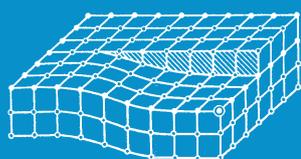


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 2 (309)
2026

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук
И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

- Брискин Е. С.** – д-р физ.-мат. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Буренин А. А. – чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, профессор, Хабаровский Федеральный исследовательский центр, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН, г. Комсомольск-на-Амуре
Витязь П. А. – академик Национальной академии наук Беларуси (НАНБ), Институт порошковой металлургии, г. Минск, Республика Беларусь
Голованчиков А. Б. – д-р техн. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Заякин О. В. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор, Институт металлургии им. Н. А. Ватолина УрО РАН, г. Екатеринбург
Злотин С. Г. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор, Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН, г. Москва
Иванов В. К. – академик РАН, д-р хим. наук, профессор, Институт общей и неорганической химии им. Н. С. Курнакова РАН, г. Москва
Ингеманссон А. Р. – д-р техн. наук, АО «ФНПЦ «Титан-Баррикады», г. Волгоград
Калита В. И. – д-р техн. наук, профессор, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва
Коберник Н. В. – д-р техн. наук, профессор, Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана, г. Москва
Колмаков А. Г. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва
Королев А. В. – д-р техн. наук, профессор, Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина, г. Саратов
Красиков А. В. – д-р техн. наук, АО «Волжский трубный завод», г. Волжский Волгоградская обл.
Кудряков О. В. – д-р техн. наук, профессор, Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону
Кузьмин С. В. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор, ВолгГТУ, г. Волгоград
Кураев А. А. – д-р физ.-мат. наук, профессор, Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, г. Минск, Республика Беларусь
Левашов Е. А. – чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, профессор НИТУ «МИСиС», г. Москва
Лысак В. И. – академик РАН, д-р техн. наук, профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Макаров А. В. – академик РАН, Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург
Максимов А. Л. – академик РАН, Институт нефтехимического синтеза им. А. В. Топчиева РАН, г. Москва
Малолетов А. В. – д-р физ.-мат. наук, профессор, Университет Иннополис, г. Иннополис, Республика Татарстан
Навроцкий А. В. – чл.-корр. РАН, д.х.н., профессор ВолгГТУ, г. Волгоград
Пай В. В. – д-р физ.-мат. наук, профессор, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, г. Новосибирск
Первухин Л. Б. – д-р техн. наук, ООО «Битруб Интернэшнл», г. Красноармейск, Московская обл.
Пустовойт В. Н. – д-р техн. наук, профессор, Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону
Пышминцев И. Ю. – д-р техн. наук, доцент, Русский научно-исследовательский институт трубной промышленности, г. Челябинск
Русинов В. Л. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор УрФУ, г. Екатеринбург
Трифонов А. А. – чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, профессор, Институт элементоорганических соединений им. А. Н. Несмеянова РАН, г. Москва
Шолохов М. А. – д-р техн. наук, профессор, Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, г. Екатеринбург
Шурыгин В. А. – академик РАН, д-р техн. наук, генеральный конструктор АО «ФНПЦ «Титан-Баррикады», г. Волгоград

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель
Шморгул В. Г.
д.т.н., проф.

Лысак В. И., академик РАН,
засл. деятель науки РФ, д.т.н., проф.

Буренин А. А., чл.-корр. РАН,
д.ф.-м.н. (Институт машиноведения
и металлургии ДВО РАН,
г. Хабаровск)

Пустовойт В. Н., засл. деятель
науки РФ, д.т.н., проф.
(Донской ГТУ, г. Ростов-на-Дону)

Батаев В. А., д.т.н., проф.
(Новосибирский государственный
технический университет,
г. Новосибирск)

Агеев Е. В., д.т.н., доц.
(Юго-Западный государственный
университет, г. Курск)

Оглезнева С. А., д.т.н., проф.
(Пермский национальный
исследовательский политехниче-
ский университет, г. Пермь)

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

Захаров И. Н., д.т.н., доц.

Калита В. И., д.т.н. с. н. с.
(ИМЕТ им. А. А. Байкова РАН,
г. Москва)

Арисова В. Н., к.т.н., доц.
(ответственный секретарь)

Тел. 8-902-658-49-79

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.
Индекс журнала по каталогу
«Пресса России» – 80811
[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Тел. издательства ВолГТУ:
8-(8442) 24-84-05
8-(8442) 24-84-08
zavrio@vstu.ru

Научный журнал
Издается с января 2004 г.
Выходит двенадцать раз в год

№ 2 (309)
Февраль
2026

УЧРЕДИТЕЛЬ
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:
Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: ianovakov@vstu.ru

Журнал зарегистрирован в Федеральной службе по надзору в сфере связи,
информационных технологий и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

**Авторское право на журнал в целом принадлежит Учредителю,
на отдельные статьи – сохраняется за автором**

*Перепечатка из журнала «Известия Волгоградского государственного технического
университета» категорически запрещена без оформления договора
в соответствии с действующим законодательством РФ*

*При перепечатке материалов ссылка на журнал «Известия Волгоградского
государственного технического университета» обязательна*

Editor-in-Chief of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Dr. Sci. (Chemistry), VSTU

Editorial board:

Briskin E. S. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., VSTU, Volgograd

Burinin A. A. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Phys.-Math), Institute of Machine Science and Metallurgy, Far Eastern Branch of the RAS, Komsomolsk-on-Amur

Vityaz P. A. – Academician of the NAS of Belarus, State Scientific Institution "Powder Metallurgy Institute", Minsk, Republic of Belarus

Golovanchikov A. B. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., VSTU, Volgograd

Zayakin O. V. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Institute of Metallurgy, Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg

Zlotin S. G. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), N. D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry of the RAS, Moscow

Ivanov V. K. – Academician of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), N. S. Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry of the RAS, Moscow

Ingemansson A. R. – Dr. Sci. (Engineering), JSC "FSC "Titan-Barrikady", Volgograd

Kalita V. I. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS, Moscow

Kobernik N. V. – Dr. Sci. (Engineering), Bauman Moscow State Technical University, Moscow

Kolmakov A. G. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), A. A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the RAS, Moscow

Korolev A. V. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., Saratov State Technical University Ju. A. Gagarin, Saratov

Krasikov A. V. – Dr. Sci. (Engineering), Volzhsky Pipe Plant JSC, Volzhsky, Volgograd Region

Kudryakov O. V. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., Don State Technical University, Rostov-on-Don

Kuzmin S. V. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Prof., VSTU, Volgograd

Kuraev A. A. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Republic of Belarus

Levashov E. A. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Prof., NUST MISiS, Moscow

Lysak V. I. – Academician of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), Prof., VSTU, Volgograd

Makarov A. V. – Academician of the RAS, M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg

Maksimov A. L. – Academician of the RAS, A. V. Topchiev Institute of Petrochemical Synthesis of the RAS, Moscow

Maloletov A. V. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., Innopolis University, Innopolis, Republic of Tatarstan

Navrotsky A. V. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), Prof. VSTU, Volgograd

Pai V. V. – Dr. Sci. (Phys.-Math), Prof., Lavrentiev Institute of Hydrodynamics of the Siberian Branch of the RAS, Novosibirsk

Pervukhin L. B. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., "Bitrub International" LLC, Krasnoarmeysk, Moscow Region

Pustovoit V. N. – Dr. Sci. (Engineering), Prof., Don State Technical University, Rostov-on-Don

Pyshmintsev I. Yu. – Dr. Sci. (Engineering), Ass. Prof., Russian Scientific Research Institute of the Tube and Pipe Industries, Chelyabinsk

Rusinov V. L. – Corresponding Member of the RAS, Ph. Dr. Sci. (Chemistry), Prof., Ural Federal University, Yekaterinburg

Trifonov A. A. – Corresponding Member of the RAS, Dr. Sci. (Chemistry), Prof., A. N. Nesmeyanov Institute of Organoelement Compounds of the RAS, Moscow

Sholokhov M. A. – Dr. Sci. (Engineering), Prof. M. N. Mikheev Institute of Metal Physics of the Ural Branch of the RAS, Yekaterinburg

Shurygin V. A. – Academician of the RAS, Dr. Sci. (Engineering), JSC "FSC "Titan-Barrikady", Volgograd

SERIES «PROBLEMS
OF MATERIALS
SCIENCE, WELDING
AND STRENGTH
IN MECHANICAL
ENGINEERING»

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

The Journal is included to the list of peer-reviewed scientific journals and publications of the Higher Attestation Commission (HAC) of the RF for publishing of results of candidates for scientific degrees.

Editorial board:

Chairman

Shmorgun V. G.

D. Sc. (Engineering), Prof.

Lysak V. I., Academician of RAS,
Honored Scientist of the Russian Fed-
eration, D. Sc. (Engineering), Prof.

Burenin A. A., Corresponding Member
of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathe-
matical Sciences), (Institute of Ma-
chinery and Metallurgy of the FEB
RAS, Khabarovsk)

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering),
Prof., Honored Scientist of the Rus-
sian Federation (Don State Technical
University, Rostov-on-Don)

Bataev V. A., D. Sc. (Engineering)
Prof. (Novosibirsk State Technical
University, Novosibirsk)

Ageev E. V., D. Sc. (Engineering),
Associate Prof. (The Southwest State
University, Kursk)

Oglezneva S. A., D. Sc. (Engineering)
Prof. (Perm National Research
Polytechnic University, Perm)

Zyuban N. A., D. Sc. (Engineering),
Prof.

Kidalov N. A., D. Sc. (Engineering),
Prof.

Zakharov I. N., D. Sc. (Engineering),
Associate Prof.

Kalita V. I., D. Sc. (Engineering),
Prof. Chief research worker
(RAS Institute of Metallurgy
and Material Science named after
A. A. Baykov, Moscow)

Arisova V. N., Cand. Sc.
(Engineering), Associate Prof.
(executive secretary)

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by sub-
scription.

Index of the magazine according to
the united catalog

«Press of Russia» – 80811.

[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 2 (309)
February
2026

FOUNDER
FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

Tel.: Head Editor – (+7 8442) 24-80-00

E-mail: ianovakov@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication,
IT and Mass Communications (Roscomnadzor)

Registration certificate ПИ № ФС77–61113 of March 19, 2015

Is printed according to the decision of editorial-review board of
Volgograd State Technical University

*The copyright for the journal in general belongs to the Founder,
for separate articles – to authors.*

*Reprint from the journal «Izvestia VSTU» is strongly forbidden without conclusion of an
agreement in accordance with the legislation of the RF*

When reprinting the materials, the citation to the journal «Izvestia VSTU» is obligatory

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 44
Адаменко Н. А. 44
Арисова В. Н. 32
Бобкова Д. Б. 28, 38
Богданов А. И. 13, 28, 38
Бутков В. П. 53
Вакулин Е. А. 28
Ганцев С. А. 53
Гуревич Л. М. 8, 66
Гурулев Д. Н. 8
Ефремов Д. Е. 44
Илюшкин Д. А. 59
Казанкин В. А. 49
Кайгородов А. С. 13
Кириченко А. Н. 28
Королев М. П. 8
Красиков П. П. 53
Крохалев М. В. 38
Кулевич В. П. 13, 28, 38
Луц А. Р. 19
Лысак В. И. 53
Макаренко К. В. 59
Миляков Б. А. 66
Муругов Д. А. 53
Новиков Р. Е. 13
Палагин Н. А. 44
Панкова Т. С. 66
Полесский О. А. 53
Проничев Д. В. 66
Рогачев С. А. 8
Савинов А. В. 53
Сазонов В. О. 59
Слаутин О. В. 13, 66
Смоленцев В. Д. 38
Соколенко И. А. 28
Чистяков А. С. 44
Чудин А. А. 53
Шаров А. А. 38
Шерина Ю. В. 19
Шипилов С. И. 19
Шморгун В. Г. 13, 28, 38
Шувалова К. И. 44

СОДЕРЖАНИЕ

Памяти Леонида Моисеевича Гуревича – Ученого, Учителя, Созидателя.....	6
I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	
<u>Гуревич Л. М.</u> , Гурулев Д. Н., Рогачев С. А., Королев М. П. Влияние температуры нагрева на деформационную способность титано-алюминиевого композиционного материала АМг2–ВТ1.....	8
Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Слаутин О. В., Кайгородов А. С., Новиков Р. Е. Оценка износостойкости покрытий систем Al-Ti методом царапания.....	13
Шерина Ю. В., Луц А. Р., Шипилов С. И. Получение композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой TiC, на основе промышленных сплавов В95 и Д16, методом СВС.....	19
Кулевич В. П., Богданов А. И., Шморгун В. Г., Соколенко И. А., Вакулин Е. А., Кириченко А. Н., Бобкова Д. Б. Оценка жаростойкости алюминидных покрытий на поверхности титановых сплавов.....	28
Арисова В. Н. Диффузионные процессы в магниево-алюминиевом композите при нагреве...	32
II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Богданов А. И., Кулевич В. П., Шморгун В. Г., Крохалев М. В., Бобкова Д. Б., Смоленцев В. Д., Шаров А. А. Алитирование сплавов на основе железа и никеля методом термодиффузионного насыщения из порошковой среды.....	38
Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С., Ефремов Д. Е., Палагин Н. А., Шувалова К. И. Исследование влияния взрывного прессования на структуру и свойства композита на основе политетрафторэтилена с оксидом алюминия.....	44
III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ	
Казанкин В. А. Определение пластической твердости материала индентированием при упругопластической деформации индентора.....	49
IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ	
Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П., Ганцев С. А., Бутков В. П. Энергетические характеристики дуги с воздействием ультразвуковых колебаний.....	53
Сазонов В. О., Илюшкин Д. А., Макаренко К. В. Исследование влияния процесса модифицирования на формирование графитовой фазы и повышение его эффективности при обработке серого низкосернистого чугуна.....	59
<u>Гуревич Л. М.</u> , Проничев Д. В., Слаутин О. В., Панкова Т. С., Миляков Б. А. О возможности применения потенциостатических испытаний для оценки эффективности пассивирующих лакокрасочных покрытий на стальной подложке.....	66
К сведению авторов.....	72

Памяти Леонида Моисеевича Гуревича – Ученого, Учителя, Созидателя



Со скорбью и глубокой печалью сообщаем о невозможной утрате – 13.01.2026 г. ушел из жизни известный ученый, блестящий педагог, чье сердце билось в ритме науки и служения Отечеству, Леонид Моисеевич Гуревич.

Он родился в 1952 году в семье военных медиков. В 1969 году поступил в Волгоградский политехнический институт, который окончил в 1974 г., навсегда связав свою жизнь с разработкой новых материалов и технологий их обработки. В том же году он пришел на работу во ВНИИТМАШ, где прошел путь от инженера до заведующего лабораторией материаловедения.

А в 1993 году вернулся в политехнический институт передавать знания и опыт молодому поколению. В 2012 году Леонид Моисеевич стал заведующим кафедрой «Материаловедение и композиционные материалы», а затем и директором программы развития университета.

Более 33 лет Леонид Моисеевич отдал родному Волгоградскому государственному техническому университету, став олицетворением безграничной преданности науке, служению которой он посвятил более 50 лет.

Доктор технических наук, широко эрудированный специалист, он посвятил себя

разработке теоретических основ создания материалов будущего. Область его научных интересов – это новые материалы, способные выдерживать экстремальные температуры, агрессивные среды и колоссальные нагрузки.

Его научное наследие – это более 640 научных публикаций, включая 7 монографий и 23 учебных пособия. Он автор более 130 изобретений.

Для студентов и коллег кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» он был не просто заведующим, а мудрым наставником, Учителем с большой буквы. Его встречи со студентами были не передачей знаний, а посвящением в тайна науки. Он умел разглядеть искру таланта

в каждом и щедро делился своим колоссальным опытом.

Его вклад был высоко оценен государством. Леонид Моисеевич – почетный работник высшего профессионального образования Российской Федерации (2014), лауреат премии Волгоградской области (2021), обладатель медали Министерства науки и высшего образования РФ «За вклад в реализацию государственной политики» (2020). Награжден почетными грамотами Министерства образования и науки РФ, губернатора Волгоградской области и Волгоградской областной думы.

Память о Леониде Моисеевиче Гуревиче навсегда останется в наших сердцах и в истории отечественной науки.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669.13.62
DOI 10.35211/1990-5297-2026-2-309-8-13

Научная статья
Original article

Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев, С. А. Рогачев, М. П. Королев

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМГ2 – ВТ1

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Станислав Андреевич Рогачев, stas-rogachev@mail.ru

Аннотация. Исследовано деформационное поведение слоистого композиционного материала АМг2-ВТ1, полученного сваркой взрывом на оптимальных режимах, с разной температурой нагрева и последующей прокатки. Определены предельно-допустимые режимы обжатий при «теплой» прокатке слоистого титано-алюминиевого композиционного материала. Полученные данные могут служить ориентиром технологам при разработке узлов и деталей различных машин, с применением методов обработки металлов давлением.

Ключевые слова: прокатка, сварка взрывом, титано-алюминиевый композиционный материал, энергия сварки взрывом, горячая прокатка, температура нагрева

Для цитирования: Гуревич Л. М., Гурулев Д. Н., Рогачев С. А., Королев М. П. Влияние температуры нагрева на деформационную способность титано-алюминиевого композиционного материала АМг2–ВТ1 / Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 8–13. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-8-13.

Информация об авторах:

Леонид Моисеевич Гуревич – д-р техн. наук заведующий кафедрой «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3805-6977>

email: leongur@mail.ru

Дмитрий Николаевич Гурулев – канд. техн. наук доцент кафедры «Технология материалов», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0003-2843-605X>

email: rct2005@yandex.ru

Станислав Андреевич Рогачев – аспирант кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0006-4330-1438>

email: stas-rogachev@mail.ru

Михаил Петрович Королев – канд. техн. наук инженер кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-7245-7195>

email: mihakorolew@mail.ru

Вклад авторов:

Л. М. Гуревич – определение цели работы, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

Д. Н. Гурулев – анализ методики эксперимента, анализ эксперимента, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

С. А. Рогачев – подготовка методики эксперимента, подготовка образцов, проведение испытаний, обработка результатов, участие в обсуждении результатов, написание текста статьи.

М. П. Королев – изготовление образцов для дальнейшей прокатки (композит), изучение и обсуждение результатов эксперимента.

L. M. Gurevich, D. N. Gurulev, S. A. Rogachev, M. P. Korolev

**INFLUENCE OF HEATING TEMPERATURE ON THE DEFORMABILITY
OF TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE MATERIAL AMg2 – VT1**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Stanislav A. Rogachev, stas-rogachev@mail.ru

Abstract. The deformation behavior of a layered composite material AMg2-VT1 obtained by explosion welding under optimal conditions with different heating temperatures and subsequent rolling is investigated. The maximum permissible compression modes during "warm" rolling of a layered titanium-aluminum composite material are determined. The data obtained can serve as a guideline for technologists in the development of components and parts of various machines using metal pressure treatment methods.

Keywords: rolling, explosion welding, titanium-aluminum composite material, explosion welding energy, hot rolling, heating temperature

For citation: Gurevich L. M., Gurulev D. N., Rogachev S. A., Korolev M. P. Influence of heating temperature on the deformability of titanium-aluminum composite material AMg2 – VT1. Izvestia VSTU. 2026, 2 (309): 8–13. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-8-13.

Information about the authors:

Leonid M. Gurevich – Doctor of Technical Sciences Head of the Department of «Materials Science and Composite Materials», VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-3805-6977>

email: leongur@mail.ru

Dmitry N. Gurulev – Candidate of Technical Sciences Associate Professor of the Department of «Materials Technology», VSTU

<https://orcid.org/0009-0003-2843-605X>

email: rct2005@yandex.ru

Stanislav A. Rogachev – Postgraduate student at the Department of «Materials Science and Composite Materials», VSTU

<https://orcid.org/0009-0006-4330-1438>

email: stas-rogachev@mail.ru

Mikhail P. Korolev – Candidate of Technical Sciences engineer of the department "Equipment and technology of welding production", VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-7245-7195>

email: mihakorolew@mail.ru

Contribution of the authors

Leonid M. Gurevich – defining the purpose of the work, editing the text of the article, participating in the discussion of the results.

Dmitry N. Gurulev – analysis of the experimental methodology, analysis of the experiment, editing of the text of the article, participation in the discussion of the results.

Stanislav A. Rogachev – preparation of experimental methods, preparation of samples, testing, processing of results, participation in the discussion of the results, writing the text of the article.

Mikhail P. Korolev – production of samples for further rolling (composite), study and discussion of experimental results.

Введение

Развитие технологий получения слоистых композиционных материалов методом сварки взрывом существенно расширило возможность формирования неразъемных соединений между материалами с значительно различающимися физико-механическими характеристиками. Прочностные параметры таких соединений сопоставимы, а зачастую даже выше исходных материалов, что определяет высокую перспективность данного метода для создания композиционных материалов с уникальными, заданными эксплуатационными свойствами [1–3]. Это определяет высокий интерес к сварке взрывом

как к эффективному методу создания конструкционных композиционных материалов.

После сварки взрывом геометрические параметры полученных композиционных материалов, в частности толщины отдельных слоев или общая толщина композита, как правило, не соответствует требованиям, закладываемым при проектировании узлов и деталей, что приводит к необходимости использовать прокатку для достижения требуемой толщины слоев композита [4, 5]. Однако для проведения прокатки с сохранением качественного соединения слоев композита и его структуры (отсутствие разрывов, трещин, расслоений и т. д.), необхо-

димо учитывать особенности процесса деформации композиционного материала, допустимое обжатие для данного КМ, а также закономерности изменения микромеханических характеристик.

Рассматриваемая ранее холодная деформация [6] не является единственным возможным вариантом обработки композита. Деформация с нагревом позволяет снизить уровень внутренних напряжений, повысить пластичность отдельных слоев и потенциально расширить допустимый диапазон обжатий без разрушения композита. Важно также понимать и максимальный уровень нагрева для конкретного композита, учитывая физические свойства каждого из слоев.

Целью работы является исследование влияния температуры прокатки на деформационную способность сваренного взрывом композита АМг2-ВТ1, сравнение полученных данных со значениями после холодной прокатки КМ.

Методика исследований

В работе исследовались образцы двуслойного композиционного материала АМг2-ВТ1, полученные сваркой взрывом с энергией пластической деформации $W_2 = 0,8$ МДж/м². Значение энергии W_2 выбрано исходя из данных работы [7], согласно которым, данный образец выдержал большие обжатия, чем образцы с другими значениями энергии сварки взрывом.

Для прокатки каждого из трех образцов были выбраны следующие температуры: 150, 250, 350 °С. Время нагрева каждого образца выбиралось эмпирическим путем, используемым в лабораторной практике для термообработки малых образцов исходя из 1,5–2,5 минуты на 1 мм толщины материала.

Таким образом, чтобы получить равномерный прогрев (с учетом разного уровня теплопроводности АМг2 и ВТ1) было выбрано время = 20 минут (табл. 1).

Таблица 1

Исследованные образцы

Номер образца	1	2	3
Энергия W_2 , МДж/м ²	0,8	0,8	0,8
Температура прокатки, °С	150	250	350
Время выдержки в печи, мин	20	30	40
Температура печи, °С	165	265	365

Нагрев образцов проводился в лабораторной электрической камерной печи с рабочим диапазоном температур до 1000 °С и автоматическим регулированием температуры. Поддержание заданной температуры обеспечивалось с точностью ± 5 °С

Образцы прокатывали на стане дуо с диа-

метром валков 120 мм [6]. Величина относительного обжатия за проход составляла не более 2–7 %.

Такое поведение позволило избежать экстремальных единичных обжатий, которые могли привести к преждевременному разрушению образцов.

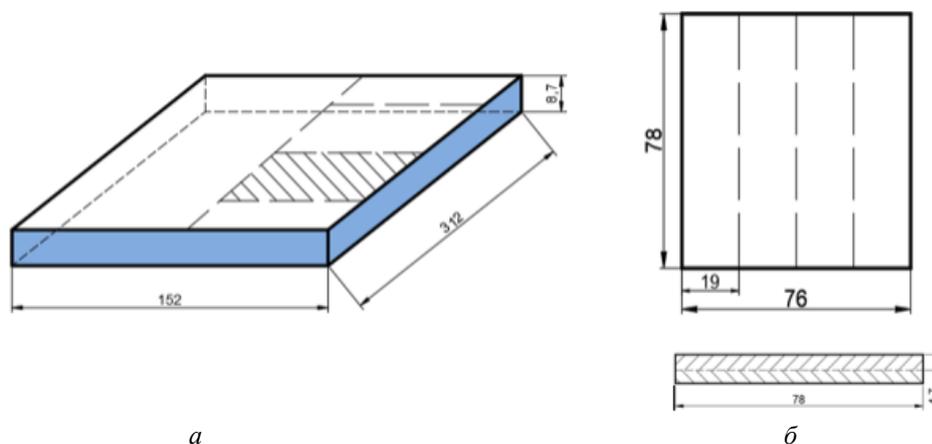


Рис. 1. Схема вырезанного образца из сваренного взрывом композита (а) и подготовка образцов для прокатки (б)

При прокатке визуально контролировалось состояние границы соединения и околошовной зоны для фиксации начала разрушения композиционного материала. За начало разрушения СКМ было принято появление торцевого продольного/поперечного расслоения, длина которого превышала 10 % длины всего образца. Дальнейшее развитие расслоения считалось разрушением.

Схема получения образцов для исследования приведена на рис. 1.

Результаты исследований

Отметим, что значение максимально-допустимого обжатия для образца, при холодной

деформации и энергии пластической деформации соединяемых металлов $W_2 = 0,8 \text{ МДж/м}^2$ равно 32,4 % [7].

В табл. 2 и 3 показана деформация образцов после прокатки при разной температуре нагрева.

Прокатка образца с температурой нагрева 150 °С позволила реализовать предельно-допустимую степень обжатия в 34 %, что достаточно близко к значению, полученному при холодной прокатке композиционного материала (увеличение этого показателя на 1,6 % равносильно погрешности) (рис. 3).

Таблица 2

Изменение толщины и степени обжатия образцов в процессе прокатки при различных температурах

№ прохода	Толщина после прохода, мм			Обжатие, %		
	150 °С	250 °С	350 °С	150 °С	250 °С	350 °С
0	8,80	8,80	8,80	0,00	0,00	0,00
1	8,30	8,30	8,2	6,8	5,7	6,82
2	7,80	7,80	7,70	12,50	11,40	12,50
3	7,40	7,30	7,20	18,20	17,00	18,18
4	6,90	6,90	6,80	23,90	21,60	22,73
5	6,50	6,50	6,40	28,40	26,10	27,27
6	6,10	6,10	6,00	33,00	30,70	31,82
7	5,80	5,70	5,60	34,10	35,20	36,36
8	–	5,40	5,20	–	38,60	40,91
9	–	5,10	4,90	–	42,00	44,32
10	–	4,80	4,60	–	45,50	47,73
11	–	4,50	4,30	–	48,90	51,14
12	–	–	4,10	–	–	53,41
13	–	–	4,00	–	–	54,55

Образец, прокатанный при температуре 250 °С, выдержал более высокую степень деформации, равную 49 %. При этом визуально образец без лишних дефектов, как это имеется на первом образце (излишнее удаление слоя АМг2, а также расслоение).

Образец, деформируемый при температуре нагрева 350 °С, выдержал значительно более высокую степень обжатия, достигавшую 54,5 %. Указанная величина обжатия является существенной и сопровождалась выраженной пластической деформацией образца. В процессе прокатки были зафиксированы значительные из-

менения геометрической формы, проявлявшиеся в виде увеличенного прогиба по длине образца, по сравнению с образцом, деформированным при более низкой температуре, а также возникновения искривления по типу кручения («винтообразная» деформация). Закручивание образца вокруг продольной оси указывает на неравномерное распределение деформации по ширине и толщине композиционного материала.

Помимо изменения толщины, значительно изменение наблюдается и относительно длины образца. Изменение длины образцов в зависимости от температуры отражено в табл. 3.

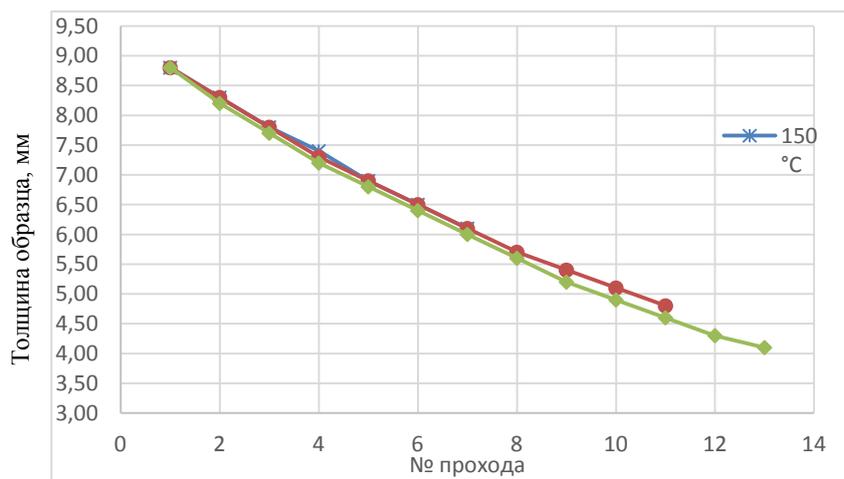


Рис. 2. Изменение толщины КМ после прокатки в зависимости от температуры

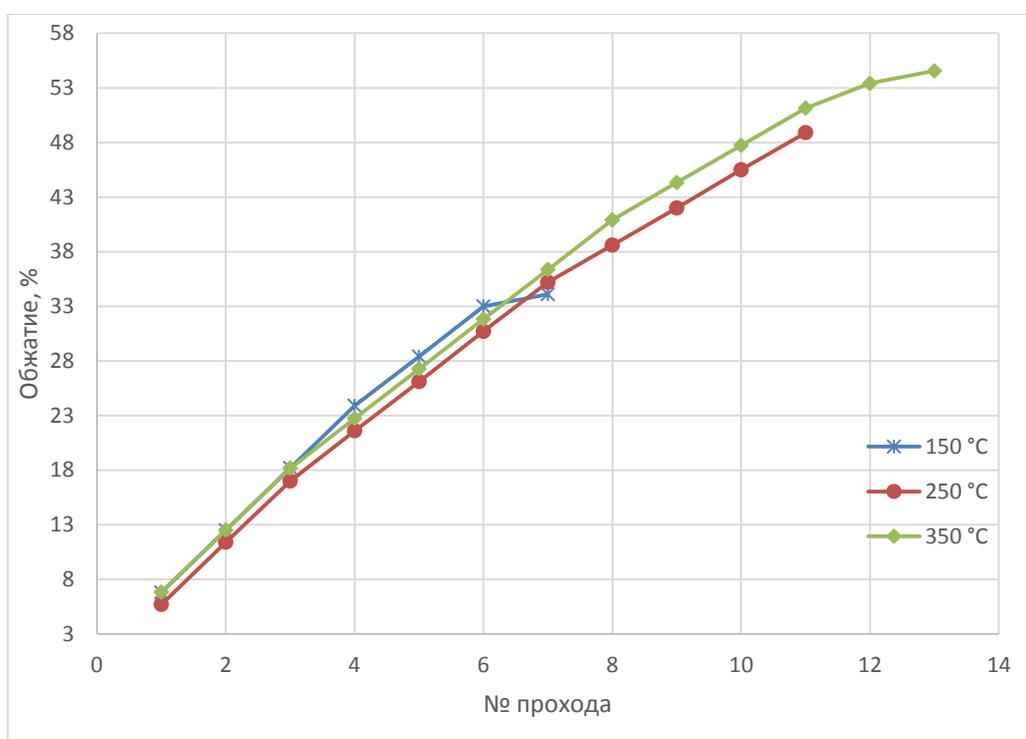


Рис. 3. Обжатие КМ при различной температуре прокатки

Таблица 3

**Удлинение образцов в процессе прокатки
при различных температурах деформации**

Параметры	Температура нагрева, °C		
	150	250	350
Начальная длина, мм	78	78	78
Конечная длина, мм	87,88	120,7	129
Удлинение, мм	9,88	42,7	51
Удлинение, %	12,67	54,7	65,4

В ходе проведенного исследования было установлено, что при степенях обжаривания, не превышающих 10 %, и при всех изученных температурных режимах образцы сохраняли свою геометрическую целостность. Искривление образцов, наблюдаемое в этих условиях, характеризовалось незначительной амплитудой и представляло собой плавную дугообразную деформацию вдоль их продольной оси.

Заключение

1. Пластическая деформация титано-алюминиевого композиционного материала при температурах нагрева до 150 °С не приводит к увеличению предельно-допустимой деформации КМ.

2. Повышение температуры нагрева более 150 °С позволяет значительно повысить деформационную способность титано-алюминиевого композита, которая достигает 54,5 % при температуре 350 °С.

Однако следует учитывать, что при увеличении температуры увеличивается неравномерность деформации слоев композиционного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун. – Волгоград : РПК Политехник, 1999. – 190 с.
2. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М. : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
3. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М. : Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
4. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. – Волгоград : РПК «Политехник», 2001. – 241 с.
5. Веретенникова, И. А. Влияние поэтапной пластической деформации на механические свойства и характер разрушения биметалла, полученного сваркой взрывом / И. А. Веретенникова, Д. А. Коновалов, С. В. Смирнов, [и др.] // Металлы. – 2019. – № 3. – С. 82–92.
6. Гурулев, Д. Н. Поведение титано-алюминиевого композиционного материала при холодной прокатке / Д. Н. Гурулев, С. А. Рогачев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (285) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 20–24. – DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-20-24.
7. Гуревич, Л. М. Предельно допустимая деформация при прокатке слоистого материала АМг2-ВТ1, полученного при различных энергиях сварки взрывом / Л. М. Гуревич, С. А. Рогачев, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (297) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2025. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–16. – DOI: 10.35211/1990-5297-2025-2-297-12-16.

Статья поступила в редакцию 23.12.25, доработана 12.01.26, подписана в печать 22.01.26
The article was submitted 23.12.25, revised 12.01.26, accepted for publication 22.01.26

УДК 620.22:669
DOI 10.35211/1990-5297-2026-2-309-13-18

Научная статья
Original article

*В. Г. Шморгун¹, В. П. Кулевич¹, А. И. Богданов¹
О. В. Слаутин¹, А. С. Кайгородов², Р. Е. Новиков³*

ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ Al-Ti МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ

¹Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

²Институт электрофизики УРО РАН, Екатеринбург, Россия

³ВНИКТИнефтехимоборудование, Волгоград, Россия

✉ Виталий Павлович Кулевич, kulevich.vp@gmail.com

Аннотация. Представлены результаты исследования износостойкости покрытий на основе алюминидов титана в интервале температур 20–400 °С. Показано, что износостойкость бинарных покрытий превышает износостойкость титана ВТ1-0 в 1,4 раза.

Ключевые слова: покрытия, интерметаллид, сварка взрывом, прокатка, термообработка, износостойкость

Финансирование: исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20030, <https://rscf.ru/project/25-29-20030/> и гранта администрации Волгоградской области по соглашению № 6 от 30.07.25 г.

Для цитирования: Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Слаутин О. В., Кайгородов А. С., Новиков Р. Е. Оценка износостойкости покрытий систем Al-Ti методом царапания. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309) : 13–18. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-13-18.

Информация об авторах:

Виктор Георгиевич Шморгун – д-р тех. наук профессор кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-3282-2880>

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

Виталий Павлович Кулевич – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0001-6041-8423>

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Артем Игоревич Богданов – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3918-775X>

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Олег Викторович Слаутин – д-р тех. наук профессор кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3570-414X>

e-mail: slautin@vstu.ru

Антон Сергеевич Кайгородов – канд. физ.-мат. наук заместитель директора по научной работе ФГБУН Институт электрофизики Уральского отделения Российской академии наук

<https://orcid.org/0000-0002-0982-6728>

e-mail: kaigor@iep.uran.ru

Роман Евгеньевич Новиков – научный сотрудник лаборатории материаловедения АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

<https://orcid.org/0000-0003-1247-1291>

e-mail: renovikov@vnikti.rosneft.ru

Вклад авторов:

В. Г. Шморгун – определение цели работы, написание текста статьи.

В. П. Кулевич – обработка результатов эксперимента, написание текста статьи.

А. И. Богданов – проведение рентгенофазового анализа, участие в обсуждении результатов.

О. В. Слаутин – проведение испытаний на износ.

А. С. Кайгородов – проведение испытаний на износ.

Р. Е. Новиков – обработка результатов энергодисперсионного анализа.

*V. G. Shmorgun¹, V. P. Kulevich¹, A. I. Bogdanov¹
O. V. Slautin¹, A. S. Kaygorodov², R. E. Novikov³*

**ESTIMATION OF WEAR-RESISTANCE OF Al-Ti SYSTEMS
COATINGS BY SCRATCH METHOD**

¹ **Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia**

² **Institute of Electrophysics, URO RAS, Ekaterinburg, Russia**

³ **JSC VNIKTIneftkhimoborudovanie, Volgograd, Russia**

✉ Vitaliy P. Kulevich, kulevich.vp@gmail.com

Abstract. The results of a study of the wear resistance of titanium aluminide coatings in the temperature range of 20–400 °C are presented. It is shown that the wear resistance of binary coatings exceeds that of VT1-0 titanium by 1.4 times.

Keywords: coatings, intermetallic, explosion welding, rolling, heat treatment, wear resistance.

Funding: the research was supported by the Russian Science Foundation. № 25-29-20030, <https://rscf.ru/project/25-29-20030/> and a grant from the Volgograd Region Administration under an agreement № 6 of 30.07.25

For citation: Shmorgun V. G., Kulevich V. P., Bogdanov A. I., Slautin O. V., Kaygorodov A. S., Novikov R. E. Estimation of wear-resistance of Al-Ti systems coatings by scratch method. *Izvestiya VSTU*. 2026, 2(309): 13–18. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-13-18

Information about the authors:

Viktor G. Shmorgun – Doctor of Technical Sciences Professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-3282-2880>

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

Vitaliy P. Kulevich – Candidate of Technical Sciences Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0001-6041-8423>

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Artem I. Bogdanov – Candidate of Technical Sciences Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-3918-775X>

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Oleg V. Slautin – Doctor of Technical Sciences Professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-3570-414X>

e-mail: slautin@vstu.ru

Anton S. Kaygorodov – Candidate of Physical and Mathematical Sciences Deputy Director for Research Institute of Electrophysics, URO RAS

<https://orcid.org/0000-0002-0982-6728>

e-mail: kaigor@iep.uran.ru

Roman E. Novikov – Research fellow at the Materials Science Laboratory JSC VNIKTIneftekhimoborudovanie

<https://orcid.org/0000-0003-1247-1291>

e-mail: renovikov@vnikti.rosneft.ru

Contribution of the authors:

Viktor G. Shmorgun – defining the purpose of the work, writing the text of the article.

Vitaliy P. Kulevich – processing the experimental results, writing the article text.

Artem I. Bogdanov – conducting X-ray phase analysis, participation in the discussion of results.

Oleg V. Slautin – carrying out wear tests.

Anton S. Kaygorodov – carrying out wear tests.

Roman E. Novikov – processing of energy dispersive analysis results.

Введение

Титан и его сплавы широко используются в высокотехнологичных узлах и изделиях авиационного, оборонного, энергетического, химического машиностроения благодаря уникальному сочетанию таких свойств как высокая прочность, низкая плотность, отличная коррозионная стойкость. Их более широкое внедрение, особенно это касается изделий, работающих в экстремальных условиях – в агрессивных средах и при эрозионных воздействиях, сдерживается низкой износостойкостью [1, 2]. Износостойкость титана и титановых сплавов повышают путем азотирования, цементации, борирования. Эти способы не всегда приемлемы, т. к. поверхностный слой получается хрупким, а продолжительная выдержка при высоких температурах приводит к росту зерна, что снижает прочность самого материала [2].

Создание в последние годы в Волгоградском государственном техническом университете (ВолгГТУ) нового способа диффузионной металлизации поверхности титана [3] оказалось возможным в результате практической реализации накопленного в ВолгГТУ научного и технологического задела в области использования энергии взрыва в сочетании с последующими технологическими переделами (включая тер-

мические обработки различного назначения и обработку давлением). Новая методика модифицирования поверхности титана путем диффузионной металлизации алюминидами титана заключается в сварке взрывом сталееалюминовой композиции, ее прокатке для утонения алюминиевого слоя, сварке взрывом полученной композиции с титаном по алюминиевому слою, диффузионном отжиге трехслойного композита для формирования на границе сталь-алюминий интерметаллидных прослоек толщиной, достаточной для самопроизвольного отделения стального слоя, и заключительном диффузионном отжиге при температуре выше температуры плавления алюминия [4–7]. Этот метод позволяет получать беспористые, обладающие высокой прочностью сцепления с титаном покрытия [8].

В данной работе оценена износостойкость бинарных покрытий на основе алюминидов титана в сравнение с технически чистым титаном ВТ1-0.

Материалы и методы исследования

Испытания на износ осуществляли на установке Nanotest 600 (Micromaterials Ltd), оборудованной высокотемпературным модулем и коническим индентором, на алюминидном по-

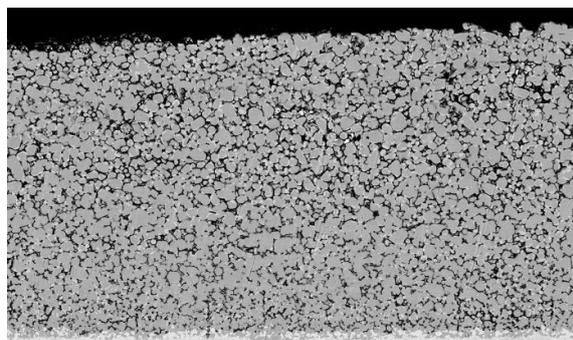
крытии, полученном после термической обработки 850 °С, 20 ч образцов с алитированной в твердой фазе поверхностью титана VT1-0. Термическую обработку проводили в печи SNOL 8.2/1100. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Фазовый состав покрытия оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D. Перед каждым царапанием выполняли нагрев до нужной температуры (20, 100, 200, 300 и 400 °С) с последующей получасовой выдержкой для ее выравнивания. После царапания образец нагревался до следующей температуры. Для сравнения параллельно испытывали образцы из титана VT1-0.

Характеристики нагружения: скорость перемещения индентора вдоль поверхности: 5 мкм/сек, общее расстояние смещения индентора: 500 мкм, нагрузка на индентор линейно увеличивается на всем рабочем отрезке, максимальная прикладываемая нагрузка 200 мН.

Полученные результаты и их обсуждение

Проведенный металлографический анализ алитированных образцов после термообработки по режиму 850 °С, 20 ч показал, что она обеспечивает формирование каркасной интерметаллид-оксидной ($TiAl_3+TiAl_2+Al_2O_3$) структуры по всей толщине покрытия (рис. 1, а, б).

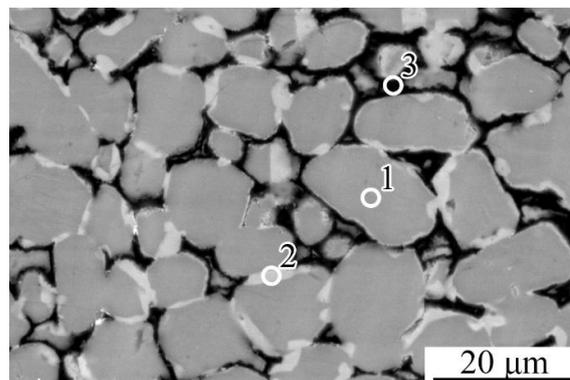
На границе с титаном формируется сплошная диффузионная зона толщиной ~20 мкм (рис. 1, в).



VT1-0

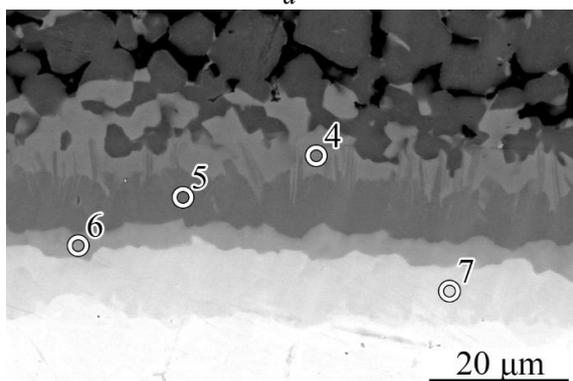
100 μm

а



б

20 μm



в

20 μm

Содержание элемента, ат. %

№	Al	Ti	Fe	O	Фаза
1	72,39	27,52	0,09	–	$TiAl_3$
2	64,6	35,4	–	–	$TiAl_2$
3	42,75	6,94	–	50,31	Al_2O_3
4	66,4	28,1	5,5	–	$TiAl_3(Fe)$
5	64,48	34,4	1,12	–	$TiAl_2(Fe)$
6	51,71	48,29	–	–	TiAl
7	25,17	74,83	–	–	Ti_3Al

г

Рис. 1. СЭМ изображения (а, б, в) алитированного слоя после термообработки по режиму 850 °С, 20 ч и результаты точечного ЭДС анализа состава (г)

Согласно результатам РФА (рис. 2) в покрытии отсутствует непрореагировавший алюминий. Наличие рефлексов стабильной модификации α - Al_2O_3 свидетельствует о формировании на поверхности покрытия сплошного слоя оксида Al_2O_3 . Зафиксировать иные фазы

(помимо алюминидов $TiAl_3$ и $TiAl_2$), в том числе входящие в состав сплошной диффузионной зоны не удалось. Не наблюдается и рефлексов от оксида титана TiO_2 , что, вероятно, связано с более высокой энергией Гиббса его образования по сравнению с Al_2O_3 .

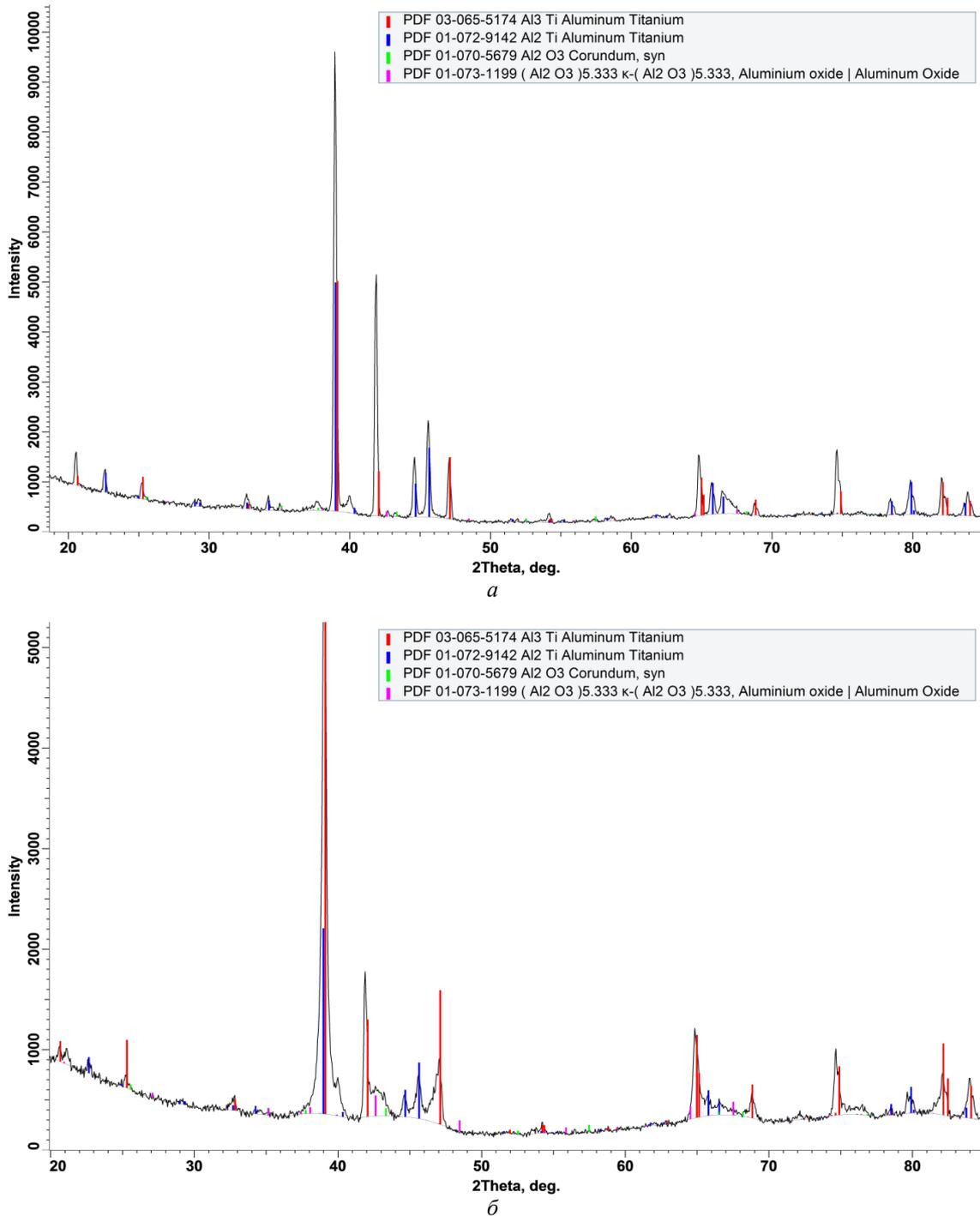


Рис. 2. Дифрактограммы алитированного слоя после термообработки по режиму 850 °С, 20 ч, полученные на его различной глубине: *a* – у поверхности покрытия; *б* – у границы с титаном

На рисунках 3 и 4 представлена общая динамика проседания индентора во всем исследованном диапазоне температур, а на рис. 5 – температурная зависимость полной глубины проседания индентора в поверхность образцов. Их анализ показал, что покрытия на основе алюминидов титана повышают износостой-

кость поверхности титана.

В интервале температур 20–400 °С относительная износостойкость, рассчитанная по отношению глубин проседания индентора в поверхность титановых образцов и в поверхность покрытий, превышает износостойкость титана в 1,4 раза.

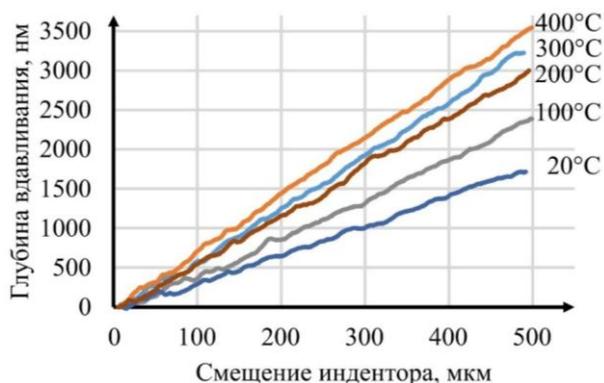


Рис. 3. Глубина вдавливания индентора в титан VT1-0

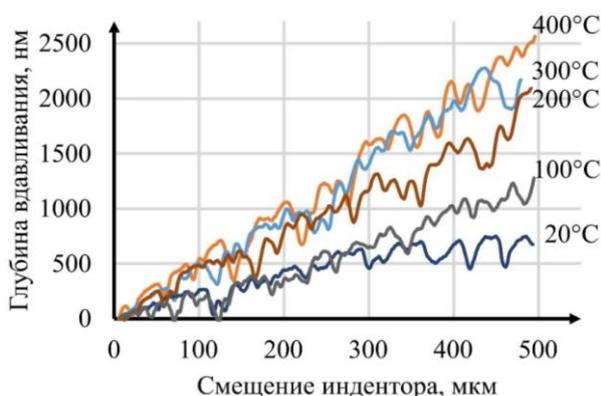


Рис. 4. Глубина вдавливания индентора в покрытие

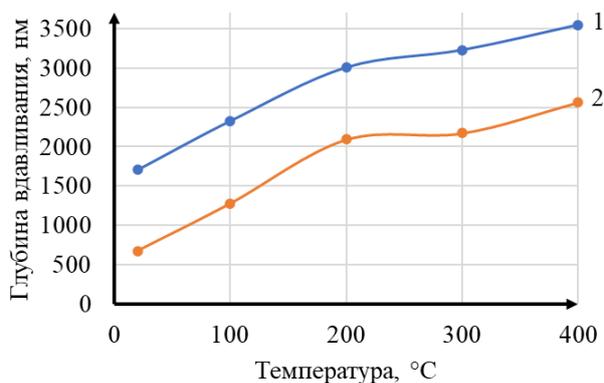


Рис. 5. Максимальная глубина вдавливания от температуры (1 – VT1-0; 2 – покрытие)

Вывод

Покрытие на основе алюминидов титана, полученное в результате термической обработки образцов с алитированной в твердой фазе поверхностью титана VT1-0, повышает износостойкость поверхности титана. В интервале температур 20–400 °С износостойкость покрытия превышает износостойкость титана в 1,4 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Molinari A., Straffelini T.B., Bacci T. Dry sliding wear mechanisms of the Ti6Al4V // *Wear*, 208 (1997) 105-112
2. Повышение износостойкости технически чистого титана VT1-0 и сплава VT6 / Б. П. Гриценко, Н. Н. Коваль, Ю. Ф. Иванов, К. В. Круковский, Н. В. Гирсова, А. Д. Тересов // *Известия Самарского научного центра Российской академии наук*. – 2011. – Т. 13. – № 4. – С. 1009–1013.
3. Пат. 2850853 Российская Федерация, МПК В23К 20/08, В32В 15/01 Способ получения покрытий на поверхностях титановой пластины / В. Г. Шморгу, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Л. М. Гуревич, С. П. Писарев, Р. Е. Новиков, В. Ф. Казак; ФГБОУ ВО ВолГТУ. – 2025.
4. Шморгу, В. Г. Поверхностное упрочнение титана алюминидами с использованием комплексной технологии, включающей сварку взрывом, обработку давлением и термообработку / В. Г. Шморгу, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, Р. Е. Новиков // *Металлург*. – 2025. – № 7. – С. 79–84.
5. Кулевич, В. П. Моделирование термических напряжений в композите системы Ti-Al-Fe при охлаждении после термообработки / В. П. Кулевич, В. Г. Шморгу, А. И. Богданов, С. Н. Вдовченко // *Известия ВолГТУ : научный журнал № 6 (301) / ВолГТУ*. – Волгоград, 2025. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–23.
6. Шморгу, В. Г. Исследование влияния обработки давлением на структуру сваренной взрывом трехслойной композиции 20880+АД1+VT1-0 / В. Г. Шморгу, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, А. Н. Кириченко, Е. А. Вакулин, А. А. Шаров // *Известия ВолГТУ : научный журнал № 10 (305) / ВолГТУ*. – Волгоград, 2025. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 6–9.
7. Кулевич, В. П. Оценка адгезионных свойств покрытий на основе алюминидов титана, армированных алюмооксидным наполнителем / В. П. Кулевич, А. И. Богданов, В. Г. Шморгу, Д. Э. Седов, И. А. Соколенко, Е. И. Голубева, А. Н. Кириченко // *Известия ВолГТУ : научный журнал № 2 (297) / ВолГТУ*. – Волгоград, 2025. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 35–38.

Статья поступила в редакцию 19.12.2025, доработана 14.01.2026, подписана в печать 22.01.2026
The article was submitted 19.12.2025, revised 14.01.2026, accepted for publication 22.01.2026

УДК 621.74 + 669.018
DOI 10.35211/1990-5297-2026-2-309-19-28

Научная статья
Original article

Ю. В. Шерина^{1,2}, А. Р. Луц¹, С. И. Шипилов¹

**ПОЛУЧЕНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ,
АРМИРОВАННЫХ ВЫСОКОДИСПЕРСНОЙ ФАЗОЙ TiC,
НА ОСНОВЕ ПРОМЫШЛЕННЫХ СПЛАВОВ В95 И Д16 МЕТОДОМ СВС**

¹ Самарский государственный технический университет, Самара, Россия
² ООО НИПП «Вальма», Самара, Россия

✉ Юлия Владимировна Шерина, yulya.makhonina,97@inbox.ru

Аннотация. В работе приведены результаты исследования возможности синтеза композиционных материалов В95-10%TiC и Д16-10%TiC. Проведенный термодинамический анализ показал, что оптимальной температурой синтеза для обеспечения смачиваемости керамической фазы расплавами В95 и Д16 является температура 900 °С. Микроструктурный анализ показал наличие армирующей фазы TiC в количестве 10 масс.% с частицами размером от 280 нм до 2 мкм, со степенью равномерности распределения порядка 0,33–0,39. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что преимущественно карбид титана располагается на границе с интерметаллической θ -фазой состава Al_2Cu . Также показан модифицирующий эффект на размер матричного зерна в присутствии керамической фазы карбида титана, который составил 1,1 % для сплава В95 и 1,5 % для сплава Д16. Так средний размер зерна в композиционном материале В95-10 %TiC составляет 22,2 мкм, а для композиционного материала Д16-10%TiC – 20,0 мкм. В заключении приведены результаты по измерению твердости исследуемых материалов. Показано, что твердость композиционных материалов несколько ниже матричных основ в нагартованном и термообработанном состоянии, однако выше твердости матричных основ в литом состоянии.

Ключевые слова: композиционный материал, алюминиевый сплав, карбид титана, самораспространяющийся высокотемпературный синтез.

Для цитирования: Шерина Ю. В., Луц А. Р., Шипилов С. И. Получение композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой TiC, на основе промышленных сплавов В95 и Д16, методом СВС. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309); 19–28. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-19-28

Информация об авторах:

Юлия Владимировна Шерина – канд. техн. наук доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета; ведущий инженер ООО НИПП «Вальма»

<https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

e-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

Альфия Расимовна Луц – канд. техн. наук доцент, доцент кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета

<https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

e-mail: alya_luts@mail.ru

Сергей Игоревич Шипилов – аспирант кафедры «Металловедение, порошковая металлургия, наноматериалы» Самарского государственного технического университета

<https://orcid.org/0000-0001-6351-6643>

e-mail: vtormetsama@mail.ru

Вклад авторов:

Ю. В. Шерина – определение цели работы, анализ экспериментов, написание текста статьи.

А. Р. Луц – участие в обсуждении результатов, описание структур, редакция текста статьи.

С. И. Шипилов – проведение экспериментальных плавок, подготовка образцов.

Yu. V. Sherina^{1,2}, A. R. Luts¹, S. I. Shipilov¹

**PREPARATION OF COMPOSITE MATERIALS REINFORCED
A HIGHLY DISPERSED TiC PHASE BASED
ON INDUSTRIAL ALLOYS B95 AND D16 BY THE SHS METHOD**

¹ Samara State Technical University, Samara, Russia

² OOO NIPP «Valma», Samara, Russia

✉ Yulia V. Sherina, yulya.makhonina,97@inbox.ru

Abstract. The paper presents the results of a study of the possibility of synthesizing composite materials B95-10%TiC and D16-10%TiC. The thermodynamic analysis showed that the optimal synthesis temperature to ensure the wettability of the ceramic phase with melts B95 and D16 is 900 °C. Microstructural analysis showed the presence of a reinforcing TiC phase in the amount of 10 wt.% with particles ranging in size from 280 nm to 2 microns, with a degree of uniformity of distribution of the order of 0.33–0.39. Microrentgenospectral analysis showed that titanium carbide is predominantly located at the boundary with the intermetallic θ -phase of the Al₂Cu composition. A modifying effect on the size of the matrix grain in the presence of the ceramic phase of titanium carbide was also shown, which amounted to 1.1 % for alloy B95 and 1.5 % for alloy D16. Thus, the average grain size in the composite material B95-10%TiC is 22.2 microns, and for the composite material D16-10%TiC – 20.0 microns. In conclusion, the results of measuring the hardness of the studied materials are presented. It is shown that the hardness of composite materials is slightly lower than the matrix bases in the carbonized and heat-treated state, however, it is higher than the hardness of the matrix bases in the cast state.

Keywords: composite material, aluminum alloy, titanium carbide, self-propagating high-temperature synthesis

For citation: Sherina Yu. V., Luts A. R., Shipilov S. I. Preparation of Composite Materials Reinforced with a Highly Dispersed TiC Phase based on Industrial alloys B95 and D16 by the SHS Method. Izvestia VSTU. 2026, 2(309): 19–28. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-19-28.

Information about the authors:

Yulia V. Sherina – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, Nanomaterials at Samara State Technical University; Senior Engineer at Valma Scientific Research Institute LLC

<https://orcid.org/0000-0002-5451-7107>

e-mail: yulya.makhonina.97@inbox.ru

Alfiya R. Luts – Candidate of Technical Sciences, Associate Professor, Associate Professor of the Department of Metal Science, Powder Metallurgy, Nanomaterials of Samara State Technical University

<https://orcid.org/0000-0001-7889-9931>

e-mail: alya_luts@mail.ru

Sergey I. Shipilov – Postgraduate student at the Department of Metallurgy, Powder Metallurgy, and Nanomaterials at Samara State Technical University

<https://orcid.org/0000-0001-6351-6643>

e-mail: vtormetsama@mai.ru

Contribution of the authors:

Yulia V. Sherina – defining the purpose of the work, analyzing experiments, writing the text of the article.

Alfiya R. Luts – participating in the discussion of the results, describing structures, editing the text of the article.

Sergey I. Shipilov – conducting experimental melting, preparing samples.

Введение

В современной промышленности композиционные материалы на алюминиевой основе играют важную роль благодаря своим уникальным свойствам и широкому спектру применения. Они позволяют создавать конструкции и изделия с высокой прочностью, легкостью, стойкостью к коррозии, хорошими трибологическими свойствами, которые часто не могут обеспечить традиционные материалы [1].

Создание АМКМ на основе промышленных алюминиевых сплавов дисперсно армированных керамическими фазами является перспективной областью исследования в материаловедении. Наиболее перспективной керамической

фазой для армирования алюминиевых основ является карбид титана, имеющий близкие к алюминию размерные параметры кристаллической решетки, что способствует хорошей адгезии, а также обладающий высокими показателями твердости, модуля упругости, температуры плавления и химической стойкости [2].

Существует два основных направления по получению АМКМ: твердофазные и жидкофазные. Однако, твердофазные методы получения композиционных материалов (*ex situ*), такие как, например, прессование, прокатка, диффузионная сварка, существенно трудоемки и сложны в исполнении, а также имеют ряд недостатков, таких как, например, невозможность

контроля адгезионной связи матрицы и наполнителя [3, 4]. Большее распространение для синтеза дисперсно армированных АМКМ получили экономически более эффективные для промышленного производства жидкофазные методы, основанные на применении сравнительно недорогого оборудования литейного производства и возможности получения литых заготовок сложной формы и увеличенных габаритов. Самым распространенным и простым является метод механического замешивания армирующих фаз в матричный расплав [5]. Однако, вопросы равномерного распределения армирующего наполнителя в объеме матрицы, уменьшения газонасыщения при замешивании, повышения адгезионной связи вводимых частиц с матрицей продолжают исследоваться. Наилучший результат достигается, когда синтез армирующей фазы происходит из исходных твердых порошков непосредственно в жидкой металлической матрице, что представляется возможным с применением метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в расплаве, разработанного в СамГТУ [6]. Ранее в СамГТУ были произведены термодинамические расчеты исходных параметров (начальная температура расплава, вид и количество флюса) высокотемпературного синтеза 10 масс.% фазы карбида титана в расплаве чистого алюминия, модельных сплавов Al-5%Cu, Al-5%Cu-2%Mn, Al-5%Cu-4%Ni [7], а также промышленных сплавов АМг2, АМг6, АМ4,5Кд, АК10М2Н [8]. Далее полученные теоретиче-

ские результаты на всех составах были экспериментально подтверждены получением в расплавах частиц карбида титана с размерами от 130 нм до 2 мкм и обеспечением мелкозернистой структуры слитков композиционных материалов [9–11].

Большинство зарубежных и отечественных работ по армированию керамической фазой проводится на сплавах систем Al-Cu-Mg и Al-Zn-Mg-Cu, однако в качестве армирующей фазы используют SiC или же TiC, но в значительно меньшем количестве (2–5 масс.% вместо 10 масс.%) [12–16]. Для значительного повышения прочностных характеристик ранее было доказано, что целесообразно вводить 10 масс.% TiC, ввиду чего, целью данной работы было поставлено исследовать возможность получения композиционных материалов, армированных высокодисперсной фазой карбида титана в количестве 10 масс.%, промышленных алюминиевых сплавов В95 и Д16 с применением метода самораспространяющегося высокотемпературного метода СВС в расплаве.

Материалы и методы исследования

Термодинамический анализ возможности формирования армирующей фазы карбида титана в составе промышленных алюминиевых сплавов был произведен при помощи программы «Thermo», позволяющий рассчитать адиабатическую температуру реализации синтеза и состав продуктов реакции. Необходимые для расчета данные приведены в таблице.

Необходимые данные для термодинамического анализа

Хим. элемент	Содержание, масс. %	Масса на плавку 200 г, г	Атомная масса	Моль
Для сплава В95				
Al	88,2	158,76	26,98	5,884359
Zn	7	12,6	65,38	0,192719
Mg	2,8	5,04	24,31	0,207322
Cu	2	3,6	63,55	0,056648
Ti	–	16	47,87	0,334239
C	–	4	12,01	0,333056
Na2TiF6	–	1	207,79	0,004813
Для сплава Д16				
Al	92,4	166,32	26,98	6,164566
Mg	1,8	3,24	24,31	0,133278
Cu	4,9	8,82	63,55	0,138788
Mn	0,9	1,62	54,94	0,029487
Ti	–	16	47,87	0,334239
C	–	4	12,01	0,333056
Na2TiF6	–	1	207,79	0,004813

Для исследования использовались следующие компоненты: промышленные алюминиевые сплавы В95 (ГОСТ 4784–2019) и Д16 (ГОСТ 4784–2019), углерод технический П-701 (ГОСТ 7885–86), порошок титана ТПП-7 (ТУ

1715-449-05785388), галоидная соль Na_2TiF_6 (CAS 17116-13-1).

Методика получения композиционного материала приведена в работе [16] и на рис. 1.

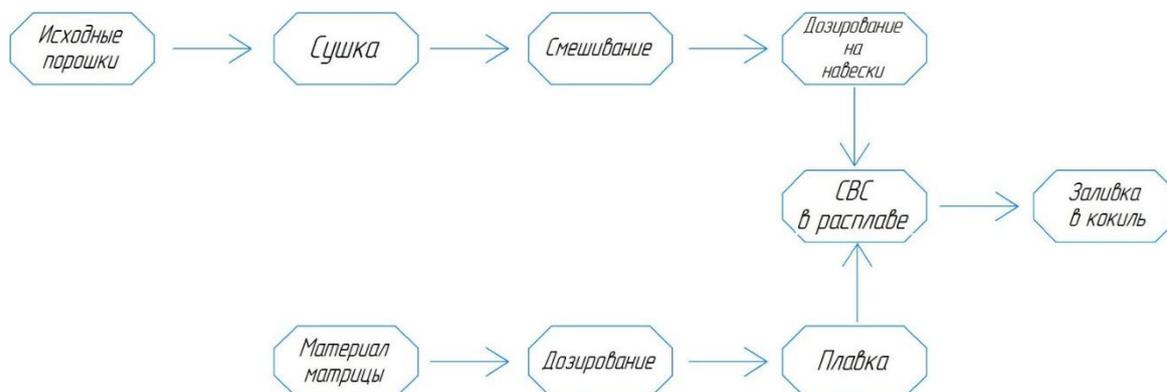


Рис. 1. Общая схема приготовления АМКМ с применением метода СВС в расплаве

Металлографический и элементный анализы литых СВС композитов, подвергнутых предварительной обработке, производился на растровом электронном микроскопе Jeol JSM-6390A с применением приставки энергодисперсионных спектров Jeol JED-2200. Количество армирующей фазы оценивалось при помощи программы Micro-S Polar [17]. Равномерность распределения армирующей фазы по объему матрицы оценивалась с использованием программы ImageJ, позволяющей определить степень равномерности распределения [18, 19]. Полученное числовое значение может варьироваться от 0 до 1, где нулевое значение означает совершенно однородное распределение, а значение 1 соответствует крайне неравномерному (агломерированному) распределению. Размерный и количественный анализ структурных составляющих осуществлялся при помощи оптического микроскопа SIAMS AT-24TRF с применением анализатора SIAMS 800. Твердость образцов – на твердомере ЗИП ТК-2М методом Бринелля по ГОСТ 9012–59.

Результаты и обсуждение

На рисунках 2, 3 приведены результаты термодинамического анализа возможности формирования фазы карбида титана в расплавах промышленных алюминиевых сплавов В95 и Д16. Согласно полученным данным (рис. 2), в системах В95-10%TiC и Д16-10%TiC наблю-

дается тенденция к росту адиабатической температуры, необходимой для осуществления синтеза, а также количества газообразных соединений (Mg, Mn, Na, AlF, AlF₂, NaF и др.), оказывающих рафинирующее воздействие. При рекомендуемой для синтеза АМКМ на алюминиевой матрице и на основе модельных сплавов [6, 7] температуре расплава 1173 К (900 °С), адиабатическая температура составляет 1374 К (1101 °С для В95) и 1429 К (1156 °С для Д16), что является вполне достаточным для образования целевой фазы карбида титана и обеспечения ее смачиваемости [20]. Перемешивание и смачивание частиц TiC расплавом необходимо для их усвоения расплавом и равномерного распределения в объеме расплава. В отсутствие смачивания частицы TiC собираются в агломераты и удаляются из расплава в шлак, то есть не усваиваются расплавом.

Расчитанный фазовый состав в системах В95-10%TiC и Д16-10%TiC показан на рис. 3. Согласно полученным результатам, формирование фазы карбида титана в полном объеме возможно уже при температуре 973 К (700 °С), что вполне вероятно, поскольку, исходя из данных рис. 2, адиабатическая температура в этот момент может достигать 1223–1263 К (~1000 °С), являющейся нижней границей обеспечения стабильности и смачиваемости TiC [20].

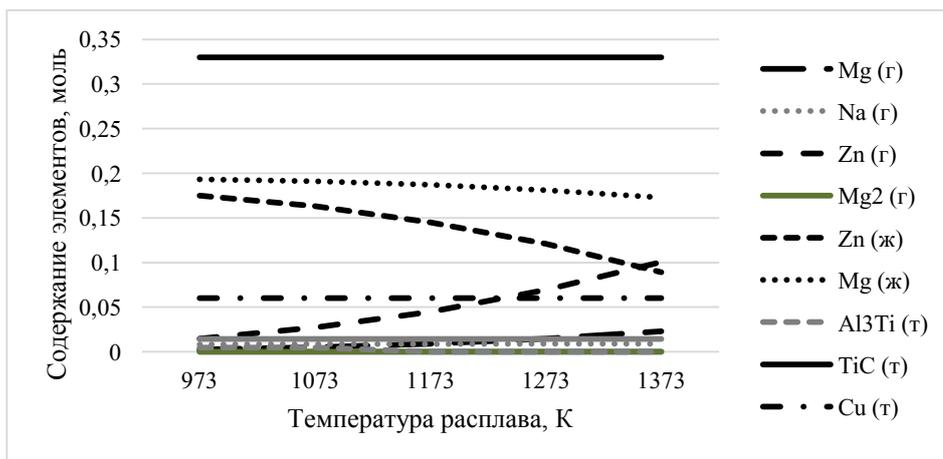


a

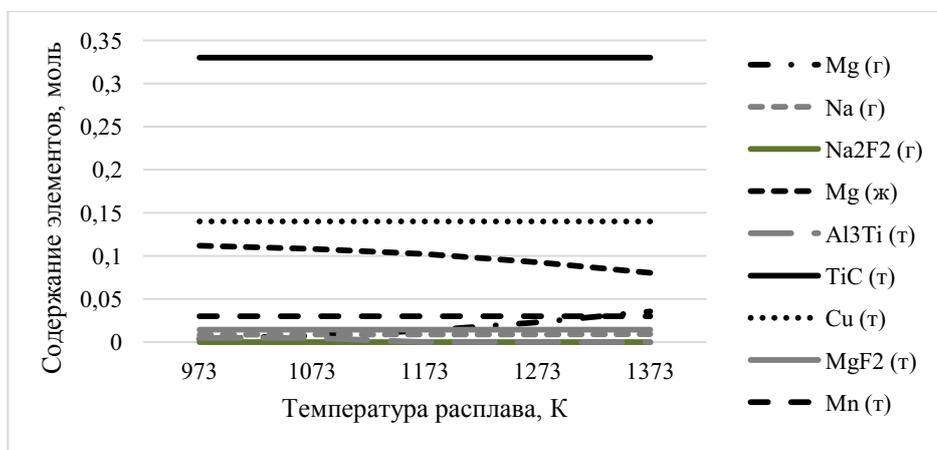


б

Рис. 2. Влияние температуры расплава на адиабатическую температуру и количество выделяющихся газообразных соединений при синтезе системы: а – В95-10%TiC; б – Д16-10%TiC



a



б

Рис. 3. Влияние температуры расплава на состав и количество образующихся продуктов при синтезе системы: а – В95-10%TiC; б – Д16-10%TiC

Помимо целевой фазы TiC (τ) при температуре расплава 1173 K (900 °C) в системах возможно образование следующих фаз: Mg (γ), Mn (γ), Na (γ), AlF (γ), NaF (γ), MgF₂ (γ), Al (δ), Cu (δ), Mg (δ), Al₃Ti (δ), MgF₂ (τ), Mn (τ) (рис. 3). Важно отметить, что на алюминиевой матрице побочные фазы Al₃Ti и Al₄C₃ образуются и затем их количество снижается с полным удалением при температуре 900 °C [7]. В системах В95-10%TiC и Д16-10%TiC фаза Al₄C₃ вообще не формируется, а содержание фазы Al₃Ti очень мало (0,005 моль), что можно объяснить также наличием флюса и легирующих элементов.

В ходе проведения экспериментальных плавок наблюдалась интенсивная СВС-реакция, сопровождающаяся активным искро- и газовойделением. Полученные микроstructures синтезированных композитов, представленные на рис. 4. Согласно полученным изображениям, карбидная фаза располагается по всему объему расплава со степенью равномерности достаточно высокой и приблизительно одинаковой – 0,33 и 0,38, соответственно.

Размер частиц TiC находится в диапазоне от 290 нм до 2 мкм, что позволяет отнести ее к высокодисперсной.

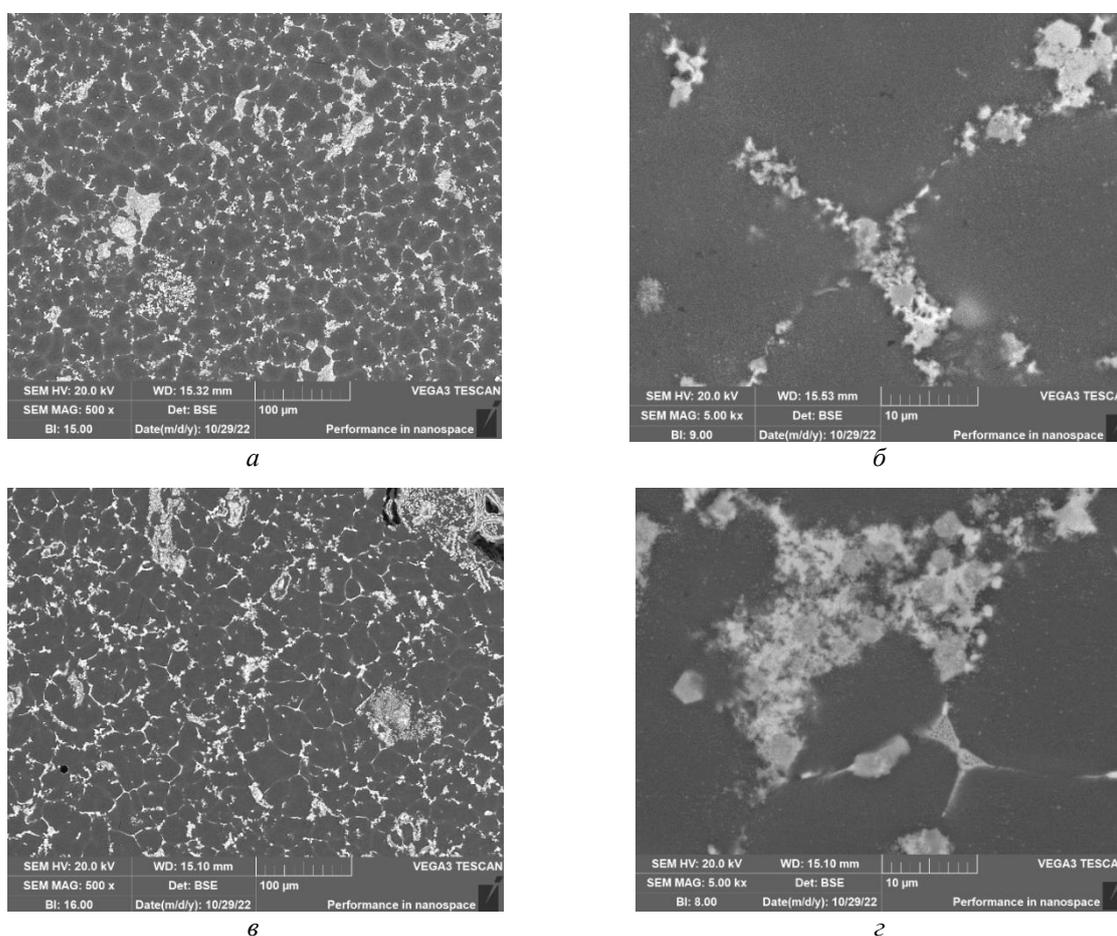
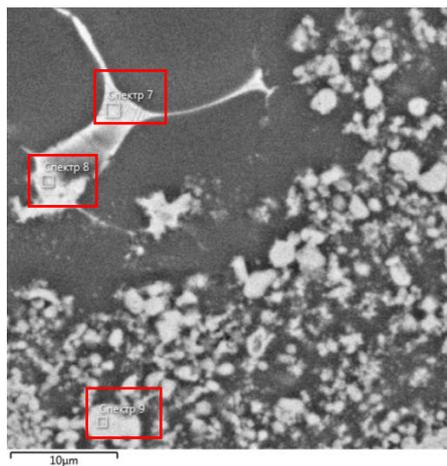


Рис. 4. Микроstructure композиционных материалов:
а, б – В95-10%TiC; в, г – Д16-10%TiC

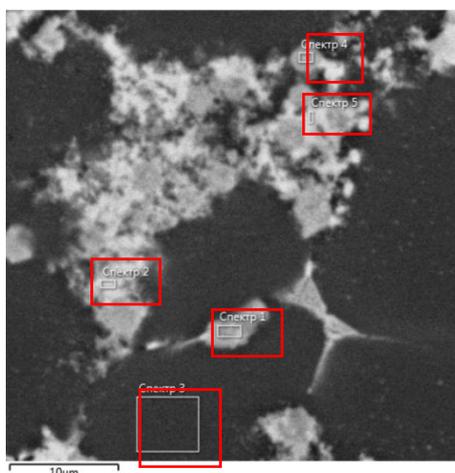
На рисунке 5 приведен микрорентгеноспектральный анализ (МРСА) синтезированных композитов. Согласно полученным результатам помимо целевой фазы карбида титана присутствуют также легирующие элементы и интер-

металлические фазы, преимущественно θ -фаза состава Al₂Cu. Следует отметить, что карбидная фаза в обеих системах располагается на границе с интерметаллической θ -фазой, что также отмечается в работе [8].



Номер маркера	Содержание элемента, масс.%						
	Al	Mg	Cu	Zn	Ti	C	Mg
Спектр 7	51,47	11,18	18,96	18,39	–	–	–
Спектр 8	19,70	2,47	8,69	4,19	51,68	13,29	2,47
Спектр 9	3,01	–	–	0,37	80,49	16,13	–

a



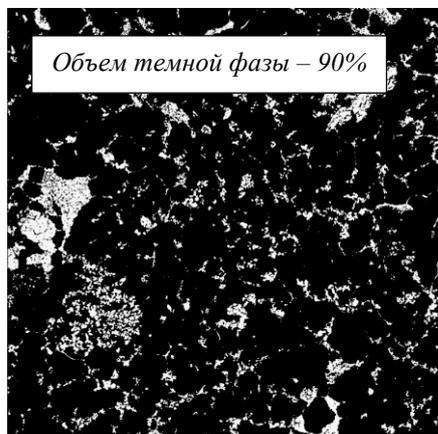
Номер маркера	Содержание элемента, масс.%					
	Al	Cu	Mg	Mn	Ti	C
Спектр 1	53,95	4,22	2,25	6,52	23,35	4,71
Спектр 2	31,90	27,37	1,84	–	25,48	13,41
Спектр 3	97,14	1,76	0,63	0,48	–	–
Спектр 4	62,28	4,29	–	5,76	19,58	8,09
Спектр 5	36,02	22,37	1,32	1,29	28,68	10,33

b

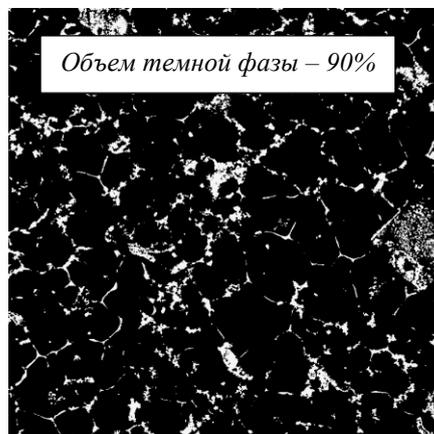
Рис. 5. МРСА композиционных материалов:
a – В95-10%TiC; б – Д16-10%TiC

Также на композиционных материалах составов В95-10%TiC и Д16-10%TiC была произведена оценка количества синтезированной фазы (рис. 6). Согласно полученным результатам, количество армирующей фазы в композитах

В95-TiC (рис. 6, a) и Д16-TiC (рис. 6, б) составляет 10 масс.%, что подтверждает оптимальность выбранных условий синтеза и показывает, что достигаемая адиабатическая температура (см. рис. 2) обеспечивает смачиваемость.



a



b

Рис. 6. Количество армирующей фазы в составе композиционного материала на основе промышленных сплавов:
a – В95; б – Д16

Также на синтезированных композиционных материалах был исследован модифицирующий эффект на размер зерна матрицы в присутствии керамической фазы карбида титана, результаты приведены на рис. 7 и 8. Так,

на композиционном материале В95-10%TiC модифицирующий эффект составляет примерно 1,1 %, а на композиционном материале Д16-10%TiC – 1,5 %.

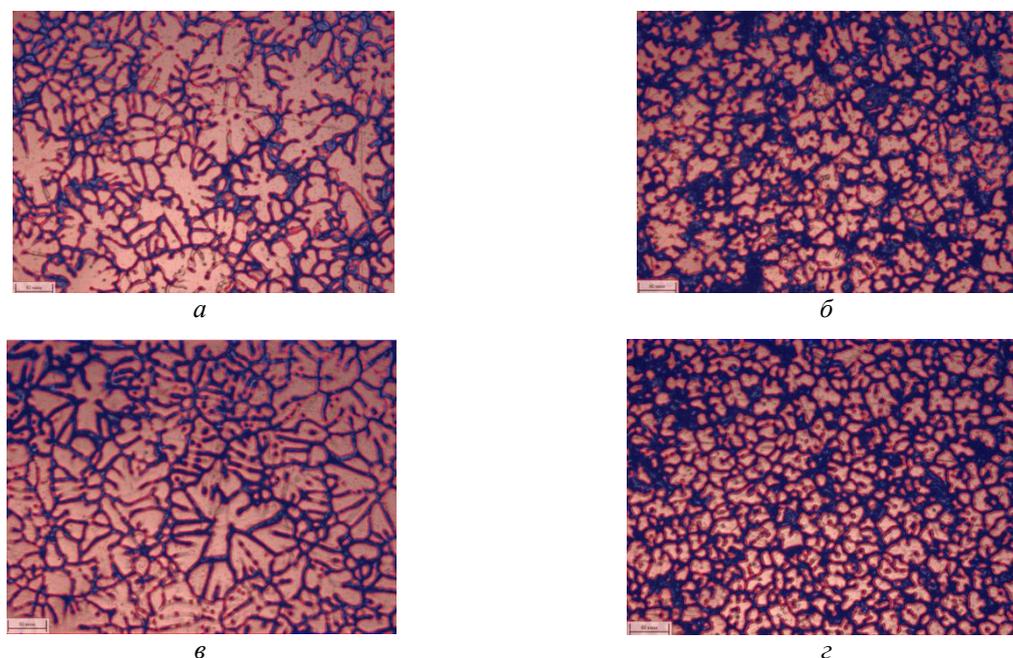


Рис. 7. Размер матричного зерна:
а – В95; б – В95-10%TiC; в – Д16; г – Д16-10%TiC

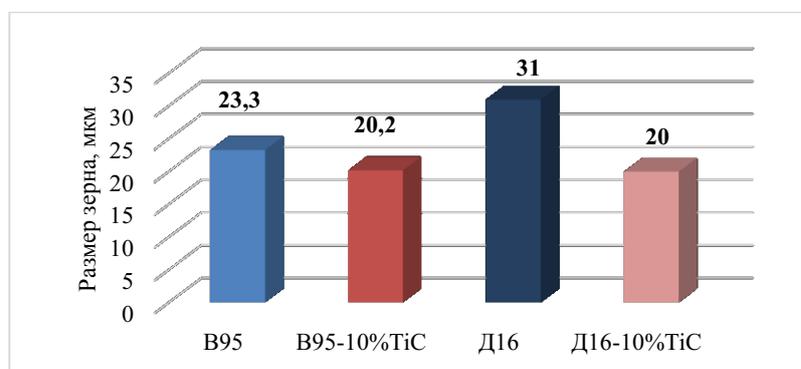


Рис. 8. Сравнение размеров зерен матрицы и композиционного материала

В заключении приведен сравнительный анализ твердостей исследуемых материалов (рис. 9). Полученные результаты показывают, что наибольшая твердость наблюдается на матричных сплавах В95 и Д16, подвергнутых нагартовке, а также последующей термической обработке по режиму Т6 (1940 и 1350 МПа, соответственно), переплав данных материалов приводит к значительному снижению твердости в 2, и 1,5 раза.

В тоже время, армирование керамической фазой карбида титана приводит к повышению твердости матричных сплавов в литом состоянии на 1,2 %. Таким образом, следующей возможной темой для исследования может стать подбор режима термической обработки для композиционных материалов В95-10%TiC и Д16-10%TiC для обеспечения прочностных характеристик на уровне нагартованного и термообработанного матричного сплава.

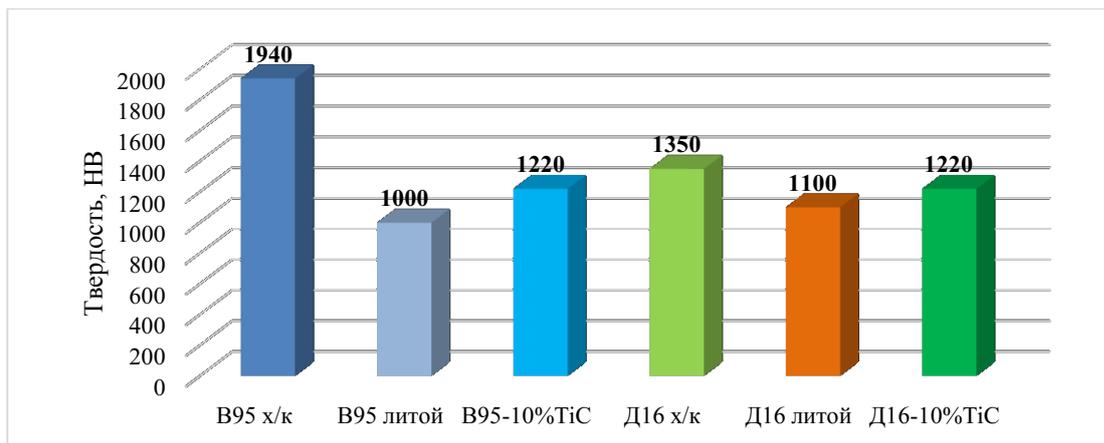


Рис. 9. Оценка твердости исследуемых материалов

На основании полученных результатов показана возможность синтеза высокодисперсной фазы карбида титана в промышленных сплавах В95 и Д16 в количестве 10 масс. % с обеспечением равномерного распределения. Также показана актуальность проведения дальнейших исследований в области подбора режимов термической обработки для синтезированных композитов В95-10%TiC и Д16-10%TiC.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Курганова, Ю. А. Перспективы развития металлomатричных композиционных материалов промышленного назначения / Ю. А. Курганова // Сервис в России и за рубежом, 2012. – № 3 (20). – С. 235–240.
2. Карбиды некоторых переходных металлов. Свойства, области применения и методы получения. Часть 1. Карбиды титана и ванадия (обзор) / Ю. Л. Крутский, Т. С. Гудьма, И. Д. Кучумова, Р. Р. Хабиров, К. А. Антропова // Известия вузов. Черная металлургия. – 2022. – Т. 65. – № 5. – С. 305–322. DOI: 10.17073/0368-0797-2022-5-305-322.
3. Rudianto, H. Sintering behavior of hypereutectic aluminum-silicon metal matrix composites powder / H. Rudianto, Y. S. Sun, K. Y. Jin, Nam Ki Woo // International Journal of Modern Physics: Conference Series, 2012. – № 6. – P. 628–633. DOI:10.1142/S2010194512003881.
4. Xue, G. Influence of processing parameters on selective laser melted SiCp/AlSi10Mg composites: Densification, microstructure and mechanical properties / G. Xue, L. Ke, H. Zhu // Materials Science & Engineering A. – 2019. – Vol. 764. – P. 1–10. DOI:10.1016/j.msea.2019.138155.
5. Чернышова, Т. А. Взаимодействие металлических расплавов с армирующими наполнителями / Т. А. Чернышова, Л. И. Кобелева, П. Шебо, А. В. Панфилов. – М.: Наука, 1993. – 272 с.
6. Луц А. Р. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез алюминиевых сплавов: монограф. / А. Р. Луц, А. Г. Макаренко // Самара: Издательство Самарского ГТУ. – 2008. – 175 с.
7. Рыбаков, А. Д. Применение различных форм углерода для СВС высокодисперсного карбида титана в расплаве при получении алюмоматричных композиционных материалов: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Рыбаков Антон Дмитриевич. – Самара, 2021. – 186 с.
8. Шерина, Ю. В. Влияние армирования высокодисперсной фазой карбида титана, синтезированной в расплаве, и термической обработки на структуру и свойства промышленных алюминиевых сплавов: дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17 / Шерина Юлия Владимировна. – Самара, 2024. – 207 с.
9. Луц, А. Р. Жидкофазное получение методом СВС и термическая обработка композитов на основе алюминиево-магниевых сплавов, упрочненных высокодисперсной фазой карбида титана / А. Р. Луц, Ю. В. Шерина, А. П. Амосов, А. Д. Качура // Известия вузов. Цветная металлургия, 2023. – Т. 59. – № 4. – С. 70–86. DOI: 10.17073/0021-3438-2023-4-70-86.
10. Шерина, Ю. В. Исследование влияния добавки высокодисперсной фазы карбида титана, синтезированной в расплаве, и термообработки на структуру и свойства сплава АМ4,5Кд / Ю. В. Шерина // Транспортное машиностроение. – 2024. – № 3. – С. 59–69. DOI: 10.30987/2782-5957-2024-3-59-69.
11. Шерина, Ю. В. Выбор термической обработки и исследование ее влияния на структуру и свойства композиционного материала АК10М2Н-10%TiC, полученного методом СВС в расплаве / Ю. В. Шерина, А. Р. Луц, А. П. Амосов, Е. А. Минаков, И. Д. Ибатуллин // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2024. – № 2. – С. 102–118. DOI: 10.17073/0021-3438-2024-2-30-43.
12. Andrade-Gonzalez, N. R. Effect of heat treatment conditions on the aging process in 319 type aluminium casting alloys / N.R. Andrade-Gonzalez, J.E. Gruzleski, F.H. Samuel // 2nd symposium on heat treatment of metals and alloys, EHTS-TMS-Cairo, 2004. – P. 199–207. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.12.318.
13. Kiourtsidis, G. E. Aging response of aluminium alloy 2024/silicon carbide particles (SiCp) composites / G. E. Kiourtsidis, S.M. Skolianos, G.A. Litsardakis // Wear, 2004. – № 382. – P. 351–361. DOI: 10.1016/j.msea.2004.05.021.
14. Albiter, A. Microstructure and heat-treatment response of Al-2024:TiC Composites / A. Albiter, C.A. Leon, R.A.L. Drew, E. Bedolla // Materials Science and Engineering, 2000. – № 289. – P. 109–115. DOI:10.1016/j.msea.2004.05.021.
15. Veeravalli, R. R. Mechanical and tribological properties of AA7075-TiC metal matrix composites under heat-treated (T6) and cast conditions / R. R. Veeravalli, N. Ramanaiah, M. M. M. Sarcar // Journal Materres Technologies, 2016. – № 7. – 7 p. DOI:10.1016/j.jmrt.2016.03.011.
16. Шерина, Ю. В. СВС-армирование промышленных алюминиевых сплавов высокодисперсной фазой карбида титана: монография / Ю. В. Шерина, А. Р. Луц. – Самара:

Самар. гос. техн. ун-т, 2025. – 151 с. ISBN 978-5-7964-2484-1.

17. Zhukov, D. V. Method for Evaluation and Visualisation of the Microstructure Materials Heterogeneity / D. V. Zhukov, M. G. Giorbelidze, A. A. Mel'nikov, S. V. Voronin // Russian Metallurgy (Metally). – 2023. – № 13. – Pp. 2126–2132. DOI:10.1134/S0036029523700192.

18. Шабалдин, И. В. Оценка равномерности распределения армирующих фаз в структуре композиционных материалов при помощи ImageJ / И. В. Шабалдин // Уральская школа молодых металлургов : матер. XXI Междунар. науч.-техн. Уральской школы-семинара металлургов –

молодых ученых. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета. – 2022. – С. 505–508.

19. Прусов, Е. С. Развитие научных основ создания литых комплексно-армированных алюмоматричных композиционных материалов для отливок ответственного назначения ; дисс. ... д-ра техн. наук / Е. С. Прусов. – Нижний Новгород. – 2023. – С. 365.

20. Михеев, Р. С. Дискретно-армированные композиционные материалы системы Al-TiC (обзор) / Р. С. Михеев, Т. А. Чернышова // Заготовительные производства в машиностроении, 2008. – № 11. – С. 44–53.

Статья поступила в редакцию 19.11.2025, доработана 24.11.2025, подписана в печать 22.01.2026

The article was submitted 11.19.2025, revised 11.24.2025, accepted for publication 22.01.2026

УДК 620.22:669

DOI 10.35211/1990-5297-2026-2-309-28-32

Научная статья

Original article

*В. П. Кулевич, А. И. Богданов, В. Г. Шморгун, И. А. Соколенко
Е. А. Вакулин, А. Н. Кириченко, Д. Б. Бобкова*

ОЦЕНКА ЖАРОСТОЙКОСТИ АЛЮМИНИДНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Виталий Павлович Кулевич, kulevich.vp@gmail.com

Аннотация. Проведено алитирование титановых сплавов методом погружения в расплав. Проведена оценка жаростойкости полученных покрытий в сравнении с титановыми сплавами на основании изменения массы образцов при 700–850 °С.

Ключевые слова: покрытия, алюминиды, алитирование, жаростойкость.

Финансирование: исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20030, <https://rscf.ru/project/25-29-20030/> и гранта администрации Волгоградской области по соглашению № 6 от 30.07.25 г.

Для цитирования: Кулевич В. П., Богданов А. И., Шморгун В. Г., Соколенко И. А., Вакулин Е. А., Кириченко А. Н., Бобкова Д. Б. Оценка жаростойкости алюминидных покрытий на поверхности титановых сплавов. Известия ВолГТУ. 2026, 2(309): 28–32. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-28-32.

Информация об авторах:

Виталий Павлович Кулевич – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолГТУ

<https://orcid.org/0000-0001-6041-8423>

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Артем Игоревич Богданов – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3918-775X>

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Виктор Георгиевич Шморгун – д-р тех. наук профессор кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-3282-2880>

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

Илья Алексеевич Соколенко – студент группы МВ-2н кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолГТУ

e-mail: IlyaSokolenko2002@yandex.ru

Егор Алексеевич Вакулин – студент группы МВ-331 кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолГТУ

e-mail: evakulin31@gmail.com

Артем Николаевич Кириченко – студент группы МВ-331 кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

e-mail: Kirichenko.artemka@yandex.ru

Дарья Борисовна Бобкова – студент группы МВ-431 кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

e-mail: darya.bobkova.0409@mail.ru

Вклад авторов:

В. П. Кулевич – определение цели работы, обработка результатов эксперимента, написание текста статьи.

А. И. Богданов – участие в обсуждении результатов.

В. Г. Шморгун – участие в обсуждении результатов.

И. А. Соколенко – обработка результатов эксперимента.

Е. А. Вакулин – подготовка образцов для эксперимента.

А. Н. Кириченко – подготовка образцов для эксперимента.

Д. Б. Бобкова – проведение испытаний.

V. P. Kulevich, A. I. Bogdanov, V. G. Shmorgun, I. A. Sokolenko

E. A. Vakulin, A. N. Kirichenko, D. B. Bobkova

EVALUATION OF HEAT RESISTANCE OF ALUMINIDE COATINGS ON THE SURFACE OF TITANIUM ALLOYS

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Vitaliy P. Kulevich, kulevich.vp@gmail.com

Abstract. Titanium alloys were aluminized using the molten-melt method. The heat resistance of the resulting coatings was compared to that of titanium alloys based on the change in sample weight at 700–850 °C.

Keywords: coatings, aluminides, aluminizing, heat resistance

Funding: The research was supported by the Russian Science Foundation. № 25-29-20030, <https://rscf.ru/project/25-29-20030/> and a grant from the Volgograd Region Administration under an agreement № 6 of 30.07.25

For citation: Kulevich V. P., Bogdanov A. I., Shmorgun V. G., Sokolenko I. A., Vakulin E. A., Kirichenko A. N., Bobkova D. B. Evaluation of heat resistance of aluminide coatings on the surface of titanium alloys. *Izvestiya VSTU*. 2026, 2(309): 28–32. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-28-32.

Information about the authors:

Vitaliy P. Kulevich – Candidate of Technical Sciences, Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0001-6041-8423>

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Artem I. Bogdanov – Candidate of Technical Sciences, Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-3918-775X>

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Viktor G. Shmorgun – Doctor of Technical Sciences, Professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-3282-2880>

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

Ilya A. Sokolenko – Student of group MV-2n of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: IlyaSokolenko2002@yandex.ru

Egor A. Vakulin – Student of group MV-331 of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: evakulin31@gmail.com

Artem N. Kirichenko – Student of group MV-331 of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: Kirichenko.artemka@yandex.ru

Daria B. Bobkova – Student of group MV-431 of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: darya.bobkova.0409@mail.ru

Contribution of the authors:

Vitaliy P. Kulevich – defining the objective of the work, processing the experimental results, writing the article.

Artem I. Bogdanov – participating in the discussion of the results.

Viktor G. Shmorgun – participating in the discussion of the results.

Цыа А. Sokolenko – processing the experimental results.

Egor A. Vakulin – preparing the experimental samples.

Artem N. Kirichenko – preparing the experimental samples.

Daria B. Bobkova – conducting the tests.

Введение

Титановые сплавы, обладающие уникальным сочетанием высокой удельной прочности и коррозионной стойкости, нашли широкое применение в аэрокосмической, энергетической и химической отраслях. Однако их применение в областях, связанных с длительной эксплуатацией в окислительных атмосферах при температурах выше 500–600 °С, сдерживается существенным недостатком – склонностью к активному газонасыщению и потерей прочности. Образующаяся на поверхности рыхлая оксидная пленка TiO_2 не обеспечивает надежного барьерного эффекта, что приводит к прогрессирующей деградации свойств материала.

Алюминидные покрытия хорошо зарекомендовали себя в качестве жаростойких материалов, обеспечивающих стабильную работу деталей в окислительных средах при высоких температурах. Жаростойкость покрытий на основе алюминидов обеспечивается за счет формирования плотной пленки оксида алюминия

на поверхности, которая эффективно защищает материал от воздействия кислорода [1]. При этом наибольшей стабильностью при высоких температурах, в окислительных средах и средах, содержащих водяные пары и выхлопные газы [2, 3], обладает оксид $\alpha-Al_2O_3$.

Одним из наиболее эффективных способов алитирования является метод погружения в расплав [4, 5], позволяющий регулировать толщину наносимого слоя, а также получать легированные покрытия за счет изменения состава ванны.

Целью настоящей работы стала оценка влияния химического состава покрытий на основе алюминидов титана на их жаростойкие свойства.

Материалы и методы исследования

Для проведения алитирования были взяты сплавы на основе титана различного химического состава: ВТ1-0, ОТ4, ВТ6, ВТ18 и ВТ20. Состав сплавов представлен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав сплавов (мас. %)

Сплав	Ti	Al	V	Mo	Zr	Nb	Sn	Si	Mn	Fe	C	O	N	H
ВТ1-0	Осн.	–	–	–	–	–		0,1	–	0,25	0,07	0,20	0,04	0,010
ОТ4	Осн.	3,5–5,0	–	–	0,3	–		0,12	0,8–2,0	0,30	0,10	0,15	0,05	0,012
ВТ6	Осн.	5,3–6,8	3,5–5,3	–	0,3	–		0,1	–	0,60	0,10	0,20	0,05	0,015
ВТ18у	Осн.	6,2–7,3	–	0,4–1,0	3,5–4,5	0,5–1,5	2–3	0,1–0,25	–	0,20	0,10	0,14	0,04	0,015
ВТ20	Осн.	5,5–7,0	0,8–2,5	0,5–2,0	1,5–2,5	–		0,15	–	0,25	0,10	0,15	0,05	0,015

Для проведения алитирования из подготовленных сплавов вырезали образцы размером 10×20 мм и просверливали в них отверстие для подвешивания на проволоке.

Образцы предварительно были отшлифованы на наждачной бумаге зернистостью 320, промыты в дистиллированной воде в ультра-

звуковой ванне ПСБ-1328-05 Экотон и обезжирены.

В графитовых тиглях расплав алюминия АД1 (табл. 2) нагревали в печи SNOL 8,2/1100 до температуры 760 °С. Образцы погружали в расплав, выдерживали 2 мин, а затем извлекали с охлаждением на воздухе.

Таблица 2

Химический состав сплава АД1 (мас.%) ГОСТ 4784–2019

Хим. элемент	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Zn	Cu	Ti
Мас. доля, %	min 99,3	< 0,3	< 0,05	< 0,3	< 0,025	< 0,1	< 0,05	< 0,15

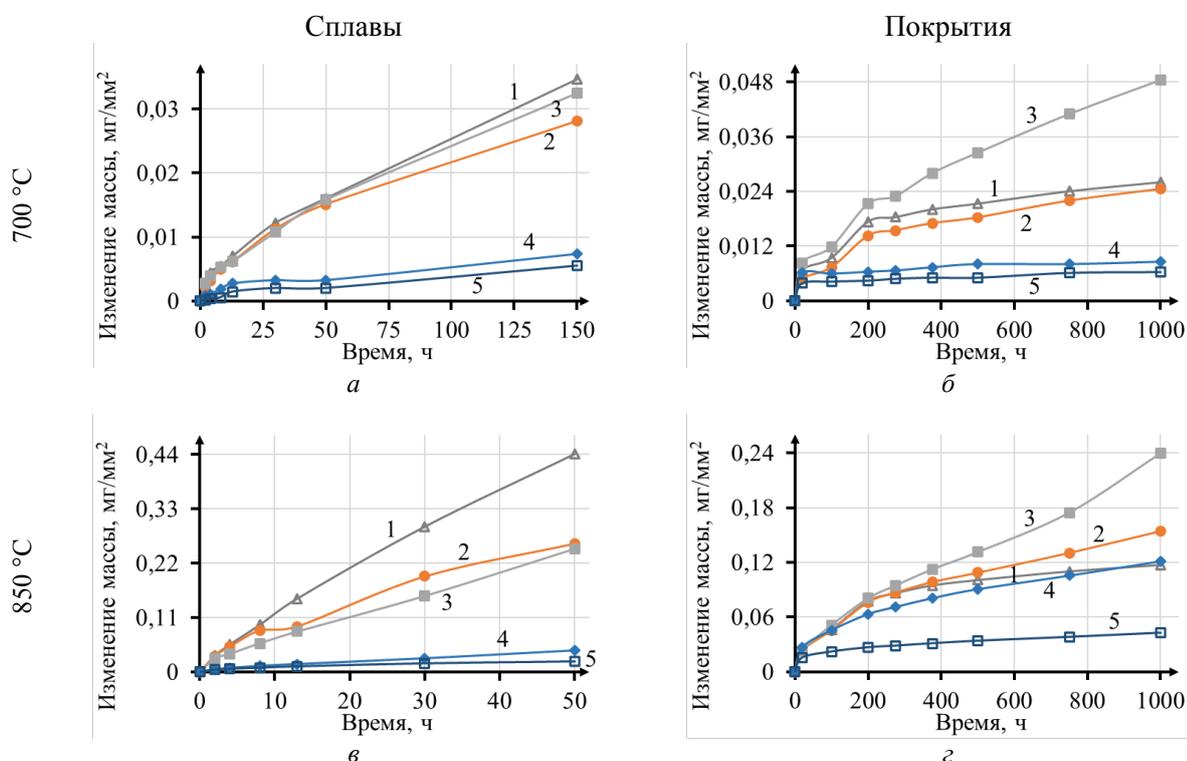
Исследование жаростойкости проводили по изменению массы образца при температуре, превышающей температуру плавления алюминия, но ниже температуры фазовых превращений в титане (700–850 °С), с выдержкой от 1 до 1000 ч. Испытания проводили в соответствии с ГОСТ 6130–71 «Металлы. Методы определения жаростойкости». Образцы титановых сплавов с покрытиями после жидкостного алитирования и без покрытий помещали в отдельные корундовые тигли с крышками и загружали в предварительно нагретую до рабочей температуры печь. Затем проводился периодический отбор образцов для взвешивания на весах Shinko VIBRA HT-220CE» с точностью 0,0001 г.

Результаты и их обсуждение

По результатам проведенного эксперимента были построены графические зависимости изменения массы образцов чистых титановых сплавов и образцов с покрытиями (рисунок). Для чистых сплавов на ранних этапах окисле-

ния были выбраны более короткие интервалы взвешивания ввиду большей интенсивности процесса. Для образцов с покрытиями первое взвешивание проводилось через 20 ч. Алитированные сплавы испытывали при 700 и 850 °С в течение 1000 ч. А образцы без покрытий при 700 °С испытывали в течение 150 ч, а при 850 °С время испытаний было ограничено 50 ч ввиду большой интенсивности окисления.

Из представленных результатов видно, что титановые сплавы по интенсивности окисления можно разделить на технически чистый ВТ1-0 (рисунок а, в (кривая 1)), интенсивность которого наиболее высокая, особенно при 850 °С; сплавы ОТ4 и ВТ6 также достаточно интенсивно окисляются и имеют примерно одинаковое изменение массы в исследованном диапазоне температур (рисунок а, в (кривые 2, 3)); ВТ18 и ВТ20 имеют минимальную интенсивность окисления за счет более сложной системы легирования (рисунок а, в (кривые 4, 5)).



Изменение массы образцов чистых титановых сплавов (а, в) и образцов с покрытиями (б, г)

при 700 °С (а, б) и 850 °С (в, г):

1 – ВТ1-0; 2 – ОТ4; 3 – ВТ6; 4 – ВТ18; 5 – ВТ20

Алюминидные покрытия эффективно защищают сплавы от окисления (рисунок б, з). Однако распределение алитированных сплавов по интенсивности окисления изменилось. Покрытие на сплаве ВТ6 окисляется интенсивнее всего, что может быть обусловлено негативным влиянием V в составе сплава. Покрытия на сплавах ВТ1 и ОТ4 показали близкие значения изменения массы при 700 и 850 °С. Покрытие на ВТ18 при 700 °С имеет низкий уровень окисления, как и у покрытия на ВТ20, однако при 850 °С интенсивность окисления увеличивается до уровня покрытий на ВТ1 и ОТ4. Покрытие на ВТ20 показало наилучшую стабильность в исследованном диапазоне температур.

Для сплавов ВТ1-0, ОТ4, ВТ6 алюминидное покрытие позволяет снизить интенсивность окисления в 2–2,5 раза при 700 °С и более чем в 5 раз при 850 °С. Для сплавов ВТ18 и ВТ20 в исследованном временном интервале для чистых сплавов покрытия снижают интенсивность изменения массы примерно в 1,2 раза. Однако наряду с изменением массы, алюминидные покрытия выступают в роли барьера, препятствующего газонасыщению сплавов, что позволяет сохранять механические свойства материала.

Вывод

Формирование алюминидных покрытий на поверхности титановых сплавов позволяет повысить жаростойкость материалов. Наименьшую стойкость к окислению показало покрытие на сплаве ВТ6, а наилучшие показатели у покрытия на сплаве ВТ20.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. High emissivity coatings for high temperature application: progress and prospect / He X. [et al.] // *Thin Solid Films*. – 2009. – Т. 517. – № 17. – С. 5120–5129.
2. Zeng S., Li F. Research status of aluminum base coating on titanium alloy // *Coatings*. – 2023. – Т. 13. – № 9. – С. 1525.
3. Hwang, C. et al. Thermal Stability and Degradation Properties of Aluminide Coated and Uncoated Ti-6Al-4V Alloys Exposed to High Temperature Flame // *Metals and Materials International*. – 2023. – Т. 29. – № 7. – С. 1855–1862.
4. Deqing, W., Ziyuan S., Yingli T. Microstructure and oxidation of hot-dip aluminized titanium at high temperature // *Applied Surface Science*. – 2005. – Т. 250. – № 1-4. – С. 238–246.
5. Zhang Z. G. et al. Effect of hot-dip aluminizing on the oxidation resistance of Ti-6Al-4V alloy at high temperatures // *Corrosion science*. – 2012. – Т. 55. – С. 187–193.

Статья поступила в редакцию 19.12.2025, доработана 14.01.2026, подписана в печать 22.01.2026

The article was submitted 19.12.2025, revised 14.01.2026, accepted for publication 22.01.2026

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-32-37

Научная статья
Original article

В. Н. Арисова

ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ НАГРЕВЕ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Вера Николаевна Арисова, arisova1954@mail.ru

Аннотация. В работе приведены результаты исследований влияния термической обработки, обеспечивающей жидкофазное взаимодействие в результате контактного плавления компонентов в полученном сваркой взрывом магниевом-алюминиевом композите, на структуру, микромеханические свойства, химический и фазовый состав диффузионной зоны.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, структура, свойства, диффузия, жидкофазное взаимодействие, интерметаллиды, рентгеновский энергодисперсионный анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ

Для цитирования: Арисова В. Н. Диффузионные процессы в магниевом-алюминиевом композите при нагреве. Известия ВолГТУ. 2026, 2(309) : 32–37. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-32-37

Информация об авторе:

Вера Николаевна Арисова – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолГТУ
<https://orcid.org/0000-0001-6787-6689>
e-mail: arisova1954@mail.ru

V. N. Arisova

DIFFUSION PROCESSES IN A MAGNESIUM-ALUMINUM COMPOSITE DURING HEATING

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

Abstract. The paper presents the results of studies of the influence of heat treatment, which ensures liquid-phase interaction as a result of contact melting of components in a magnesium-aluminum composite obtained by explosion welding, on the structure, micromechanical properties, chemical and phase composition of the diffusion zone.

Keywords: layered composite material, structure, properties, diffusion, liquid-phase interaction, intermetallics, X-ray energy-dispersive analysis, X-ray structural phase analysis

For citation: Arisova V. N. Diffusion processes in a magnesium-aluminum composite during heating. *IzvestiaVSTU*. 2026, 2(309) : 32–37. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2(309)-32-37.

Information about the author:

Vera N. Arisova – Candidate of Technical Sciences Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU.

<https://orcid.org/0000-0001-6787-6689>

e-mail: arisova1954@mail.ru

Введение

Накопленный научный и экспериментальный задел [1, 2] позволяет отнести к числу перспективных слоистых металлических интерметаллидных композитов (СМИК) системы магний – алюминий, полученные по комплексной технологии, включающей сварку взрывом (СВ) и последующие нагревы, в результате которых в зоне соединения образуются интерметаллидные прослойки заданной толщины. В [3–5] приведены результаты исследований при твердофазном взаимодействии в сваренном взрывом магниевом-алюминиевом композите после нагревов до температуры 400 °С от 1 до 100 часов. Толщина диффузионной прослойки при максимальном времени выдержки 100 час. составила 600–700 мкм. Рост диффузионной прослойки при временах выдержки до 50 часов происходил, в основном, вглубь АД1, а при времени выдержки 100 часов идет и в МА2-1.

Основным недостатком технологических процессов получения СМИК, сдерживающим широкое применение этого класса материалов, является длительность процесса ТО вследствие низких скоростей реактивной диффузии даже вблизи температуры плавления легкоплавкого компонента КМ. Одним из путей решения этой проблемы является исследование кинетики формирования интерметаллидных слоев при взаимодействии твердого более тугоплавкого слоя КМ с расплавом, возникающем выше точки солидуса более легкоплавкого компонента или за счет контактного плавления.

В [6] приведены результаты исследований структурообразования реакционной зоны магниевом-алюминиевого композита при темпера-

турах, обеспечивающих протекания контактного плавления на границе слоев.

Установлено, что термическая обработка при 450 °С и времени выдержки 4 ч существенно интенсифицирует диффузионные процессы, по сравнению с термообработкой при 400 °С, формирует реакционную зону толщиной до 1600–1700 мкм вследствие контактного плавления на линии соединения основных слоев КМ. Реакционная зона, полученная в результате жидкофазного взаимодействия, состоит из нескольких областей: двух диффузионных прослоек, примыкающих к алюминиевому слою, состоящих из интерметаллидов Al_3Mg_2 и $Mg_{17}Al_{12}$, закристаллизовавшегося расплава эвтектического состава с зернистой и пластинчатой структурами, состоящей из $Mg(Al)$ и $Mg_{17}Al_{12}$.

Целью данной работы является продолжение исследований по жидкофазному взаимодействию в магниевом-алюминиевом композите АД1+МА2-1 при температуре 450 °С с увеличением времени выдержки до 12 ч.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на образцах сваренного взрывом биметалла алюминий АД1 + магниевый сплав МА2-1 (2,5 + 3,2 мм). Сварку взрывом проводили по параллельной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию прочности соединения, соответствующей наименее прочному из соединяемых металлов – алюминию АД1. Отжиг биметалла АД1+МА2-1 осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 450 °С и временах выдержки 8 и 12 ч. Избранная температура

ТО допускала протекание контактного плавления только за счет одного из трех эвтектических равновесий, имеющих на диаграмме двойных сплавов алюминий-магний: $L \leftrightarrow Mg(Al) + Al_{12}Mg_{17}$ при температуре 438 °С [7]. Для исключения окисления составляющих композита ТО образцов проводили в обматке (жидкое стекло + тальк). Металлографические исследования осуществляли на микроскопе «Olympus ВХ-61». Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2–1 Н. С помощью рентгеновского энергодисперсионного анализа проводили химический анализ диффузионной зоны на растворе двухлучевом электронно-ионном мик-

роскопе системы Versa 3D. Для определения фазового состава СМИК проводили рентгеноструктурный анализ поверхности, сформированной при механическом разрушении по интерметаллидной прослойке, на дифрактометре BRUKER D8 ADVANSE ECO (Германия) в медном K_{α} -излучении с Ni фильтром. Идентификацию фаз осуществляли с помощью программы «DIFRACT EVA», использующей лицензионную базу данных ICDD PDF-2.

Результаты и их обсуждение

На рисунке 1 приведен график увеличения толщины диффузионной прослойки при 450 °С при временах выдержки от 10 минут до 12 ч.

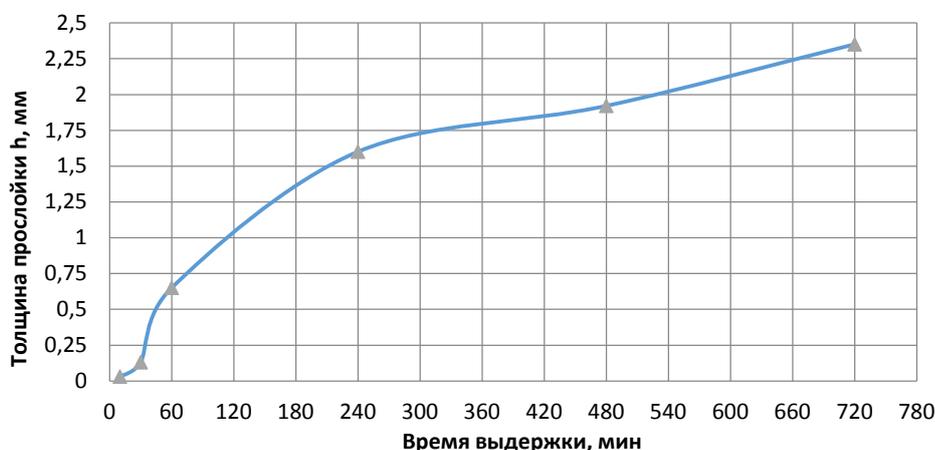


Рис. 1. Зависимость толщины диффузионной прослойки композита АД1+МА2-1 при отжиге 450 °С от времени выдержки (10 мин., 30 мин., 1 ч, 4 ч, 8 ч, 12 ч)

Из графика следует, что при 8 ч выдержки происходит дальнейший рост диффузионной прослойки до 1,87 мм, а при 12 ч выдержки увеличивается до 2,3 мм.

Изменение микротвердости прослойки, образующейся при времени выдержки 8 ч, вследствие неоднородности структуры колеблется

в интервале 2,45–1,2 ГПа (рис. 2, а).

При этом уменьшается толщина МА2-1 до 2,03 мм, так как диффузия направлена в его сторону.

При выдержке 12 ч диффузионная прослойка увеличивается до 2,2 мм, а ее твердость колеблется от 1,4 до 2,6 ГПа (рис. 2, б).

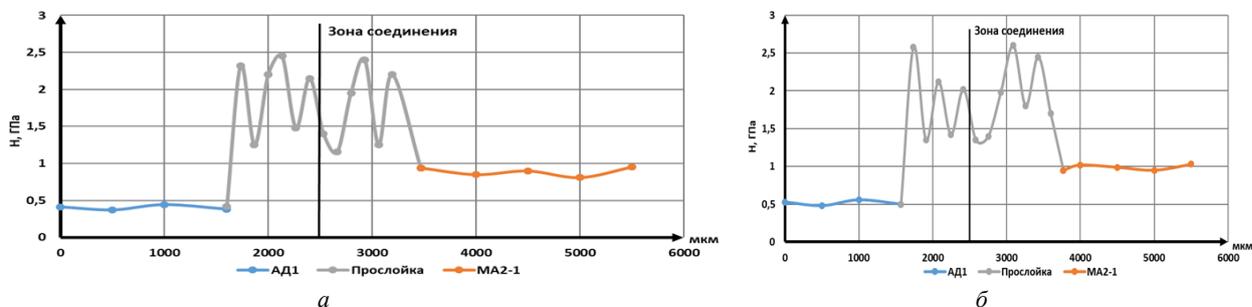


Рис. 2. Распределение микротвердости по сечению СМИК АД1+МА2-1 при 450 °С временах выдержки 8 ч (а) и 12 ч (б)

Таким образом, в результате исследования микроструктуры и микромеханических свойств диффузионной прослойки установлено, что она имеет неоднородную структуру, обладает высокой твердостью (от 2 до 2,58 ГПа), оказывающей влияние на физико-механические исследуемой магниево-алюминиевой композиции.

Результаты электронномикроскопического и энергодисперсионного рентгеноспектрального анализов композита показали, что после выдержек 8 и 12 часов, так же как и после 4 часов [6], реакционная зона состоит из нескольких

различающихся по морфологии областей: примыкающие к АД1 две тонкие прослойки, закристаллизовавшаяся область и диффузионная прослойка, примыкающая к МА2-1, которые увеличиваются по толщине с увеличением времени выдержки.

На рисунке 3, а представлена микроструктура закристаллизовавшейся эвтектической зоны, а в табл. 1 данные рентгеноспектрального анализа по определению химических элементов в светлой (точка 1) и темной зонах (точка 2) эвтектики.

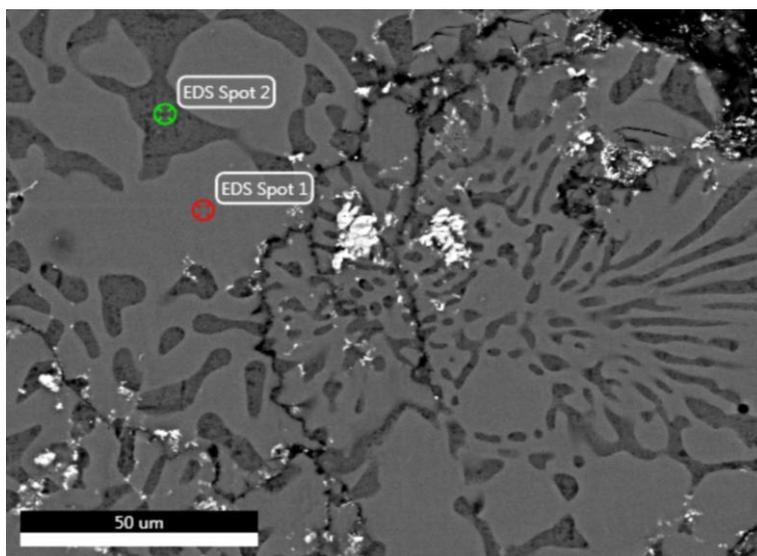


Рис. 3. Структура закристаллизовавшейся эвтектической зоны СММК АД1+МА2-1 при 450 °С времени выдержки 8 ч

Таблица 1

Результаты точечного рентгеновского энергодисперсионного микроанализа при 8 часах в закристаллизовавшейся области (в точках рис. 3)

Точка	Элемент	Содержание элемента в масс %	Содержание элемента в атомных %	Фаза
1	Mg	60,55	63,01	Mg ₃ Al ₂
	Al	39,45	36,99	
2	Mg	88,93	89,92	Mg
	Al	11,07	10,08	

На рисунке 4 показана микроструктура и химический состав (табл. 2) в различных точках со стороны МА2-1 после выдержки композита в течение 12 ч.

По данным рентгеновского энергодисперсионного анализа следует, что после ТО при 450 °С в течении 8–12 ч можно выделить следующие зоны:

– прослойка, примыкающая к слою АД1, с изменяющейся концентрацией магния от 0

до ≈15 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать твердому раствору α-Al(Mg) переменной концентрации при температуре ТО и, вследствие снижения растворимости, α+Al₃Mg₂ после охлаждения;

– прослойка с изменяющейся концентрацией магния от 50 до ≈60 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать бертолиду Al₁₂Mg₁₇ как при температуре ТО так и после охлаждения;

– прослойка с практически постоянным содержанием 60 ат.% Mg и 40 ат.% Al, что соответствует интерметаллиду Mg_3Al_2 ;

– прослойка, примыкающая к слою МА2-1, с изменяющейся концентрацией магния от 90

до 100 ат.%, фазовый состав которой должен соответствовать твердому раствору $Mg(Al)$ переменной концентрации при температуре ТО и, вследствие снижения растворимости, $Mg(Al) + Mg_3Al_2$.

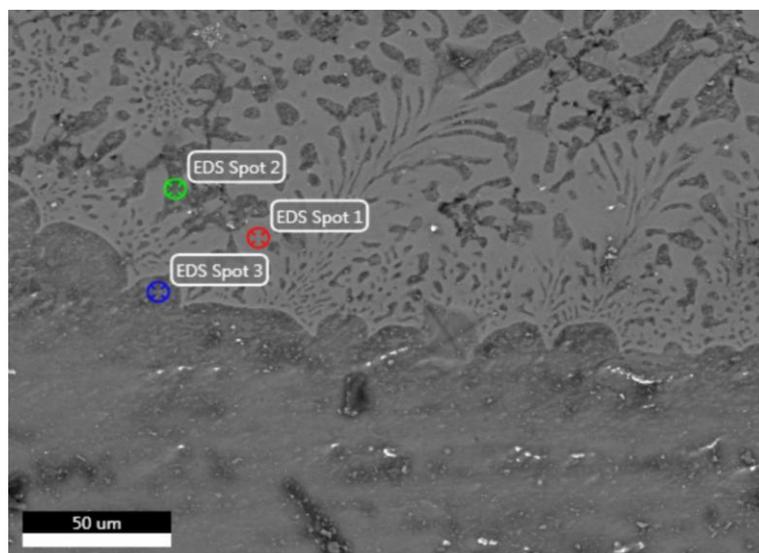


Рис. 4. Структура магниевно-алюминиевого композита после ТО 450 °С в течение 12 часов со стороны МА2-1

Таблица 2

Результаты точечного рентгеновского энергодисперсионного анализа при 12 часах со стороны МА2-1 (точки указаны на рис. 4)

Точка	Элемент	Содержание элемента в масс %	Содержание элемента в атомных %	Фаза
1	Mg	60,78	63,23	Mg_3Al_2
	Al	39,22	36,77	
2	Mg	87,52	88,61	$Mg(Al)$
	Al	12,48	11,39	
3	Mg	86,99	88,12	$Mg(Al)$
	Al	13,01	11,88	

Данные рентгеноструктурного анализа АД1+МА2-1 при 450 °С временах выдержки 8 ч и 12 ч приведены на рис. 5. Идентифицированы фазы: твердые растворы $Mg(Al)$ и $Al(Mg)$, $\beta-Al_3Mg_2$, $\gamma-Al_{12}Mg_{17}$ и фаза Mg_3Al_2 коррелирует

с результатами энергодисперсионного химического анализа, при этом количество фазы Mg_3Al_2 при увеличении времени выдержки с 8 до 12 час увеличивается, а фаза $Al_{12}Mg_{17}$ уменьшается с 8,5 до 6,1 %.

I

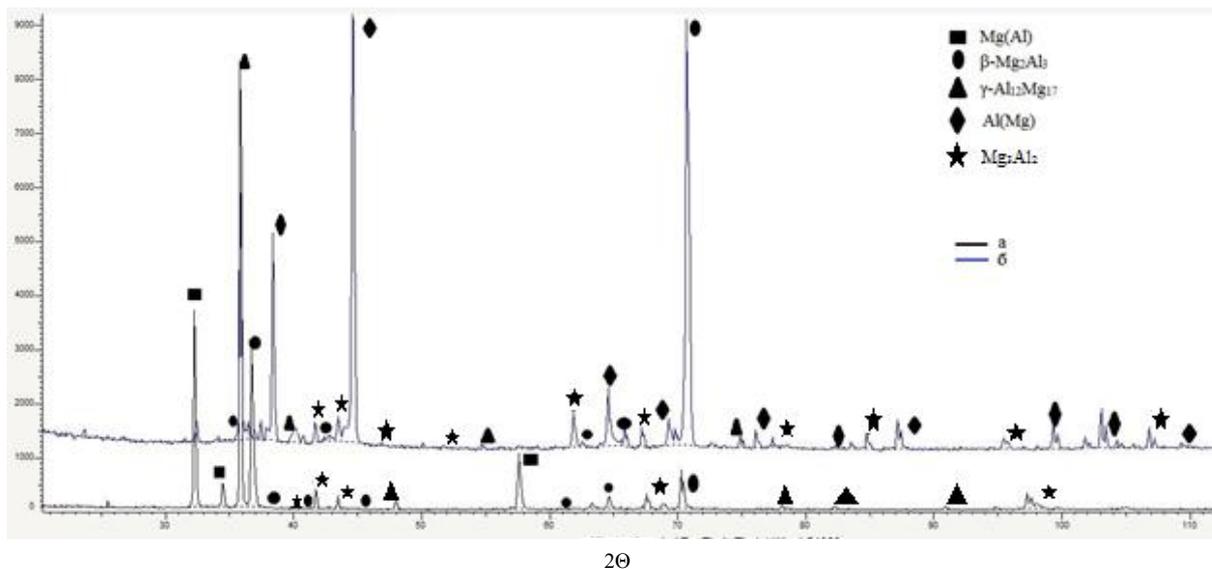


Рис. 5. Дифрактограммы диффузионной зоны СММК после ТО 450 °С:
а – 8 ч; б – 12 ч

Вывод

Результаты исследований показали, что при увеличении выдержки до 8–12 ч при температуре 450 °С, обеспечивающим контактное плавление, происходит дальнейшее протекание диффузионных процессов в сторону магниевого сплава МА2-1; толщина диффузионной прослойки достигает 2,3 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
3. Арисова, В. Н. Влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав магниево-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, И. А. Пономарева, А. Е. Кондаков // Металловедение и термическая

обработка металлов. – 2015. – № 5 (719). – С. 47–50.

4. Воздействие температурно-временных условий процесса на свойства магниево-алюминиевого композита / Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 17–20.

5. Формирование интерметаллидной зоны на границе двух- и трехслойного магниево-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–15.

6. Особенности формирования структуры в зоне соединения сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита при термической обработке / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, А. И. Богданов // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 11 (294) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»). – С. 44–50.

7. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Лякишева. – Т. 1. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.

Статья поступила в редакцию 19.12.2025, доработана 14.01.2026, подписана в печать 22.01.2026
The article was submitted 19.12.2025, revised 14.01.2026, accepted for publication 22.01.2026

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 620.22:669
DOI 10.35211/1990-5297-2026-2-309-38-43

Научная статья
Original article

*А. И. Богданов, В. П. Кулевич, В. Г. Шморгун, М. В. Крохалев
Д. Б. Бобкова, В. Д. Смоленцев, А. А. Шаров*

АЛИТИРОВАНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ МЕТОДОМ ТЕРМОДИФФУЗИОННОГО НАСЫЩЕНИЯ ИЗ ПОРОШКОВОЙ СРЕДЫ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Виталий Павлович Кулевич, kulevich.vp@gmail.com

Аннотация. Проведено термодиффузионное алитирование сплавов НП2, Х20Н80, Х15Н60, сталь 20880 и Х15Ю5 в порошковой среде. Исследован фазовый состав полученных алюминидных покрытий, и кинетика изменения их толщины при 680 °С.

Ключевые слова: покрытия, интерметаллид, термодиффузионное алитирование, фазовый состав

Финансирование: Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-20030, <https://rscf.ru/project/25-29-20030/> и гранта администрации Волгоградской области по соглашению № 6 от 30.07.25 г.

Для цитирования: Богданов А. И., Кулевич В. П., Шморгун В. Г., Крохалев М. В., Бобкова Д. Б., Смоленцев В. Д., Шаров А. А. Алитирование сплавов на основе железа и никеля методом термодиффузионного насыщения из порошковой среды. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 38–43. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-38-43.

Информация об авторах:

Артем Игоревич Богданов – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3918-775X>

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Виталий Павлович Кулевич – канд. тех. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0001-6041-8423>

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Виктор Георгиевич Шморгун – д-р тех. наук профессор кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-3282-2880>

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

Михаил Витальевич Крохалев – студент группы МВ-431 кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

e-mail: mishakrokhalev@gmail.com

Дарья Борисовна Бобкова – студентка группы МВ-431 кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

e-mail: darya.bobkova.0409@mail.ru

Владимир Дмитриевич Смоленцев – студент группы МВ-2н кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

e-mail: der0n@yandex.ru

Артемий Александрович Шаров – студент группы МВ-331 кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

e-mail: artemsharov49@gmail.com

Вклад авторов:

А. И. Богданов – определение цели работы, проведение рентгенофазового анализа, участие в обсуждении результатов.

В. П. Кулевич – обработка результатов эксперимента, написание текста статьи.

В. Г. Шморгун – написание текста статьи.

М. В. Крохалев – подготовка образцов для испытаний.

Д. Б. Бобкова – подготовка образцов для испытаний.

В. Д. Смоленцев – обработка результатов рентгеноструктурного анализа.

А. А. Шаров – подготовка образцов для испытаний.

*A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun, M. V. Krokhalev
D. B. Bobkova, V. D. Smolentsev, A. A. Sharov*

**ALUMINIZING OF IRON- AND NICKEL-BASED ALLOYS BY THERMAL
DIFFUSION SATURATION FROM A POWDER MIXTURE**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Vitaliy P. Kulevich, kulevich.vp@gmail.com

Abstract. Thermal diffusion aluminizing of NP2, Cr20Ni80, Cr15Ni60, steel 20880, and Cr15Al5 alloys was conducted in a powder mixture. The phase composition of the aluminide coatings and the kinetics of their thickness change at 680°C were studied.

Keywords: coatings, intermetallic compound, thermal diffusion aluminizing, phase composition

Funding: The research was supported by the Russian Science Foundation. № 25-29-20030, <https://rscf.ru/project/25-29-20030/> and a grant from the Volgograd Region Administration under an agreement №6 of 30.07.25

For citation: Bogdanov A. I., Kulevich V. P., Shmorgun V. G., Krokhalev M. V., Bobkova D. B., Smolentsev V. D., Sharov A. A. Aluminizing of iron- and nickel-based alloys by thermal diffusion saturation from a powder mixture. *Izvestiya VSTU*. 2026, 2(309): 38–43. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-38-43.

Information about the authors:

Artem I. Bogdanov – Candidate of Technical Sciences Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-3918-775X>

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Vitaliy P. Kulevich – Candidate of Technical Sciences Associate professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0001-6041-8423>

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Viktor G. Shmorgun – Doctor of Technical Sciences Professor of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-3282-2880>

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

Mikhail V. Krokhalev – Student in group MV-431 of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: mishakrokhalev@gmail.com

Daria B. Bobkova – Student in group MV-431 of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: darya.bobkova.0409@mail.ru

Vladimir D. Smolentsev – Student in group MV-2n of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: der0n@yandex.ru

Artemy A. Sharov – Student in group MV-331, of the «Materials Science and Composite Materials» department, VSTU

e-mail: artemsharov49@gmail.com

Contribution of the authors:

Artem I. Bogdanov – defining the purpose of the work, conducting X-ray phase analysis, participating in the discussion of the results.

Vitaliy P. Kulevich – processing the experimental results, writing the article text.

Viktor G. Shmorgun – writing the text of the article.

Mikhail V. Krokhalev – preparation of test specimens.

Daria B. Bobkova – preparation of test specimens.

Vladimir D. Smolentsev – processing of X-ray diffraction analysis results.

Artemy A. Sharov – preparation of test specimens.

Введение

В современном машиностроении и энергетике, где ключевыми требованиями к материалам являются высокая твердость, износостойкость, коррозионная стойкость и длительное сохранение прочностных характеристик в экстремальных условиях, особое место занимают никелевые и железные сплавы. Однако обеспечение комплекса вышеперечисленных свойств в объеме материала затруднено из-за недостаточной сопротивляемости поверхностных слоев внешним деградирующим воздействиям, таким как абразивный износ, фреттинг-коррозия, кавитация и окисление при повышенных температурах. Эффективным решением данной проблемы является применение методов поверхностного легирования, направленных на целенаправленное формирование функциональных слоев с заданными свойствами.

Среди разнообразных технологий поверхностного упрочнения метод термодиффузионного насыщения из порошковой среды (алитирование) выделяется своей относительной простотой, технологичностью и высокой эффективностью для защиты деталей сложной конфигурации [1, 2]. Данный процесс заключается в диффузионном насыщении поверхностного слоя алюминием при повышенных температурах в среде, содержащей доноры этого элемента (обычно порошки ферроалюминия или чистого алюминия с добавками активаторов), что приводит к образованию интерметаллических фаз.

Целью данной статьи является исследование кинетики формирования покрытий методом порошковой термодиффузии на поверхности сплавов на основе никеля и железа.

Материалы и методы исследования

Для порошкового термодиффузионного алитирования использовали никель НП2, сплавы X20H80 и X15H60, сталь 20880 (армко-железо) и сплав X15Ю5. Из вышеперечисленных сплавов вырезали образцы размером $10 \times 10 \times 2$ мм. Образцы предварительно были отшлифованы на наждачной бумаге, промыты в дистиллированной воде в ультразвуковой ванне ПСБ-1328-05 Эжотон и обезжирены.

Рабочая смесь для насыщения состояла из пороков: 21 масс.% алюминия Al, 72 масс.% корунда Al_2O_3 и 7 масс.% хлорида аммония NH_4Cl .

Для нанесения покрытий термодиффузионным методом образцы с порошковой смесью

помещали в плотно закрывающийся контейнер из нержавеющей стали, который обмазывали жаростойким герметиком. Контейнер с образцами помещали в печь СНОЛ 12/16 предварительно разогретую до рабочей температуры $680^\circ C$. Образцы выдерживали в печи в течение 15–60 мин. По окончании процесса образцы извлекали из контейнера и очищали от остатков порошковой смеси.

Металлографические исследования выполняли на модульном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с фиксацией микроструктур с помощью цифровой камеры микроскопа DP12. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO.

Результаты и их обсуждение

Образцы сплавов НП2, X20H80, X15H60, 20880 и X15Ю5 были подвергнуты термодиффузионному алитированию в порошковой среде при температуре $680^\circ C$ в течение 15, 30 и 60 мин. Металлографический анализ образцов после термодиффузионного насыщения показал, что на поверхности всех сплавов формируется сплошное покрытие. Покрытия на сплавах, содержащих железо (20880, X15Ю5 и X15H60) отличаются ярко выраженной разнотолщинностью, в то время как покрытия на никелевых сплавах (НП2 и X20H80) имеют ровную границу с подложкой и свободную поверхность.

Проведение рентгенофазового анализа с поверхности алитированных образцов позволило идентифицировать интерметаллические соединения (рис. 2).

На никеле формируется только интерметаллид Ni_2Al_3 (рис. 2, а).

На сплаве X20H80 наряду с интерметаллидом Ni_2Al_3 идентифицированы рефлексы от интерметаллида $\theta-Cr_7Al_{45}$ ($CrAl_7$), хрома и подложки ($CrNi_3$) (рис. 2, б).

На сплаве X15H60 за счет присутствия в его составе железа фазовый состав покрытия отличается. Наряду с Ni_2Al_3 сформировались интерметаллиды Ni_3Al , Cr_5Al_8 и $FeNiAl_5$ (рис. 2, в).

На стали 20880 и фехрале X15Ю5 фазовый состав покрытия одинаковый и соответствует интерметаллиду Fe_2Al_5 (рис. 2, г, д).

Полученные результаты о фазовом составе покрытий на исследуемых сплавах соответствуют известным данным о диффузионном взаимодействии сплавов с алюминием [3–6].

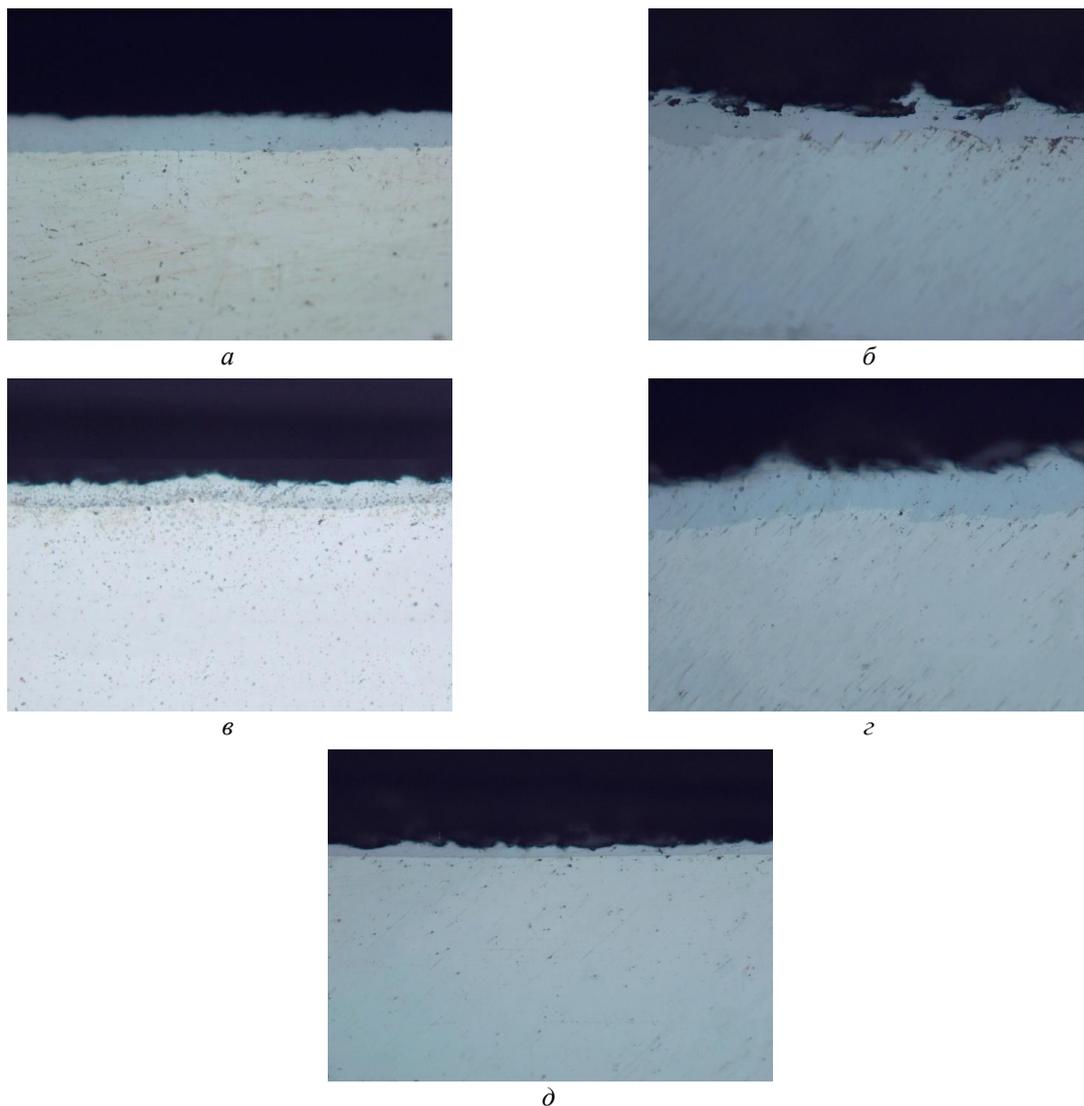


Рис. 1. Структура покрытий, полученных методом термодиффузионного алитирования из порошковой среды (680 °С, 15 мин), на сплавах:

a – НП2; *б* – сталь 20880; *в* – Х20Н80; *г* – Х15Ю5; *д* – Х15Н60

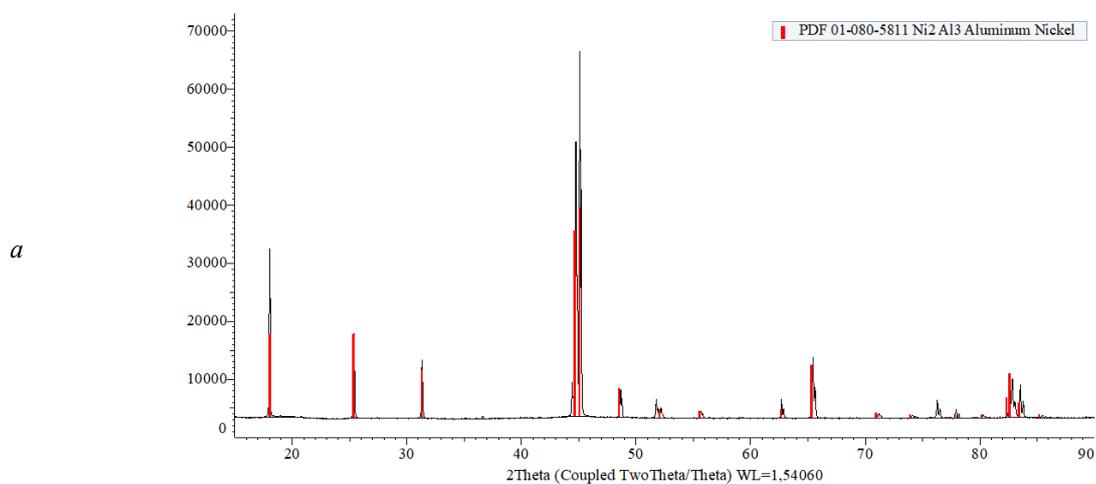


Рис. 2. Дифрактограммы, снятые с поверхности покрытий на сплавах:

a – НП2; *б* – Х20Н80; *в* – Х15Н60; *г* – сталь 20880; *д* – Х15Ю5
(см. также с. 42)

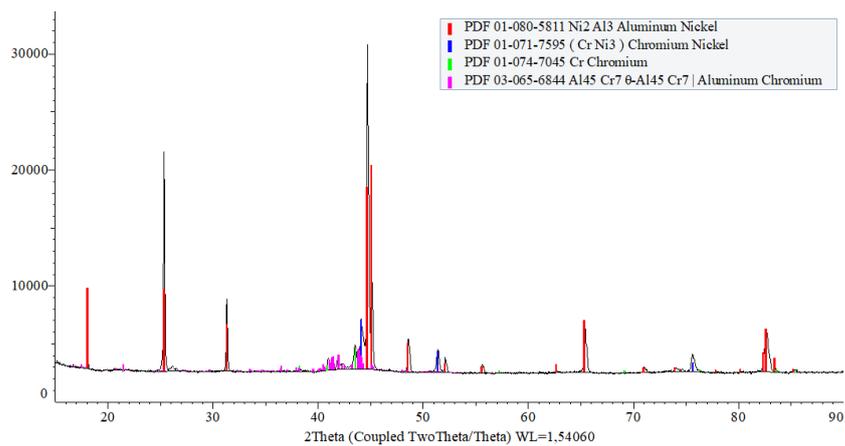
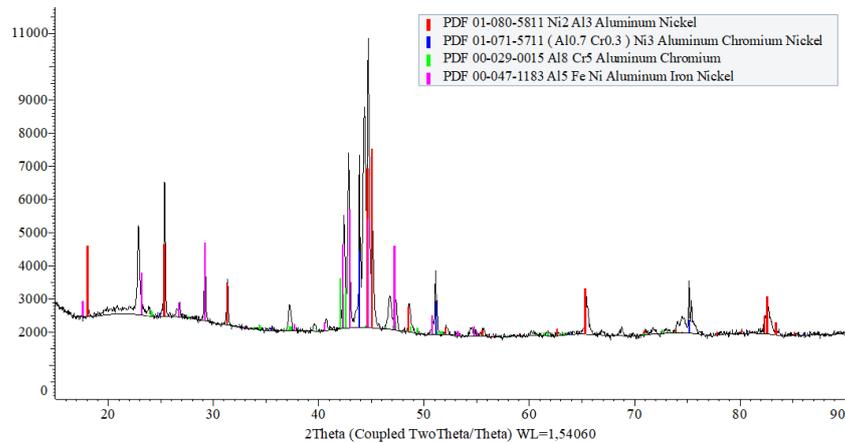
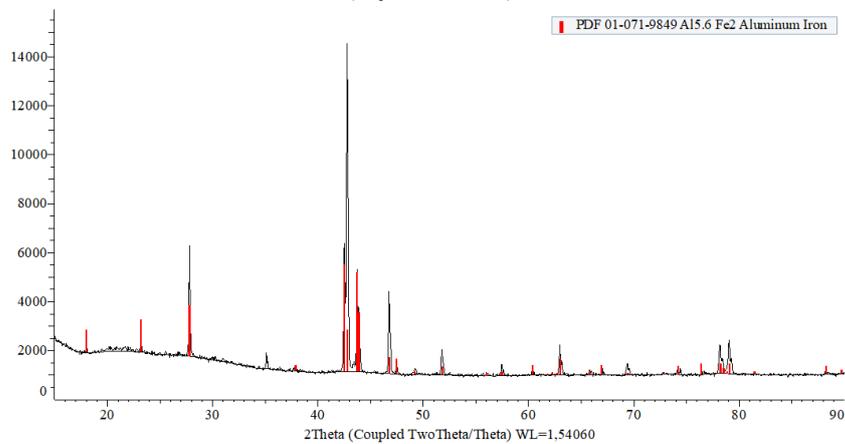
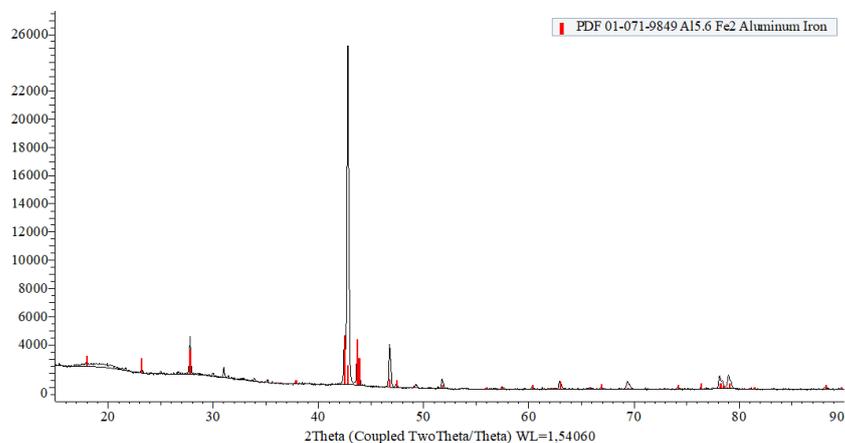
δ  θ  ϵ  δ 

Рис. 2. Окончание

Измерение толщины покрытий после различных времен термодиффузионного насыщения из порошковой среды позволило построить графические зависимости роста толщины покрытия на исследуемых сплавах (рис. 3).

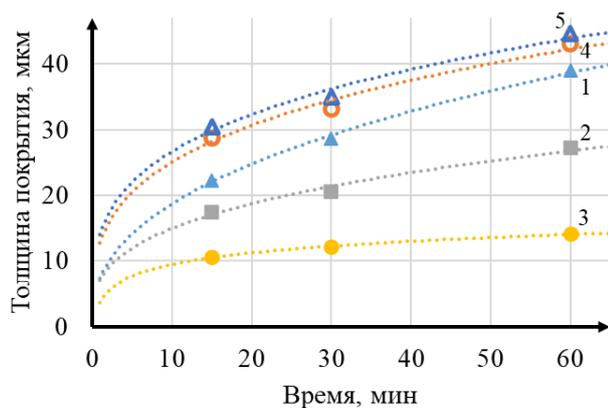


Рис. 3. Толщина покрытий при 680 °С на сплавах: 1 – НП2; 2 – X20H80; 3 – X15H60; 4 – сталь 20880; 5 – X15Ю5

Из рисунка 3 видно, что изменение толщины покрытия от времени имеет параболическую зависимость. Для сплавов на основе никеля (X20H80 и X15H60) легирование значительно снижает интенсивность формирования покрытия. Для сплава на основе железа (X15H60) толщина покрытия превышает толщину для чистого железа. Это может быть связано с наличием алюминия в составе фехрали.

Вывод

При термодиффузионном алитировании из порошковой среды на поверхности сплавов на основе никеля формируются более однородные по толщине покрытия, в то время как на сплавах на основе железа покрытия имеют большую толщину. Покрытия на поверхности никелевых сплавов состоят из интерметаллида Ni_2Al_3

с включениями $\theta-Cr_7Al_{45}$ для X20H80 и включениями Cr_5Al_8 и $FeNiAl_5$ для X15H60. Покрытия на железных сплавах состоят только из интерметаллида Fe_2Al_5 . Изменение толщины покрытий с течением времени насыщения подчиняется параболическому закону.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dong J., Sun Y., He F. Formation mechanism of multi-layer aluminide coating on 316L stainless steel by low-temperature pack cementation //Surface and Coatings Technology. – 2019. – Т. 375. – С. 833–838.
2. Kourtidou D. et al. Deposition of Ni-Al coatings by pack cementation and corrosion resistance in high temperature and marine environments //Corrosion science. – 2019. – Т. 148. – С. 12–23.
3. Исследование фазового состава диффузионной зоны в композите X20H80+АД1 / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, А. В. Крохалев, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе, А. Г. Серов, П. Г. Зуев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 10). – С. 26–29.
4. Шморгул, В. Г. Формирование диффузионной зоны на границе сваренного взрывом композита сталь 20880 + АД1 при жидкофазном взаимодействии / В. Г. Шморгул, А. И. Богданов, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 26–29.
5. Кинетика диффузионных процессов в композите X15H60–АД1 / В. Г. Шморгул, А. И. Богданов, Д. В. Щербин, В. П. Кулевич, Р. Д. Евчиц // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–19.
6. Исследование особенностей диффузионного взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита сплав X15Ю5 – алюминий АД1 / В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, В. В. Савченко, А. Г. Фатыхова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–10.

УДК 678.743:539.2
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-44-48

Научная статья
Original article

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. С. Чистяков
Д. Е. Ефремов, Н. А. Палагин, К. И. Шувалова*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА
НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА С ОКСИДОМ АЛЮМИНИЯ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Галина Викторовна Агафонова, mvpol@vstu.ru

Аннотация. Методом рентгеноструктурного анализа были исследованы полимерные композиционные материалы на основе термопластичного полимера, политетрафторэтилена, наполненного оксидом алюминия после взрывного и статического прессования. Работа выполнена с целью сравнительного исследования влияния взрывного и статического прессования на структуру полимерного композиционного материала.

Ключевые слова: взрывное прессование, статическое прессование, политетрафторэтилен, оксид алюминия, рентгеноструктурный анализ

Для цитирования: Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С., Ефремов Д. Е., Палагин Н. А., Шувалова К. И. Исследование влияния взрывного прессования на структуру и свойства композита на основе политетрафторэтилена с оксидом алюминия / Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 44–48. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-44-48.

Информация об авторах:

Нина Александровна Адаменко – д-р техн. наук профессор кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-0843-7672>

e-mail: mvpol@vstu.ru

Галина Викторовна Агафонова – канд. техн. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0001-8043-1983>

e-mail: inet-agv@mail.ru

Александр Сергеевич Чистяков – аспирант 2-го курса, ВолгГТУ, 2.6.17 Материаловедение

e-mail: aleksmen20000@yandex.ru

Даниил Евгеньевич Ефремов – аспирант 1-го курса, ВолгГТУ, 2.5.8 Сварка, родственные процессы и технологии

e-mail: Korjik.XE.1987@mail.ru

Николай Александрович Палагин – магистр 2-го курса, ВолгГТУ, ФТКМ, кафедра МиКМ

e-mail: kolya_palagin@mail.ru

Карина Игоревна Шувалова – магистр 1-го курса, ВолгГТУ, ФТКМ, кафедра МиКМ

e-mail: karinasuvalova15@gmail.com

Вклад авторов:

Н. А. Адаменко – определение цели работы, планирование экспериментов, общая координация проведения исследований, анализ, участие в обсуждении результатов, редактирование рукописи.

Г. В. Агафонова – анализ и систематизация экспериментальных результатов, исследование процессов уплотнения дисперсных композиционных смесей при взрывном прессовании, участие в обсуждении результатов исследований, редактирование рукописи.

А. С. Чистяков – проведение СЭМ и РСА, расчет параметров кристаллической структуры, написание текста статьи.

Д. Е. Ефремов – подготовка образцов для проведения структурных исследований, структурные исследования с помощью рентгеноструктурного анализа, расчет параметров кристаллической структуры.

Н. А. Палагин – подготовка образцов для проведения структурных исследований, расчет параметров кристаллической структуры.

К. И. Шувалова – подготовка образцов для проведения структурных исследований, расчет параметров кристаллической структуры.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. S. Chistyakov
D. E. Efremov, N. A. Palagin, K. I. Shuvalova*

**STUDY OF THE EFFECT OF EXPLOSIVE PRESSING
ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A COMPOSITE BASED
ON POLYTETRAFLUOROETHYLENE WITH ALUMINUM OXIDE**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Galina V. Agafonova, inet-agv@mail.ru

Abstract: Polymer composite materials based on a thermoplastic polymer, polytetrafluoroethylene, filled with aluminum oxide after explosive and static pressing, were studied by X-ray diffraction analysis. The research was carried out in order to compare the effects of explosive and static pressing on the crystalline structure of a polymer composite material.

Keywords: explosive pressing, static pressing, polytetrafluoroethylene, aluminum oxide, X-ray diffraction analysis

For citation: Study of the influence of explosive pressing on the structure and properties of a composite based on polytetrafluoroethylene with aluminum oxide / N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. S. Chistyakov, D. E. Efremov, N. A. Palagin, K. I. Shuvalova / *Izvestiya VSTU*. 2026, 2(309): 44–48. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-44-48.

Information about the authors:

Nina A. Adamenko – Doctor of Technical Sciences Professor of the Department of Materials Science and Composite Materials at VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-0843-7672>

e-mail: mvpol@vstu.ru

Galina V. Agafonova – Candidate of Technical Sciences Associate Professor of the Department of Materials Science and Composite Materials at VSTU

<https://orcid.org/0000-0001-8043-1983>

e-mail: inet-agv@mail.ru

Alexander S. Chistyakov – 2nd year postgraduate student, VSTU, 2.6.17 Materials Science

e-mail: aleksmen20000@yandex.ru

Daniil E. Efremov – First-year graduate student, VSTU, 2.5.8 Welding, related processes and technologies

e-mail: Korjik.XE.1987@mail.ru

Nikolai A. Palagin – Second-year master's student, VSTU, Faculty of Structural Materials Technology, Department of Materials Science and Composite Materials

e-mail: kolya_palagin@mail.ru

Karina I. Shuvalova – First-year master's student, VSTU, Faculty of Structural Materials Technology, Department of Materials Science and Composite Materials

e-mail: karinasuvalova15@gmail.com

Contribution of the authors:

Nina A. Adamenko – defining the study's objectives, planning the experiments, overall coordination of the research, analysis, participation in the discussion of the results, and manuscript editing.

Galina V. Agafonova – analysis and systematization of the experimental results, study of the compaction processes of dispersed composite mixtures during explosive pressing, participation in the discussion of the research results, and manuscript editing.

Alexander S. Chistyakov – conducting SEM and X-ray diffraction, calculating the crystal structure parameters, and writing the manuscript.

Daniil E. Efremov – sample preparation for structural studies, structural studies using X-ray diffraction analysis, calculation of crystal structure parameters

Nikolai A. Palagin – sample preparation for structural studies, calculation of crystal structure parameters

Karina I. Shuvalova – sample preparation for structural studies, calculation of crystal structure parameters

Введение

Полимерные материалы используются повсеместно благодаря своим разнообразным ценным свойствам, физическим и химическим. При этом создание полимерных композиционных материалов (ПКМ) на их основе позволяет получать материалы с более высокими характеристиками. Ключевым методом для достижения улучшений является модификация полимера при различных высокоэнергетических воз-

действиях [1–3]. Повышение свойств материала положительно сказывается на практичности и привлекательности ПКМ для потребителей.

Наполнение полимеров является одним из основных способов модификации их структуры, при этом изменения в характеристиках ПКМ зависят от типа используемого наполнителя. Так, термопластичный политетрафторэтилен (ПТФЭ) может быть улучшен путем добавления различных наполнителей. Среди них –

кокс, графит, дисульфид молибдена, сиалон, металлические порошки, оксиды, нитриды и другие материалы, вводимые в концентрациях от 0,5 до 50 % по массе [4].

Метод взрывного прессования (ВП) открывает широкие возможности для создания разнообразных композиционных материалов. Особую ценность он представляет для производства полимерных композитов на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ), поскольку позволяет эффективно справляться с присущими этому полимеру проблемами высокой вязкости и низкой адгезионной прочности. В отличие от традиционных подходов, ВП создает благоприятные условия для протекания структурных трансформаций и химических реакций, что в итоге приводит к значительному улучшению эксплуатационных свойств конечного материала [3, 5].

В работе проведены сравнительные исследования структурных изменений в композитах ПТФЭ с оксидом алюминия, полученных взрывным и статическим прессованием (СП).

Материалы и методы исследования

Выбор ПТФЭ в качестве матрицы обусловлен его уникальными свойствами: способность функционировать как при криогенных (до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$), так и при повышенных температурах (до $280\text{ }^{\circ}\text{C}$), исключительная химическая и климатическая стойкости, высокие электроизоляционные свойства, низкий коэффициент трения, а также биосовместимость и нетоксичность. Материалы на основе ПТФЭ используются для работы в жестких условиях оборудования химического, нефтегазового и энергетического комплексов [1].

В качестве наполнителя использовали Al_2O_3 – оксид алюминия, продукт механохимического синтеза с размером частиц 5–50 мкм.

В работе выполнены исследования образцов, полученных методом взрывного прессования скользящей ударной волной и статически спрессованных порошковых смесей ПТФЭ с содержанием наполнителя 10 и 40 % об. Полученные плоские прессовки не имели следов расслоения и деструкции. Давление ВП исследованных композиций было выбрано на основе ранее проведенных исследований [6] и составляло 0,9 ГПа. Для сравнительных исследований получали образцы статическим прессованием давлением 0,1 ГПа.

Структурные изменения композитов изучены после ВП и последующего спекания. Для

проведения структурного анализа полученных композиционных прессовок, а также для оценки степени кристалличности композита, влияющей на прочность материала и его физико-механические свойства, был использован метод рентгеноструктурного анализа (РСА).

Рентгеноструктурный анализ (РСА) образцов проводили на дифрактометре Bruker D8 AdvanceEco (Bruker AXS GmbH, Germany) с вертикальным $\theta - \theta$ гониометром. Съемку осуществляли в геометрии Брегга–Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{ \AA}$) с использованием никелевого $\text{K}\beta$ -фильтра. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с помощью программного обеспечения Diffraction.EVA (version 4.2.1). Изменение тонкой структуры ПТФЭ и Al_2O_3 оценивали по степени кристалличности, а на основании измерения физического уширения интерференционных линий (β), определяли размер кристаллитов (D) и относительную деформацию кристаллической решетки ($\Delta d/d$) по стандартной методике [7]. Структуры полученных компактов изучали на сканирующем электронном микроскопе системы FEI Versa 3D. DualBeam в среде высокого вакуума путем детектирования обратно отраженных электронов.

Результаты исследований и их обсуждение

Образец после взрывного уплотнения имеет однородную структуру, состоящую из монолитной массы ПТФЭ с внедренными частицами наполнителя. При ударном взрывном воздействии частицы Al_2O_3 сохраняют свою исходную форму, а их размер меняется с 5–50 мкм до 2–20 мкм (рис. 1).

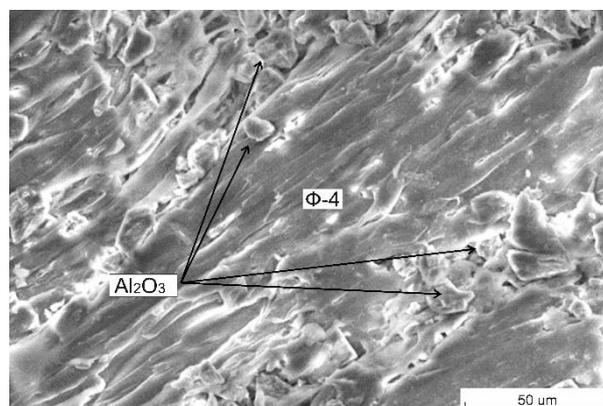


Рис. 1. СЭМ-изображение образца ПТФЭ с 10% Al_2O_3 после ВП

На дифрактограммах изученного композита после ВП и СП можно наблюдать характерный для политетрафторэтилена интенсивный кристаллический пик $2\theta \approx 18^\circ$ и ряд менее интенсивных максимумов 2θ около 32° ; 36° ; 42° . При углах $2\theta=25,57^\circ$; $2\theta=35,15^\circ$; $2\theta=37,77^\circ$; $2\theta=43,35^\circ$; $2\theta=52,50^\circ$; $2\theta=57,50^\circ$; $2\theta=66,52^\circ$ выделяются рефлексы, соответствующие оксиду алюминия и возрастающие с увеличением содержания наполнителя. Определяются два аморфных гало в области 2θ $5-22^\circ$ и $30-50^\circ$. Аморфное гало при углах $2\theta \approx 10-18^\circ$ (рис. 2, кривая 2) увеличивается при повышении содержания наполнителя в образцах, полученных СП, а его центр тяжести и занимаемая им площадь смещаются в сторону уменьшения ди-

фракционных углов, что вызвано перестройкой аморфной составляющей матрицы, которая становится менее упорядоченной [8]. Обращает внимание интенсивное гало от аморфной части полимера в области $2\theta = 30-50^\circ$ после ВП ПТФЭ [9], которое отсутствует при СП. Наличие гало связано с разориентацией спиралевидных молекул относительно друг друга за счет изменения термодинамического режима формирования структуры при высокоэнергетическом воздействии. В тоже время с увеличением содержания оксида алюминия частицы наполнителя служат центрами кристаллизации, от которых идет рост образований, что сказывается на более высокой степени кристалличности ПКМ.

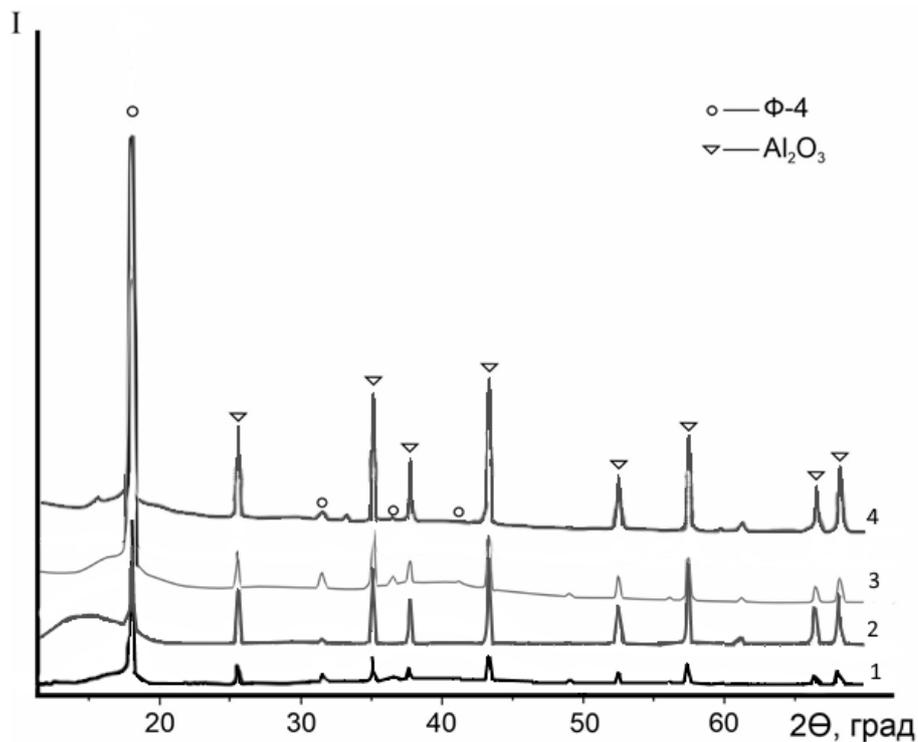


Рис. 2. Дифрактограммы композитов ПТФЭ с Al_2O_3 , полученных СП (1, 2) и ВП (3, 4), с содержанием: 1, 3 – 10%; 2, 4 – 40% Al_2O_3

Результаты РСА свидетельствуют о большой стабильности надмолекулярной структуры ПТФЭ при значительном ударном воздействии. Расчет характеристик тонкой структуры показал (таблица), что увеличение содержания наполнителя приводит к росту степени кристалличности с 63 до 79 %, что свидетельствует о повышении доли регулярно упакованных молекул. После СП материал имеет меньшую степень кристалличности, но с увеличением содержания наполнителя она возрастает с 63 до 67 %, как и после ВП.

После ВП формируется более мелкая кристаллическая структура как при 10%-ном содержании наполнителя ($D = 24,8$ нм), так и при 40%-ном наполнении ($D = 33,4$ нм), в отличие от СП, где D составляет 52,2 и 37,5 нм, соответственно. Это наблюдается в результате дробления кристаллитов при взрывном воздействии [10]. Образование крупнокристаллической структуры с уменьшением искажений кристаллической решетки ПТФЭ ($4,4 \cdot 10^{-3}$ и $6,2 \cdot 10^{-3}$) после СП закономерно снижает интегральную характеристику структурных искажений кристал-

лической решетки полимера – физическое уширение в 1,2–2,0 раза. Такие изменения, вероятно, связаны со структурообразующим влиянием

частиц оксида алюминия, в том числе наноразмерных, и увеличением упорядоченной кристаллической фазы полимера после ВП.

Характеристики структуры композиций ПТФЭ + Al₂O₃

Содержание наполнителя, %	Результаты расчета					
	Способ прессования	$\chi \pm 1,0, \%$	$D \pm 0,15, \text{ нм}$	$\beta \pm 0,15, \text{ мрад}$	$\Delta d/d \pm 0,01 \cdot 10^{-3}$	$\sigma_{II} \pm 0,10, \text{ МПа}$
ПТФЭ+10%	ВП	69	24,8	5,9	9,3	3,9
ПТФЭ+10%	СП	63	52,2	2,8	4,4	1,8
ПТФЭ+40%	ВП	79	33,4	4,4	6,9	2,9
ПТФЭ+40%	СП	67	37,5	3,9	6,2	2,5

Выводы

1. После ВП полимерных композиционных смесей ПТФЭ с 10 и 40 % Al₂O₃ полученный композит представляет однородный, монолитный материал, без пор, следов расслоения, а полимер сохраняет свою аморфно-кристаллическую структуру.

2. Установлено более интенсивное влияние частиц оксида алюминия на структурообразование при ВП, что привело к увеличению степени кристалличности до 69–79 %, формированию мелкокристаллической структуры с размером кристаллитов 24,8–33,4 нм и повышению внутренних напряжений в матрице до 2,9–3,9 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 1999. – 162с.
2. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Больбасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
3. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на структуру и термомеханические свойства наполненного политетрафторэтилена / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // Пластические массы. – 2017. – № 1–2. – С. 9–11.

4. Gogoleva O. V., Okhlopkova A. A., Petrova P. N. Development of Self-Lubricating Antifriction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // Journal of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388.

5. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Adamenko N.A., Kazurov A.V., Agafonova G.V. // International Conference on Innovations and Prospects of Development of Mining Machinery and Electrical Engineering 2017, IPDME 2017 Sep. "IOP Conference Series: Earth and Environmental Science" 2017. С.

6. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.

7. Мартынов, М. А. Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов и К. А. Вылежанина. – М. : Химия, 1972. – 98 с.

8. Волкова, В. К. Анализ структурных изменений композиционных материалов на основе ПТФЭ после теплового воздействия / В. К. Волкова // МНИЖ. – 2022. – № 5–1 (119). – С. 32–36.

9. Адаменко, Н. А. Формирование структуры и свойств политетрафторэтилена при ударно-волновой обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот // Материаловедение. – 2023. – № 7. – С. 8–16.

10. Композитные материалы на основе политетрафторэтилена и оксида алюминия, полученные взрывным прессованием / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот, Д. Е. Ефремов, А. С. Чистяков // Материаловедение. – 2025. – № 4. – С. 18–25. – DOI: 10.31044/1684-579X-2025-0-4-18-25.

Статья поступила в редакцию 15.12.2025 г., доработана 29.12.2025 г., подписана в печать 22.01.2026

The article was submitted 15.12.2025, revised 29.12.2025, accepted for publication 22.01.2026

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.8

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-49-52

Научная статья

Original article

В. А. Казанкин

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТИ МАТЕРИАЛА ИНДЕНТИРОВАНИЕМ ПРИ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ИНДЕНТОРА

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Владимир Андреевич Казанкин, kazankin_vmr@mail.ru

Аннотация. В работе описана методика определения твердости материалов индентированием при наличии упругопластической деформации индентора. Рассмотренный случай индентирования возможен при определении твердости материала с заведомо неизвестным уровнем твердости. При этом, несмотря на потерю работоспособности индентора, предложенная методика позволит определить твердость контролируемого материала.

Ключевые слова: сферический индентор, неразрушающий контроль, пластическая твердость, приведенная пластическая твердость, упругопластическая деформация

Для цитирования: Казанкин В. А. Определение пластической твердости материала индентированием при упругопластической деформации индентора. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 49–52. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-49-52.

Информация об авторе:

Владимир Андреевич Казанкин – канд. техн. наук, доцент декан факультета автоматизированных систем, транспорта и вооружений ВолгГТУ, доцент кафедры «Динамика и прочность машин»

<https://orcid.org/0000-0001-7188-4219>

e-mail: kazankin_vmr@mail.ru

V. A. Kazankin

DETERMINING THE PLASTIC HARDNESS OF A MATERIAL BY INDENTATION UNDER ELASTIC-PLASTIC DEFORMATION OF AN INDENTOR

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Vladimir A. Kazankin, kazankin_vmr@mail.ru

Abstract. This paper describes a technique for determining the hardness of metals by indentation under elastoplastic deformation of the indenter. This indentation method is suitable for determining the hardness of a material with an unknown hardness level. Despite the loss of indenter functionality, the proposed technique allows one to determine the hardness of the inspected material.

Keywords: spherical indenter, nondestructive testing, plastic hardness, reduced hardness, elastoplastic deformation

For citation: Kazankin V. A. Determination of the plastic hardness of a material by indentation under elastic-plastic deformation of the indenter. IzvestiaVSTU. 2026, 2(309): 49–52. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-49-52.

Information about the author:

Vladimir A. Kazankin – Candidate of Technical Sciences, Dean of the Faculty of Automated Systems, Transport, and Armors at VSTU, Associate Professor of the Department of Machine Dynamics and Strength

<https://orcid.org/0000-0001-7188-4219>

e-mail: kazankin_vmr@mail.ru

Основные положения о пластической твердости и ее определении описаны в ГОСТ 18835–73 [1] и работе [2]. Согласно этим работам пластическая твердость определяется с использованием твердосплавного шарика и позволяет определять пластическую твердость материалов, если она не превышает 5000 МПа. В тоже время существуют материалы, твердость которых превышает это значение. В таком случае, когда твердость материала заведомо неизвестна, при приложении нагрузки может произойти пластическая деформация индентора. Очевидно, что пластически деформированный индентор теряет работоспособность, однако для минимизации последствий важно определить пластическую твердость материала. Для описанного случая разработана методика определения пластической твердости, справедливая при одновременной пластической деформации как материала, так и индентора. При этом известно [3], что одновременная пластическая деформация тел, находящихся в силовом контакте, наблюдается при отношении их твердостей, находящемся в диапазоне $0,57 \leq H_{Dш} / H_{D} \leq 1,86$.

Для определения суммарной остаточной деформации в контакте индентора с плоским телом существует зависимость [3], справедливая для всего диапазона соотношения твердостей контактирующих деталей:

$$h = aR \cdot \left(\frac{F}{H_{Dnp} R^2} \right)^b, \quad (1)$$

$$h = \left(\frac{0,057}{\left(1,5 \frac{H_{Dш}}{H_{Dnp}} - 1\right)^{1,72}} + 0,142 \right) R \cdot \left(\frac{H_{Dш} F}{H_{Dnp} R^2 H_{Dш}} \right)^{1,46 - 0,23 \frac{H_{Dш}}{H_{Dnp}}}.$$

Пусть $t = \frac{H_{Dш}}{H_{Dnp}}$, тогда:

$$h = \left(\frac{0,057}{(1,5 \cdot t - 1)^{1,72}} + 0,142 \right) R \cdot \left(\frac{tF}{R^2 H_{Dш}} \right)^{1,46 - 0,23t}. \quad (5)$$

Преобразуем полученное выражение:

$$t = \left(\frac{h}{R \left(\frac{0,057}{(1,5t - 1)^{1,72}} + 0,142 \right)} \right)^{\frac{1}{1,46 - 0,23t}} \cdot \frac{H_{Dш} R^2}{F}. \quad (6)$$

Очевидно, что формула (6) является рекурсивной и значение t определяется методом последовательных приближений. Расчеты пока-

где R – радиус сферической детали, F – нагрузка на шарик; a и b – коэффициенты, зависящие от соотношения твердостей индентора и испытуемой детали $H_{Dш}/H_{D}$, H_{Dnp} – приведенная пластическая твердость [3].

$$a = \frac{0,057}{\frac{H_{Dш}}{H_{D}}^{1,72}} + 0,142,$$

$$b = 1,306 - 0,153 \frac{H_{Dш}}{H_{D}} \quad (2)$$

$$H_{Dnp} = \frac{1,5 \cdot H_{Dш} \cdot H_{D}}{H_{Dш} + H_{D}} \quad (3)$$

Таким образом, определив приведенную пластическую твердость, можно определить и пластическую твердость контролируемого материала. Однако, в связи с тем, что коэффициенты a и b также зависят от соотношения твердостей контролируемого материала и индентора, поставленная задача значительно усложняется.

Преобразовав формулу (3) и подставив полученное выражение в (2), получим выражения для коэффициентов a и b , выраженное через отношение пластической твердости шарика и приведенной пластической твердости:

$$a = \frac{0,057}{\left(1,5 \frac{H_{Dш}}{H_{Dnp}} - 1\right)^{1,72}} + 0,142,$$

$$b = 1,46 - 0,23 \frac{H_{Dш}}{H_{Dnp}}. \quad (4)$$

Домножив числитель и знаменатель дроби в формуле (1) на $H_{Dш}$ и подставив выражения (4), получим:

ем t , находящимся в диапазоне от 1 до 2, так как для случая близких твердостей материала контактируемых деталей величина t всегда меняется в этих пределах.

Преобразуем формулу (3) и получим выражение для определения пластической твердости контролируемого материала при наличии пластической деформации индентора:

$$НД = \frac{НД_{ш}}{1,5 \frac{НД_{ш}}{НД_{пр}} - 1} \quad (7)$$

Таким образом, разработанная методика заключается в следующем: испытуемый материал нагружают стальным индентором с заданной нагрузкой, после снятия нагрузки определяют суммарную пластическую деформацию испытуемой детали и индентора, определяют пластическую твердость индентора, а затем методом последовательных приближений определяют отношение пластической твердости материала индентора и приведенной пластической твердости. Затем, по формуле (7) определяют величину пластической твердости испытуемого материала.

Экспериментальная проверка проводилась нагружением стального индентора радиусом 2,5 мм, имеющего пластическую твердость $НД_{ш} = 9820$ МПа. Нагружение производили с использованием прессы Бринелля ТШ=2, нагрузку задавали равной $F = 7357,5$ Н. Величину пластической деформации определяли с помощью индикатора часового типа с ценой де-

ления 0,001 мм, установленного на приспособлении к прессу Бринелля. Материалы и твердость испытанных материалов показаны в таблице 1. Как видно, соотношение твердостей материала испытуемых деталей и индентора в проведенном исследовании находилось в диапазоне $0,92 \leq НД_{ш} / НД \leq 1,44$, что соответствует случаю близких твердостей материалов.

Из таблицы 2 видно, что предложенная методика определения пластической твердости материала детали при наличии пластической деформации индентора позволяет получить искомые значения с погрешностью, не превышающей 5%. При этом погрешность имеет характер двустороннего разброса. Следует также отметить, что использование известной методики, справедливой для случаев наличия только упругой деформации индентора, дает погрешность, достигающую 90 %.

Таблица 1

Материалы испытанных деталей и значения пластической твердости

Материал деталей	Пластическая твердость испытуемых деталей НД, МПа
1. Сталь ШХ15	6800
2. Сталь ШХ15	8200
3. Сталь ШХ15	9100
4. Сталь ШХ15	9820
5. Сталь ШХ15	10250
6. Сталь ШХ15	10710

Таблица 2

Значения пластической твердости материала, полученные по предложенной методике и известной методике [3]

Номер детали	Предложенная методика				Известная методика	
	h , мм	t	НД, МПа	Погрешность, %	НД, МПа	Погрешность, %
1	0,071	1,59	7110	4,57	8221	20,89
2	0,067	1,51	7803	-4,84	10650	29,87
3	0,063	1,42	8735	-4	13388	47,13
4	0,061	1,37	9337	-4,91	17355	76,74
5	0,059	1,32	1069	-1,77	18744	82,87
6	0,057	1,26	10979	2,51	20374	90,23

Таким образом, в работе описана методика определения пластической твердости материала деталей, справедливой при близких твердостях материалов индентора и детали. Приведе-

ны зависимости, позволяющие методом последовательных приближений определить отношение пластической твердости индентора к приведенной пластической твердости. Ис-

пользование предложенной методики позволит уменьшить затраты при потере индентором работоспособности в связи с отсутствием необходимости дополнительного нагружения новым индентором.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74 (ограничение срока

действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол № 3-93, ИУС № 5/6, 1993 г.).

2. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.

3. Матлин, М. М. Жесткость упругопластического контакта деталей машин : монография / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М. : Машиностроение, 2015. – 217 с.

Статья поступила в редакцию 19.12.2025, доработана 13.01.2026, подписана в печать 22.01.2026

The article was submitted 19.12.2025, revised 13.01.2026, accepted for publication 22.01.2026

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-53-59

Научная статья

Original article

*Д. А. Муругов, А. В. Савинов, А. А. Чудин, В. И. Лысак
О. А. Полесский, П. П. Красиков, С. А. Ганцев, В. П. Бутков*

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДУГИ С ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Дмитрий Александрович Муругов, dmitry.murugov97@yandex.ru

Аннотация. Исследовано влияние ультразвуковых колебаний на эффективный, термический и полный КПД проплавления дуги переменного тока с импульсами прямоугольной формы. Показано, что воздействие ультразвуковых колебаний на сварочную дугу способствует повышению ее энергетических характеристик.

Ключевые слова: ультразвуковые колебания, неплавящийся электрод, переменный ток

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ (из средств программы развития «Приоритет 2030» по соглашению 075-15-2025-063) в рамках научного проекта № 15/631-24.

Для цитирования: Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П., Ганцев С. А., Бутков В. П. Энергетические характеристики дуги с воздействием ультразвуковых колебаний. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 53–59. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-53-59.

Информация об авторах:

Дмитрий Александрович Муругов – младший научный сотрудник кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0005-0007-9761>

e-mail: dmitry.murugov97@yandex.ru

Александр Васильевич Савинов – д-р техн. наук профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

e-mail: savinal58@rambler.ru

Артем Алексеевич Чудин – канд. техн. наук доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-2859-3410>

e-mail: tema.chudin@yandex.ru

Владимир Ильич Лысак – академик РАН, д-р техн. наук, профессор научный руководитель ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-3066-058X>

e-mail: lysak@vstu.ru

Олег Александрович Полесский – канд. техн. наук доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

e-mail: xxatomxx@yandex.ru

Павел Павлович Красиков – канд. техн. наук доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», ВолгГТУ

e-mail: xkpp@yandex.ru

Сергей Алексеевич Ганцев – магистрант, ВолгГТУ

e-mail: sergej.zver16@gmail.com

Владислав Павлович Бутков – магистрант, ВолгГТУ

e-mail: butkov-200007@mail.ru

Вклад авторов

Д. А. Муругов – проведение и анализ экспериментов, написание текста статьи.

А. В. Савинов, А. А. Чудин – анализ экспериментальных данных.

В. И. Лысак – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

О. А. Полесский, П. П. Красиков – участие в обсуждении результатов.

С. А. Ганцев, В. П. Бутков – подготовка материалов для проведения исследований.

*D. A. Murugov, A. V. Savinov, A. A. Chudin, V. I. Lysak,
O. A. Polesskiy, P. P. Krasikov, S. A. Gancev, V. P. Butkov*

ENERGY CHARACTERISTICS OF AN ARC EXPOSED TO ULTRASONIC VIBRATIONS

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Dmitry A. Murugov, dmitry.murugov97@yandex.ru

Abstract. The influence of ultrasonic vibrations on the effective, thermal and overall efficiency of arc penetration of alternating current with rectangular pulses was investigated. It was shown that exposure to ultrasonic vibrations on the welding arc improves its energy characteristics.

Keywords: ultrasonic vibrations, non-consumable electrode, alternating current

Funding: The reported study was funded by VSTU (from the funds of the development program «Priority 2030» under the agreement № 075-15-2025-063) according to the research project № 15/631-24.

For citation: Murugov D. A., Savinov A. V., Chudin A. A., Lysak V. I., Polesskiy O. A., Krasikov P. P., Gancev S. A., Butkov V. P. Energy characteristics of an arc exposed to ultrasonic vibrations. Izvestia VSTU. 2026, 2(309): 53–59. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-53-59.

Information about the authors:

Dmitry A. Murugov – Junior Researcher, Department of Welding Equipment and Technology, VSTU

<https://orcid.org/0009-0005-0007-9761>

e-mail: dmitry.murugov97@yandex.ru

Aleksandr V. Savinov – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of Welding Equipment and Technology, VSTU

e-mail: savinal58@rambler.ru

Artem A. Chudin – Candidate of Technical Sciences Associate Professor, Department of Welding Equipment and Technology, VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-2859-3410>

e-mail: tema.chudin@yandex.ru

Vladimir I. Lysak – Academician of the Russian Academy of Sciences, Doctor of Technical Sciences, Professor Scientific Director of the Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education, VSTU

<https://orcid.org/0000-0003-3066-058X>

e-mail: lysak@vstu.ru

Oleg A. Polesskiy – Candidate of Technical Sciences Associate Professor, Department of Welding Equipment and Technology, VSTU

e-mail: xxatomxx@yandex.ru

Pavel P. Krasikov – Candidate of Technical Sciences Associate Professor, Department of Welding Equipment and Technology, VSTU

e-mail: xkpp@yandex.ru

Sergey A. Gancev – Master's student, VSTU

e-mail: sergej.zver16@gmail.com

Vladislav P. Butkov – Master's student, VSTU

e-mail: butkov-200007@mail.ru

Contribution of the authors:

Dmitry A. Murugov – conducted and analyzed the experiments, writing articles.

Aleksandr V. Savinov and **Artem A. Chudin** – analyzed the experimental data.

Vladimir I. Lysak – defined the aim of the study.

Oleg A. Polesskiy and **Pavel P. Krasikov** – participated in the discussion of the results.

Sergey A. Gancev and **Vladislav P. Butkov** – preparing materials for conducting research the followings

Введение

Все параметры, определяющие эффективность сварочной дуги, целесообразно разделить на две группы. Первую из них составляют энергетические параметры, вторую – показатели, определяющие проплавляющую способность дуги. К параметрам первой группы относятся эффективный КПД нагрева η_w , термический КПД η_t и полный КПД проплавления η_{np} .

Ко второй группе относятся параметры дуги и режима сварки, в той или иной мере определяющие результаты проплавлений [1]: в основном это сила тока, напряжение дуги и скорость ее перемещения. Последние часто объединяют в один более общий параметр – погонную энергию, для чего необходимо знание одного из параметров первой группы – η_w .

Такое деление носит условный характер,

поскольку, например, коэффициенты η_t и η_{np} определяют не только энергетику процесса дуговой сварки, но и результат проплавлений. С другой стороны, параметры второй группы (прежде всего ток дуги) влияют, иногда определяющим образом, на значения параметров первой группы.

Известно, что не все выделяемое дугой тепло используется при сварке для нагрева изделия. Часть тепла затрачивается на нагрев электрода и теряется в окружающем пространстве за счет конвекции и излучения. По литературным данным [2] эффективный КПД дуги переменного тока с неплавящимся электродом находится в диапазоне 0,2...0,8. В связи с этим интересен вопрос изучения влияния ультразвуковых колебаний на эффективность процесса сварки неплавящимся электродом.

Материалы и методы исследований

Эффективность нагрева дугой переменного тока импульсами прямоугольной формы (ПФИ) при сварке алюминия оценивали эффективным η_u , термическим η_t и полным КПД η_{np} .

Величину теплового потока, вводимого дугой в свариваемый металл, необходимую для расчета этих коэффициентов, определяли посредством калориметрирования. С этой целью выполняли проплавления алюминиевой пластины. Температуру воды до и после проплавления измеряли с точностью до 0,1 °С; ток и напряжение дуги, длительность импульсов тока прямой и обратной полярности регистрировали с помощью осциллографа FNIRSI 1014D. Скорость перемещения проплавленной пластины под неподвижно закрепленной горелкой составляла 20 м/ч, длина дуги – 3 мм.

Последующий расчет эффективного КПД производился по формуле:

$$\eta_u = \frac{c_w G_w (T_k - T_n) + c_{Al} G_{Al} (T_k^a - T_n^a) + A(T_k - T_n) + Q_n}{\tau_{гор} I_d \left(U_{пр} \frac{\tau_{пр}}{\tau_{пр} + \tau_{обр}} + U_{обр} \frac{\tau_{обр}}{\tau_{пр} + \tau_{обр}} \right)}, \tag{1}$$

где η_u – эффективный КПД сварки; c_w – удельная теплоемкость воды; G_w – вес воды в калориметре; c_{Al} – удельная теплоемкость алюминия; G_{Al} – масса алюминиевого образца; T_n – температура воды до опыта; T_k – температура воды после опыта; T_n^a – температура образца до опыта; T_k^a – температура образца после опыта; A – постоянная калориметра; Q_n – потери тепла в окружающую среду; $\tau_{гор}$ – время горения дуги; I_d – действующее значение тока; $U_{д пр}$ – на-

пряжение горения дуги на прямой полярности; $U_{д обр}$ – напряжение горения дуги на обратной полярности; $\tau_{д пр}$ – время горения дуги на прямой полярности; $\tau_{д обр}$ – время горения дуги на обратной полярности.

Постоянная калориметра равна $A=0$ Дж/град, потери в окружающую среду рассчитывались для каждой серии экспериментов и находились в диапазоне $Q_n = 25-32$ Дж/с. Схема устройства калориметра представлена на рис. 1.

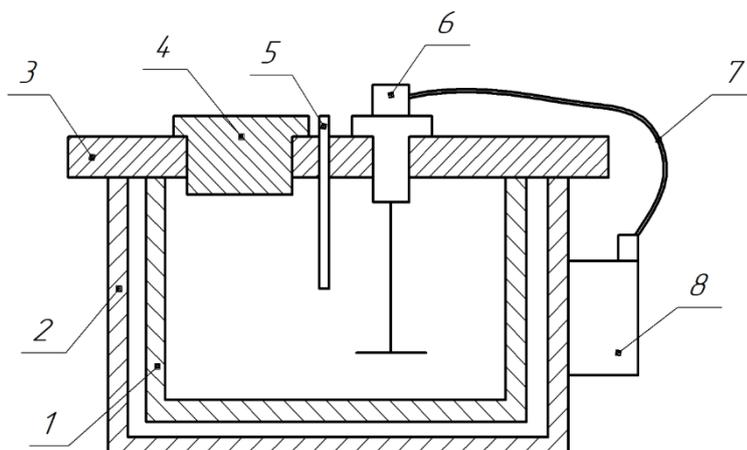


Рис. 1. Принципиальная схема устройства калориметра:
 1 – внутренняя стенка; 2 – наружная; 3 – верхняя часть; 4 – крышка; 5 – термометр;
 6 – электродвигатель смесителя; 7 – соединительный провод; 8 – блок управления

Расчет термического и полного КПД выполняли по известным формулам [2]:

$$\eta_T = \frac{F_{np} V_{св} S_{пл}^{\circ}}{\eta_u q_{пол}}; \quad (2)$$

$$S_{пл}^{\circ} = \lambda + c_{Al} \rho T_{пл}; \quad (3)$$

где η_T – термический КПД процесса проплавления; F_{np} – площадь проплавления; $V_{св}$ – скорость сварки; $S_{пл}^{\circ}$ – теплосодержание расплава алюминия; $q_{пол}$ – полная мощность источника энергии; λ – скрытая теплота плавления; c_{Al} – удельная теплоемкость алюминия; ρ – плотность алюминия; $T_{пл}$ – температура плавления алюминия.

Тогда полный КПД проплавления источника нагрева можно определить из выражения (4):

$$\eta_{np} = \eta_u \eta_T \quad (4)$$

Результаты исследований и их обсуждение

Влияние параметров дуги ПФИ и некоторых других факторов на эффективный КПД η_u представлено на рис. 2 (для электрода с заточкой рабочего участка на полусферу). Как видно, с увеличением длительности импульса тока обратной полярности $\tau_{обр}$ (при $f=50$ Гц) значение η_u уменьшается как с УЗК, так и без, и находится в пределах 0,4–0,6 (при величине тока 150 А). Однако с воздействием ультразвука эффективный КПД увеличивается, что обус-

ловлено улучшением пространственной устойчивости дугового разряда.

По литературным данным, у дуги переменного синусоидального тока промышленной частоты эффективный КПД η_u при сварке составляет 0,3–0,45 [3], то есть несколько ниже, чем в нашем случае. Объяснить этот факт можно тем, что дуга ПФИ с уменьшением $\tau_{обр}$ по своим энергетическим характеристикам приближается к дуге постоянного тока прямой полярности, для которой величина η_u составляет 0,6–0,7 [4], по другим данным – 0,63–0,77 [5].

С увеличением $\tau_{обр}$ эффективный КПД снижался, поскольку большое количество энергии передается электроду. В среднем на заготовку в этом случае передается на 20–30 % меньше энергии. Полученные значения эффективного КПД дуги находились в диапазоне 0,4–0,6. При всех значениях $\tau_{обр}$ эффективный КПД η_u у дуги с воздействием ультразвуковых колебаний увеличивался на 5 ... 12 %.

Значительно снижается термический КПД сварки с увеличением длительности импульсов тока обратной полярности, что связано с уменьшением площади проплавления. В то же время, у дуги с воздействием ультразвука значения термического КПД увеличиваются на 5 ... 15 % (в зависимости от длительности импульсов тока обратной полярности), чем в случае его отсутствия.

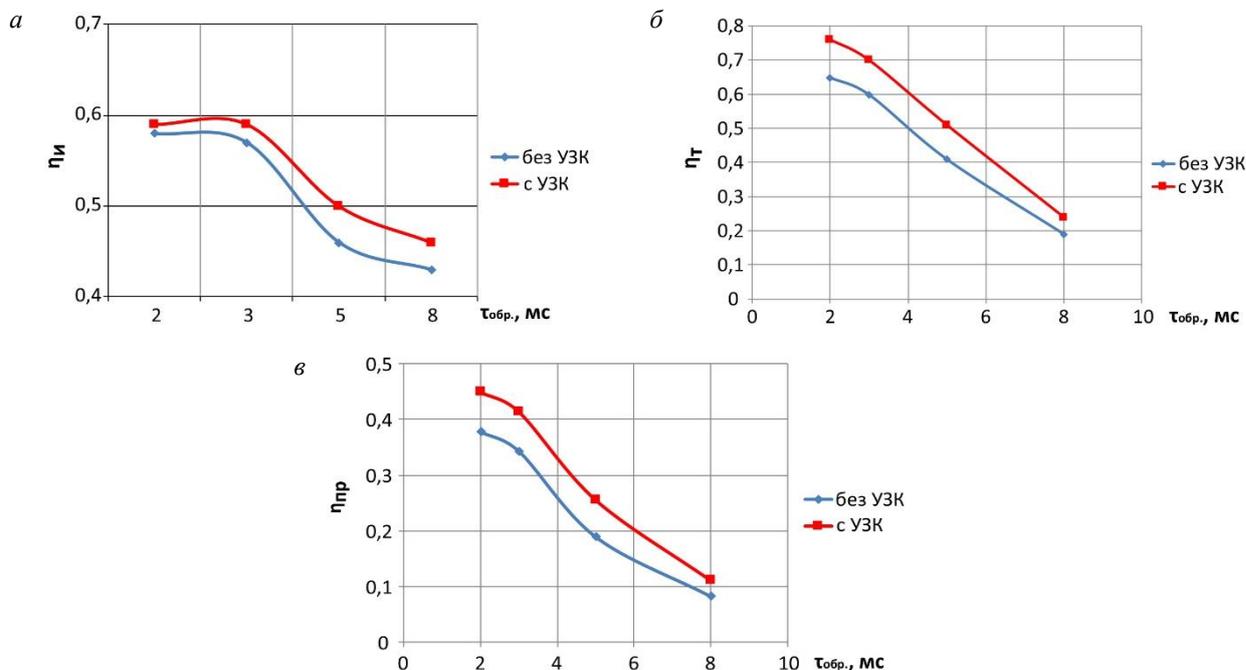


Рис. 2. Влияние длительности импульсов тока обратной полярности на эффективный (а), термический (б) и полный КПД сварки (в):

$F_{узк} = 20,8$ кГц; $P_{узк} = 60$ Вт; $I_{св} = 150$ А; $f = 50$ Гц; $L_d = 3$ мм; $d_s = 4$ мм; расход газа: 18–20 л/мин

Полный тепловой КПД, характеризующий полную эффективность процесса проплавления металла дугой, находится в диапазоне 0,05 ... 0,45. При $\tau_{обр.}=2$ мс (при $f=50$ Гц), что близко к дуге постоянного тока прямой полярности, получены наибольшие значения $\eta_{пр}=0,38$, следовательно, затрачивается на проплавление изделия от эффективной тепловой мощности вводимой дугой в изделие. Остальная же часть тепловой мощности (62 %) представляет с точки зрения процесса проплавления потери на перегрев металла в зоне проплавления и подогрев металла вне этой зоны. При тех же параметрах горения дуги с воздействием ультразвуковых колебаний полный КПД составляет 0,45, что свидетельствует о снижении потерь тепловой мощности дуги.

Существенно снижается полный КПД $\eta_{пр.}=0,08$ при $\tau_{обр.}=8$ мс, что близко дуге синусоидального переменного тока, большая часть тепла уходит на электрод, и лишь малая часть вводится в изделие. По этой причине при сварке толстолистовых изделий необходимо задавать параметр с минимальными значениями $\tau_{обр.}/T=0,1 \dots 0,2$.

Обобщая изложенные результаты, можно сделать вывод, что с точки зрения эффективности нагрева свариваемого металла следует вы-

бирать режим с минимальными значениями $\tau_{обр.}$, которым соответствуют максимальные значения $\eta_{и.}$

Наравне с параметрами горения дуги, параметры ультразвуковых колебаний имеют существенную практическую ценность – их изучение открывает возможности для оптимизации сварочного процесса, увеличения производительности и повышения качества сварных соединений. На рис. 3 представлены графики зависимости эффективного (а), термического (б) и полного КПД сварки (в) от мощности ультразвука. При мощности ультразвука $P_{узк} = 60$ Вт достигается наибольшее значение эффективного КПД, а дальнейшее увеличение электрической мощности приводит к снижению энергетических характеристик процесса – это обусловлено, во-первых, снижением эффективности воздействия высокочастотного поля при мощности от 60 до 120 Вт, а во-вторых, нарушением пространственной устойчивости дуги при $P_{узк} > 140$ Вт, когда наблюдается отставание активного пятна дуги от оси электрода, что приводит к нарушению формирования сварного шва. В результате происходит значительное увеличение напряжения на дуге, а также возрастают потери тепла, что существенно снижает значение эффективного КПД дуги.

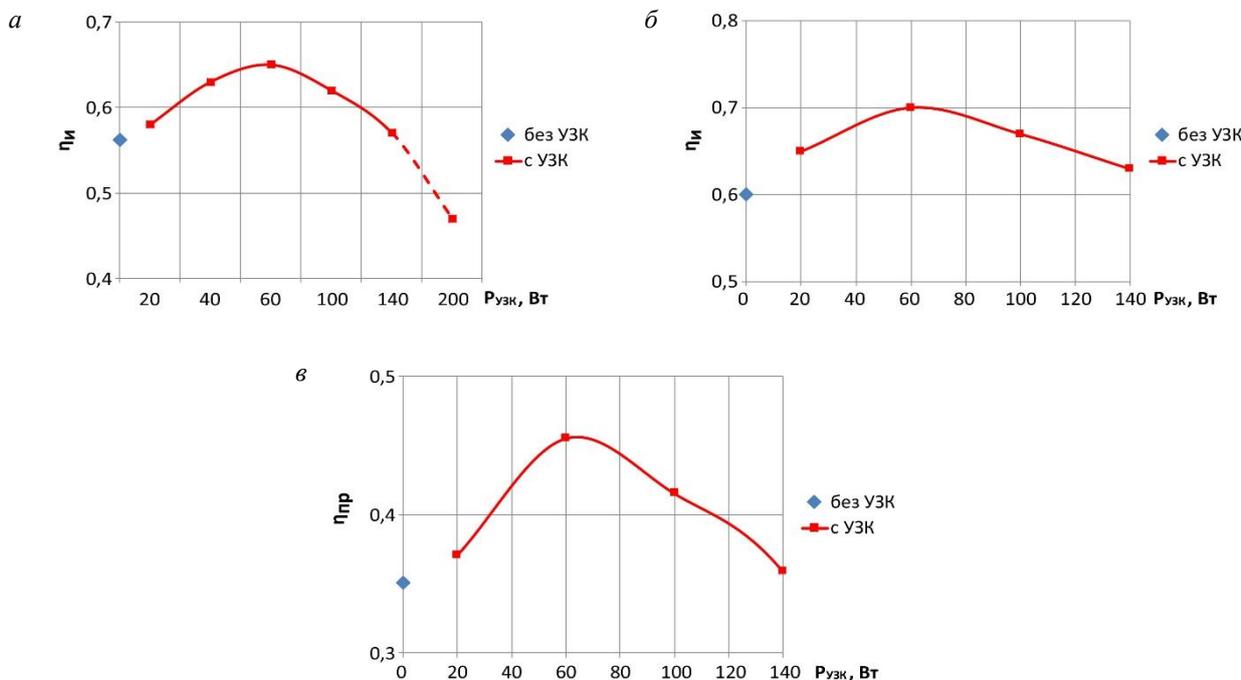


Рис. 3. Влияние мощности ультразвуковых колебаний на эффективный (а), термический (б) и полный КПД сварки (в):
 $F_{узк}=20,8$ кГц; $I_{св.}=150$ А; $\tau_{обр.}=3$ мс; $f=50$ Гц; $L_{д}=3$ мм; $d_{д}=4$ мм; расход газа: 18–20 л/мин

По результатам экспериментов установлено, что оптимальная мощность ультразвуковых колебаний составляет 60 Вт. При данном значении получено наибольшее значение глубины проплавления, а термический КПД составил $\eta_t=0,7$, что свидетельствует о том, что 70 % эффективной тепловой мощности q , вводимой дугой в изделие, расходуется на проплавление, что на 10% больше, чем при обычной сварке неплавящимся электродом.

Несмотря на снижение эффективного КПД сварки при увеличении силы тока (рис. 4), глубина проплавления в большей степени определяется термическим КПД. Поэтому для повышения производительности целесообразно использовать максимально допустимые значения сварочного тока.

При сварке с ультразвуковыми колебаниями эффективный КПД возрастает за счет более высокой концентрации теплового потока, вводимого дугой в изделие.

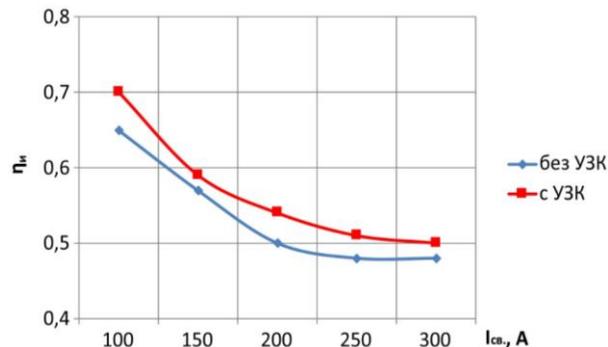


Рис. 4. Зависимость эффективного КПД η_i от силы тока: $F_{узк}=20,8$ кГц; $P_{узк}=60$ Вт; $\tau_{обр}=3$ мс; $V_{св}=20$ м/ч; $f=50$ Гц; $L_d=3$ мм; $d_s=4$ мм; расход газа: 18–20 л/мин

При воздействии ультразвуковых колебаний происходит контрагирование дугового разряда, что приводит к повышению концентрации заряженных частиц и увеличению напряжения на дуге, распределению источника тепла по пятну меньшей площади и, в итоге, к повышению удельного теплового потока (рис. 5).

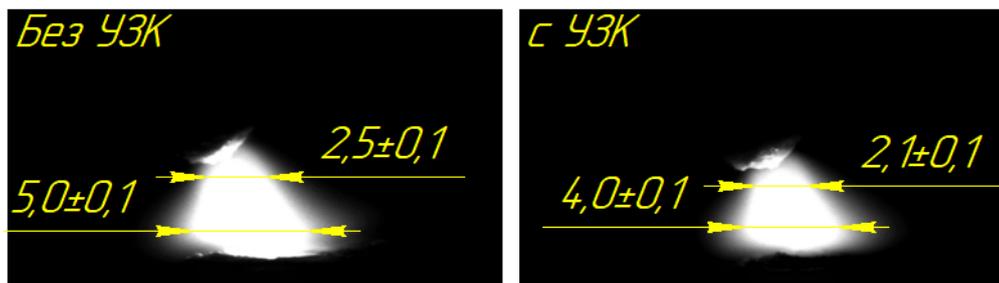


Рис. 5. Профиль дуги переменного тока с ПФИ: $I_{св}=300$ А; $F_{узк}=20,8$ кГц; $P_{узк}=60$ Вт; $\tau_{обр}=3$ мс; $L_d=3$ мм; $d_s=4$ мм

Заметим, что литературные данные о зависимости $\eta_i = f(I_d)$ носят противоречивый характер. Так, например, в работах [6–8] утверждается о положительном влиянии тока дуги на

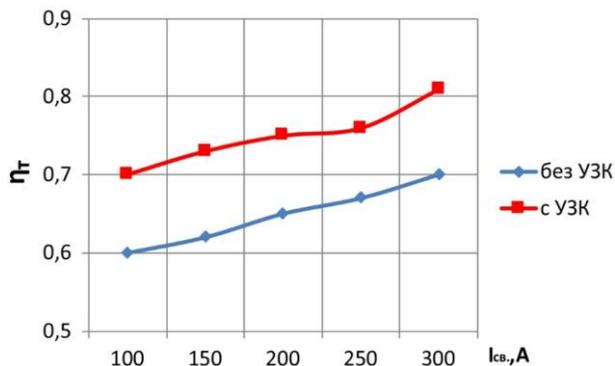


Рис. 6. Зависимость термического КПД η_t от силы тока дуги ПФИ: $F_{узк}=20,8$ кГц; $P_{узк}=60$ Вт; $\tau_{обр}=3$ мс; $V_{св}=20$ м/ч; $f=50$ Гц; $L_d=3$ мм; $d_s=4$ мм; расход газа: 18–20 л/мин

величину η_i , в то время как результаты работ [9, 10], а также наши данные свидетельствуют об обратном.

Термический КПД η_t существенно увеличивается с ростом тока дуги (рис. 6), причем этот рост более значителен при токах свыше 200 А, по-видимому, из-за прогрессирующего углубления дуги в металл.

Таким образом, с воздействием ультразвука процесс проплавления более эффективен за счет более концентрированного ввода теплового потока дуги в изделие. Оптимальным параметром является соотношение $\tau_{обр}/T=0,1-0,15$, при котором дуга с ПФИ близка к дуге постоянного тока прямой полярности и количество вводимого тепла в пластину больше по сравнению с дугой переменного тока синусоидальной формы, что позволяет получить шов с наибольшим проплавлением.

Выводы

1. Несмотря на снижение эффективного КПД сварки при увеличении силы тока, глубина проплавления в большей степени определяется термическим КПД. Поэтому для повышения производительности целесообразно использовать максимально допустимые значения сварочного тока.

2. Установлено, что воздействие на дугу ультразвуковых колебаний увеличивает эффективный коэффициент полезного действия η_u при сварке неплавящимся электродом на переменном токе на 5 ... 12 % (в зависимости от соотношения длительностей импульсов тока прямой и обратной полярности), что обусловлено повышением концентрации вводимой энергии и пространственной устойчивости дугового разряда, и приводит к росту глубины проплавления при сварке алюминия и его сплавов в 1,3 ... 1,5 раза.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Влияние ультразвуковых колебаний на проплавленную способность дуги переменного тока / В. И. Лысак, Д. А. Муругов, А. В. Савинов, А. А. Чудин, О. А. Полесский, П. П. Красиков // Сварка и диагностика. – 2024. – № 4. – С. 13–16. – DOI: 10.52177/2071-5234_2024_04_13.

2. Рыкалин, Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – М. : Машгиз, 1951. – 296 с.

3. Новиков, О. М. Влияние переменного тока и состояния поверхности алюминиевых сплавов на эффективный КПД при аргодуговой сварке неплавящимся электродом / О. М. Новиков, В. О. Токарев, В. А. Казаков, О. Е. Островский // Сварочное производство. – 1990. – № 8. – С. 43–44.

4. Рабинович, И. Я. Оборудование для дуговой электрической сварки. Источники питания дуги / И. Я. Рабинович. – М. : Машгиз, 1958. – 380 с.

5. G. Cantin, J. A. Francis. Arc power and efficiency in gas tungsten arc welding of aluminium / Science and Technology of Welding and Joining. – 2005. – V. 10 № 2. – P. 200–210.

6. Bag, S., De, A. Probing Reliability of Transport Phenomena Based Heat Transfer and Fluid Flow Analysis in Autogeneous Fusion Welding Process. Metall. & Material Transactions A, Vol 41A, Sep. 2010, pp. 2337–2347.

7. Christensen, N., de Davies, L. V., Gjermundsen, D. Distribution of Temperatures in Arc Welding. British Welding Journal, 1965, 12 (12), pp. 54 – 75

8. Gonzalez, J. J., Freton, P. & Masquere, M., Experimental quantification in thermal plasma medium of the heat flux transferred to an anode material. J. Phys. D: Appl. Phys. 40 (2007) 5602–5611.

9. Лесков, Г. И. Электрическая сварочная дуга / Г. И. Лесков. – М. : Машиностроение, 1970. – 335 с.

10. Рабкин, Д. М. Энергетические характеристики процесса сварки на асимметричном разнополярном токе / Д. М. Рабкин, Н. М. Воропай, В. А. Мишенков // Автоматическая сварка. – 1978. – № 4. – С. 5–10.

Статья поступила в редакцию 19.12.25, доработана 12.01.26, подписана в печать 22.02.2026

The article was submitted 19.12.25, revised 12.01.26, accepted for publication 22.02.2026

УДК: 669.131.622

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-59-66

Научная статья

Original article

В. О. Сазонов, Д. А. Илюшкин, К. В. Макаренко

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЦЕССА МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ГРАФИТОВОЙ ФАЗЫ И ПОВЫШЕНИЕ ЕГО ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИ ОБРАБОТКЕ СЕРОГО НИЗКОСЕРНИСТОГО ЧУГУНА

Брянский государственный технический университет, Брянск, Россия

✉ Вадим Олегович Сазонов, sazonow.vadick2012@yandex.ru

Аннотация. Изложены теоретические основы процесса графитизации в сером чугуна. Рассмотрены особенности формирования включений графитовой фазы в сером низкосернистом чугуна. Показано, что в условиях дефицита серы образование сульфида марганца, являющегося основанием подложки для гетерогенного зародышеобразования графита, проходит ограниченно, что требует перехода на другие принципы модифицирования расплава. Доказана эффективность использования модификаторов II группы для серых низкосернистых чугунов марок СЧМ и А-ХМ. Активные компоненты, входящие в состав разработанного модификатора, оказывают раскисляющее и десульфурующее воздействие, снижая концентрации абсорбированных на графитовых зародышах атомов кислорода и серы и тем самым изменяя поверхностное натяжение, что положительно сказывается на морфологии графитовой фазы в серых чугунах. Представлена концепция синергетического эффекта, возникающего в процессе модифицирования чугуна. Обобщены ключевые факторы, определяющие эффективность модифицирования.

Ключевые слова: серый чугун, пластинчатый графит, модифицирование, структурообразование, абсорбция, поверхностное натяжение, раскисление, десульфурация

Для цитирования: Сазонов В. О., Илюшкин Д. А., Макаренко К. В. Исследование влияния процесса модифицирования на формирование графитовой фазы и повышение его эффективности при обработке серого низко-сернистого чугуна. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 59–66. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-59-66.

Информация об авторах:

Вадим Олегович Сазонов – аспирант кафедры «Машиностроение и материаловедение» (МиМ) ФГБОУ ВО «Брянский государственный технический университет» (БГТУ)

<https://orcid.org/0009-0002-7594-8018>

e-mail: sazonow.vadick2012@yandex.ru

Дмитрий Алексеевич Илюшкин – канд. техн. наук, доцент кафедры «МиМ» ФГБОУ ВО «БГТУ»

<https://orcid.org/0000-0002-4265-9570>

e-mail: shirke@mail.ru

Константин Васильевич Макаренко – д-р техн. наук, доцент заведующий кафедрой «МиМ» ФГБОУ ВО «БГТУ»

<https://orcid.org/0000-0002-7195-0500>

e-mail: makkon1@yandex.ru,

Вклад авторов:

В. О. Сазонов – подготовка образцов, микроструктурные исследования, микрорентгеноспектральный анализ, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

Д. А. Илюшкин – литературный обзор, участие в обсуждении результатов.

К. В. Макаренко – формулировка цели работы, анализ экспериментов, написание текста статьи.

V. O. Sazonov, D. A. Ilyushkin, K. V. Makarenko

**INVESTIGATION EFFECT OF THE MODIFICATION PROCESS
ON THE FORMATION GRAPHITE PHASE AND INCREASING ITS EFFICIENCY
IN THE PROCESSING OF LOW-SULFUR GRAY CAST IRON**

Bryansk State Technical University, Bryansk, Russia

✉ Vadim O. Sazonov, sazonow.vadick2012@yandex.ru

Abstract. The theoretical foundations of the graphitization process in gray cast iron are described. The features of the formation of graphite phase inclusions in low-sulfur gray cast iron are considered. It is shown that in conditions of sulfur deficiency, the formation of manganese sulfide, which is the base of the substrate for heterogeneous graphite nucleation, is limited, which requires switching to other principles of melt modification. The effectiveness of using group II modifiers for low-sulfur gray cast irons of grades CIM and A-CrMo has been proven. The active components included in the developed modifier have a deoxidizing and desulfurizing effect, reducing the concentrations of oxygen and sulfur atoms absorbed on graphite nuclei and, thereby, changing the surface tension, which positively affects the morphology of the graphite phase in gray cast iron. The concept of the synergetic effect arising in the process of pig iron modification is presented. The key factors determining the effectiveness of modification are summarized.

Keywords: gray cast iron, lamellar graphite, modification, structure formation, absorption, surface tension, deoxidation, desulfuration

For citation: Sazonov V. O., Ilyushkin D. A., Makarenko K. V. Investigation effect of the modification process on the formation graphite phase and increasing its efficiency in the processing of low-sulfur gray cast iron. Izvestia VSTU. 2026, 2(309): 59–66. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-59-66.

Information about the authors:

Vadim O. Sazonov – Postgraduate student of the Department of Mechanical Engineering and Materials Science, Bryansk State Technical University (BSTU)

<https://orcid.org/0009-0002-7594-8018>

e-mail: sazonow.vadick2012@yandex.ru

Dmitry A. Ilyushkin – Candidate of Technical Sciences Associate Professor of the Department of Mechanical Engineering and Materials Science, BSTU

<https://orcid.org/0000-0002-4265-9570>

e-mail: shirke@mail.ru

Konstantin V. Makarenko – Doctor of Technical Sciences Associate Professor Head of the Department of Mechanical Engineering and Materials Science, BSTU

<https://orcid.org/0000-0002-7195-0500>

e-mail: makkon1@yandex.ru

Contribution of the authors:

Vadim O. Sazonov – sample preparation, microstructural studies, micro-X-ray spectral analysis, writing a text article, participating in the discussion of the results.

Dmitry A. Ilyushkin – literary review, participation in the discussion of the results.

Konstantin V. Makarenko – formulation of the purpose of the work, analysis of experiments, writing the text of the article.

Рассмотрению вопроса формирования включений графитовой фазы в серых чугунах уделяется огромное значение, основные исследования по данной тематике связаны с работами зарубежных исследователей Т. Скаланда, И. Рипозана, М. Чизамера, С. Стана [1–3]. Согласно их исследованию, было обнаружено, что в серых чугунах мелкие частицы преимущественно оксидов выступают в роли ядер или центров включений типа $Mn(X)S$, которые, в свою очередь, являются основными центрами кристаллизации включений пластинчатого графита при небольших степенях переохлаждения. Согласно современному подходу, представленному в работе В. Я. Гольдштейна и В. Ю. Новикова [4], гетерогенному зарождению центров кристаллизации могут способствовать любые твердые частицы, присутствующие в расплаве.

Однако авторы, придерживающиеся данной теории, рассматривают влияние модификаторов для серого чугуна только с позиции модификаторов I группы согласно классификации П. А. Ребиндера [5]. То есть тех модификаторов, которые, растворяясь, образуют в расплаве высокодисперсную взвесь различных неметаллических включений (НМВ), выступающие в качестве потенциальных подложек для зарождающейся фазы. Напротив, модификаторы II группы, которые влияют на рост новой фазы, абсорбируясь на определенных кристаллографических гранях возникающих кристаллов и замедляя их рост, не рассматривают. Формирование включений графитовой фазы на базе модификаторов I группы возможно только при высоком содержании серы, которая расходуется на образование промежуточной подложки $Mn(X)S$ для выделяющейся на ней графитовой фазы. Ряд предприятий на территории нашей страны используют в качестве шихты передельные десульфурированные чугуны и стальную обрезь СтЗ, что обеспечивает при переплавном процессе в индукционной печи концентрацию серы менее 0,02 % [6]. При таком относительно низком содержании серы данный подход не работает.

Известно, что компоненты модификаторов, внесенные в жидкий чугун перед заливкой, су-

щественно изменяют физические свойства расплава, в частности поверхностное натяжение [7]. Детальные исследования влияния поверхностного натяжения на особенности формирования графитовой фазы в чугунах показаны в работах отечественных [8, 9] и зарубежных ученых [10]. Основной акцент в исследованиях был сосредоточен на объяснении эволюции формы графитовых включений от пластинчатой к шаровидной, но она же может быть использована и для обоснования и разработки новых составов графитизирующих модификаторов с целью получения требуемых размерно-геометрических параметров графитовой фазы в серых чугунах с пластинчатым графитом.

Таким образом, целью данного исследования является изучение влияния активных и базовых компонентов модификаторов с позиции теории поверхностной адсорбции на формирование требуемых размерно-геометрических параметров графитовой фазы в сером низкосернистом чугуне марок СЧМ и А-ХМ, применяемых в производстве поршневых колец масляным способом.

Материалы и методы

Исследования проводились в литейном цехе АО «Клинцовский завод поршневых колец» на серых низкосернистых чугунах марок: СЧМ – серый чугун, легированный хромом (0,2–0,4 %) и никелем (0,3–0,6 %) и А-ХМ – серый чугун, легированный хромом (0,5–0,7 %) и молибденом (0,5–0,8 %), применяемых в производстве масляных заготовок поршневых колец.

Исследовалось влияние комплексных модификаторов на основе ферросилиция марок ФС75 с добавками в качестве активных элементов Ca, Al, Sr (табл. 1). Полученные образцы проходили микроструктурные исследования. Оценку структур проводили по ГОСТ 3443–87 на оптическом металлографическом микроскопе. Размерно-геометрические параметры графитовой фазы и металлической матрицы согласно требуемой нормативно-технической документации (НТД) для изучаемых чугунов представлены в табл. 2.

Таблица 1

Составы модификаторов, использованные при проведении экспериментальных исследований

Тип чугуна	Химический состав, %									
	Si	Ca	Ba	Sr	Zr	Ce	Al	Mg	La	PЗМ
СЧМ	74,6	0,3	–	1,0	–	–	0,5	–	–	–
А-ХМ	75	0,24	–	0,87	–	–	0,49	–	–	–

**Требования по микроструктуре чугунов марок СЧМ и А-ХМ
согласно НТД и ГОСТ3443–87**

Марка чугуна	Металлическая матрица - перлит		Графитовая фаза				Фосфидная эвтектика			Структурно-свободный цементит
	Площадь	Дисперсность	Площадь	Длина	Распределение	Форма	Площадь	Строение	Распределение	
СЧМ	П	Пд0,3 Пд0,5 Пд1,0	ПГ6 ПГ10	ПГд 45–90	ПГр1 ПГр7	ПГф1 ПГф2	ФЭп2000 ФЭп6000	ФЭ1– ФЭ3	ФЭр1 ФЭр2	Недопустим
А-ХМ	П	Пд0,3 Пд0,5 Пд1,0	ПГ6 ПГ10	ПГд 45–180	ПГр1 ПГр7	ПГф1 ПГф2	ФЭп2000 ФЭп6000	ФЭ1– ФЭ5	ФЭр1 ФЭр2	

Полученные образцы исследовали на сканирующих электронных микроскопах. Для проведения исследований изготавливались микрошлифы образцов. С целью определения локального элементного состава образцов проводился электронно-зондовый микроанализ (ЭЗМА) на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10, при ускоряющем напряжении 25 кВ и токе пучка 0.5 нА. Анализ и обработка данных выполнены с применением программного обеспечения AZtec 2.3. Изображения микроструктуры образцов получали в режиме обратно отраженных электронов.

Результаты и их обсуждение

Оценка микроструктур, полученных в результате экспериментальных исследований образцов, показала соответствие требованиям НТД (рис. 1). Необходимо отметить, что изделия из чугуна А-ХМ в среднем имеют примерно в 2–2,5 раза большую толщину стенки, поэтому большая длина графитовых пластин (рис. 1, б) закономерна, что находит отражение и в НДТ (табл. 2).

Посредством электронной микроскопии изучали НМВ, обнаруженные в плоскости шлифа экспериментальных образцов. Результаты исследований представлены на рис. 2.

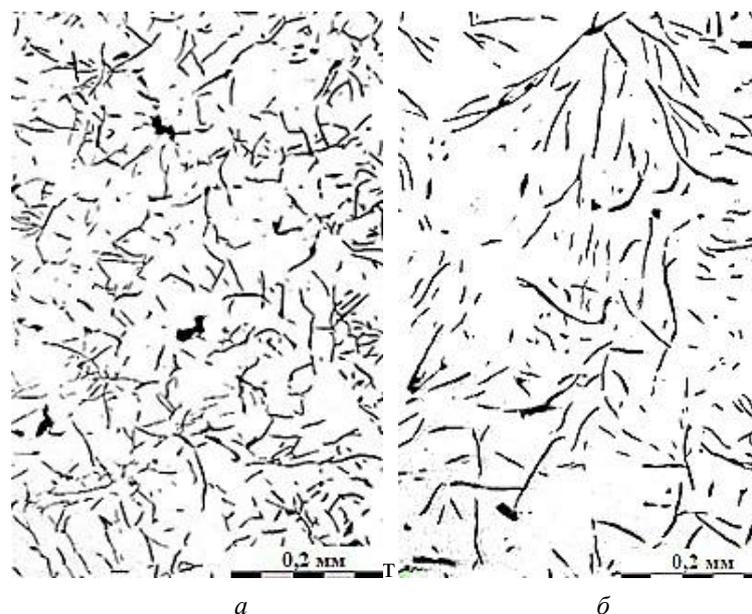


Рис. 1. Оптимальная по НТД структура графитовой фазы (образцы не травлены), $\times 100$:
а – СЧМ – (средняя длина включений графита в соответствии с ГОСТ 3443–87) ПГд45; б – А-ХМ - ПГд90

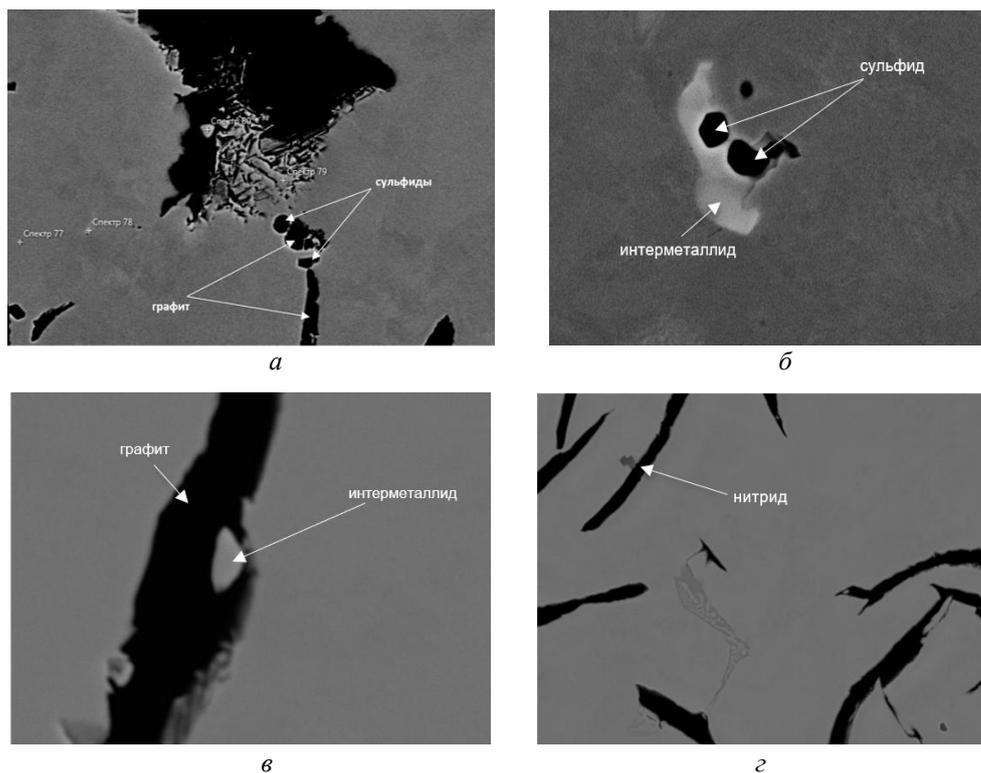


Рис. 2. Типичные включения, обнаруженные и идентифицированные посредством сканирующей электронной микроскопии:

a – сульфид марганца, контактирующий с графитовой фазой, $\times 2000$; *б* – сульфид марганца, контактирующий с интерметаллидом, содержащим Cr, Ti, Nb, Mo, V, $\times 6000$; *в* – интерметаллид, содержащий в составе Cr, Nb, Mo, окруженный графитовой фазой $\times 5000$; *г* – нитрид титана, $\times 2000$

Основные типы включений, выявленных в ходе исследования экспериментальных образцов – сульфид марганца, интерметаллические включения, представляющие собой химические соединения двух или более металлов и нитриды. При этом, как следует из анализа изображений, сульфид марганца может находиться в непосредственном контакте с графитом (рис. 2, *a*) или обволакивать интерметаллические соединения (рис. 2, *б*). Сульфид марганца по данным качественного ЭЗМА дополнительно содержит кислород, т. е. представляет собой окисульфид марганца. Интерметаллические соединения в процессе кристаллизации графита могут быть захвачены ими и внедряться в его решетку (рис. 2, *в*). Состав выявленных интерметаллических соединений крайне разнородный (рис. 2, *б* и *в*), при этом содержит химические элементы, которые преднамеренно не вносятся в расплав в качестве ферросплавов, например, титан, ниобий и ванадий. Наиболее вероятный их механизм попадания в чугун в качестве сопутствующих примесей в ферросплавах (ферромарганец, ферромolibден и феррохром) и/или используемых модификаторах.

При этом в ходе исследований интерметаллические соединения встречаются очень часто, что указывает на несколько факторов. Во-первых, на значительное загрязнение чугуна сопутствующими примесными элементами, многие из которых являются сильными карбидообразующими (V и Nb). При больших концентрациях они могут способствовать формированию недопустимого структурно-свободного цементита. Во-вторых, выявленные интерметаллические включения обладают высокими температурами плавления, что позволяет им сохраняться в расплаве без растворения. В-третьих, как показали наши исследования, выявленные интерметаллические включения часто находятся в контакте с графитовой фазой. Пример (рис. 2, *в*), что указывает на структурно-размерное соответствие между данной фазой и графитом.

Подводя промежуточный итог, можно сделать вывод, о том, что выявленные в ходе исследований интерметаллические включения в чугуне играют роль модификаторов I рода, т. е. обладают возможностью выступать в качестве потенциальных подложек для зарождения

и роста графитовой фазы. Признаки эпитаксии прослеживаются и при взаимодействии боковой грани кубического включения нитрида титана с базисной плоскостью графитового включения (рис. 2, з). Использование TiN и Ti(CN) в качестве потенциальных инокуляторов в графитизированных чугунах обсуждается давно [11, 12], однако, учитывая непредсказуемое поведение титана [13] в расплаве чугуна, модификаторы с использованием Ti в качестве активного элемента используются ограниченно при модифицировании серых чугунов. Относительно крупных оксидных включений в ходе исследования не было обнаружено, что может быть объяснено их ранним периодом образования (как будет доказано ниже), а также удалением их в шлаковую фазу, размещающуюся над зеркалом металла в ковше. Шлак перед заливкой удаляют с зеркала расплава в ковше.

Дальнейшее исследование экспериментальных образцов заключалось в проведении ЭЗМА в режиме отраженных электронов. Основные результаты данного анализа показаны на рис. 3 и 4.

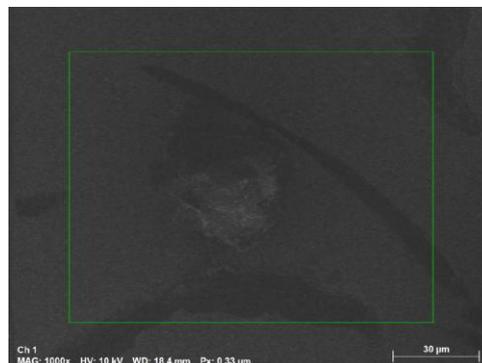


Рис. 3. Результаты электронно-зондового микроанализа образца, $\times 1000$

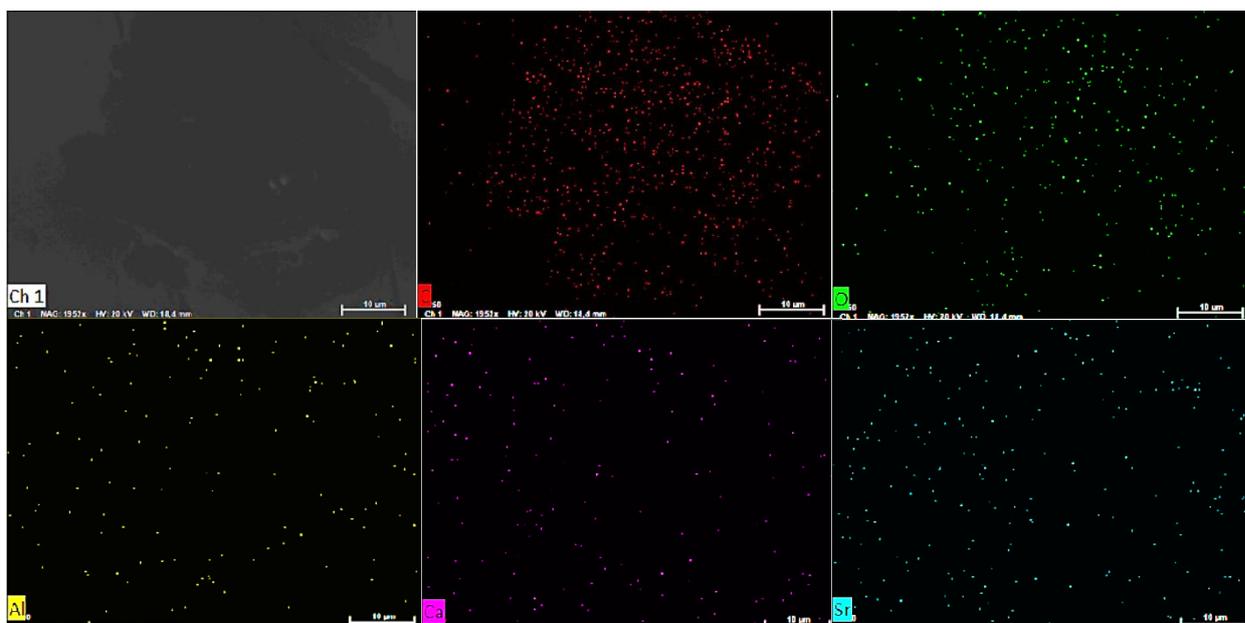


Рис. 4. Распределение легирующих элементов на участке образца чугуна, $\times 2000$

Результаты ЭЗМА, приведенного на рис. 4, показывают распределение легирующих элементов по микроструктуре чугуна. Для выявления склонности активных элементов модификатора к образованию неметаллических включений проводится термодинамический расчет, который сводится к определению энергии Гиббса ΔG^0 при образовании следующих соединений: оксидов, нитридов, сульфидов, карбидов из активных элементов модификатора при температурах модифицирования и вплоть до эвтектических температур затвердевания чугунов 1800–1350 К.

Согласно данным [13], кальций, алюминий и стронций обладают высоким сродством к кислороду и сере, а также склонностью к образованию карбидов и нитридов, поэтому данные элементы могут выполнять не только модифицирующее воздействие, но также раскисляющее и десульфуризирующее за счет образования неметаллических включений, однако расчеты полученные в работе [14], свидетельствуют о том, что данные элементы модификатора склонны только к образованию оксидов и сульфидов, о чем показывают их отрицательные значения ΔG^0 , в свою очередь анализ реакций

нитридо- и карбидообразования показал значения близкие к нулю, что говорит о плохой способности данных элементов к образованию нитридов и карбидов.

Таким образом, все активные элементы (Al, Ca, Sr), вводимые с модификатором, осуществляют рафинирующую функцию, очищая расплав от поверхностно-активных элементов (S и O). При этом Si, являющийся основой любого модификатора, играет роль раскислителя, образуя с кислородом всевозможные модификации кремнезема [SiO₂] (кварцит, кристобалит, тридимит). Включения последнего удовлетворяют принципу структурного и размерного соответствия и могут служить подложками для кристаллизующегося графита [15]. Однако, по мнению авторов, основное влияние на изменение размерно-геометрических параметров графитовой фазы модифицирование оказывает путем изменения физических свойств расплава, в частности поверхностного натяжения на границе графит – расплав. Рассмотрим данный процесс с позиции математического моделирования роста графитового зародыша. Для этого используем теоретическое уравнение расчета линейной скорости роста граней зародыша ν , предложенное Н. Г. Гиршовичем [16], с учетом уравнение Стокса – Эйнштейна, определяющее коэффициент диффузии в жидкости:

$$\nu = \frac{L^2(\Delta T)^2 k_B}{8\pi W_a T_{кр}^2 R \sigma_\nu \eta r},$$

где L – теплота кристаллизации; D – коэффициент диффузии; ΔT – величина переохлаждения; W_a – атомный объем; $T_{кр}$ – температура кристаллизации; R – газовая постоянная; T – температура; σ_ν – межфазное натяжение, обусловленное удельной периферийной энергией растущего кристалла, k_B – постоянная Больцмана; η – вязкость расплава чугуна; r – радиус частицы.

Таким образом, согласно формуле и выводам из статьи [17], рафинирование влияет не только на поверхностное натяжение, но и на вязкость расплава, чем они меньше, тем с большей скоростью будет расти кристалл графита. Процесс роста графитовых включений в чугунах с пластинчатым графитом будет проходить преимущественно путем присоединения ионов углерода и/или кластеров к призматическим плоскостям. Присутствие в промышленных чугунах кислорода и серы не только влияет в целом на физические свойства расплава, но данные поверхностно-активные примеси, аб-

сорбируясь на гранях растущего зародыша графита, будут влиять и на процесс диффузии углерода или его кластеров к графиту, изменяя тем самым морфологию графитовой фазы.

На основании полученных закономерностей и результатов экспериментальных работ можно утверждать следующее, что во время ввода модификатора в расплав действует одновременно сразу несколько факторов, которые обеспечивают своего рода синергетический эффект, который позволяет улучшить размерно-геометрические параметры графитовой фазы в структуре чугуна. Во-первых, так как модифицирование расплава чаще всего производится при выпуске расплава из печи в ковш или заливки его в форму, то в момент взаимодействия с относительно холодными ковшом и формой в нем возникает переохлаждение по причине резкого охлаждения расплава. В процессе заливки расплава часть его тепла будет расходоваться на разогрев ковша или формы, а еще часть на расплавление модификатора. Во-вторых, активные компоненты модификатора и сам кремний будут активно реагировать с поверхностно-активными элементами, присутствующими в расплаве, в первую очередь с серой и кислородом, обеспечивая рафинирование расплава и изменяя его физические свойства. В-третьих, безусловно, какая-то часть образовавшихся после модифицирования и ранее присутствующих включений (например, тугоплавкие интерметаллиды или сохранившиеся кластеры графита) будет служить потенциальными подложками для зародышей графита. В-четвертых, при растворении кремнийсодержащих модификаторов происходит локальное повышение Si в объемах промодифицированного расплава, такое расслоение изменяет термодинамическую активность углерода и существенно влияет на процесс зародышеобразования и последующего роста графитовой фазы.

Сочетание вышеобозначенных факторов определяет эффективность процесса модифицирования. В случае, когда начальные условия изменяются, например, когда в производстве используются низкосернистые чугуны, обеспечить синергетический эффект от модифицирования можно, усиливая другие факторы.

Выводы

1. Удалось выявить, что в условиях дефицита серы образование сульфида марганца, являющегося основанием подложки для гетерогенного зародышеобразования графита, прохо-

дит ограниченно, что требует перехода на другие принципы модифицирования расплава.

2. Была доказана эффективность использования модификаторов II группы для серых низкосернистых чугунов марок СЧМ и А-ХМ на примере комплексного модификатора. Активные компоненты, входящие в состав разработанного модификатора, оказывают раскисляющее и десульфуризирующее воздействие, снижая концентрации абсорбированных на графитовых зародышах атомов кислорода и серы и, тем самым, изменяя поверхностное натяжение, что положительно сказывается на морфологии графитовой фазы в серых чугунах.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Skaland, T. Inoculation material improves graphite formation in ductile iron // *Modern Casting*. – 2001. – № 12. – P. 43–45.
2. Рипозан, И. Центры кристаллизации графита в серых чугунах / И. Рипозан, М. Чизамера, С. Стан, Т. Скаланд // *Высокие технологии в литейном производстве*. – М., 2006. – Вып. 4. – С. 24–37.
3. Riposan, I. The Role of Compounds in Graphite Formation in Cast Iron - A Review / Iulian Riposana, Mihai Chisamerab, Stelian Stan // *Materials Science Forum*. – 2018. – Vol. 925. – P. 3–11.
4. О гетерогенном зарождении при затвердевании / В. Я. Гольдштейн, В. Ю. Новиков // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2022. – № 9(807). – С. 10–13.
5. Никитин, В. И. О классификации модификаторов для получения литейных и деформируемых сплавов / В. И. Никитин, К. В. Никитин // *Металлургия машиностроения*. – 2020. – № 6. – С. 8–17.
6. Повышение эффективности модифицирования низкосернистых серых чугунов / К. В. Макаренко, В. О. Сазонов // *Литейное производство*. – 2023. – № 2. – С. 28–32.
7. Lacaze, J. Surface Tension, Interfacial Segregation, and Graphite Shape in Cast Irons / J. Lacaze and O. Dezellus // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 2022. – Vol. 53B, Feb. – P. 161–177.
8. Андреев, В. В. Физико-химические основы формирования включений графита в высокопрочных чугунах / В. В. Андреев // *Вестник МГТУ им. Г. И. Носова*. – 2011. – № 1. – С. 16–22.
9. Андреев, В. В. Особенности кристаллизации и морфологии графито-аустенитных эвтектик в чугунах с вермикулярным графитом / В. В. Андреев, Е. В. Ковалевич, Ф. А. Нуралиев // *Литейное производство*. – 2024. – № 2. – С. 2–10.
10. ASM Specialty Handbook. Cast Irons / Ed. By J.R. Davis. - ASM International Handbook Committee, 1996. – 494 p.
11. Structure and Mechanical Properties of Spheroidal Graphite Cast Iron with Nanosized Additives / Julieta Kaleicheva, Valentin Mishev, Zdravka Karagiuozova, Galina Nikolcheva // *Proceedings of the 11th International Scientific and Practical Conference*. – 2017. – Vol. III. – P. 122–128. – DOI: 10.17770/etr2017vol3.2605.
12. Бадер, Э. И. Нитриды в чугуне и стали / Э. И. Бадер, В. Я. Дашевский // *Литейное производство*. – 1974. – № 11. – С. 30–31.
13. Гольштейн, Я. Е. Инокулирование железоуглеродистых расплавов / Я. Е. Гольштейн, В. Е. Мизин. – М.: *Металлургия*, 1993. – 416 с.
14. Проведение расчета термодинамических параметров для активных элементов модификаторов / В. О. Сазонов, К. В. Макаренко // *Новые материалы и технологии в машиностроении*. – Брянск. – 2024. – № 39. – С. 44–46.
15. Технология модифицирования серых чугунов / В. Д. Винокуров, В. А. Васильев, И. А. Дибров, А. В. Козлов, Н. И. Кобелев // *Литейное производство*. – 1989. – № 2. – С. 4–5.
16. Гиршович, Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М.-Л.: *Машиностроение*, 1966. – 562 с.
17. Влияние растворенного кислорода на форму графита в чугуне / Э. И. Бадер // *Литейное производство*. – 1976. – № 1. – С. 3.

Статья поступила в редакцию 25.11.25, доработана 08.12.25, подписана в печать 22.01.2026

The article was submitted 25.11.25, revised 08.12.25, accepted for publication 22.01.2026

УДК 678.67:541.64:620.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-66-71

Научная статья

Original article

Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Т. С. Панкова, Б. А. Миляков

О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПОТЕНЦИОСТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ ЭФФЕКТИВНОСТИ ПАССИВИРУЮЩИХ ЛАКОКРАСОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Дмитрий Владимирович Проничев, mv@vstu.ru

Аннотация. В статье обоснована возможность применения потенциостатического метода исследования электрохимических процессов для оценки эффективности коррозионной защиты стальных конструкций с помощью лакокрасочных покрытий.

Ключевые слова: коррозия, лакокрасочные покрытия, потенциостатирование

© **Гуревич Л. М.**, Проничев Д. В., Слаутин О. В., Панкова Т. С., Миляков Б. А., 2026.

Для цитирования: Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Панкова Т. С., Миляков Б. А. О возможности применения потенциостатических испытаний для оценки эффективности пассивирующих лакокрасочных покрытий на стальной подложке. Известия ВолгГТУ. 2026, 2(309): 66–71. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-66-71.

Информация об авторах:

Леонид Моисеевич Гуревич – профессор, д-р техн. наук заведующий кафедрой «МВ», ВолгГТУ

Scopus ID: 7004620870

e-mail: leongur@mail.ru

Дмитрий Владимирович Проничев – канд. техн. наук доцент кафедры «МВ», ВолгГТУ

Scopus ID: 36009092700

e-mail: mv@vstu.ru

Олег Викторович Слаутин – д-р техн. наук профессор кафедры «МВ», ВолгГТУ

Scopus ID: 6506427297

e-mail: slautin@vstu.ru

Татьяна Сергеевна Панкова – студент МВ-2Н, ВолгГТУ

e-mail: panckowa7@yandex.ru

Богдан Александрович Миляков – студент группы МВ-331, ВолгГТУ

e-mail: milaykov03@yandex.ru

Вклад авторов:

Л. М. Гуревич – постановка задачи, общее руководство.

Д. В. Проничев – проведение исследований, обработка полученных данных.

О. В. Слаутин – подготовка текста статьи.

Т. С. Панкова – подготовка материалов для исследований.

Б. А. Миляков – подготовка материалов для исследований.

L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, T. S. Pankova, B. A. Milyakov

**ON THE POSSIBILITY OF USING POTENTIOSTATIC TESTS
TO EVALUATE THE EFFECTIVENESS OF PASSIVATING PAINT COATINGS
ON A STEEL SUBSTRATE**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Dmitry V. Pronichev, mv@vstu.ru

Abstract. This article substantiates the possibility of using a potentiostatic method for studying electrochemical processes to assess the effectiveness of corrosion protection of steel structures using paint and varnish coatings.

Keywords: corrosion, paint coatings, potentiostating

For citation: Gurevich L. M., Pronichev D. V., Slautin O. V., Pankova T. S., Milyakov B. A. On the possibility of using potentiostatic tests to evaluate the effectiveness of passivating paint coatings on a steel substrate. Izvestia VSTU. 2026, 2(309): 66–71. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-2-309-66-71.

Information about the authors:

Leonid M. Gurevich – Professor, Doctor of Technology Sciences Head of the Department of «MV», VSTU

Scopus ID: 7004620870

e-mail: leongur@mail.ru

Dmitry V. Pronichev – PhD in Technology Associate Professor of the «MV» Department, VSTU

Scopus ID: 36009092700

e-mail: mv@vstu.ru

Oleg V. Slautin – Doctor of Technology Sciences Professor of the of «MV» Department, VSTU

Scopus ID: 6506427297

e-mail: slautin@vstu.ru

Tatyana S. Pankova – is a student of MV-2N, VSTU

e-mail: panckowa7@yandex.ru

Bogdan A. Milyakov – is a student of MV-331, VSTU

e-mail: milaykov03@yandex.ru

Contribution of the authors:

Leonid M. Gurevich – problem statement, general management.

Dmitry V. Pronichev – research, data processing.

Oleg V. Slautin – article preparation.

Tatyana S. Pankova – research materials preparation.

Bogdan A. Milyakov – research materials preparation.

Введение

Коррозионное разрушение под воздействием агрессивных сред является одной из основных причин снижения эксплуатационного ресурса стальных конструкций. Для снижения скорости коррозионного поражения или полного его предотвращения разработано множество физических и химических методов – протекторная защита и станции анодной защиты, разработка и применение новых материалов, обладающих стойкостью к воздействию агрессивных сред, пассивация среды добавлением ингибиторов и т. д. Наиболее технологически доступным и экономически малозатратным методом является нанесение защитных покрытий.

Современные лакокрасочные покрытия достаточно эффективно защищают стальные конструкции, поскольку их состав позволяет помимо основной функции – изоляции от воздействия внешней среды, реализовывать ряд дополнительных: пассивацию (если в состав краски или грунта входят замедлители коррозии), протектирование (при добавлении в состав частиц более химически активного металла), преобразование ржавчины (за счет присутствия в составе ортофосфорной кислоты) [1–5].

Для определения качества и эффективности работы покрытий разработан ряд способов. В соответствии с ГОСТ 9.401–2018 [6] образцы испытываются при воздействии различных температур, влажности, света, ультрафиолетового излучения и сернистого газа. Описанные в стандарте испытания позволяют провести качественную (на основе визуального осмотра) и количественную оценку (например, на основе измерения доли зон, пораженных коррозией по длине предварительно нанесенных надрезов) антикоррозионных свойств покрытия и прогноз сроков сохранения работоспособности покрытия.

При этом никак не оцениваются параметры электрохимических процессов, протекающих при воздействии на подложку и покрытие коррозионных сред.

Поскольку основным методом получения достоверных данных об этих процессах являет-

ся потенциостатирование, целью настоящего исследования было изучение возможности применения этого метода при исследовании воздействия агрессивных сред на лакокрасочные покрытия на стальной подложке.

Материалы и методы исследования

Для исследования возможности применения потенциостатического метода для определения коррозионной стойкости стальных конструкций, защищаемых с применением лакокрасочных покрытий была использована, изготовленная по ТУ 2312-009-23354769-2008 [7], пассивирующая грунтовка, имеющая в своем составе противокоррозионные пигменты и ингибиторы коррозии. В качестве подложки использовалась сталь 20, размеры стальных образцов составляли 50×20×1,5 мм. Грунтовочное покрытие наносилось кистью в два слоя при температуре +25°C, межслойное просушивание проводилось в течение 180 минут, окончательное – в течение 24 часов. Обрабатываемая поверхность предварительно очищалась от окислов до степени 2 по ГОСТ 9.402–2004 [8] и обезжиривалась ацетоном, разрыв по времени между подготовкой поверхности и нанесением покрытия составлял не более 30 минут.

Потенциостатические испытания проводились на одноканальном потенциостате-гальваностате Р-40Х с модулем измерения импеданса ERA, образцы подключались к измерительной ячейке по трехэлектродной схеме. Для создания опорного потенциала применялся лабораторный двухключевой хлорсеребряный электрод сравнения общего назначения ЭСр-10101/4,2. Развертка по потенциалу осуществлялась в диапазоне от –1000 до 1000 мВ со скоростью 0,1 мВ/с (рис. 1).

Вместе с образцами, покрытыми пассивирующей грунтовкой Армокет®, были испытаны референсные образцы без покрытия. Примененный электролит – 3%-ный водный раствор NaCl, имитирующий воздействие влажной морской атмосферы.

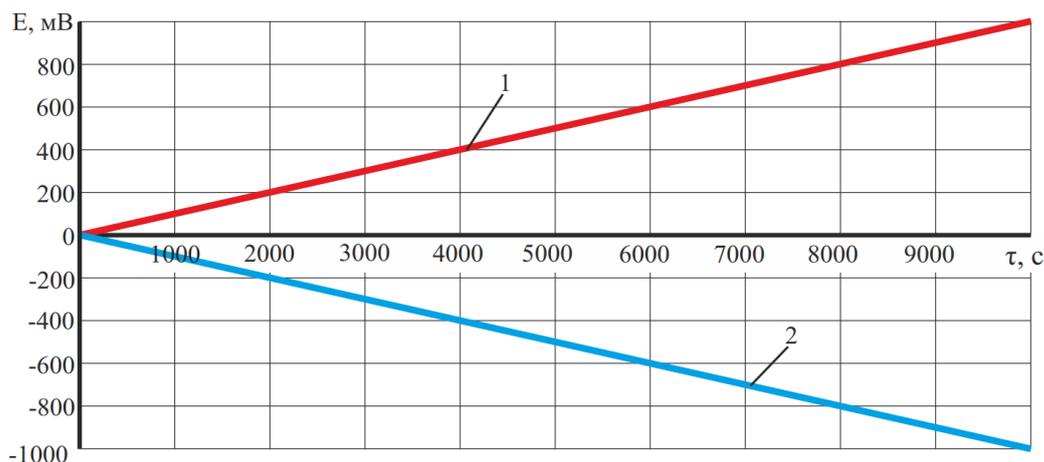


Рис. 1. Временная развертка потенциала при проведении потенциостатических испытаний:
1 – положительный потенциал; 2 – отрицательный потенциал

Полученные результаты

Испытания образцов с нанесенным ЛКП показали, что покрытие обеспечивает достаточно высокую степень изоляции стальной подложки от агрессивной среды, имитирующей воздействие влажной морской атмосферы. Наивысшие токи $-2,25 \cdot 10^6$ нА зафиксированы при максимуме потенциала, заданного в развертке +1000 мВ (рис. 2). Очевидно, что дальнейшее увеличение потенциала приведет в росту протекающего тока, что в естественных условиях реализуется крайне редко, в то же время линейный характер зависимости позволяет прогнозировать защитную способность покрытия и в этих условиях.

В области отрицательных потенциалов протекающие токи не превышают $0,3 \cdot 10^6$ нА, а при превышении потенциала $\sim 400-450$ мВ происходит полная пассивация образца.

Потенциал разомкнутой цепи измерительной ячейки в процессе испытаний изменился незначительно – с -449 мВ до -436 мВ (2,9 %), это так же свидетельствует о том, что электрохимические процессы практически не протекали и состояние электролита и образцов не изменилось.

Визуальный контроль образцов после испытаний показал отсутствие следов коррозии на поверхности покрытия (рис. 3), изменения массы образцов не зафиксировано.

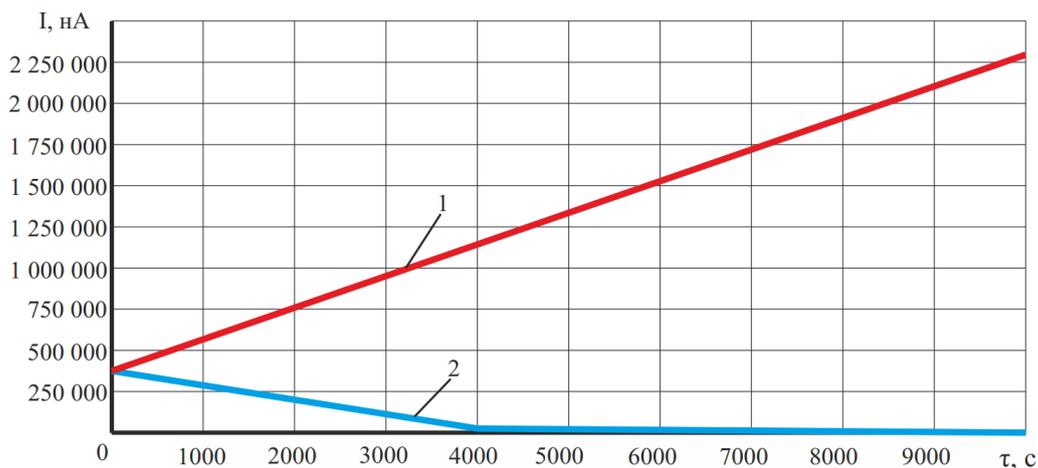


Рис. 2. Токовременная развертка, полученная на образцах с нанесенным ЛКП:
1 – положительный потенциал; 2 – отрицательный потенциал

Испытание референсных образцов без нанесенного защитного покрытия показали, что их активное растворение начинается при достижении потенциала -500 ... -550 мВ, далее ток,

протекающий через измерительную ячейку, линейно растет в области заданных напряжений (-1000 ... +1000 мВ) до $450 \cdot 10^6$ нА (рис. 4).



Рис. 3. Внешний вид образцов после коррозионных испытаний:
а – образцы с покрытием; б – без покрытия

Таким образом ток, протекающий через образец без защитного покрытия в 200 раз выше, что вызывает интенсивное развитие равномерных коррозионных процессов по всей поверхности (рис. 4, б), сопровождающееся потерей

массы в 11 %. Рабочий заряд, прошедший через измерительную ячейку по сравнению с образцом с ЛКП вырос с 10,4 до 3626 Кл, потенциал разорванной цепи изменился с -500 мВ в начале до -380 мВ в конце измерения (24 %).

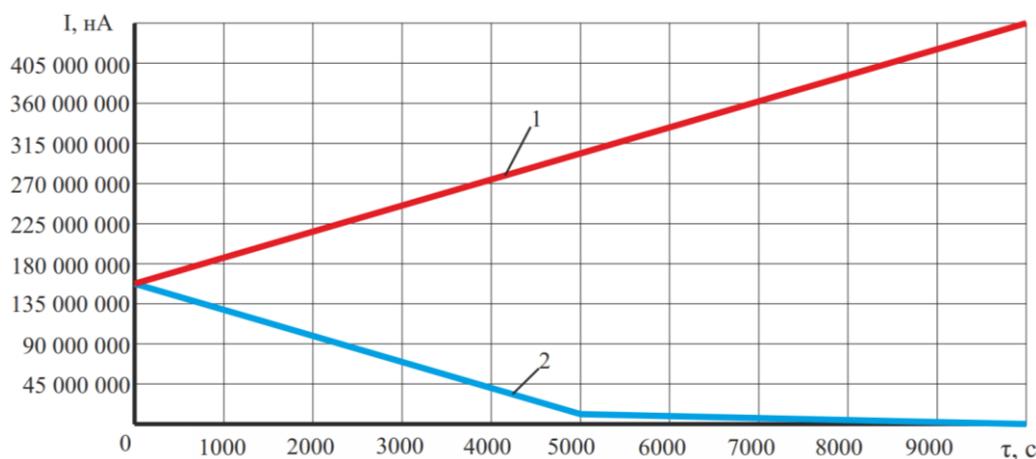


Рис. 4. Токовременная развертка, полученная на референсных образцах ЛКП:
1 – положительный потенциал; 2 – отрицательный потенциал

Выводы

1. Потенциостатическим методом с применением высокоточного оборудования можно определить комплекс параметров электрохимических процессов, протекающих в стальных конструкциях, защищаемых пассивирующими лакокрасочными покрытиями – ток, протекающий через измерительную ячейку, рабочий заряд, накопленный в процессе протекания тока, потенциалы разорванной цепи и т. д.

2. Полученные потенциостатическим методом результаты, хорошо коррелируют с реальными процессами, происходящими в материалах, и позволяют качественно и количественно оценивать эффективность пассивирующих лакокрасочных покрытий, применяемых для коррозионной защиты стальных конструкций за время, значительно меньшее, чем требуется для натуральных испытаний.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Яковлев, А. Д. Лакокрасочные покрытия функционального назначения / А. Д. Яковлев, С. А. Яковлев. – СПб. : Химиздат, 2016. – 272 с.

2. Семенова, И. В. Коррозия и защита от коррозии / И. В. Семенова, Г. М. Флорианович, А. В. Хорошилов. – М. : Физико-математическая литература, 2002. – 335 с.

3. Улиг, Г. Г. Коррозия и борьба с нею. Введение в коррозионную науку и технику ; пер. с англ. / Г. Г. Улиг, Р. У. Реви ; под ред. А. М. Сухотина. – Л. : Химия, 1989. – 456 с.

4. Андреев, И. Н. Введение в коррозиологию /

И. Н. Андреев. – Казань : Изд-во Казанского гос. техно. ун-та, 2004. – 140 с.

5. ГОСТ 9.401-2018 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия лакокрасочные. Общие требования и методы ускоренных испытаний на стойкость к воздействию климатических факторов.

6. ТУ 2312-009-23354769-2008 Материал лакокрасочный полисилоксановый.

7. ГОСТ 9.402-2004 — межгосударственный стандарт «Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия лакокрасочные. Подготовка металлических поверхностей к окрашиванию».

Статья поступила в редакцию 10.01.2026, доработана 15.01.2026, подписана в печать 22.01.2026

The article was submitted 10.01.2026, revised by the 15.01.2026, accepted for publication 22.01.2026

Ответственный за выпуск Вера Николаевна АРИСОВА

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолгГТУ

Корректурa **Н. Н. Кваши**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: ianovakov@vstu.ru

Темплан 2026 г. Поз. № 4ж. Дата выхода в свет 19.02.2026 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 8,37. Уч.-изд. л. 7,89.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 46.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редакция направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.

ISSN 1990-5297



9 771990 529000 >