermoelectric application / Dan Zhang, Hong-Chang Bai, Zhi-Liang Li [et al.] // *Chinese Physics B*. – 2018. – Vol. 27, № 4. – Art. ID 047206. <https://doi.org/10.1088/1674-1056/27/4/047206>
14. Несмеянов, А. Н. Давление пара химических элементов / А. Н. Несмеянов; АН СССР, Отд-ние хим. наук. – М.: Акад. наук СССР, 1961. – 396 с.
15. Lindemann, F. About the Calculation of Molecular Own Frequencies / F. Lindemann // *Physical Magazine*. – 1910. – Vol. 11, № 14. – P. 609–612.
16. Cullity, B. D. Elements of X-ray diffraction / B. D. Cullity, S. R. Stock. – Pearson Education Limited, 2013. – 650 p.
17. Porras, G. S. Electrical properties of $(\text{CuIn})_{1-x}\text{Mn}_{2x}\text{Te}_2$ alloys / G. S. Porras, M. Quintero, S. M. Wasim // *Journal of Applied Physics*. – 1990. – Vol. 67, iss. 7. – P. 3382–3386. <https://doi.org/10.1063/1.345349>
18. Lattice parameter values and phase transitions for the $\text{Cu}_2\text{-II-IV-S}_4(\text{Se}_4)$ (II = Mn, Fe, Co; IV = Si, Ge, Sn) magnetic semiconductor compounds / M. Quintero, E. Moreno, S. Alvarez [et al.] // *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. – 2014. – Vol. 34, № 1. – P. 28–38.
19. Raman studies of nearly half-metallic ferromagnetic CoS_2 / S. G. Lyapin, A. N. Utyuzh, A. E. Petrova [et al.] // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2014. – Vol. 26, iss. 39. – Art. ID 396001. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/26/39/396001>
20. Smith, A. J. Raman scattering studies of SnS_2 and SnSe_2 / A. J. Smith, P. E. Meek, W. Y. Liang // *Journal of Physics C: Solid State Physics*. – 1977. – Vol. 10, № 8. – P. 1321–1323. <https://doi.org/10.1088/0022-3719/10/8/035>
21. Chandrasekhar, H. R. Pressure dependence of the Raman spectra of the IV-VI layer compounds GeS and GeSe / H. R. Chandrasekhar, R. G. Humphreys, M. Cardona // *Physical Review B*. – 1977. – Vol. 16, № 6. – Art. ID 2981. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.16.2981>
22. Three-dimensional amorphous N-doped cobalt–copper sulfide nanostructures for efficient full water splitting / Jin-Chun He, Ding-Cen Duan, Yun-Cheng Du [et al.] // *Rare Metals*. – 2025. – Vol. 44, iss. 5. – P. 3080–3093. <https://doi.org/10.1007/s12598-024-03035-7>
23. Spectroscopic evidence of coexistence of clusters based on low (α) and high temperature (β) GeS_2 crystalline phases in glassy germanium disulfide matrix / V. M. Mitsa, R. M. Holomb, G. Lovas [et al.] // 2014 37th International Convention on Information and Communication Technology, Electronics and Microelectronics (MIPRO): Proceedings. – IEEE, 2014. – P. 7–10. <https://doi.org/10.1109/MIPRO.2014.6859522>
24. Gürel, T. Characterization of vibrational and mechanical properties of quaternary compounds $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ and $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$ in kesterite and stannite structures / T. Gürel, C. Sevik, T. Çağın // *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics*. – 2011. – Vol. 84, iss. 20. – Art. ID 205201. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.205201>
25. Srinivasulu, T. Synthesis and characterization of Fe-doped ZnO thin films deposited by chemical spray pyrolysis / T. Srinivasulu, K. Saritha, K. T. R. Reddy // *Modern Electronic Materials*. – 2017. – Vol. 3, № 2. – P. 76–85. <https://doi.org/10.1016/j.moem.2017.07.001>
26. Discrimination and detection limits of secondary phases in $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ using X-ray diffraction and Raman spectroscopy / D. M. Berg, M. Arasimowicz, R. Djemour [et al.] // *Thin Solid Films*. – 2014. – Vol. 569. – P. 113–123. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2014.08.028>
27. Vibrational properties of stannite and kesterite type compounds: Raman scattering analysis of $\text{Cu}_2(\text{Fe}, \text{Zn})\text{SnS}_4$ / X. Fontané, V. Izquierdo-Roca, E. Saucedo [et al.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2012. – Vol. 539. – P. 190–194. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.06.042>
28. Ishii, M. Anion distributions and phase transitions in $\text{CuS}_{1-x}\text{Se}_x$ ($x = 0\text{--}1$) studied by Raman spectroscopy / M. Ishii, K. Shibata, H. Nozaki // *Journal of Solid State Chemistry*. – 1993. – Vol. 105, iss. 2. – P. 504–511. <https://doi.org/10.1006/jssc.1993.1242>
29. Crystal structure and Raman scattering characterization of $\text{Cu}_2\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x\text{SnS}_4$ chalcogenide compounds / F. López-Vergara, A. Galdámez, V. Manríquez, G. González // *Solid State Sciences*. – 2015. – Vol. 49. – P. 54–60. <https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2015.09.010>
30. Defect characterisation in $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$ kesterites via resonance Raman spectroscopy and the impact on optoelectronic solar cell properties / M. Dimitrievska, F. Oliva, M. Guc [et al.] // *Journal of Materials Chemistry A*. – 2019. – Vol. 7, iss. 21. – P. 13293–13304. <https://doi.org/10.1039/C9TA03625C>
31. Phonon Raman spectroscopy of nanocrystalline multinary chalcogenides as a probe of complex lattice structures / V. Dzhanan, A. P. Litvinchuk, M. Ya. Valakh, D. R. T. Zahn // *Journal of Physics: Condensed Matter*. – 2023. – Vol. 35, iss. 10. – Art. ID 103001. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/aca118>
32. Raman scattering crystalline assessment of polycrystalline $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ thin films for sustainable photovoltaic technologies: Phonon confinement model / M. Dimitrievska, A. Fairbrother, A. Pérez-Rodríguez [et al.] // *Acta Materialia*. – 2014. – Vol. 70. – P. 272–280. <https://doi.org/10.1063/1.4861593>
33. Vibrational properties of RbInSe_2 : Raman scattering spectroscopy and first-principle calculations / M. Guc, T. Kodalle, R. R. Kormath Madam Raghupathy [et al.] // *The Journal of Physical Chemistry C*. – 2019. – Vol. 124, iss. 2. – P. 1285–1291. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.9b08781>
34. The band gap of $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$: Effect of order-disorder / G. Rey, A. Redinger, J. Sendler [et al.] // *Applied Physics Letters*. – 2014. – Vol. 105, iss. 11. – Art. ID 112106. <https://doi.org/10.1063/1.4896315>
35. Raman spectrum of monoclinic semiconductor Cu_2SnSe_3 / G. Marcano, C. Rincón, S. A. López [et al.] // *Solid State Communications*. – 2011. – Vol. 151, iss. 1. – P. 84–86. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2010.10.015>
36. Photodetector based on multilayer SnSe_2 field effect transistor / Moonshik Kang, Servin Rathi, Inyeal Lee [et al.] // *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*. – 2018. – Vol. 18, № 6. – P. 4243–4247. <https://doi.org/10.1166/jnn.2018.15189>

References

1. Jun Wang, Yonggao Yin, Chunwen Che, Mengying Cui. Research Progress of Thermoelectric Materials – A Review. *Energies*, 2025, vol. 18, art. ID 2122. <https://doi.org/10.3390/en18082122>
2. Snyder G. J., Toberer E. S. Complex thermoelectric materials. *Nature Materials*, 2008, vol. 7, iss. 2, pp. 105–114. <https://doi.org/10.1038/nmat2090>
3. Bourges C., Al Orabi R. A. R., Miyazaki Y. Off-stoichiometry effect on thermoelectric properties of the new p-type sulfides compounds $\text{Cu}_2\text{CoGeS}_4$. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, vol. 826, art. ID 154240. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.154240>
4. Boor J. de, Dasgupta T., Saparamadu U., Müller E., Ren Z. F. Recent progress in p-type thermoelectric magnesium silicide based solid solutions. *Materials Today Energy*, 2017, vol. 4, pp. 105–121. <https://doi.org/10.1016/j.mtener.2017.04.002>
5. Parashchuk T. Modulated Electronic and Thermal Transport Properties in Cu-Based Diamond-like Chalcogenides by Point Defect Engineering. *The Journal of Physical Chemistry: C*, 2025, vol. 129, iss. 6, pp. 3272–3284. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.4c07317>
6. Parashchuk T., Cherniushok O., Smitiukh O., Marchuk O., Wojciechowski K. T. Structure Evolution and Bonding Inhomogeneity toward High Thermoelectric Performance in $\text{Cu}_2\text{CoSnS}_{4-x}\text{Se}_x$ Materials. *Chemistry of Materials*, 2023, vol. 35, iss. 12, pp. 4772–4785. <https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.3c00586>
7. Ying He, Day T., Tiansong Zhang, Huili Liu, Xun Shi, Lidong Chen, Snyder G. J. High Thermoelectric Performance in Non-Toxic Earth-Abundant Copper Sulfide. *Advanced Materials*, 2014, vol. 26, iss. 23, pp. 3974–3978. <https://doi.org/10.1002/adma.201400515>
8. Farhat O., Faraj J., Hachem F., Castelain C., Khaled M. A recent review on waste heat recovery methodologies and applications: Comprehensive review, critical analysis and potential recommendations. *Cleaner Engineering and Technology*, 2022, vol. 6, art. ID 100387. <https://doi.org/10.1016/j.clet.2021.100387>
9. Ioffe A., Stil'bans L., Iordanishvili E. K., Stavitskaya T. S., Gelbtuch A., Vineyard G. *Semiconductor Thermoelements, and, Thermoelectric Cooling*. Infosearch, 1958. 184 p. <https://doi.org/10.1063/1.3060810>
10. Ortiz B. R., Peng W., Gomes L. C., Gorai P., Zhu T., Sniadad D. M., Snyder G. J. [et al.]. Ultralow Thermal Conductivity in Diamond-Like Semiconductors: Selective Scattering of Phonons from Antisite Defects. *Chemistry of Materials*, 2018, vol. 30, iss. 10, pp. 3395–3409. <https://doi.org/10.1021/acs.chemmater.8b00890>
11. Kang Yin, Xiao Xu, Muyu Wang, Jiazhen Zhou, Biwen Duan, Jiangjian Shi, Dongmei Li [et al.]. A high-efficiency (12.5%) kesterite solar cell realized by crystallization growth kinetics control over aqueous solution based $\text{Cu}_2\text{ZnSn}(\text{S},\text{Se})_4$. *Journal of Materials Chemistry A*, 2022, vol. 10, iss. 2, pp. 779–788. <https://doi.org/10.1039/D1TA09024K>
12. Gulay L. D., Nazarchuk O. P., Oleksyuk I. D. Crystal structures of the compounds $\text{Cu}_2\text{CoSi}(\text{Ge}, \text{Sn})\text{S}_4$ and $\text{Cu}_2\text{CoGe}(\text{Sn})\text{Se}_4$. *Journal of Alloys and Compounds*, 2004, vol. 377, iss. 1–2, pp. 306–311. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2004.02.004>
13. Dan Zhang, Hong-Chang Bai, Zhi-Liang Li, Jiang-Long Wang, Guang-Sheng Fu, Shu-Fang. Multinary diamond-like chalcogenides for promising thermoelectric application. *Chinese Physics B*, 2018, vol. 27, no. 4, art. ID 047206. <https://doi.org/10.1088/1674-1056/27/4/047206>
14. Nesmeyanov A. N. *Vapor Pressure of the Chemical Elements*. Moscow, Academy of Sciences of the USSR, 1961. 396 p. (in Russian).
15. Lindemann F. About the Calculation of Molecular Own Frequencies. *Physical Magazine*, 1910, vol. 11, no. 14, pp. 609–612.
16. Cullity B. D., Stock S. R. *Elements of X-ray Diffraction*. Pearson Education Limited, 2013. 650 p.
17. Porras G. S., Quintero M., Wasim S. M. Electrical properties of $(\text{CuIn})_{1-x}\text{Mn}_{2x}\text{Te}_2$ alloys. *Journal of Applied Physics*, 1990, vol. 67, no. 7, pp. 3382–3386. <https://doi.org/10.1063/1.345349>
18. Quintero M., Moreno E., Alvarez S., Marquina J., Rincón C., Quintero E., Grima P. [et al.]. Lattice parameter values and phase transitions for the $\text{Cu}_2\text{-II-IV-S}_4(\text{Se}_4)$ (II = Mn, Fe, Co; IV = Si, Ge, Sn) magnetic semiconductor compounds. *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*, 2014, vol. 34, no. 1, pp. 28–38.
19. Lyapin S. G., Utyuzh A. N., Petrova A. E., Novikov A. P., Lograsso T. A., Stishov S. M. Raman studies of nearly half-metallic ferromagnetic CoS_2 . *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2014, vol. 26, iss. 39, art. ID 396001. <https://doi.org/10.1088/0953-8984/26/39/396001>
20. Smith A. J., Meek P. E., Liang W. Y. Raman scattering studies of SnS_2 and SnSe_2 . *Journal of Physics C: Solid State Physics*, 1977, vol. 10, no. 8, pp. 1321–1323. <https://doi.org/10.1088/0022-3719/10/8/035>
21. Chandrasekhar H. R., Humphreys R. G., Cardona M. Pressure dependence of the Raman spectra of the IV-VI layer compounds GeS and GeSe. *Physical Review B*, 1977, vol. 16, no. 6, art. ID 2981. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.16.2981>
22. Jin-Chun He, Ding-Cen Duan, Yun-Cheng Du, Zong-Qin Ding, Sha-Sha Yan, Xin Chen, Hui Zhang [et al.]. Three-dimensional amorphous N-doped cobalt–copper sulfide nanostructures for efficient full water splitting. *Rare Metals*, 2025, vol. 44, iss. 5, pp. 3080–3093. <https://doi.org/10.1007/s12598-024-03035-7>
23. Mitsa V. M., Holomb R. M., Lovas G., Veres M., Ivanda M., Kovach T. Spectroscopic evidence of coexistence of clusters based on low (α) and high temperature (β) GeS_2 crystalline phases in glassy germanium disulfide matrix. *2014 37th International Convention on Information and Communication Technology, Electronics and Microelectronics (MIPRO): Proceedings*. IEEE, 2014, pp. 7–10. <https://doi.org/10.1109/MIPRO.2014.6859522>
24. Gürel T., Sevik C., Çağın T. Characterization of vibrational and mechanical properties of quaternary compounds $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ and $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$ in kesterite and stannite structures. *Physical Review B: Condensed Matter and Materials Physics*, 2011, vol. 84, iss. 20, art. ID 205201. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.84.205201>

25. Srinivasulu T., Saritha K., Reddy K. T. R. Synthesis and characterization of Fe-doped ZnO thin films deposited by chemical spray pyrolysis. *Modern Electronic Materials*, 2017, vol. 3, no. 2, pp. 76–85. <https://doi.org/10.1016/j.moem.2017.07.001>
26. Berg D. M., Arasimowicz M., Djemour R., Gütay L., Siebentritt S., Schorr S., Fontané X. [et al.]. Discrimination and detection limits of secondary phases in $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ using X-ray diffraction and Raman spectroscopy. *Thin Solid Films*, 2014, vol. 569, pp. 113–123. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2014.08.028>
27. Fontané X., Izquierdo-Roca V., Saucedo E., Schorr S., Yukhymchuk V. O., Valakh M. Ya., Pérez-Rodríguez A., Morante J. R. Vibrational properties of stannite and kesterite type compounds: Raman scattering analysis of $\text{Cu}_2(\text{Fe, Zn})\text{SnS}_4$. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, vol. 539, pp. 190–194. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.06.042>
28. Ishii M., Shibata K., Nozaki H. Anion distributions and phase transitions in $\text{CuS}_{1-x}\text{Se}_x$ ($x = 0-1$) studied by Raman spectroscopy. *Journal of Solid State Chemistry*, 1993, vol. 105, iss. 2, pp. 504–511. <https://doi.org/10.1006/jssc.1993.1242>
29. López-Vergara F., Galdámez A., Manríquez V., González G. Crystal structure and Raman scattering characterization of $\text{Cu}_2\text{Fe}_{1-x}\text{Co}_x\text{SnS}_4$ chalcogenide compounds. *Solid State Sciences*, 2015, vol. 49, pp. 54–60. <https://doi.org/10.1016/j.solidstatesciences.2015.09.010>
30. Dimitrievska M., Oliva F., Guc M., Giraldo S., Saucedo E., Pérez-Rodríguez A., Izquierdo-Roca V. Defect characterisation in $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$ kesterites via resonance Raman spectroscopy and the impact on optoelectronic solar cell properties. *Journal of Materials Chemistry A*, 2019, vol. 7, iss. 21, pp. 13293–13304. <https://doi.org/10.1039/C9TA03625C>
31. Dzhan V., Litvinchuk A. P., Valakh M. Ya., Zahn D. R. T. Phonon Raman spectroscopy of nanocrystalline multi-nary chalcogenides as a probe of complex lattice structures. *Journal of Physics: Condensed Matter*, 2023, vol. 35, iss. 10, art. ID 103001. <https://doi.org/10.1088/1361-648X/acaal8>
32. Dimitrievska M., Fairbrother A., Pérez-Rodríguez A., Saucedo E., Izquierdo-Roca V. Raman scattering crystalline assessment of polycrystalline $\text{Cu}_2\text{ZnSnS}_4$ thin films for sustainable photovoltaic technologies: Phonon confinement model. *Acta Materialia*, 2014, vol. 70, pp. 272–280. <https://doi.org/10.1063/1.4861593>
33. Guc M., Kodalle T., Kormath Madam Raghupathy R. R., Mirhosseini H., Kühne T. D., Becerril-Romero I., Pérez-Rodríguez A. [et al.]. Vibrational properties of RbInSe_2 : Raman scattering spectroscopy and first-principle calculations. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2019, vol. 124, iss. 2, pp. 1285–1291. <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.9b08781>
34. Rey G., Redinger A., Sendler J., Weiss T. P., Thevenin M., Guennou M., El Adib B., Siebentritt S. The band gap of $\text{Cu}_2\text{ZnSnSe}_4$: Effect of order-disorder. *Applied Physics Letters*, 2014, vol. 105, iss. 11, art. ID 112106. <https://doi.org/10.1063/1.4896315>
35. Marcano G., Rincón C., López S. A., Sánchez Pérez G., Herrera-Pérez J. L., Mendoza-Alvarez J. G., Rodríguez P. Raman spectrum of monoclinic semiconductor Cu_2SnSe_3 . *Solid State Communications*, 2011, vol. 151, iss. 1, pp. 84–86. <https://doi.org/10.1016/j.ssc.2010.10.015>
36. Moonshik Kang, Servin Rathi, Inyeal Lee, Lijun Li, Muhammad Atif Khan, Dongsuk Lim, Yoontae Lee [et al.]. Photodetector based on multilayer SnSe_2 field effect transistor. *Journal of Nanoscience and Nanotechnology*, 2018, vol. 18, no. 6, pp. 4243–4247. <https://doi.org/10.1166/jnn.2018.15189>

ISSN 1561-8358 (Print)
ISSN 2524-244X (Online)

ДИАГНОСТИКА И БЕЗОПАСНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИХ И ПРИРОДНЫХ СИСТЕМ

DIAGNOSTICS AND SAFETY OF TECHNICAL AND ENVIRONMENT SYSTEMS

<https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-255-264>
УДК 539.1.04:615.849



Оригинальная статья

Д. И. Козловский*, И. Г. Тарутин, Е. А. Суслова, Н. А. Артемова, В. А. Суслова

*Государственное учреждение «Республиканский научно-практический центр
онкологии и медицинской радиологии имени Н. Н. Александрова»,
аг. Лесной, 223040, Минский район, Республика Беларусь*

СПОСОБ ПОДВЕДЕНИЯ ТЕРАПЕВТИЧЕСКОЙ ДОЗЫ ОБЛУЧЕНИЯ НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ НОВООБРАЗОВАНИЯ МЕТОДОМ БРАХИТЕРАПИИ

Аннотация. Представлен новый аппликатор для поверхностной брахитерапии, предназначенный для лечения немеланомного рака кожи. Разработанный аппликатор обладает улучшенными характеристиками по сравнению с существующими аналогами, такими как аппликатор Leipzig. Основные преимущества включают уменьшенную толщину стенки у основания (1 мм против 10 мм у Leipzig), что позволяет проводить облучение опухолей вблизи неровностей кожи, а также сокращение времени лечебного воздействия в 2,38–3,45 раза. Дозиметрические исследования показали низкий градиент дозы (до 20 %) на расстоянии до 3 мм от поверхности аппликатора, что обеспечивает более равномерное распределение дозы. Кроме того, предложенный аппликатор требует меньшего отступа (2 мм против 4 мм у Leipzig), что повышает точность позиционирования и комфорт пациента. Эксперименты проводились с использованием рентгеновской пленки и системы планирования Oncentra Brachy и подтвердили эффективность и надежность разработки. Результаты демонстрируют, что новый аппликатор способен повысить пропускную способность радиологических отделений и улучшить качество лечения пациентов с поверхностными новообразованиями.

Ключевые слова: аппликатор, брахитерапия, дозиметрия, немеланомный рак кожи, дозиметрическое планирование

Конфликт интересов: авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов

Информация об авторах: Козловский Денис Иванович – кандидат технических наук, ведущий медицинский физик отдела по инженерному обеспечению лучевой терапии государственного учреждения «Республиканский научно-практический центр онкологии и медицинской радиологии имени Н. Н. Александрова», <https://orcid.org/0000-0001-8165-7597>, e-mail: ioilt.med@gmail.com; Тарутин Игорь Германович – доктор технических наук, профессор, медицинский физик отдела по инженерному обеспечению лучевой терапии государственного учреждения «Республиканский научно-практический центр онкологии и медицинской радиологии имени Н. Н. Александрова»; Суслова Елена Алексеевна – кандидат медицинских наук, врач – радиационный онколог радиологического отделения № 3 государственного учреждения «Республиканский научно-практический центр онкологии и медицинской радиологии имени Н. Н. Александрова», <https://orcid.org/0009-0000-3034-8428>, e-mail: alena_suslova.84@mail.ru; Артемова Наталия Александровна – доктор медицинских наук, профессор, ученый секретарь, главный научный сотрудник лаборатории лучевой терапии государственного учреждения «Республиканский научно-практический центр онкологии и медицинской радиологии имени Н. Н. Александрова», <https://orcid.org/0000-0002-2364-5296>, e-mail: n.artemova@omr.by; Суслова Валентина Адамовна – кандидат медицинских наук, врач – радиационный онколог радиологического отделения № 3 государственного учреждения «Республиканский научно-практический центр онкологии и медицинской радиологии имени Н. Н. Александрова».

Вклад авторов: Козловский Денис Иванович – сбор и интерпретация данных, подготовка текста статьи; Тарутин Игорь Германович – критический пересмотр текста в части значимого интеллектуального содержания; Суслова Елена Алексеевна – существенный вклад в замысел и дизайн исследования; Артемова Наталия Александровна – окончательное одобрение варианта статьи для опубликования; Суслова Валентина Адамовна – сбор данных для исследования.

* Автор, ответственный за переписку / Corresponding author.

Для цитирования: Способ подведения терапевтической дозы облучения на поверхностные новообразования методом брахитерапии / Д. И. Козловский, И. Г. Тарутин, Е. А. Суслова [и др.] // Весті Нацыянальнай акадэміі навук Беларусі. Серыя фізіка-тэхнічных навук. – 2026. – Т. 71, № 3. – С. 255–264. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-255-264>

Поступила в редакцию: 06.08.2025

Доработанный вариант: 14.04.2026

Утверждена к публикации: 04.06.2026

Подписана в печать: 16.09.2026

Original article

Dzianis I. Kazlouski*, Ihar H. Tarutin, Elena A. Suslava, Natalia A. Artsemava, Valiantsina A. Suslava

*N. N. Alexandrov National Cancer Centre,
agro-town Lesnoy, 223040, Minsk district, Republic of Belarus*

METHOD OF DELIVERY OF THERAPEUTIC DOSE OF RADIATION TO SUPERFICIAL NEOPLASMS BY BRACHYTHERAPY

Abstract. A new superficial brachytherapy applicator has been developed for the treatment of non-melanoma skin cancer. The proposed applicator demonstrates improved performance characteristics compared to existing counterparts, such as the Leipzig applicator. Key advantages include a reduced wall thickness at the base (1 mm versus 10 mm for the Leipzig applicator), enabling irradiation of tumors located near irregular skin surfaces, as well as a reduction in treatment time by a factor of 2.38–3.45. Dosimetric studies revealed a low dose gradient (up to 20%) within a distance of up to 3 mm from the applicator surface, ensuring more uniform dose distribution. Furthermore, the proposed applicator requires a smaller safety margin (2 mm versus 4 mm for the Leipzig applicator), which enhances positioning accuracy and patient comfort. Experiments were conducted using radiographic film and the Oncentra Brachy treatment planning system, confirming the efficacy and reliability of the development. The results demonstrate that the new applicator has the potential to increase throughput in radiotherapy departments and improve treatment quality for patients with superficial neoplasms

Keywords: applicator, brachytherapy, dosimetry, non-melanoma skin cancer, dosimetric planning

Conflict of interest: the authors declare no conflict of interest.

Information about the authors: *Dzianis I. Kazlouski* – Cand. Sci. (Engineering), Leading Medical Physicist of the Medical Physicist and Engineering Department at N. N. Alexandrov National Cancer Centre of Belarus, <https://orcid.org/0000-0001-8165-7597>, e-mail: ioilt.med@gmail.com; *Ihar H. Tarutin* – Dr. Sci. (Engineering), Professor, Medical Physicist of the Medical Physicist and Engineering Department at N. N. Alexandrov National Cancer Centre of Belarus; *Elena A. Suslava* – Cand. Sci. (Medicine), Radiation Oncologist, Radiological Department no. 3 at N. N. Alexandrov National Cancer Centre of Belarus, <https://orcid.org/0009-0000-3034-8428>, e-mail: alena_suslova.84@mail.ru; *Natalia A. Artsemava* – Dr. Sci. (Medicine), Professor, Scientific Secretary, Chief Researcher Radiation Therapy Laboratory at N. N. Alexandrov National Cancer Centre of Belarus, <https://orcid.org/0000-0002-2364-5296>, e-mail: n.artemova@omr.by; *Valiantsina A. Suslava* – Cand. Sci. (Medicine), Radiation Oncologist of the Radiological Department no. 3 at N. N. Alexandrov National Cancer Centre of Belarus.

Contribution of the authors: *Dzianis I. Kazlouski* – data collection and interpretation, preparation of the article text; *Ihar H. Tarutin* – critical revision of the text for significant intellectual content; *Elena A. Suslava* – significant contribution to the concept and design of the study; *Natalia A. Artsemava* – final approval of the article version for publication; *Valiantsina A. Suslava* – data collection for the study.

For citation: Kazlouski D. I., Tarutin I. H., Suslava E. A., Artsemava N. A., Suslava V. A. Method of delivery of therapeutic dose of radiation to superficial neoplasms by brachytherapy. *Vestsi Natsyyanal'nai akademii navuk Belarusi. Seryya fizika-tekhnichnykh navuk* = *Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Physical-technical series*, 2026, vol. 71, no. 3, pp. 255–264 (in Russian). <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2026-71-3-255-264>

Received: 06.08.2025

Modified: 14.04.2026

Approved for publication: 04.06.2026

Signed to the press: 16.09.2026

Введение. Рак кожи относится к числу наиболее распространенных онкологических заболеваний в мире, причем ежегодно наблюдается рост заболеваемости [1; 2]. Это обуславливает необходимость разработки методов, сокращающих длительность лечения и повышающих точность доставки дозы. Эффективным подходом в терапии немеланомного рака кожи является брахитерапия. Высокая результативность данного метода достигается за счет применения гипофракционированных режимов, высокого градиента дозы и, как следствие, минимального воздействия на окружающие здоровые ткани [3–5].

В современной клинической практике широко применяются аппараты дистанционного управления источником излучения. Аппликаторы, используемые в комплексе с такими системами, обеспечивают доставку радиоактивного источника в заданную область и определяют геометрию поля облучения. Для поверхностной брахитерапии в учреждениях здравоохранения Беларуси преимущественно используется аппликатор Leipzig [6]. Однако его применение ограничено значительной толщиной стенки у основания (более 5 мм), что затрудняет эффективное облучение новообразований, локализованных в зонах с неровным рельефом кожи.

Цель настоящего исследования – оценка дозиметрических и эксплуатационных характеристик разработанного авторами аппликатора для поверхностной брахитерапии немеланомного рака кожи.

Материалы и методы. Разработанный аппликатор для проведения поверхностной брахитерапии состоит из лечебной головки и приемного канала для доставки источника излучения в зону лечебного воздействия. Лечебная головка представляет собой полусферу из рентгенозащитного материала с толщиной стенки 14 мм в ее верхней части и 1 мм у основания в области лечебного воздействия. Приемный канал предназначен для движения источника излучения к области терапии, выполнен из нержавеющей стали и расположен на расстоянии 7 мм от поверхности терапевтического воздействия (расстояние от центра приемного канала до основания лечебной головки). Разработанный аппликатор является аналогом аппликатора Leipzig, который имеет толщину лечебной головки у основания 10 мм, а также расстояние от терапевтической позиции источника излучения до поверхности терапевтического воздействия 15 мм.

Для экспериментальной оценки характеристик нами изготовлен опытный образец аппликатора. В качестве основы использована полусфера из рентгенозащитного материала (вольфрама). С противоположных концов головки аппликатора просверлены два отверстия, центры которых расположены на расстоянии 7 мм от поверхности терапевтического воздействия. Пластиковый катетер с внешним диаметром 1,9 мм размещался в отверстиях и крепился с обоих концов лечебной головки при помощи рентгеноконтрастной пуговицы для пластиковых катетеров с целью предотвращения смещения катетера в процессе использования. Катетер укорочен таким образом, чтобы расстояние от края головки до точки соединения с транспортным шлангом составляло 30 мм, что минимизирует путь источника до активной позиции и сохраняет удобство подключения к аппарату. Отверстие в лечебной головке для осуществления терапевтического воздействия увеличено до 5 мм, что на 1 мм больше длины капсулы с источником. Это дает возможность пользователю убедиться в правильности расположения источника в области воздействия при небольших изгибах транспортировочных шлангов, связанных с ограничениями воздействия в труднодоступных местах. Капсула с источником ориентирована параллельно терапевтической поверхности, что способствует формированию более равномерного дозового распределения.

Дозиметрическое планирование выполнено в системе Oncentra Brachy (v. 4.5.2). На искусственно сгенерированной серии изображений реконструирован прямой катетер. Длина катетера соответствовала расстоянию от свободного конца до центра полусферы. Катетер располагался параллельно области предполагаемого воздействия. Активировалась одна наиболее удаленная позиция остановки. Точка нормировки дозы расположена на линии перпендикуляра к катетеру в точке активной позиции остановки на расстоянии 9 мм от центра катетера. Предписанная доза составила 9 Гр и выбрана экспериментально с учетом отклика пленки, удобства облучения, визуализации и расчетов по результатам воздействия.

Измерения дозиметрических параметров аппликатора осуществлялись с использованием радиохромной пленки Gafchromic¹; 16 пленок толщиной 0,35 мм располагались вплотную, образуя водозквивалентную среду толщиной 5,6 мм. Аппликатор фиксировался на верхней пленке в положении, при котором терапевтическое воздействие было направлено к нижней пленке, а источник излучения располагался в центре отверстия лечебной головки. Катетер подключался к аппарату для проведения лечения Microselectron HDR V3 Digital (Nucletron,

¹ Радиохромные пленки GafchromicTM для исследований в ядерной физике и лучевой терапии. URL: https://gafchromic.ru/docs/gafchromic_catalog.pdf

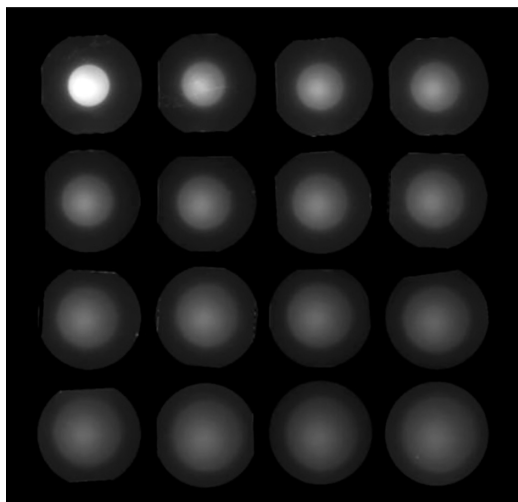


Рис. 1. Экспонированная пленка при измерении дозовых профилей на различных расстояниях от поверхности аппликатора

Fig. 1. Exposed film during measurement of dose profiles at different distances from the applicator surface

Нидерланды), через транспортировочный шланг. Головка аппарата размещалась на уровне стола для расположения рентгеновской пленки при проведении измерений. При помощи системы дозиметрического планирования был создан план облучения на искусственно сгенерированной серии изображений. Лучевое воздействие осуществлялось согласно рассчитанному дозиметрическому плану. Рентгеновская пленка после экспозиции хранилась в непроницаемом для света месте 1 сут с целью сведения к минимуму эффектов пострadiaционного окрашивания.

Дозиметрия выполнялась при помощи сканера Epson 10000XL (Япония). Полученные отсканированные изображения пленок обработаны пакетом программного обеспечения ImageJ bundled with Java 1.8.0_172. Результат сканирования пленок показан на рис. 1.

Результаты и их обсуждение. С целью определения градиента поглощенной дозы в среде при воздействии разработанным аппликатором построена зависимость поглощенной дозы от глубины воздействия перпендикулярно поверхности аппликатора на протяжении всей области воздействия. Такая же зависимость построена и для известного аппликатора Leipzig (Elekta, Швеция). За нулевое значение дозы принималось среднее значение серого (Gray Value) для неэкспонированной пленки, за 100%-ное значение дозы – максимальное значение величины серого для пленки, которая расположена на расстоянии 2,8 мм от терапевтической поверхности аппликатора.

На рис. 2, а показана зависимость плотности потемнения рентгеновской пленки от расстояния вдоль терапевтической поверхности аппликатора. Множество кривых на рисунке соответствуют отклику рентгеновских пленок, расположенных на различных расстояниях от терапевтической поверхности аппликатора. Рис. 2, б показывает величину поглощенной дозы в относительных значениях для удобства сравнения полученных данных с аппликатором Leipzig.

Полученные данные показывают уровень градиента поглощенных доз не более 20 % по всей области воздействия на расстоянии более 3 мм от поверхности аппликатора. В то же время увеличение дозового градиента в центре аппликатора является несомненным преимуществом при воздействии на мишень, выступающую над терапевтической поверхностью.

Для сравнения разработанного аппликатора с существующим аналогом – аппликатором Leipzig, получены профили глубинных доз от второго аппликатора при сохранении следующих условий облучения: аппликатор прикладывался поверхностью воздействия на рентгеновскую пленку, предписанная доза составила 9 Гр на глубину 2 мм (расстояние от лечебной поверхности до точки нормировки дозы) от поверхности воздействия. Результаты показаны на рис. 3.

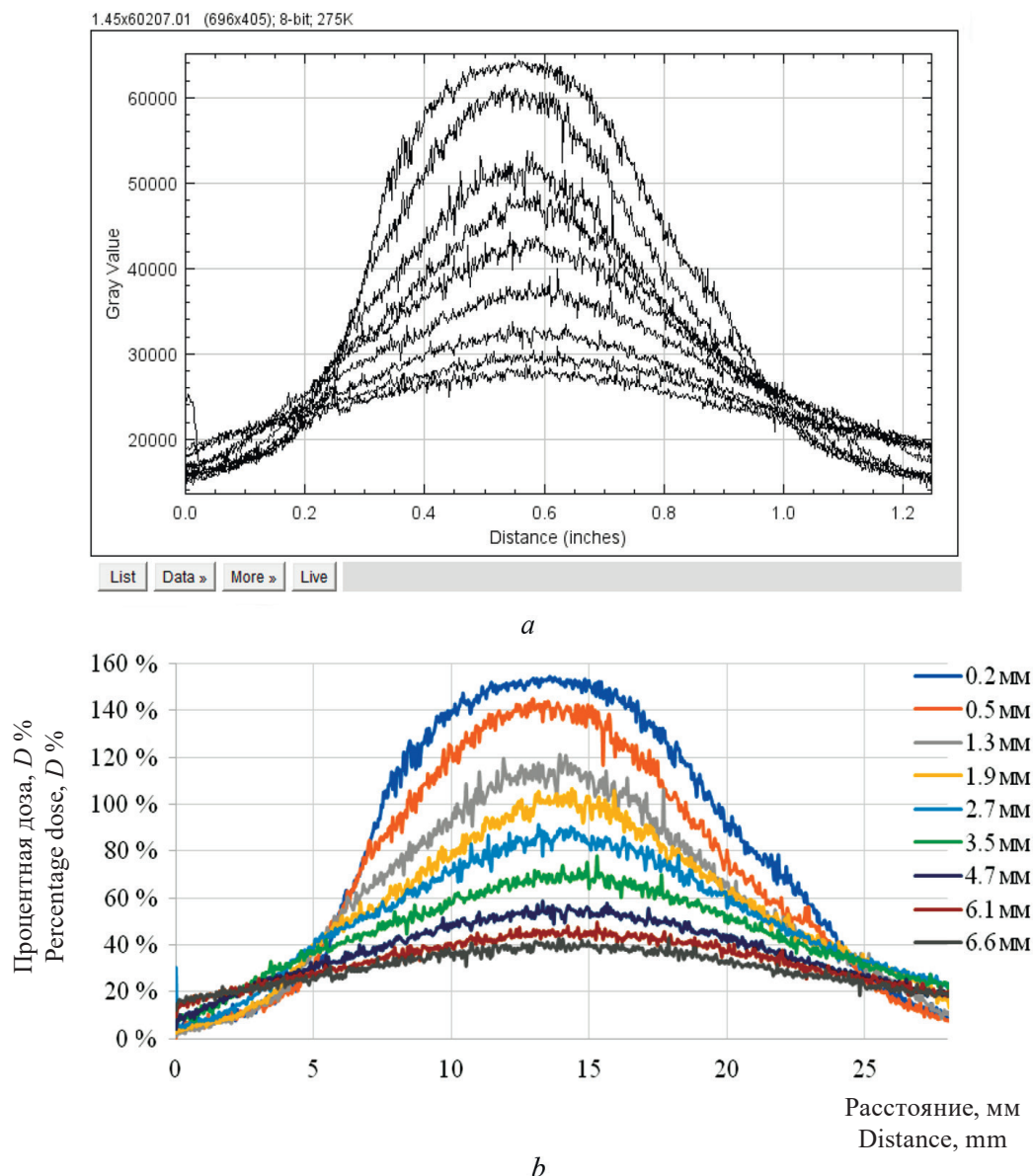


Рис. 2. Глубинное дозовое распределение от разработанного аппликатора:
 а – распределение плотности потемнения в программе ImageJ bundled
 with Java 1.8.0_172 после облучения рентгеновской пленки с использованием аппликатора;
 б – дозовые профили ответа пленки после облучения с использованием аппликатора
 на различных глубинах

Fig. 2. Depth dose distribution from the developed applicator:
 a – distribution of darkening density in the ImageJ bundled with Java 1.8.0_172 program
 after irradiation of X-ray film using the applicator; b – dose profiles of the film response
 after irradiation using the applicator at different depths

Нами установлен характер зависимости времени лечебного воздействия от глубины точки нормирования предписанной дозы для разработанного аппликатора и известного аппликатора Leipzig. Для этого были сформированы дозиметрические планы облучения на системе планирования. На искусственно сгенерированной серии изображений реконструкция аппликатора проводилась по двум точкам для определения ориентации источника в терапевтической позиции по отношению к зоне воздействия. Проведен расчет длительности сеанса лечения при изменении точки нормировки дозы от 0 до 5 мм с шагом 0,5 мм при активности источника 11,438 Ки. Исходя из полученных результатов построен график зависимости времени воздействия от глубины (рис. 4).

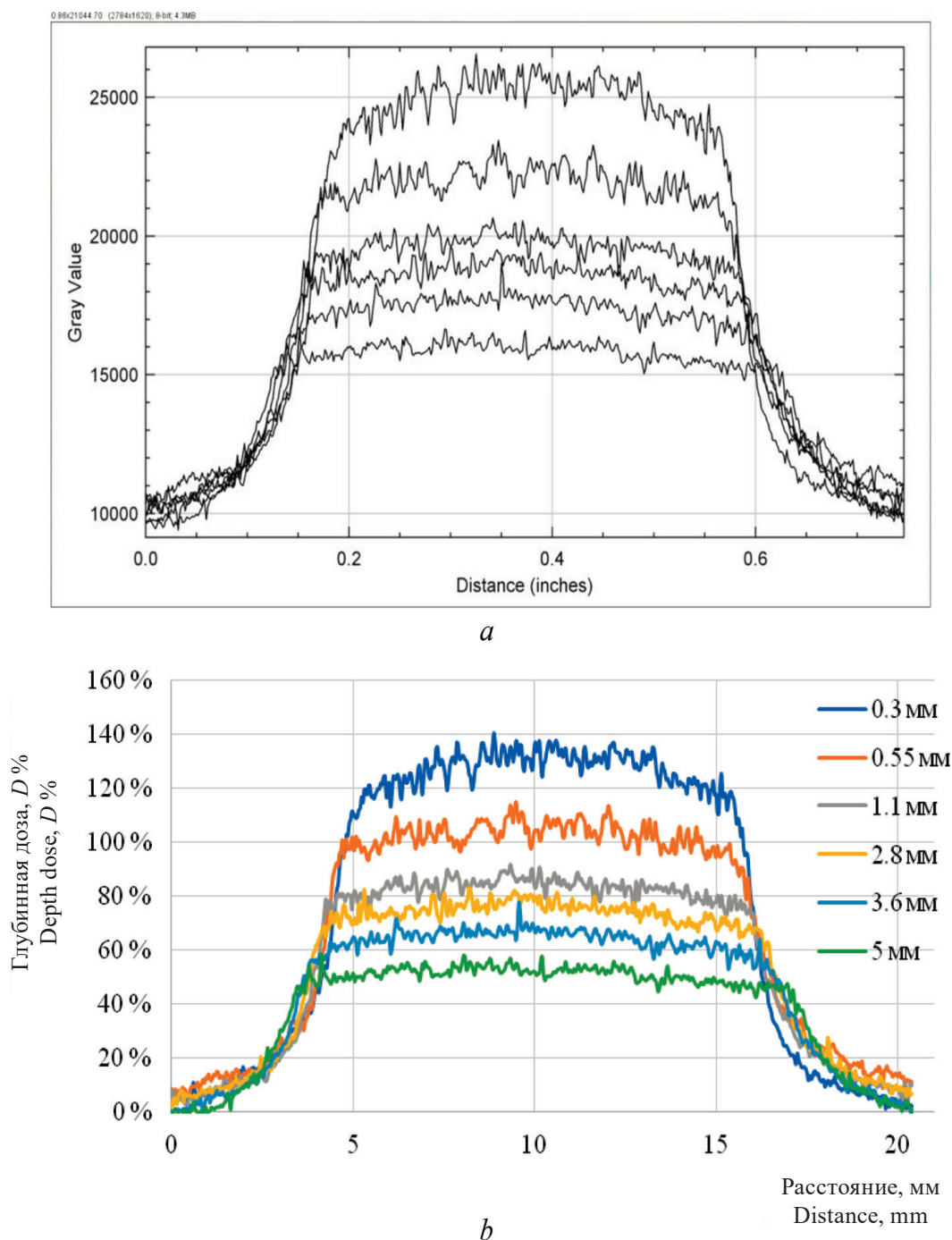


Рис. 3. Глубинное дозовое распределение от аппликатора Leipzig: *a* – распределение плотности потемнения в программе ImageJ bundled with Java 1.8.0_172 после облучения рентгеновской пленки с использованием аппликатора; *b* – дозовые профили ответа пленки после облучения с использованием аппликатора на различных глубинах

Fig. 3. Depth dose distribution from the Leipzig applicator: *a* – distribution of the darkening density in the ImageJ bundled with Java 1.8.0_172 program after irradiation of the X-ray film using the applicator; *b* – dose profiles of the film response after irradiation using the applicator at different depths

Полученные зависимости показывают, что применение разработанного аппликатора позволяет сократить время лечебного воздействия на мишень в $3,45 \pm 1,04$ раза.

С использованием полученных в результате обработки экспонированной пленки данных можно рассчитать отношения плотности потемнения пленки на различных глубинах воздействия. Результаты сравнения представлены в табл. 1.

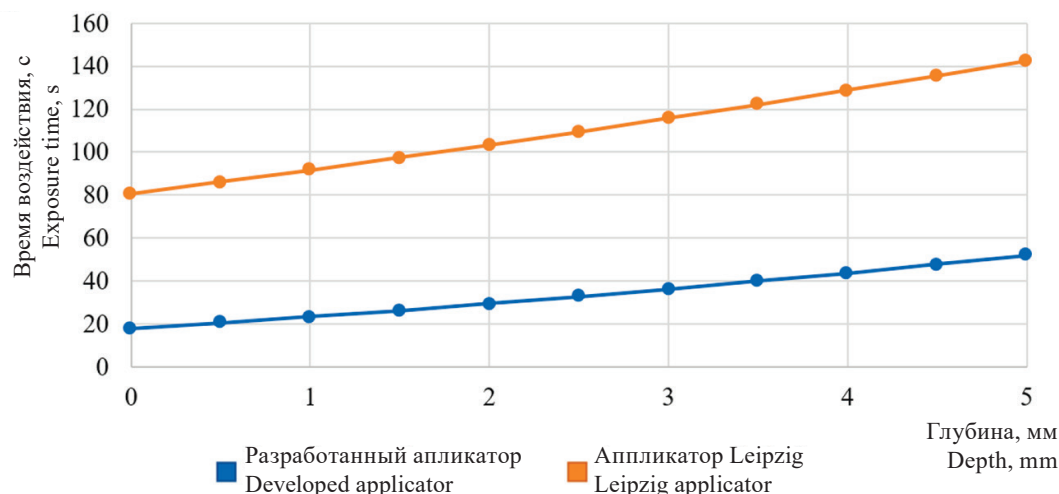


Рис. 4. График зависимости времени лечебного воздействия от глубины для разработанного аппликатора и аппликатора Leipzig

Fig. 4. Graph of the dependence of the time of therapeutic effect on the depth for the developed applicator and the Leipzig applicator

Т а б л и ц а 1. Отношения величин плотности потемнения пленки от разработанного аппликатора и аппликатора Leipzig

Table 1. Ratios of film darkening density values from the developed applicator and the Leipzig applicator

Глубина воздействия, мм Impact depth, mm	Отношение плотности потемнения от аппликатора Leipzig и разработанного аппликатора The ratio of the darkening density from the Leipzig applicator and the developed applicator
0,5	2,61
1,3	2,63
2,7	2,41
3,5	2,19
4,7	2,06
Среднее значение Average value	2,38

В результате проведения эксперимента выявлено, что продолжительность воздействия разработанным аппликатором сократилась в 2,38 раза по сравнению с известным аппликатором Leipzig. Отличие экспериментальных данных от расчетных объясняется тем, что в системе дозиметрического планирования облучения Oncentra Brachy используется алгоритм расчета дозы в воде, созданный на основе международных рекомендаций Американского общества медицинских физиков TG-43U¹. Однако при использовании аппликаторов имеется воздушная прослойка между катетером и поверхностью воздействия.

С целью определения величины отступа, применяемого в случаях использования разработанного и известного аппликаторов, проведены измерения значений отступа при позиционировании аппликатора на область мишени. В качестве мишени для определения отступа у разработанного аппликатора выбрана окружность диаметром 19 мм (на 1 мм меньше диаметра аппликатора). При испытании известного аппликатора Leipzig использовалась окружность радиусом 18 мм. Аппликатор поочередно прикладывали к каждой мишени и очерчивали его контуры, как показано на рис. 5.

¹ Report No. 084 – Update of AAPM Task Group No. 43 Report: A revised AAPM protocol for brachytherapy dose (2004) // Medical Physics. 2004. Vol. 31. P. 633–674. <https://doi.org/10.1118/1.1646040>

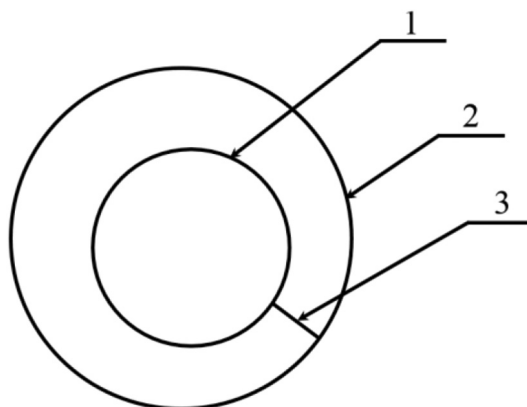


Рис. 5. Изображение контура мишени и приложенного аппликатора при определении величины отступа:
1 – мишень; 2 – очерченный контур аппликатора; 3 – минимальное расстояние между мишенью
и очерченным контуром аппликатора

Fig. 5. Image of the target outline and the attached applicator when determining the indentation value:
1 – target; 2 – outlined contour of the applicator; 3 – minimum distance between the target
and the outlined contour of the applicator

Для эксперимента было выбрано 100 мишеней для каждого аппликатора. Минимальное расстояние от точки на поверхности мишени до рабочей поверхности аппликатора (r , мм) вычисляли по формуле

$$r = \frac{D_1 - D_2}{2} - l,$$

где D_1 – диаметр очерченного контура аппликатора (внешний диаметр аппликатора), мм; D_2 – диаметр рабочей поверхности аппликатора (внутренний диаметр аппликатора), мм; l – минимальное расстояние от точки на поверхности мишени до очерченного контура аппликатора (внешнего диаметра аппликатора), мм.

Результаты измерений показаны на рис. 6. Отрицательные значения указывают на полный охват мишени областью воздействия.

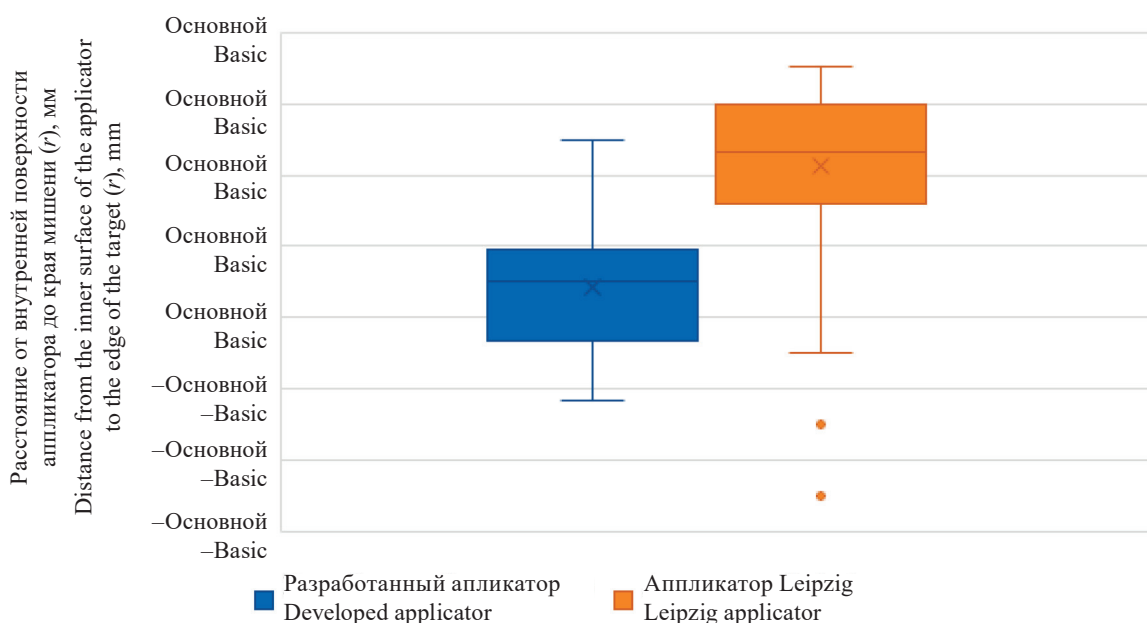


Рис. 6. Распределение значений минимальной величины отступа при лечении методом поверхностной брахитерапии
Fig. 6. Distribution of minimum margin values for treatment with superficial brachytherapy

Полученные значения измерений показывают следующее: чтобы выполнить полный охват мишени для разработанного аппликатора требуется применение 1 мм отступа (что эквивалентно 10 % от размера терапевтического окна). При использовании известного аппликатора Leipzig минимальный размер отступа должен составлять 2 мм, что на 1 мм больше (то есть в 2 раза), чем у разработанного аппликатора.

Сравнение основных характеристик разработанного аппликатора с характеристиками известных аппликаторов от производителя брахитерапевтических аппаратов представлены в табл. 2.

Таблица 2. Сравнение характеристик аппликаторов
 Table 2. Comparison of applicator characteristics

Характеристика Parameter	Разработанный аппликатор Developed applicator	Аппликатор Leipzig Leipzig applicator	Аппликатор Freiburg Freiburg applicator
Облучение образований, выступающих над поверхностью кожи Irradiation of formations protruding above the skin surface	Да Yes	Да Yes	Нет No
Многokrратное использование Multiple use	Да Yes	Да Yes	Ограничено Limited
Среднее время воздействия при помощи аппликатора на мишень Average exposure time with the applicator to the target	t	$t \cdot 3,45$	t
Необходимость предварительного индивидуального дозиметрического планирования The need for preliminary individual dosimetric planning	Нет No	Нет No	Да Yes
Величина отступа, мм The size of the margin, mm	1	2–3	2–3
Минимальное расстояние до выступающих неровностей, мм Minimum distance to protruding bumps, mm	1	5	5

Заключение. Разработан и предложен к использованию аппликатор для проведения поверхностной брахитерапии. Устройство выполнено из рентгенозащитного материала, что повышает радиационную безопасность при его применении. Аппликатор может использоваться многократно, устойчив к процессам дезинфекции и стерилизации. Предложенный способ доставки дозы на поверхностные новообразования позволил повысить точность позиционирования тела аппликатора на зону воздействия (снижение отступа от 4 до 2 мм, что составляет 20 и 10 % соответственно от диаметра рабочей поверхности аппликатора), и сократить время проведения терапии до 2,38 раза по сравнению с известным аппликатором Leipzig.

Сокращение продолжительности лечения повышает комфорт пациента во время процедуры облучения, снижает вероятность смещения аппликатора и повышает пропускную способность брахитерапевтического аппарата.

Список использованных источников

1. Diepgen, T. L. The epidemiology of skin cancer / T. L. Diepgen, V. Mahler // British Journal of Dermatology. – 2002. – Vol. 146, suppl. 61. – P. 1–6. <https://doi.org/10.1046/j.1365-2133.146.s61.2.x>
2. Green, A. Changing patterns in incidence of non-melanoma skin cancer / A. Green // Epithelial Cell Biology. – 1992. – Vol. 1. – P. 47–51.
3. Madan, V. Non-melanoma skin cancer / V. Madan, J. T. Lear, R. M. Szeimies // The Lancet. – 2010. – Vol. 375, № 9715. – P. 673–685. [https://doi.org/10.1016/S0140-6736\(09\)61196-X](https://doi.org/10.1016/S0140-6736(09)61196-X)
4. HDR brachytherapy for superficial non-melanoma skin cancers / R. Gauden, M. Pracy, A. M. Avery [et al.] // Journal of Medical Imaging and Radiation Oncology. – 2013. – Vol. 57, № 2. – P. 212–217. <https://doi.org/10.1111/j.1754-9485.2012.02466.x>

5. Non-melanoma skin cancer treated with high-dose-rate brachytherapy: A review of literature / D. Delishaj, A. Rembielak, B. Manfredi [et al.] // *Journal of Contemporary Brachytherapy*. – 2016. – Vol. 8, № 6. – P. 533–540. <https://doi.org/10.5114/jcb.2016.64112>
6. Indikationen und Ergebnisse der HDR-Afterloading-Therapie bei Erkrankungen der Haut und Schleimhaut mit standardisierten Oberflächenapplikatoren (Leipzig-Applikator) / A. Köhler-Brock, W. Prager, S. Pohlmann, S. Kunze // *Strahlentherapie und Onkologie*. – 1999. – Bd. 175, № 4. – S. 170–174.

References

1. Diepgen T. L., Mahler V. The epidemiology of skin cancer. *British Journal of Dermatology*, 2002, vol. 146, suppl. 61, pp. 1–6. <https://doi.org/10.1046/j.1365-2133.146.s61.2.x>
2. Green A. Changing patterns in incidence of non-melanoma skin cancer. *Epithelial Cell Biology*, 1992, vol. 1, pp. 47–51.
3. Madan V., Lear J. T., Szeimies R. M. Non-melanoma skin cancer. *The Lancet*, 2010, vol. 375, no. 9715, pp. 673–685. [https://doi.org/10.1016/S0140-6736\(09\)61196-X](https://doi.org/10.1016/S0140-6736(09)61196-X)
4. Gauden R., Pracy M., Avery A. M., Hodgetts I., Gauden S. HDR brachytherapy for superficial non-melanoma skin cancers. *Journal of Medical Imaging and Radiation Oncology*, 2013, vol. 57, no. 2, pp. 212–217. <https://doi.org/10.1111/j.1754-9485.2012.02466.x>
5. Delishaj D., Rembielak A., Manfredi B., Ursino S., Pasqualetti F., Laliscia C., Orlandi F. [et al.]. Non-melanoma skin cancer treated with high-dose-rate brachytherapy: A review of literature. *Journal of Contemporary Brachytherapy*, 2016, vol. 8, no. 6, pp. 533–540. <https://doi.org/10.5114/jcb.2016.64112>
6. Köhler-Brock A., Prager W., Pohlmann S., Kunze S. Indikationen und Ergebnisse der HDR-Afterloading-Therapie bei Erkrankungen der Haut und Schleimhaut mit standardisierten Oberflächenapplikatoren (Leipzig-Applikator). *Strahlentherapie und Onkologie*, 1999, Bd. 175, No. 4, S. 170–174 (German).