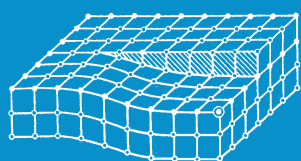


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 6 (313)
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-р хим. наук, 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.

Слаутин О. В., 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

№ 6 (313)
Июнь
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)

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

Oqlezneva 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.

Slautin O. V., 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

№ 6 (313)
June
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 А. Р. 27
Агафонова Г. В. 22
Адаменко Н. А. 22, 44
Богданов А. И. 6
Бу Ван А. Н. 98
Галаган В. В. 71
Гильфанов С. А. 27
Губаревич А. П. 83, 90
Губаревич Г. П. 83, 90
Гурулев Д. Н. 6
Даненко В. Ф. 48
Ефремов Д. Е. 22
Зерщиков К. Ю. 44
Зюбан Н. А. 71
Камалов Э. Р. 6
Кириличев М. В. 71
Косова Е. А. 71, 77
Крутов А. М. 22
Кузьмин С. В. 98
Кулевич В. П. 6, 11
Ленивкин В. А. 64
Липин К. В. 27
Лысак В. И. 98
Машков А. В. 44
Муратов И. И. 27
Негодяев В. О. 35
Новиков Р. Е. 11
Озерин И. А. 55
Палагин Н. А. 22
Полетаев Ю. В. 64
Пустовалова С. Ю. 77
Рзаев Р. А. 55
Рогозин Д. В. 64
Романенко М. Д. 48
Руцкий Д. В. 71, 77
Савченко А. В. 83, 90
Севальнев А. В. 77
Семенов Ю. В. 44
Смирнов В. В. 55
Степанович Е. Ю. 55
Сысоев А. В. 77
Тептина А. И. 27
Тимошина Ю. А. 27
Титов К. Е. 71
Ус Е. Н. 71
Фомичев В. Т. 83, 90
Харламов В. О. 98
Чистяков А. С. 22
Шендрик Д. М. 6
Шморгун В. Г. 6, 11
Щепкин В. В. 64

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

*Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Гурулев Д. Н., Богданов А. И., Камалов Э. Р.,
Шендрик Д. М.*

Поведение интерметаллидной прослойки
в составе слоистого композита при его прокатке..... 6

Новиков Р. Е., Шморгун В. Г., Кулевич В. П.

Моделирование напряженно-деформированного состояния
симметричного и асимметричного композита
системы Fe-Al-Ti в процессе прокатки..... 11

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

*Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С., Ефремов Д. Е., Палагин Н. А.,
Крутов А. М.*

Исследование процесса спекания политетрафторэтилена..... 22

*Тептина А. И., Тимошина Ю. А., Муратов И. И., Гильфанов С. А., Агафонова А. Р.,
Липин К. В.*

Исследование влияния наполнения нанокompозитного слоя
подготовленным монтмориллонитом на барьерные свойства материала..... 27

Негодяев В. О.

Особенности формирования структуры и элементного состава
жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648
при прямой лазерной наплавке..... 35

Машков А. В., Зерицков К. Ю., Семенов Ю. В., Адаменко Н. А.

Исследование структуры и свойств металлополимерных
композиционных материалов, армированных
углеродными тканями и латунными сетками..... 44

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

Даненко В. Ф., Романенко М. Д.

О радиальном смещении проволок в слоях грозозащитного троса
с оптическим модулем при круговом обжатии троса..... 48

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

Рзаев Р. А., Смирнов В. В., Степанович Е. Ю., Озерин И. А.

Компьютерное моделирование распределения свариваемых материалов
в нахлесточных соединениях алюминия и меди
при сварке трением с перемешиванием..... 55

Рогозин Д. В., Полетаев Ю. В., Ленивкин В. А., Щепкин В. В.

Наплавка уплотнительных поверхностей энергетической арматуры..... 64

*Галаган В. В., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Титов К. Е.,
Косова Е. А., Ус Е. Н.*

Влияние степени пластической деформации непрерывнолитой заготовки
на распределение неметаллических включений..... 71

Руцкий Д. В., Пустовалова С. Ю., Сысоев А. В., Севальнев А. В., Косова Е. А.

Выявление причин снижения прочностных характеристик
при производстве листового проката из стали 14X17H2 (ЭИ-268)..... 77

Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич А. П., Губаревич Г. П.

Влияние условий осаждения на физико-химические свойства
электролитических осадков сплавом кобальт-молибден и кобальт-вольфрам.. 83

Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич А. П., Губаревич Г. П.

Электроосаждение дисперсных сплавов железа с никелем, кадмием,
цинком при стационарных и нестационарных электрических режимах..... 90

Ву Ван А. Н., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.

Исследование влияния химического и фазового состава оплавок в зоне
соединения алюминиево-медного биметалла на его свариваемость взрывом... 98

К сведению авторов..... 108

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791:621.771
DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-6-11

Научная статья
Original article

*В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, Д. Н. Гурулев
А. И. Богданов, Э. Р. Камалов, Д. М. Шендрик*

ПОВЕДЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ПРОСЛОЙКИ В СОСТАВЕ СЛОИСТОГО КОМПОЗИТА ПРИ ЕГО ПРОКАТКЕ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

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

Аннотация. Приведены результаты исследований прокатки трехслойного сталь Ст3 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 композита при температуре, превышающей температурный порог образования интерметаллидов на межслойной границе сталь-алюминий. Показано, что разрушение диффузионной зоны на межслойной границе сталь-алюминий при прокатке обусловлено ее высокой твердостью, значительно превышающей твердость алюминия, титана и стали. Полученный результат свидетельствует о невозможности обработки давлением слоистых композитов с интерметаллидной прослойкой на основе алюминидов железа в их составе.

Ключевые слова: прокатка, сварка взрывом, термообработка, диффузионная зона, разрушение интерметаллида

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., Гурулев Д. Н., Богданов А. И., Камалов Э. Р., Шендрик Д. М. Поведение интерметаллидной прослойки в составе слоистого композита при его прокатке. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 6–11. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-6-11.

Информация об авторах:

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

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

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

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

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

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

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

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

e-mail: rct2005@yandex.ru

Артём Игоревич Богданов – канд. техн. наук доцент кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

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

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Эмиль Русланович Камалов – аспирант кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

e-mail: emil.kamalov.20011@mail.ru

Дарья Михайловна Шендрик – студентка группы МВ-2н кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

e-mail: shendrikdm@yandex.ru

Вклад авторов:

В. Г. Шморгу – определение цели работы, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

В. П. Кулевич – обработка результатов эксперимента, проведение испытаний.

Д. Н. Гурулев – участие в обсуждении результатов, проведение испытаний.

А. И. Богданов – участие в обсуждении результатов.

Э. Р. Камалов – подготовка образцов для эксперимента, проведение испытаний.

Д. М. Шендрик – подготовка образцов для эксперимента.

V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, D. N. Gurulev

A. I. Bogdanov, E. R. Kamalov, D. M. Shendrik

**BEHAVIOR OF INTERMETALLIC INTERLAYER
IN A LAYERED COMPOSITE DURING ITS ROLLING**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

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

Abstract. The results of a study on the rolling of a three-layer composite of St3 steel, AD1 aluminum, and VT1-0 titanium at temperatures exceeding the temperature threshold for intermetallic compound formation at the steel-aluminum interlayer boundary are presented. It is shown that the destruction of the diffusion zone at the steel-aluminum interlayer boundary during rolling is due to its high hardness, significantly exceeding the hardness of aluminum, titanium, and steel. This result demonstrates the impossibility of pressure treating layered composites with an intermetallic layer based on iron aluminides.

Keywords: rolling, explosive welding, heat treatment, diffusion zone, intermetallic destruction

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., Gurulev D. N., Bogdanov A. I., Kamalov E. R., Shendrik D. M. Behavior of intermetallic interlayer in a layered composite during its rolling. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 6–11. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-6-11.

Information about the authors:

Victor 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

Dmitry N. Gurulev – Candidate of Technical Sciences Associate professor of the «Materials Technology» department VSTU

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

e-mail: rct2005@yandex.ru

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

Emil R. Kamalov – postgraduate student of the «Materials Science and Composite Materials» department VSTU

e-mail: emil.kamalov.20011@mail.ru

Daria M. Shendrik – student of group MV-2n of the «Materials Science and Composite Materials» department VSTU

e-mail: shendrikdm@yandex.ru

Contribution of the authors:

Victor G. Shmorgun – defining the objective of the work, writing the article, participating in the discussion of the results.

Vitaliy P. Kulevich – processing the experimental results,

Dmitry N. Gurulev – participating in the discussion of the results, conducting the tests.

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

Emil R. Kamalov – preparing the experimental samples, conducting the tests.

Daria M. Shendrik – preparing the experimental samples.

Введение

Известно, что если в процессе изготовления разнородных конструкций из качественно сваренных взрывом слоистых композитов с помощью сварки плавлением, горячей штамповки, термической правки и других технологических операций, вызывающих перегрев композиционного соединения, образуются интерметаллиды, то они повышают опасность хрупких разрушений и, как результат, снижают эксплуатационную надежность оборудования [1; 2]. Тем не менее в работе [3] показано, что если осуществлять осадку или горячую прокатку титано-стального биметалла с образовавшейся при нагреве под осадку или прокатку интерметаллидной диффузионной прослойкой, то прочность соединения будет выше, чем до обжатия за счет дробления интерметаллидной прослойки или ее растекания вдоль границы соединения совместно с деформируемыми металлами.

Целью настоящей работы являлась оценка возможности прокатки сваренного взрывом трехслойного сталь Ст3 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 композита при температуре, превышающей температурный порог образования интерметаллидов на межслойной границе.

Материалы и методы исследования

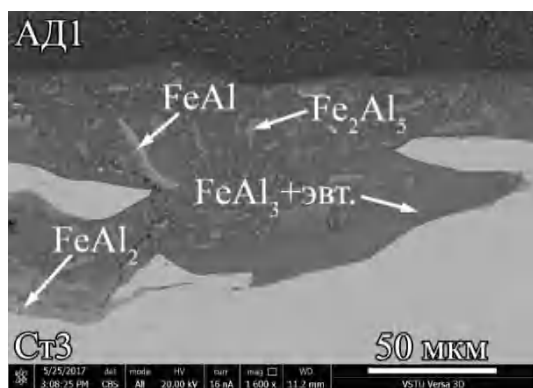
Композиционную заготовку получали сваркой взрывом по одновременной плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих прочность соединения на уровне алюминия АД1.

Прокатку трехслойного композита сталь Ст3 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 (1,6+0,8+6) мм проводили при 600 °С на стане «дуо» (диаметр валков 130 мм) без натяжения и правки. Перед прокаткой образцы нагревали и выдерживали в печи LOIP LF-7/13-G1 в течение 10 мин.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга–Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ($\lambda=1,5406\text{\AA}$) с использованием никелевого К β -фильтра. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1). Измерение микротвердости осуществляли на приборе PMT-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

Результаты и их обсуждение

При металлографических исследованиях границы соединения сталь Ст3 + алюминий АД1 после сварки взрывом были обнаружены тонкие участки оплавленного металла (рис. 1, а). Их твердость ~ 3 ГПа, а площадь ~ 0,013 мм².



а



б

Рис. 1. СЭМ изображение участка оплавленного металла на границе соединения сталь Ст3 + алюминий АД1 (а) и титан ВТ1-0 + алюминий АД1 (б) после сварки взрывом

На границе соединения титан ВТ1-0 + алюминий АД1 обнаружена очень тонкая прослойка оплавленного металла (рис. 2, б). Согласно данным, изложенным в работе [4], оплавленный металл представляют собой пластичную

структурную составляющую, состоящую из матрицы твердого раствора на основе алюминия практически без кристаллизационных дефектов и частиц алюминидов титана. Его твердость невелика и колеблется от 1,6 до 2,1 ГПа.

Анализ температурно-временных зависимостей образования интерметаллидов на границе титан-алюминий и сталь-алюминий [5] показал, что нагрев при 600 °С в течение 10 мин не дол-

жен приводить к образованию интерметаллидов на границе титан-алюминий, а на границе сталь-алюминий интерметаллиды должны присутствовать.

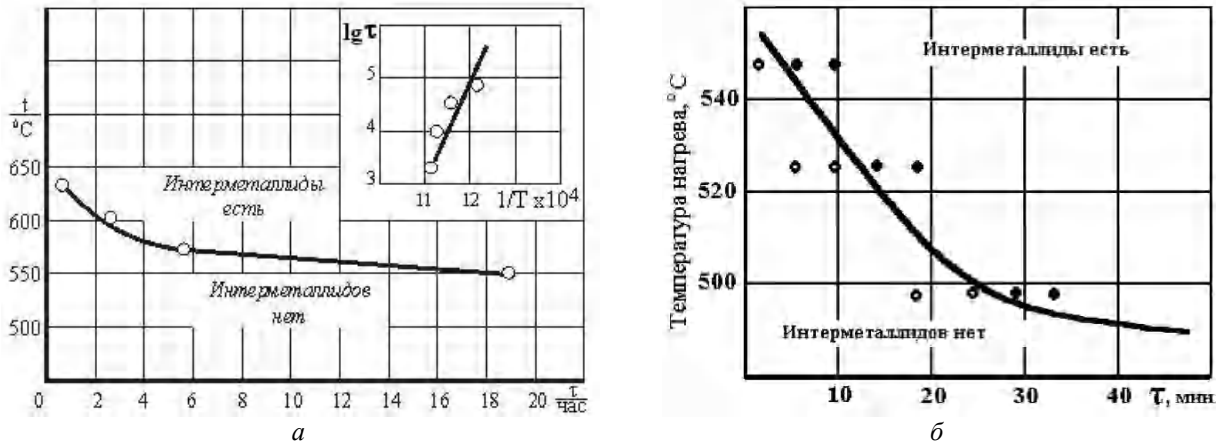


Рис. 2. Температурно-временная зависимость образования интерметаллидов на границе титан-алюминий (а) и сталь-алюминий (б) [5]

Обработка данных металлографического и энергодисперсионного анализа показала, что после термообработки 600 °С, 10 мин на границе сталь-алюминий со стороны стали формируется интерметаллидная прослойка Fe_2Al_5 , составляющая основную часть диффузионной зоны, а со стороны алюминия тонкая (до 10 мкм) прослойка интерметаллида FeAl_3 . На границе титан-алюминий диффузионная зона визуально неразличима, но на СЭМ изображении она видна (рис. 3). Формирование диффузионной зоны сопровождается «поглощением» оплавов. Рентгенофазовый анализ подтвердил присутствие интерметаллида Fe_2Al_5 , в то время как фаза FeAl_3 не была идентифицирована из-за малой толщины и высокой хрупкости, приводящей к ее разрушению при подготовке образцов к послойному рентгеноструктурному анализу. Микротвердость ДЗ составляет ~ 12 ГПа.

В результате обжата композита в диапазоне 5–15 % толщина алюминиевого слоя снизи-

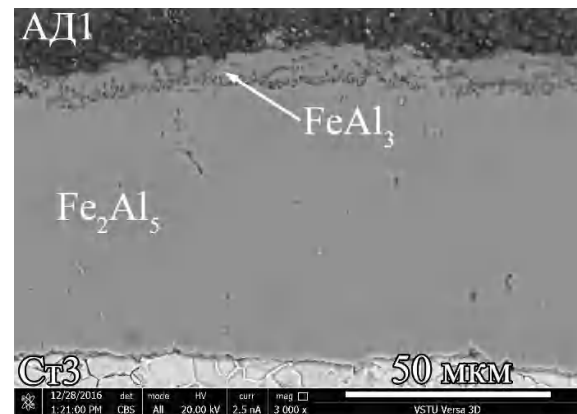
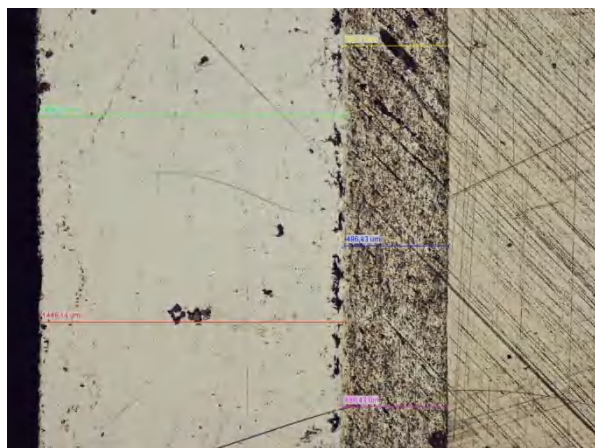


Рис. 3. СЭМ-изображение границы сталь-алюминий после термообработки 600 °С, 10 мин

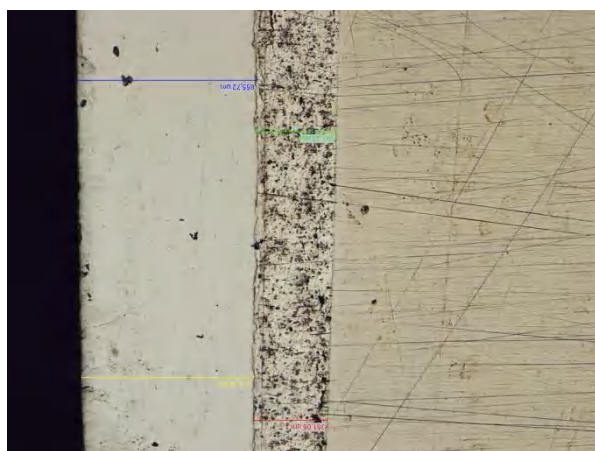
лась с 0,8 мм до 0,5–0,4 мм соответственно. При этом прослойки, входящие в состав диффузионной зоны, не деформировались, а разрушались (дробились), тк как их твердость (~ 12 ГПа) значительно выше твердости алюминия, титана и стали (рис. 4).



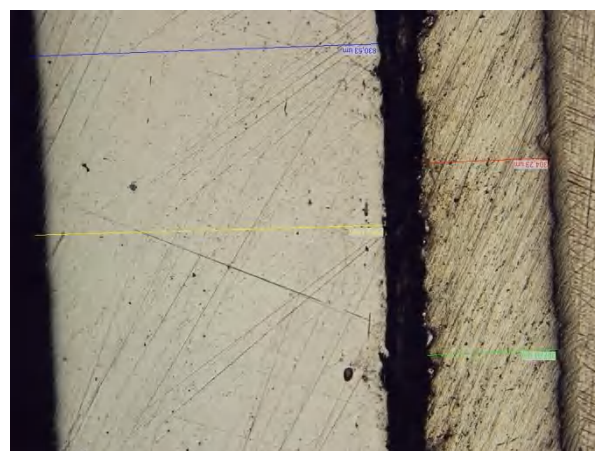
Обжатие композита 5 %



Обжатие композита 10 %



Обжатие композита 15 %



Обжатие композита 20 %

Рис. 4. Поперечная деформация СКМ сталь Ст3 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 после прокатки при 600 °С

При обжатии композита 20 % образец разрушился по границе сталь Ст3 + алюминий АД1. Анализ СЭМ изображения показал, что разрушение происходило по прослойке интерметаллида Fe_2Al_5 . Его включения после отделения стального слоя присутствовали на поверхности алюминия.

Вывод

1. При нагреве трехслойного композита сталь Ст3 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 под прокатку до температуры 600 °С на границе сталь-алюминий формируется диффузионная зона, состоящая из слоев интерметаллида Fe_2Al_5 и FeAl_3 . На границе титан-алюминий диффузионная зона визуально различима только на СЭМ изображении.

2. Разрушение диффузионной зоны на межслойной границе сталь Ст3 + алюминий АД1 при прокатке трехслойного композита обусловлено тем, что ее твердость (~ 12 ГПа) значительно выше твердости алюминия, титана и стали. Полученный результат опровергает представле-

ние о возможности обработки давлением композитов с интерметаллидной диффузионной прослойкой на основе алюминидов железа в их составе, базирующееся на гипотезе о том, что между осколками хрупкой прослойки в контакт вступают новые участки металлов и образуют прочные связи без интерметаллидных фаз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 189 с.
2. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгунов ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
3. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – Москва : Машиностроение, 1971. – 78 с.
4. Шморгунов, В. Г. Кинетика роста диффузионных прослоек в СКМ 20880+АД1+ВТ1-0 / В. Г. Шморгунов, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, В. Д. Гринцов, А. С. Махмутова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (293) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–19.

5. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Москва : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.

REFERENCES

1. Trykov, Yu.P. Svoystva i rabotosposobnost' sloistyh kompozitov: monografiya / Yu.P. Trykov, V.G. SHmorgun; VSTU. - Volgograd, 1999. - 189 p.

2. Trykov, Yu.P. Titanostal'nye kompozity i soedineniya: monografiya / Yu.P. Trykov, L.M. Gurevich, V.G. SHmorgun; VSTU. - Volgograd, 2013. - 344 p.

3. Sedyh, V.S., Svarka vzryvom i svoystva svarnyh soedinenij/ V.S. Sedyh, N.N. Kazak – Moskva: Mashinostroenie, 1971, 78 p.

4. SHmorgun, V.G. Kinetika rosta diffuzionnyh prosloek v SKM 20880+AD1+VT1-0 / V.G. SHmorgun, V.P. Kulevich, A.I. Bogdanov, V.D. Grincov, A.S. Mahmutova // Izvestiya VSTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii. - Volgograd, 2024. - № 10 (293). - pp. 15-19.

5. Trykov, Yu.P. Sloistye kompozity na osnove alyuminiya i ego splavov/ Yu.P. Trykov, L.M. Gurevich, V.G. SHmorgun // Moskva: Metallurgizdat, 2004. – 230 p.

Статья поступила в редакцию 23.04.26, доработана 05.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 23.04.26, revised 05.05.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 004.94:621.771

DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-11-21

Научная статья

Original article

Р. Е. Новиков¹, В. Г. Шморгун², В. П. Кулевич²

**МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
СИММЕТРИЧНОГО И АСИММЕТРИЧНОГО КОМПОЗИТА
СИСТЕМЫ Fe-Al-Ti В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ**

¹ АО «ВНИКТИнефтехимоборудование», Волгоград, Россия

² Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

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

Аннотация. Приведены результаты моделирования прокатки трехслойного асимметричного сталь Ст3 + алюминий АД1+ титан ВТ1-0 композита и пятислойного симметричного Ст3 + АД1+ ВТ1-0 + АД1 + Ст3 композита с использованием метода конечных элементов. Показаны различия в напряженно-деформированном состоянии композиций в зависимости от симметричности компоновки. Установлено, что симметричная компоновка обеспечивает сохранение прямолинейности композита после прокатки, в то время как асимметричная компоновка приводит к его изгибу.

Ключевые слова: прокатка, напряженно-деформированное состояние, моделирование, слоистый композит

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: Новиков Р. Е., Шморгун В. Г., Кулевич В. П. Моделирование напряженно-деформированного состояния симметричного и асимметричного композита системы Fe-Al-Ti в процессе прокатки. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 11–21. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-11-21.

Информация об авторах:

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

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

e-mail: renovikov@vnikti.rosneft.ru

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

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

e-mail: vgshmorgun@mail.ru

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

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

e-mail: kulevich.vp@gmail.com

Вклад авторов:

Р. Е. Новиков – проведение моделирования, написание текста статьи.

В. Г. Шморгун – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

В. П. Кулевич – участие в обсуждении результатов, обработка результатов.

R. E. Novikov¹, V. G. Shmorgun², V. P. Kulevich²

MODELING OF THE STRESS-STRAIN STATE OF SYMMETRICAL
AND ASYMMETRICAL COMPOSITE OF THE Fe-Al-Ti SYSTEM
DURING THE ROLLING PROCESS

¹ JSC VNIKTIneftekhimoborudovanie, Volgograd, Russia

² Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

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

Abstract. The results of finite element modeling of the rolling of a three-layer asymmetric steel St3 + aluminum AD1 + titanium VT1-0 composite and a five-layer symmetric St3 + AD1 + VT1-0 + AD1 + St3 composite are presented. Differences in the stress-strain state of the composites depending on the symmetry of the arrangement are demonstrated. It is established that the symmetric arrangement ensures the straightness of the composite after rolling, while the asymmetric arrangement leads to its bending.

Keywords: rolling, stress-strain state, modeling, layered composite

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: Novikov R. E., Shmorgun V. G., Kulevich V. P. Modeling of the stress-strain state of symmetric and asymmetric composite of the Fe-Al-Ti system during the rolling process. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 11–21. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-11-21.

Information about the authors:

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

Victor 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

Contribution of the authors:

Roman E. Novikov – modeling, writing the article.

Victor G. Shmorgun – defining the goal of the work, participating in the discussion of the results.

Vitaliy P. Kulevich – participating in the discussion of the results, processing the results.

Введение

Развитие авиастроения, космонавтики и энергетики требует внедрения легких и высокопрочных материалов. Трехслойные металлические композиты системы «сталь–алюминий–титан» сочетают в себе коррозионную стойкость, высокую удельную прочность и термическую стабильность. Однако сильное различие физико-механических свойств соединяемых слоев усложняет процесс их совместной пластической деформации. В процессе совместной прокатки разнородных металлов возникает неравномерность деформации. Это приводит к критическому росту остаточных напряжений. Напряжения вызывают коробление проката, расслоение композита и разрушение хрупких интерметаллидных фаз на границах раздела.

Прямое экспериментальное исследование внутренних процессов в зоне деформации крайне затруднено. Компьютерное моделирование позволяет провести подробную оценку поведения композиции при прокатке. Метод обеспечивает точный мониторинг распределения локальных напряжений, выявление зон концентрации пластических деформаций и прогнозирование поведения межслойных границ без затрат на натурные испытания [1; 2].

Целью данной работы является сравнение возникающих в композите напряжений и деформаций при симметричной и ассиметричной схеме прокатки.

Материалы и методы исследования

Проведенные натурные испытания прокатки трехслойного композита сталь Ст3 + алю-

миний АД1+ титан ВТ1-0 были взяты за основу для проведения настоящего исследования [3].

Объектами моделирования являлись композиты, состоящие из стального (сталь 08кп) и алюминиевого (АД1) слоев нанесенных на титановую (ВТ1-0) подложку в двух вариантах

компоновки – с одной и с двух сторон основного титанового слоя. Компоновка трехслойного композита – сталь 08кп + АД1 + ВТ1-0, а пяти-слойного – сталь 08кп + АД1 + ВТ1-0 + АД1 + сталь 08кп. Характеристики исходных образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Варианты использованных условий моделирования

Состав композита	Диаметр вала, мм	Исходные размеры композита, мм			Температура, °С
		Длина	Ширина	Толщина	
сталь 08кп + АД1 + ВТ1-0	150	100	30	8,4 (1,6+0,8+6)	580
сталь 08кп + АД1 + ВТ1-0 + АД1 + сталь 08кп				10,8 (1,6+0,8+6+0,8+1,6)	

Компьютерное моделирование процессов деформирования трехслойной симметричной заготовки производили в программном комплексе MSC.Marc (MSC Software). В трехмерной модели прокатки (рис. 1) вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных проходах экспериментальной прокатки.

В процессе моделирования композиты последовательно проходили через три пары валков, что позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки. Величины зазоров в каждой паре валков приведены в табл. 2. При задании расчетных схем материалы слоев использовали данные [4] с пересчетом в истинные напряжения и деформации (рис. 2), т. е. с учетом изменения площади поперечного сечения, к которому прикладывается напряжение.

Формулы для пересчета напряжений:

$$\sigma_t = \sigma_e(1 + \varepsilon_e)$$

и деформаций:

$$\varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon_e),$$

где σ_e и ε_e – инженерные напряжения и относительная деформация, т.е. величины, измеренные непосредственно по результатам испытаний на растяжение; σ_t и ε_t – истинные напряжения и деформации, т. е. учитывающие изменение поперечного сечения при больших деформациях (образование шейки).

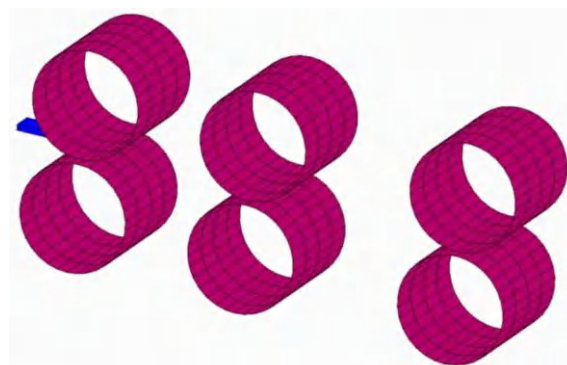


Рис. 1. Трехмерная схема моделирования прокатки композита титан ВТ1-0 + алюминий АД1 + сталь 08кп, созданная с помощью программного комплекса MSC.Marc

Таблица 2

Зазоры в каждой паре валков прокатного стана

Параметр прокатки	Схема компоновки композита	Номер пары валков		
		1	2	3
Зазор, мм	Асимметричная	7,5	6,5	5,0
	Симметричная	9,6	8,6	7,0
Обжатие, %	Асимметричная	10,7	22,6	40,5
	Симметричная	11,1	20,4	35,2

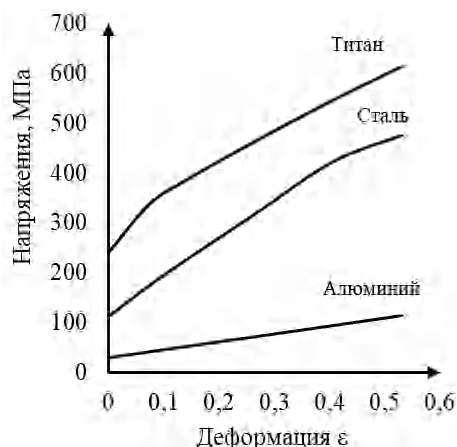


Рис. 2. Зависимость напряжений от пластической деформации, используемая для задания свойств материалов при моделировании

Результаты и их обсуждение

По результатам моделирования определялось распределение высотной и продольной деформации вдоль вертикальной оси образца в каждом из слоев композита. Значения локальных деформаций в продольном и высотном направлениях определялись после полного прохождения образцом пары валков, что позволяло не

учитывать величину упругой деформации. Значения деформаций измерялись на боковой поверхности образца и в центральном продольном сечении. Полученные величины продольных и высотных деформаций приведены на рис. 3–6.

Для асимметричного композита продольная и высотные деформации имеют близкие абсолютные значения, но отличаются по знаку. Для симметричной компоновки композита близкие значения деформации наблюдаются только в средней части композита, на боковой поверхности максимальные значения деформации больше для вертикальной деформации.

Для обоих вариантов компоновки композита после прохождения первой пары валков деформация практически равномерна по всем слоям, при прохождении последующих пар валков деформация происходит не равномерно. При асимметричной схеме наибольшие деформации соответствуют стальному слою, а при симметричной схеме — алюминиевому, причем в средней части деформации стального и титанового слоя близки, а на боковой поверхности стальной слой деформируется значительно сильнее.



Рис. 3. Распределение продольной деформации в центральном сечении (а) и на боковой поверхности (б) асимметричного композита при последовательном прохождении образцом трех пар валков

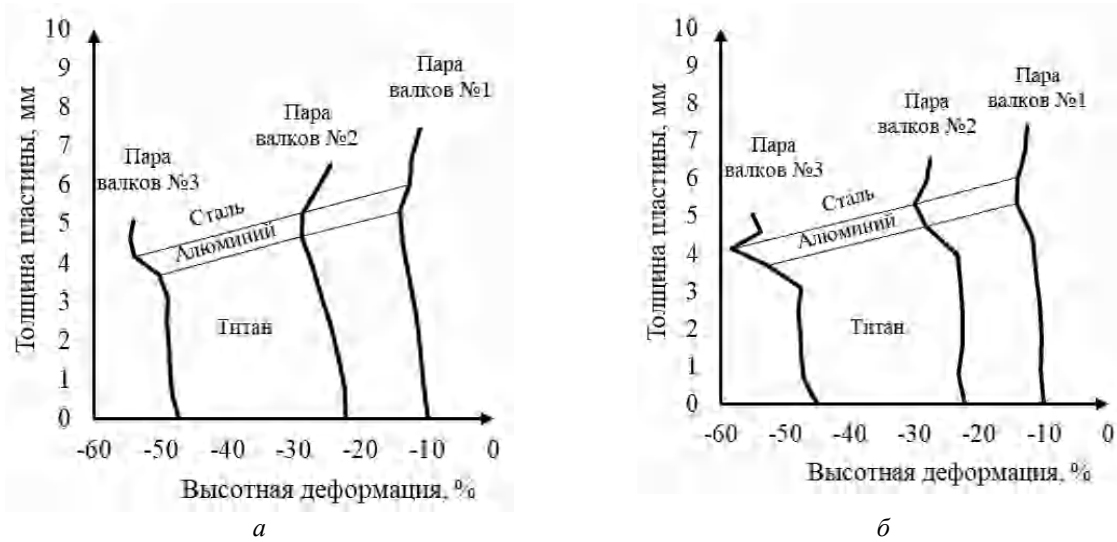


Рис. 4. Распределение высотной деформации в центральном сечении (а) и на боковой поверхности (б) асимметричного композита при последовательном прохождении образцом трех пар валков

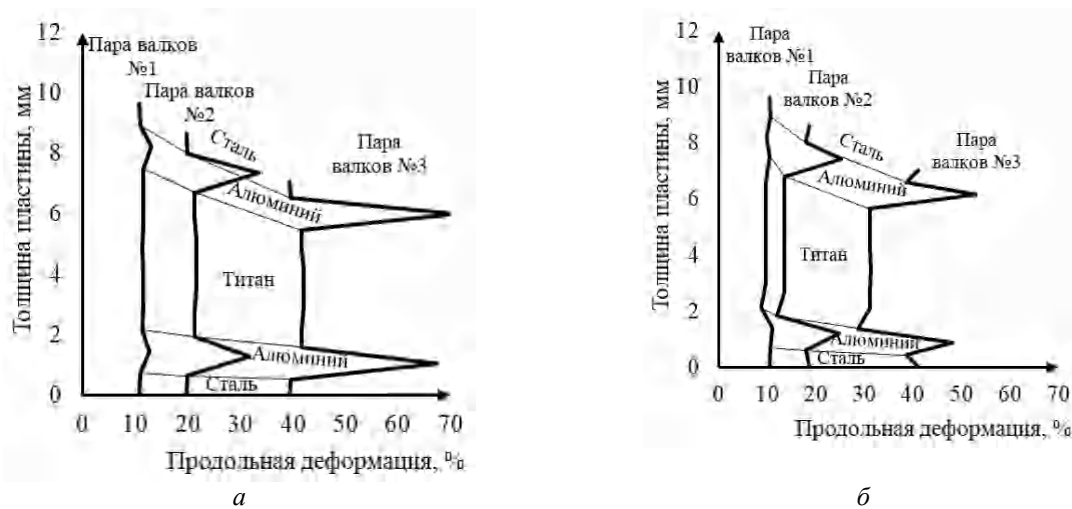


Рис. 5. Распределение продольной деформации в центральном сечении (а) и на боковой поверхности (б) симметричного композита при последовательном прохождении образцом трех пар валков

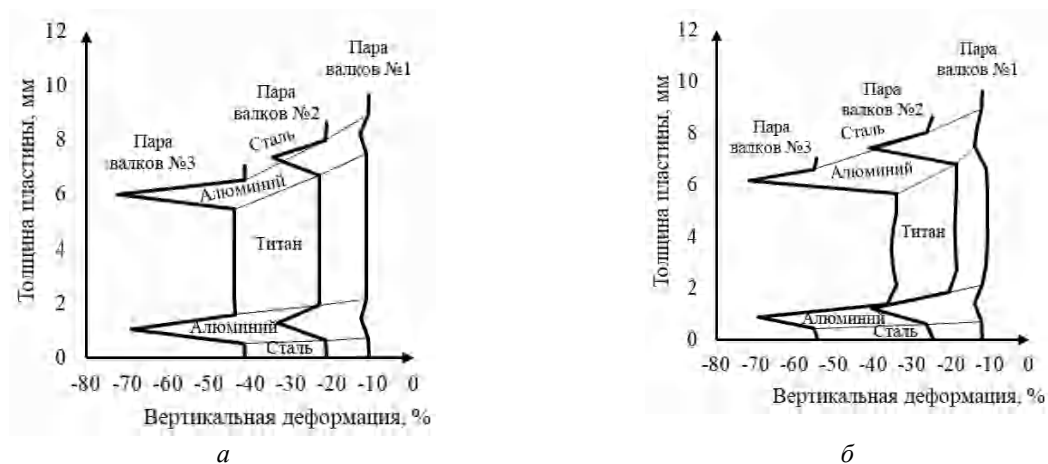


Рис. 6. Распределение высотной деформации в центральном сечении (а) и на боковой поверхности (б) симметричного композита при последовательном прохождении образцом трех пар валков

Визуализация изменения распределения напряжений и деформаций в продольном и высотном направлениях в очагах деформации при прохождении каждой из пар валков показано на рис. 7–12.

Из данных визуализаций видно, что наибольшие напряжения соответствуют титановому слою, причем максимальные значения выше

для асимметричной схемы. Величина как продольной, так и высотной деформации максимальна для алюминиевого слоя при симметричной компоновке и для стального слоя при асимметричной компоновке. Так же при симметричной компоновке титановый слой меньше деформируется по сравнению с асимметричной схемой.

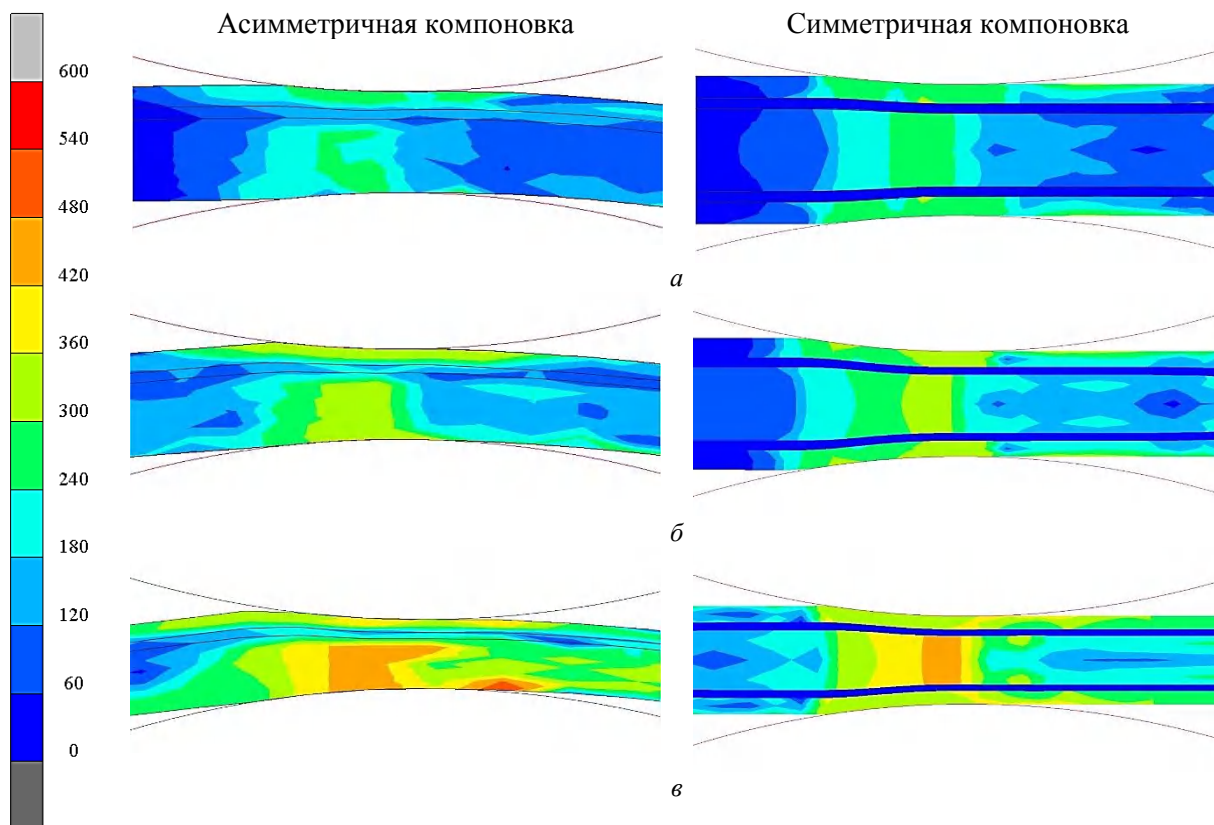


Рис. 7. Визуализация изменения распределения напряжений (МПа) в средней части композита при прохождении пар валков:
а – № 1; б – № 2; в – № 3

В таблице 3 приведены изменения толщин слоев и степени обжатия прокатываемых композитов. Анализ данных табл. 3 показывает, что для асимметричной схемы наибольшее обжатие происходит для стального слоя, а минимальное для титанового.

При симметричной схеме обжатие стального и алюминиевого слоя практически одинаково, а наибольшая величина обжатия соответствует титановому слою, при этом разница между минимальными и максимальными значениями

обжатия для симметричной схемы выше, чем для асимметричной, т. е. при симметричной схеме компоновки композита деформация всех слоев происходит более равномерно, что подтверждается графиком зависимости деформации слоя от величины общей деформации композита (рис. 13).

Разница величины деформации слоев при асимметричной компоновке привела к изгибу композита, при симметричной схеме сохранилась прямолинейность композита (рис. 14).

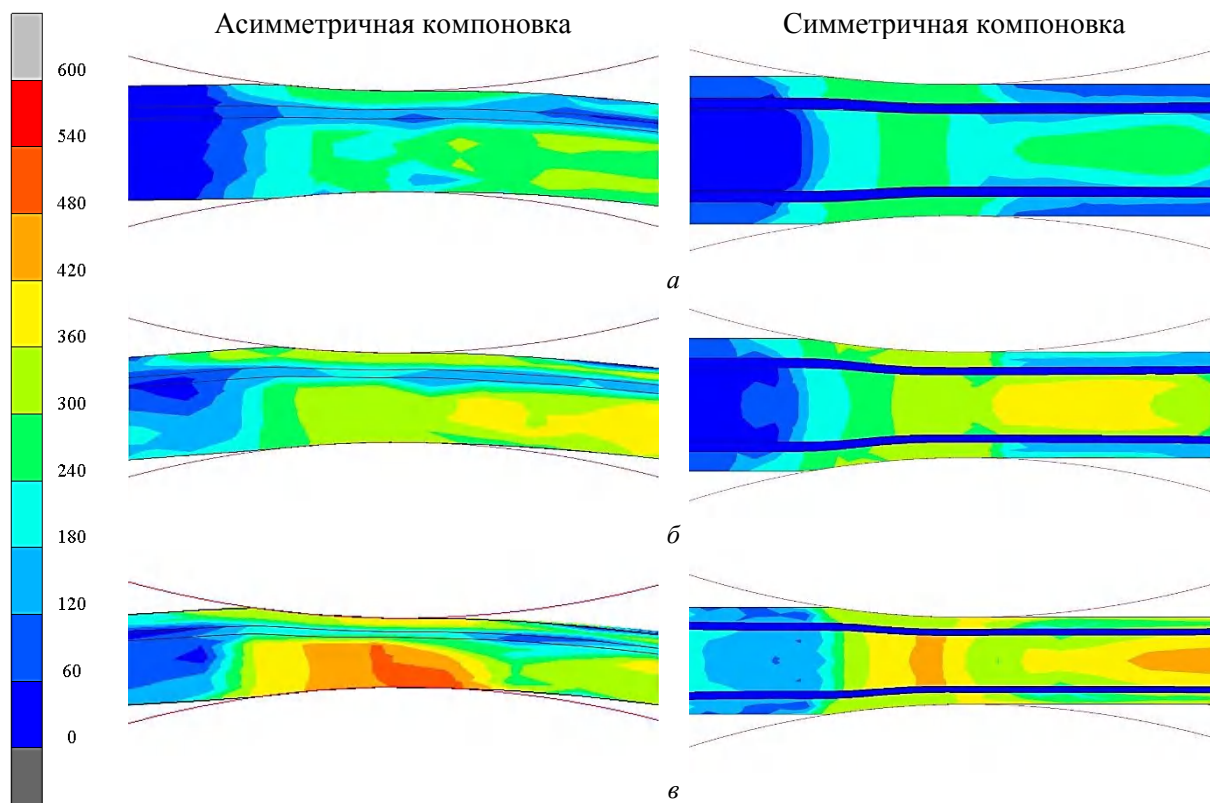


Рис. 8. Визуализация изменения распределения напряжений (МПа) на боковой поверхности композита при прохождении пар валков:
а – № 1; б – № 2; в – № 3

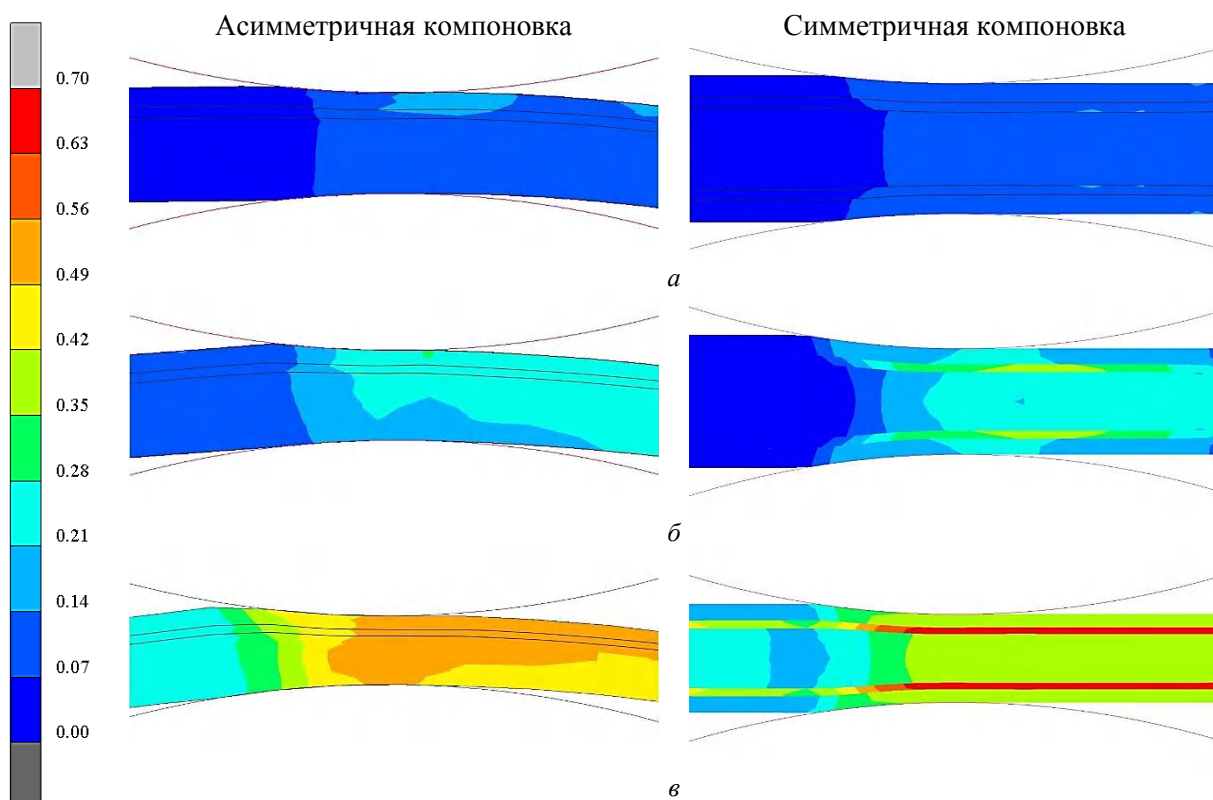


Рис. 9. Визуализация изменения распределения продольных деформаций в средней части композита при прохождении пар валков:
а – № 1; б – № 2; в – № 3

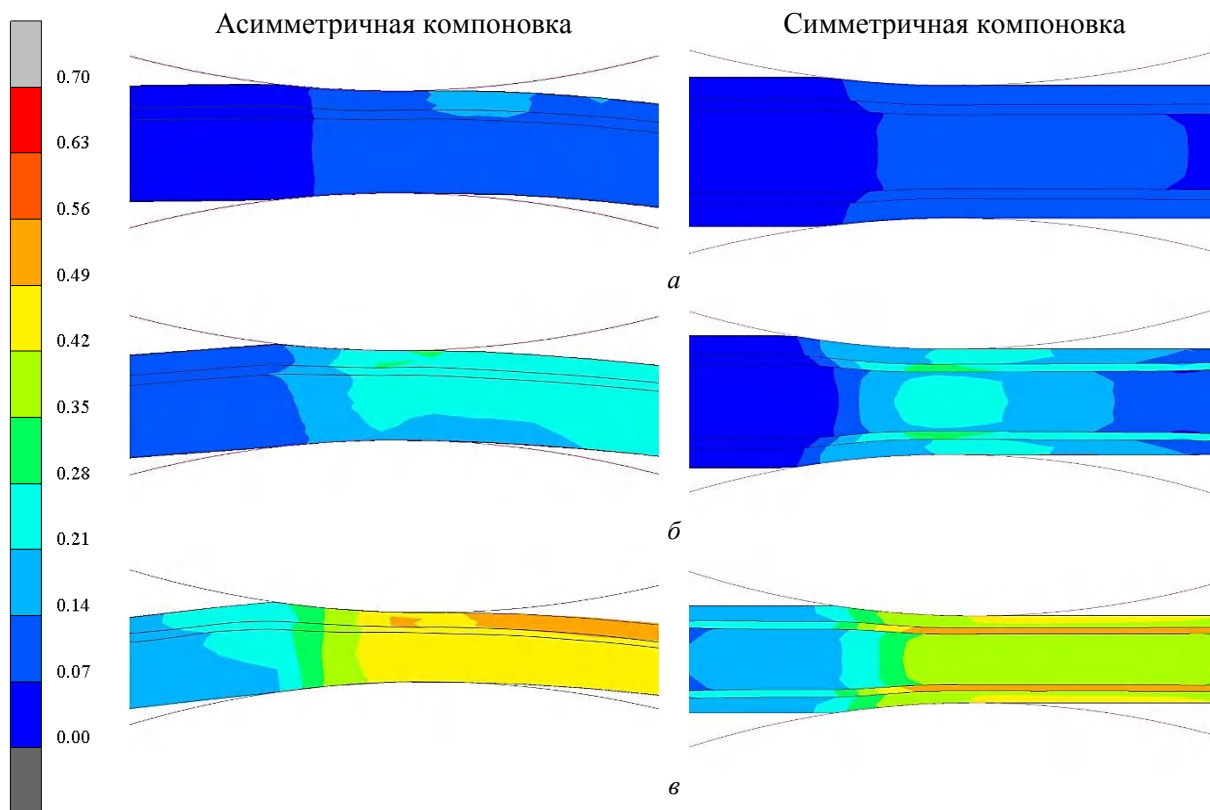


Рис. 10. Визуализация изменения распределения продольных деформаций на боковой поверхности композита при прохождении пар валков:
а – № 1; б – № 2; в – № 3

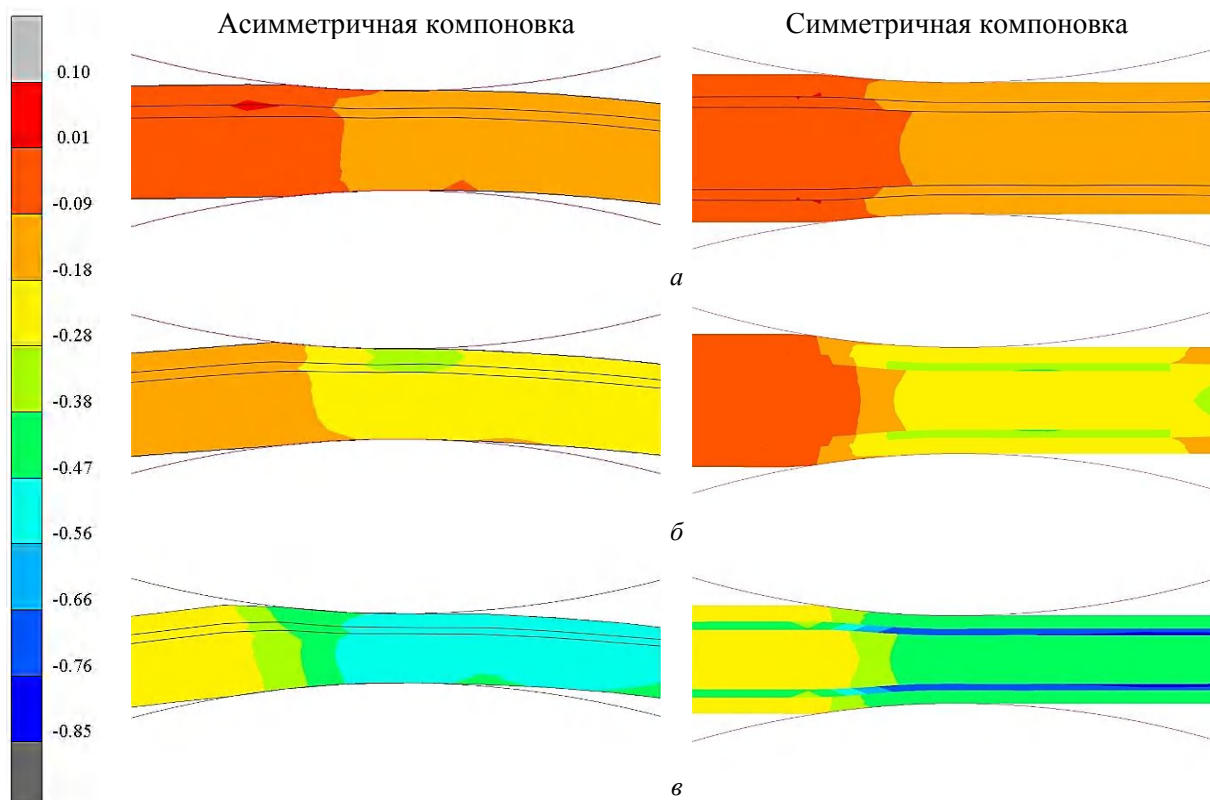


Рис. 11. Визуализация изменения распределения высотных деформаций в средней части композита при прохождении пар валков:
а – № 1; б – № 2; в – № 3

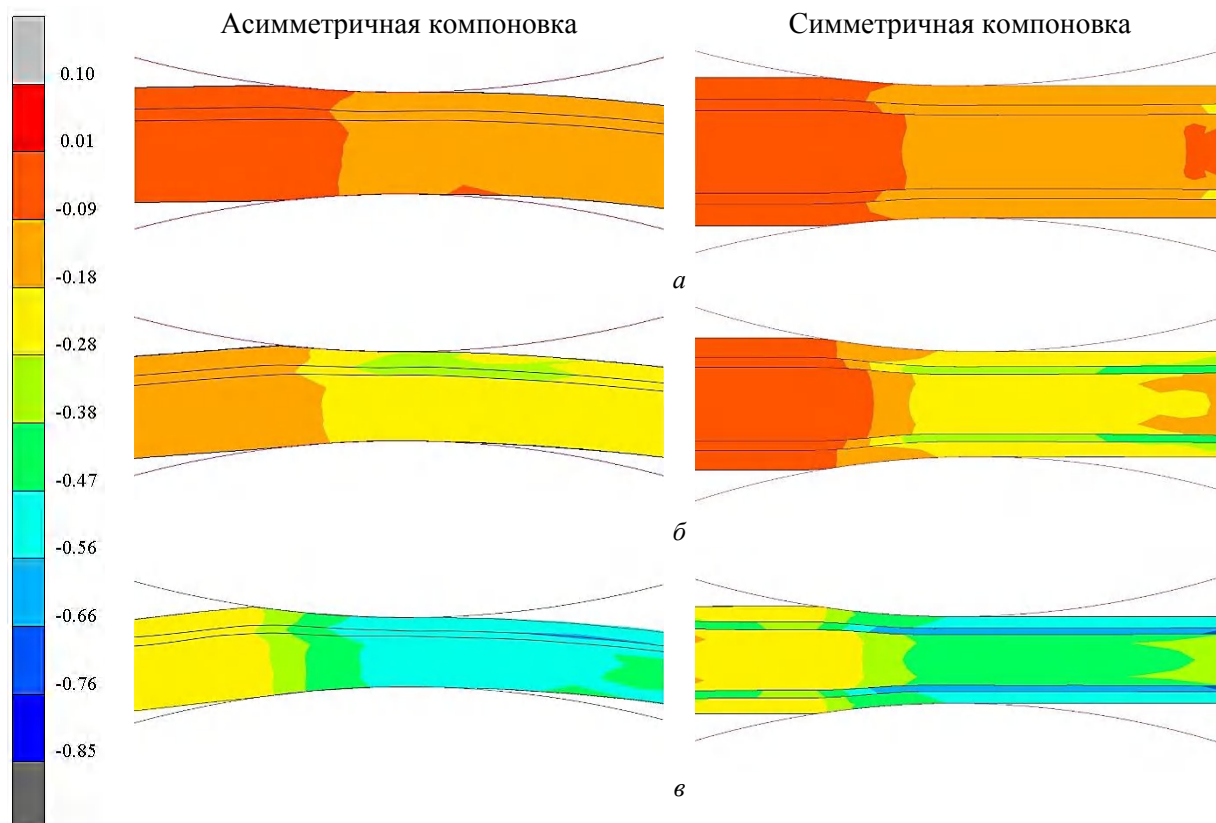


Рис. 12. Визуализация изменения распределения высотных деформаций на боковой поверхности композита при прохождении пар валков:
а – № 1; б – № 2; в – № 3

Таблица 3

Изменение толщин слоев и степеней обжатия

Материал слоя	Номер пары валков	Степень обжатия, %		Толщина слоя, мм	
		Схема компоновки композита		Схема компоновки композита	
		Асимметричная	Симметричная	Асимметричная	Симметричная
Сталь	1	11,2	10,5	1,42	1,43 / 2,86
	2	23,2	19,4	1,23	1,29 / 2,58
	3	42,4	33,9	0,92	1,06 / 2,11
Алюминий	1	12,8	10,5	0,70	0,72 / 1,43
	2	26,0	19,1	0,59	0,65 / 1,29
	3	40,9	33,5	0,47	0,53 / 1,06
Титан	1	11,3	10,9	5,32	5,34 / 10,69
	2	21,9	20,5	4,69	4,77 / 9,54
	3	38,5	35,5	3,69	3,87 / 7,74

* – для алюминия и стали указана толщина 1 слоя / 2 слоев

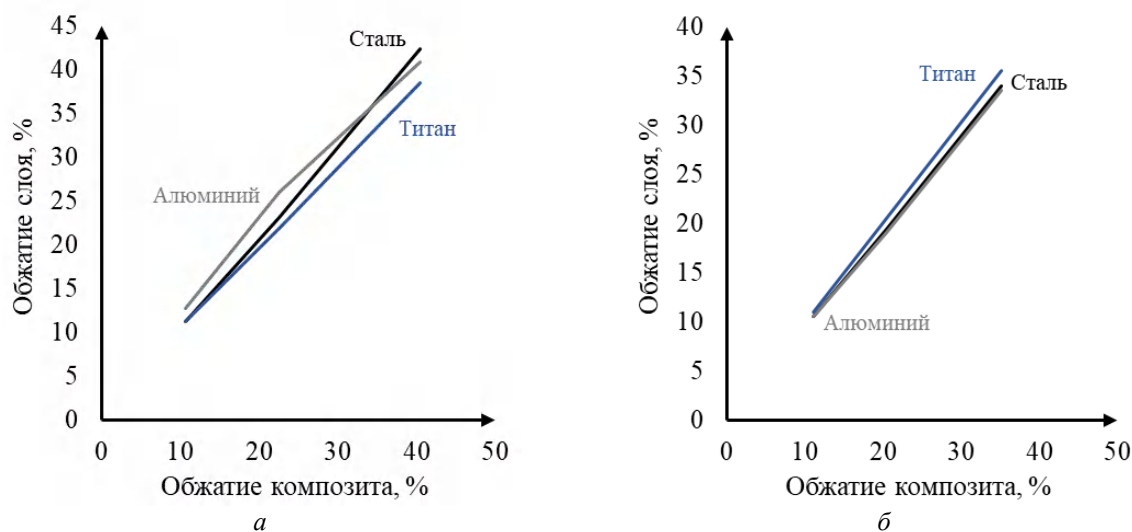


Рис. 13. Графики зависимости обжатия слоев от величины общего обжатия композита:
а – асимметричная компоновка; б – симметричная компоновка

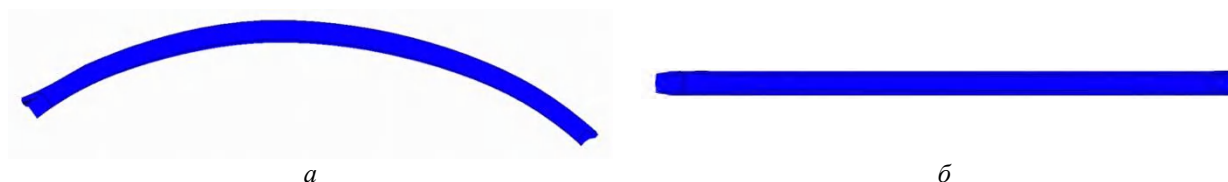


Рис. 14. Вид сбоку композита после прохождения трех пар валков:
а – асимметричная компоновка; б – симметричная компоновка

Вывод

При исследованных соотношения толщин слоев композита при асимметричной компоновке наибольшие деформации испытывает стальной слой. При смене компоновки на симметричную основные деформации переносятся на алюминиевый слой.

Наибольшие напряжения соответствуют наиболее прочному титановому слою, при этом максимальные значения напряжений выше для асимметричной схемы. Наибольшие значения деформации (как продольные, так и высотные) соответствуют алюминиевому слою при симметричной компоновке и стальному слою при асимметричной.

Симметричная компоновка композита способствует более равномерному обжатию слоев и сохранению прямолинейности композиции, а в асимметричной компоновке возникают большие изгибающие напряжения, приводящие к изгибу композита после прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Исследование структуры и напряженно-деформированного состояния сваренного взрывом пятислойного титано-стального композита после горячей прокатки / Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, В. Н. Трутнев // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 6 (289) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–19. – DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-12-19.
2. Моделирование напряженно-деформированного состояния несимметричного четырехслойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп в процессе горячей прокатки / Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, С. А. Кузнецов // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 2 (273) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 37–43. – DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-37-43.
3. Поведение интерметаллидной прослойки в составе слоистого композита при его прокатке / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, Д. Н. Гурулев, А. И. Богданов, Э. Р. Камалов, Д. М. Шендрик // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 6 (313) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2026. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – 6 (313): 6–11 ; <https://doi.org/10.35211/1990-5297-2026-6-313-6-11>

4. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Metallurgiya, 1973. – 224 с.

REFERENCES

1. Gurevich, L.M. Issledovanie struktury i napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya svarenного взрывом pyatislojnogo titano-stal'nogo kompozita posle goryachej prokatki / L.M. Gurevich, V.N. Arisova, V.N. Trutnev // Izvestiya VolgGTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii. - Volgograd, 2024. - № 6 (289). - pp. 12-19. - DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-12-19.

2. Modelirovanie napryazhenno-deformirovannogo sostoyaniya nesimmetrichnogo chetyrekhslonного kompozita

titan VT1-0 + stal' 08kp v processe goryachej prokatki / L.M. Gurevich, O.V. Slautin, V.G. SHmorgun, S.A. Kuznetsov // Izvestiya VolgGTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii. - Volgograd, 2023. - № 2 (273). - pp. 37-43. - DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-37-43.

3. Povedenie intermetallidnoy proslojki v sostave sloistogo kompozita pri ego prokatke / V.G. SHmorgun, V.P. Kulevich, D.N. Gurulev, A.I. Bogdanov, E.R. Kamalov, D.M. SHendrik // Izvestiya VolgGTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii. - Volgograd, 2026, 6(313): 6–11 ; <https://doi.org/10.35211/1990-5297-2026-6-313-6-11>

4. Tret'yakov, A. V. Mekhanicheskie svoystva metallov i splavov pri obrabotke davleniem / A. V. Tret'yakov, V. I. Zyuzin. – М. : Metallurgiya, 1973. – 224 p.

Статья поступила в редакцию 27.04.26, доработана 05.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 27.04.26, revised 05.05.26, accepted for publication 18.05.26.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-22-27

Научная статья

Original article

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. С. Чистяков
Д. Е. Ефремов, Н. А. Палагин, А. М. Крутов*

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА СПЕКАНИЯ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Галина Викторовна Агафонова, inet-agv@mail.ru

Аннотация. Методом термомеханического анализа и гидростатическим взвешиванием был исследован политетрафторэтилен, полученный статическим прессованием исходного и активированного взрывом порошков с последующим их спеканием. Работа выполнена с целью исследования влияния температуры спекания на свойства политетрафторэтилена.

Ключевые слова: статическое прессование, политетрафторэтилен, термомеханический анализ, гидростатическое взвешивание

Для цитирования: Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С., Ефремов Д. Е., Палагин Н. А., Крутов А. М. Исследование процесса спекания политетрафторэтилена. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 22–27. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-22-27.

Информация об авторах:

Нина Александровна Адаменко – доктор технических наук профессор кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

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

e-mail: mvpol@vstu.ru

Галина Викторовна Агафонова – кандидат технических 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 курса ВолгГТУ

e-mail: aleksmen20000@yandex.ru

Даниил Евгеньевич Ефремов – аспирант 1 курса ВолгГТУ

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

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

e-mail: kolya_palagin@mail.ru

Артем Михайлович Крутов – магистр 1 курса, ВолгГТУ, ФТКМ, кафедра МиКМ

e-mail: artem.krutov.03@mail.ru

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 после спекания, участие в обсуждении результатов исследований, редактирование рукописи.

А. С. Чистяков – проведение ТМА и гидростатического взвешивания, расчет параметров изменения структуры, написание текста статьи.

Д. Е. Ефремов – подготовка образцов для проведения исследований, проведение ТМА, расчет параметров изменения структуры.

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

А. М. Крутов – подготовка образцов для проведения исследований, проведение гидростатического взвешивания.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. S. Chistyakov
D. E. Efremov, N. A. Palagin, A. M. Krutov*

STUDY OF THE SINTERING PROCESS OF POLYTETRAFLUOROETHYLENE

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

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

Abstract. Polytetrafluoroethylene (PTFE) obtained by static pressing of the original and explosion-activated powders, followed by sintering, was studied using thermomechanical analysis and hydrostatic weighing. The study aimed to investigate the effect of sintering temperature on the properties of PTFE.

Keywords: static pressing, polytetrafluoroethylene, thermomechanical analysis, hydrostatic weighing

For citation: Adamenko N. A., Agafonova G. V., Chistyakov A. S., Efremov D. E., Palagin N. A., Krutov A. M. Study of the sintering process of polytetrafluoroethylene. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 22–27. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-22-27.

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

e-mail: aleksmen20000@yandex.ru

Daniil E. Efremov – first-year postgraduate student, Volgograd State Technical University

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

Nikolai A. Palagin – second-year master's student, Volgograd State Technical University, Faculty of Technical and Mechanics, Department of Metalworking and Mechanics

e-mail: kolya_palagin@mail.ru

Artem M. Krutov – first-year master's student, Volgograd State Technical University, Faculty of Technical and Mechanics, Department of Metalworking and Mechanics

e-mail: artem.krutov.03@mail.ru

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 experimental results, study of compaction processes after sintering, participation in the discussion of research results and editing of the manuscript

Alexander S. Chistyakov – preparation of samples for research, TMA and hydrostatic weighing, calculation of structure change parameters and writing the article.

Daniil E. Efremov – sample preparation for research, TMA, calculation of structural change parameters.

Nikolai A. Palagin – sample preparation for research, calculation of structural change parameters.

Artem M. Krutov – sample preparation for research, hydrostatic weighing.

Введение

Стремительный прогресс в технике, повсеместно требующий применения полимеров в таких сферах, как космос, автомобилестроение, строительство, медицина и электроника, ставит перед исследователями две ключевые задачи: максимизировать эксплуатационные характеристики полимеров и обеспечить их стабильность в широком диапазоне температур. Эти задачи особенно важны для изделий, рассчитанных на длительную работу в условиях высоких температур или их резких перепадов.

Исследования в области создания таких полимерных материалов показывают, что для достижения этих целей необходимы термоустойчивые полимеры, обладающие одновременно сохранением прочности при нагреве (теплостойкостью) и устойчивостью к воздействиям высоких температур (термостойкостью) [1–5].

Несмотря на свои преимущества, ПТФЭ сталкивается с значительными проблемами обработки из-за высокой температуры плавления (327 °C) и невозможности обработки традиционными методами плавления [6].

С целью усиления адгезионного взаимодействия, что сказывается на улучшении характеристик, в научной практике применяют взрывную активацию полимера. Поскольку времена возмущения вещества крайне малы, возникающие энергетические состояния различных степеней свободы молекул вещества могут быть в значительной степени неравновесными, что играет важную роль в протекании химических превращений, снижая эффективную энергию активации процессов. [7]

Формование заготовки ПТФЭ включает уплотнение порошка, затем она подвергается спеканию при повышенных температурах для монокристаллизации и улучшения механических свойств. Параметры, влияющие на этот процесс, особенно давление и температура спекания, являются ключевыми для определения конечной микроструктуры и свойств изделия. Колебания этих параметров могут существенно изменять кристаллизацию, переходы кристаллических фаз и морфологические характеристики, что влияет на механические свойства материала, термическую стабильность и диэлектрические характеристики.

В работе проведены исследования свойств исходного и активированного ПТФЭ, полученных статическим прессованием (СП) после спекания.

Материалы и методы исследования

Для обеспечения надежной работы оборудования в агрессивных средах химической, нефтегазовой и энергетической промышленности часто выбирают ПТФЭ. Его выбор обусловлен исключительной способностью функционировать в широком диапазоне температур (от -269°C до 280°C), высокой устойчивостью к химическим реагентам и климатическим факторам, отличными электроизоляционными свойствами, низким коэффициентом трения, а также биосовместимостью и нетоксичностью [8].

В работе выполнены исследования образцов, полученных методом статического прессования исходного и активированного, полученного после механического размолва предварительно спрессованного взрывом порошка ПТФЭ в закрытых пресс-формах (ампулах). Давление СП составляло 40 МПа. Спекание проводили при температуре 330 и 380°C в свободном состоянии. Выдержка 15 мин. на 1 мм., охлаждение проводили вместе с печью.

Усадку заготовок определяли по разнице диаметра и высоты до и после процесса спекания

по методике, изложенной в ГОСТ 18616–80. Измерение плотности образцов производили методом гидростатического взвешивания по ГОСТ 15139–69.

Исследование термомеханических свойств при одноосном сжатии выполняли на анализаторе Netzsch 402 F3 Hyperion. Образцы размерами $5 \times 5 \times 2$ мм подвергали нагреву в среде азота с постоянной скоростью $5^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ до температуры 380°C . В процессе нагрева регистрировали глубину проникновения цилиндрического индентора диаметром 1 мм под постоянной нагрузкой 1 Н. Обработку экспериментальных данных проводили с использованием программного обеспечения Proteus 61.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты измерения плотности образцов показали, что значение плотности материала после спекания находится в диапазоне от 2113 до $2189 \text{ кг}/\text{м}^3$ (рис. 1). Согласно ГОСТ 10007–80 (российский стандарт на фторопласт-4), предельные значения плотности составляют 2180– $2210 \text{ кг}/\text{м}^3$. Реальные значения часто ниже этих пределов, что соответствует литературным данным ($2120\text{--}2200 \text{ кг}/\text{м}^3$) [9–10].

Плотность после спекания увеличивается так как поры между частицами порошка заполняются расплавленным или размягченным полимером. Происходит закрытие открытых пор, уменьшение объема закрытых пор и уплотнение упаковки частиц, а также происходит релаксация внутренних напряжений. Образец исходного полимера достигает наибольшей плотности после спекания при температуре 380°C (рис. 1, гистограмма 2), как в классической технологии переработки ПТФЭ [11]. Низкая плотность ($2116 \text{ кг}/\text{м}^3$) исходного образца после спекания при 330°C (рис. 1, гистограмма 1), связана с недостаточной температурой нагрева, ограничением молекулярной подвижности, что затрудняет процессы кристаллизации, а недостаточное оплавление частиц полимера, сохраняет микропоры и возможные микронеоднородности структуры. В отличие от образцов исходного полимера, активированные взрывом образцы достигали высокой плотности уже при температуре спекания 330°C (рис. 1, гистограмма 2). Это свидетельствует об активации процесса спекания полимера после взрывной обработки, которая интенсивно влияет на его реологию, а также процессы структурообразования, приводит к рекомбинации макромоле-

кул, образованию свободных радикалов, что интенсифицирует процессы, происходящие при последующем спекании.

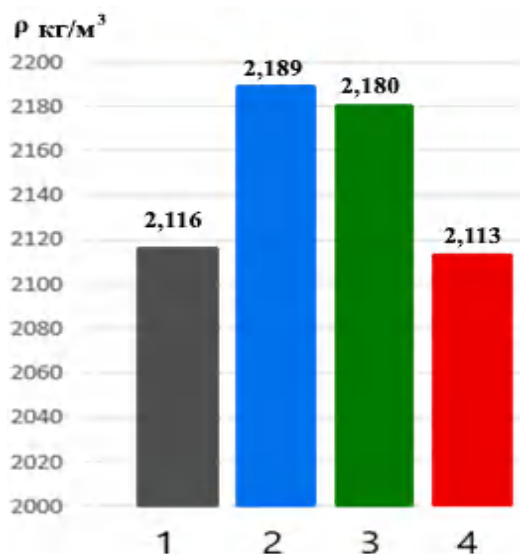


Рис. 1. Плотность образцов из ПТФЭ после спекания исходного (1, 2) и активированного (3, 4) при 330 °С (1, 3) и 380 °С (2, 4)

Процесс спекания сопровождается увеличением объема полимера до 25 % при плавлении, а после охлаждения происходит усадка. Результаты проведенных экспериментов показали, что усадка у исследованных образцов ПТФЭ при спекания изменяется от -4,2 до 3,8 % (табл. 1). При этом самые низкие значения усадки наблюдаются у активированных образцов после спекания при 330 °С (табл. 1), что согласуется с результатами измерения плотности и свидетельствует о высоком межмолекулярном и межчастичном взаимодействии при более низкой температуре. У всех образцов произошла усадка по диаметру и расширение по высоте за исключением исходного после спекания 330 °С (табл. 1), что обусловлено его недостаточной монолитизацией с сохранением пористости. Наблюдаемое при спекании расширение образцов по высоте, то есть в сторону приложенного давления при прессовании, указывает на преобладание термического расширения над процессами уплотнения, либо на специфические структурные изменения в материале.

Таблица 1

Изменение размеров ПТФЭ после спекания

Тип порошка	Результаты расчета							
	t, °C	до спекания		после спекания		Усадка D, %	Усадка h, %	Усадка V, %
		D, мм	h, мм	D, мм	h, мм			
исходный	330	12,06	8,49	11,9	8,4	1,3	1,1	3,7
исходный	380	12,06	5,6	11,62	5,8	3,6	-3,6	3,8
активированный	330	12,04	8,43	11,9	8,5	1,2	-0,8	1,5
активированный	380	12,03	7,99	11,77	8,7	2,2	-8,9	-4,2

По результатам термомеханического анализа установлено, что термдеформационное поведение полимера после взрывной активации принципиально не меняется. Все исследованные образцы испытывают незначительные деформации до 1 % в зоне предплавления, что обусловлено увеличением подвижности аморфной фазы полимера (рис. 2). В области плавления полимер испытывает деформации расширения, которые минимальны у образцов исходного полимера после спекания при 330 °С, что связано с их низкой плотностью и согласуется с вышеописанными исследованиями. При более низкой температуре спекания частицы полимера могут не полностью слипаться или уплотняться. Это приводит к сохранению пористости, пустот и слабых межчастичных связей. При нагреве такие дефекты привели к более значительным дефор-

мациям (-8,2 %), так как материал легче деформируется в областях с низкой плотностью и прочностью. Так же фактором, влияющим на деформацию полимера, является тип порошка, у активированного и спеченного при 380 °С, близкая плотность к исходному при 330 °С (2,116 и 2,113 кг/м³ соответственно), однако деформация намного ниже, активация могла изменить поверхностные свойства частиц, их способность к спеканию или кристаллизации. После спекания при 330 °С активированный полимер (рис. 2, кривая 3, табл. 2) имеет наибольшую температуру начала плавления. Вероятно произошедшие при взрыве структурные изменения могли улучшить когезию между частицами, привели к формированию крупных, более устойчивых к изменению степени кристалличности кристаллитов при меньшей температуре спекания.

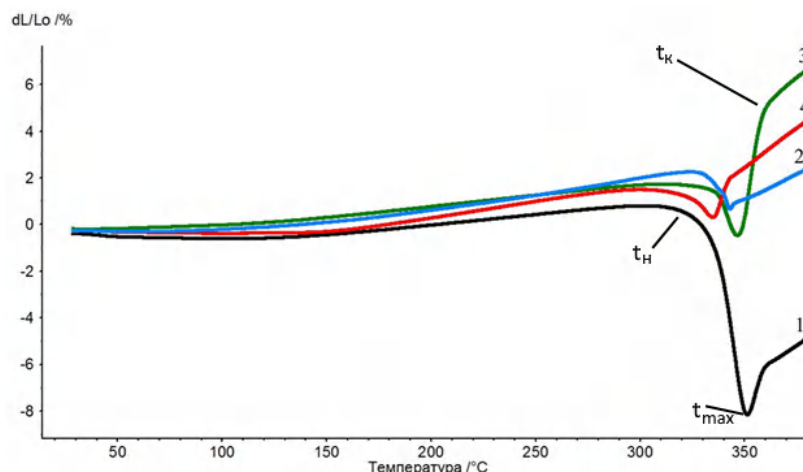


Рис. 2. Термомеханические кривые исходного (1, 2) и активированного (3, 4) ПТФЭ после спекания при 330 °С (1, 3) и 380 °С (2, 4)

Таблица 2

Термомеханические свойства ПТФЭ после спекания

№	Тип порошка	$t_{\text{спекания}}, ^\circ\text{C}$	$t_n \pm 0,5, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_n \pm 0,001, \%$	$t_{\text{max}} \pm 0,5, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_{\text{max}} \pm 0,001, \%$	$t_k \pm 0,5, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_k \pm 0,001, \%$
1	Исходный	330	327	1,1	351	-8,2	356	-6,1
2	Исходный	380	329	2,3	343	0,7	345	0,9
3	Активированный	330	335	1,4	350	-0,5	358	5,0
4	Активированный	380	325	1,3	335	0,3	342	1,9

Выводы

В результате исследований установлено, что взрывная обработка способствует протеканию активационных процессов в политетрафторэтилене, что позволяет достигнуть высокой плотности (2180 кг/м^3), меньшей объемной усадки (1,5 %), высоких термомеханических характеристик ($t_n - 335 ^\circ\text{C}$, $\varepsilon_n - 1,4 \%$, $t_{\text{max}} - 350 ^\circ\text{C}$, $\varepsilon_{\text{max}} - 0,5 \%$) при температуре спекания 330, что на $50 ^\circ\text{C}$ ниже, чем спекании исходного полимера.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каблов, Е. Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2015. – № 1 (34). – С. 3–33.
2. Михайлин, Ю. А. Специальные полимерные композиционные материалы / Ю. А. Михайлин. – Санкт-Петербург : Научные основы и технологии, 2008. – 660 с.
3. Макаров, В. Г. Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармусов. – Москва : Химия, 2003. – 208 с.
4. Крыжановский, В. К. Технические свойства полимерных материалов : учеб.-справ. пособие / В. К. Крыжановский. – Санкт-Петербург : Профессия, 2003. – 240 с.
5. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Бильбасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.

6. S. Ebnesajjad, Expanded PTFE applications handbook: technology, manufacturing and applications, William Andrew, 2016.

7. 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.

8. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 1999. – 162 с.

9. Крыжановский, В. К. Технические свойства полимерных материалов : уч.-справ. пособие / В. К. Крыжановский и [др.]. – СПб.: Изд-во «Профессия», 2003. – 240 с.

10. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с.

11. Логинов, Б. А. Российские фторполимеры: история, технология, перспективы / Б. А. Логинов, А. Л. Виллемсон, В. М. Бузник. – М. : [б. и.], 2013. — 318 с. : ил., цв. ил., портр., табл.

REFERENCES

1. Kablov, E. N. Innovacionnye razrabotki FGUP «VIAM» GNC RF po realizacii «Strategicheskikh napravlenij razvitiya materialov i tekhnologij ih pererabotki na period do 2030 goda» / E. N. Kablov // Aviacionnye materialy i tekhnologii. – 2015. – № 1 (34). – S. 3–33.
2. Mihajlin, Yu. A. Special'nye polimernye kompozicionnye materialy / Yu. A. Mihajlin. – SanktPeterburg : Nauchnye osnovy i tekhnologii, 2008. – 660 s.

3. Makarov, V. G. Promyshlennyye termoplasty / V. G. Makarov, V. B. Koptenarmusov. – Moskva : Himiya, 2003. – 208 s.

4. Kryzhanovskij, V. K. Tekhnicheskie svoystva polimernykh materialov : uchebno-spravochnoe posobie / V. K. Kryzhanovskij. – Sankt-Peterburg : Professiya, 2003. – 240 s.

5. Ftorpolimernyye materialy / N. A. Adamenko, E. N. Bol'basov, V. M. Buznik [i dr.] ; otv. red. akademik V. M. Buznik. – Tomsk : Izd-vo NTL, 2017. – 600 s.

6. S. Ebnesajjad, Expanded PTFE applications handbook: technology, manufacturing and applications, William Andrew, 2016.

7. Adamenko N.A., Agafova G. V., Drobot L. Yu. Formirovanie struktury i svoystv politetraforetilena pri udarno-

volnoy obrabotke // Materialovedenie. 2023. № 7. S. 8-16.

8. Ohlopkova, A. A. Plastiki, napolnennyye ul'tradispersnyimi neorganicheskimi soedineniyami / A. A. Ohlopkova, A. V. Vinogradov, L. S. Pinchuk. – Gomel' : IMMS NAN Belarusi, 1999. – 162c.

9. Kryzhanovskij, V.K. Tekhnicheskie svoystva polimernykh materialov: uch.-sprav. pos. / V.K. Kryzhanovskij i [dr.]. – SPb.: Izd-vo «Professiya», 2003. – 240 s.

10. Mihajlin, Yu.A. Termoustojchivyye polimery i polimernyye materialy/ Yu.A. Mihajlin. – SPb.: Professiya, 2006. – 624 s.

11. Loginov B. A., Villemson A. L., Buznik V. M. Rossiyskie ftorpolimery: istoriya, tekhnologiya, perspektivy. – M. : [b. i.], 2013. — 318 s. : il., cv. il., portr., tabl.

Статья поступила в редакцию 05.05.26, доработана 11.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 05.05.26, revised 11.05.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 678:620.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-27-35

Научная статья

Original article

**А. И. Тептина^{1,2}, Ю. А. Тимошина^{1,3}, И. И. Муратов²
С. А. Гильфанов², А. Р. Агафонова², К. В. Липин²**

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПОЛНЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТНОГО СЛОЯ ПОДГОТОВЛЕННЫМ МОНТМОРИЛЛОНИТОМ НА БАРЬЕРНЫЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛА

¹ Казанский национальный исследовательский технологический университет, Казань, Россия

² ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО», Казань, Россия

³ Альметьевский государственный технологический университет

«Высшая школа нефти», Альметьевск, Россия

✉ Алена Игоревна Тептина, teptinaalyona@gmail.com

Аннотация. В работе представлены результаты предварительной обработки монтмориллонита с целью его очистки и подготовки для введения в качестве наполнителя в поливиниловый спирт, что позволяет получить функциональный нанокompозитный слой, обеспечивающий повышение барьерных свойств исследуемых материалов, а именно снижение проницаемости газообразным кислородом на 98 % и проницаемости водяным паром на 24 %.

Ключевые слова: нанокompозитный слой, монтмориллонит, барьерные свойства

Для цитирования: Тептина А. И., Тимошина Ю. А., Муратов И. И., Гильфанов С. А., Агафонова А. Р., Липин К. В. Исследование влияния наполнения нанокompозитного слоя подготовленным монтмориллоном на барьерные свойства материала. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 27–35. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-27-35.

Информация об авторах:

Алена Игоревна Тептина – аспирант кафедры «Плазмохимические и нанотехнологии высокомолекулярных материалов», ФГБОУ ВО «Казанский национальный исследовательский технологический университет», специалист научно-технического центра ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО»

<https://orcid.org/0009-0006-8859-0261>

e-mail: teptinaalyona@gmail.com

Юлия Александровна Тимошина – доктор технических наук, доцент, начальник центра исследований и разработок функциональных композиционных материалов ГАОУ ВО «Альметьевский государственный технологический университет «Высшая школа нефти»

<https://orcid.org/0000-0003-4684-1510>

e-mail: ybuki@mail.ru

Искандер Ильдарович Муратов – кандидат технических наук, руководитель научно-технического центра ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО»

<https://orcid.org/0009-0001-1307-5373>

e-mail: i.muratov@danaflex.ru

Самат Азатович Гильфанов – инженер-исследователь научно-технического центра ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО»

<https://orcid.org/0009-0006-7992-3407>

e-mail: s.gilfanov@danaflex.ru

Алиса Рафисовна Агафонова – специалист научно-технического центра ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО»

<https://orcid.org/0009-0003-3981-2006>

e-mail: a.agafonova@danaflex.ru

Константин Владимирович Липин – кандидат химических наук ведущий химик-исследователь ООО «ДАНАФЛЕКС-НАНО»

<https://orcid.org/0000-0002-3643-9387>

e-mail: k.lipin@danaflex.ru

Вклад авторов:

А. И. Тептина – проведение экспериментальных исследований, анализ полученных результатов, формулирование выводов, написание текста статьи.

Ю. А. Тимошина – определение цели работы, анализ полученных результатов, формулирование выводов, написание текста статьи.

И. И. Муратов – анализ данных экспериментов.

С. А. Гильфанов, А. Р. Агафонова – участие в обсуждении полученных результатов.

К. В. Липин – консультирование в области постановки экспериментов.

*A. I. Teptina^{1, 2}, Yu. A. Timoshina^{1, 3}, I. I. Muratov²
S. A. Gilfanov², A. R. Agafonova², K. V. Lipin²*

**STUDY OF THE INFLUENCE OF FILLING A NANOCOMPOSITE
LAYER WITH PREPARED MONTMORILLONITE
ON THE BARRIER PROPERTIES OF THE MATERIAL**

¹ Kazan National Research Technological University, Kazan, Russia

² DANAFLEX-NANO LLC, Kazan, Russia

³ Almet'yevsk State Technological University "Higher School of Oil", Almet'yevsk, Russia

✉ Alena I. Teptina, teptinaalyona@gmail.com

Abstract. The paper presents the results of preliminary processing of montmorillonite for the purpose of its purification and preparation for introduction as a filler into polyvinyl alcohol, which makes it possible to obtain a functional nanocomposite layer that provides an increase in the barrier properties of the studied materials, namely a decrease in permeability to gaseous oxygen by 98 % and permeability to water vapor by 24 %.

Keywords: nanocomposite layer, montmorillonite, barrier properties

For citation: Teptina A. I., Timoshina Yu. A., Muratov I. I., Gilfanov S. A., Agafonova A. R., Lipin K. V. Study of the influence of filling a nanocomposite layer with prepared montmorillonite on the barrier properties of the material. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 27–35. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-27-35.

Information about the authors:

Alyona I. Teptina – graduate student at the Department of Plasma-Chemical and Nanotechnology of High-Molecular Materials at Kazan National Research Technological University, specialist at the scientific and technical center of DANAFLEX-NANO LLC

<https://orcid.org/0009-0006-8859-0261>

e-mail: teptinaalyona@gmail.com

Yulia A. Timoshina – Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, Head of the Center for Research and Development of Functional Composite Materials, Almet'yevsk State Technological University "Higher School of Oil"

<https://orcid.org/0000-0003-4684-1510>

e-mail: ybuki@mail.ru

Iskander I. Muratov – PhD in Technical Sciences, Head of the Scientific and Technical Center of DANAFLEX-NANO LLC

<https://orcid.org/0009-0001-1307-5373>

e-mail: i.muratov@danaflex.ru

Samat A. Gilfanov – research engineer at the scientific and technical center of DANAFLEX-NANO LLC

<https://orcid.org/0009-0006-7992-3407>

e-mail: s.gilfanov@danaflex.ru

Alisa R. Agafonova – specialist at the scientific and technical center of DANAFLEX-NANO LLC

<https://orcid.org/0009-0003-3981-2006>

e-mail: a.agafonova@danaflex.ru

Konstantin V. Lipin – PhD in Chemistry, Leading Research Chemist at DANAFLEX-NANO LLC

<https://orcid.org/0000-0002-3643-9387>

e-mail: k.lipin@danaflex.ru

Contribution of the authors:

Alyona I. Teptina – conducting experimental studies, analyzing the results obtained, formulating conclusions, writing the text of the article.

Yulia A. Timoshina – defining the purpose of the work, analyzing the results obtained, formulating conclusions, writing the text of the article.

Iskander I. Muratov – analyzing experimental data.

Samat A. Gilfanov, Alisa R. Agafonova – participating in the discussion of the obtained results.

Konstantin V. Lipin – consulting on experimental design.

Введение

Использование барьерных покрытий в гибких упаковочных материалах позволяет увеличивать срок хранения продуктов питания, медикаментов, бытовой химии и др. за счет снижения проницаемости газообразным кислородом и водяным паром [1]. Вместе с этим непрерывно развивающийся рынок гибких упаковочных материалов требует новых экологических решений, которые могли бы стать заменой традиционным структурам. В основном текущие решения в области барьерной гибкой упаковки содержат фольгу, металлизированные пленки или соэкструзионный слой сополимера этилена и винилового спирта, при производстве которых предприятия сталкиваются с рядом технологических, экономических и экологических трудностей, основными из которых являются необходимость покупки специализированного дорогостоящего оборудования для выдува пленки, хрупкость фольги и ее предрасположенность к появлению коррозии, использование разнородных материалов в процессе производства многослойных структур, что затрудняет их повторную переработку [2].

Использование в гибкой упаковке полимерных барьерных слоев позволяет создавать многоструктурные ламинаты на основе полиолефинов, полиэтилентерефталата (ПЭТ) и других видов полимеров. Такие материалы наиболее пригодны для вторичной переработки и могут существенно увеличить долю перерабатываемых решений на рынке гибкой упаковки в России [3], для их производства используются экономически доступные компоненты, технологии не требуют существенной перестройки существующих технологических линий. Известно, что для повышения барьерных свойств полимерных материалов к низкомолекулярным веществам, в т.ч. водяному пару и газообразному кислороду, могут быть использованы наноразмерные наполнители, обладающие слоистой структурой, в частности монтмориллонит (ММТ), получаемый из бентонитовых пород [4].

Повышение барьерных свойств нанокompозитных материалов достигается за счет создания лабиринтоподобной структуры с ориентацией слоистых частиц в матрице полимера, что приводит к удлинению пути и снижению скорости диффузии низкомолекулярных веществ через материал [5]. Однако, при создании нанокompозитных материалов актуальной задачей остается обеспечение смачивания частиц минерального наполнителя полимерной матрицей и их диспергирования, а также установления механизмов эксфолиации частиц наполнителя в полимерной матрице [6].

Целью работы является исследование влияния наполнения нанокompозитного слоя на основе частично полимеризованного поливинилового спирта подготовленным монтмориллонитом на барьерные свойства материала.

Материалы и методы исследований

Для получения нанокompозитных материалов в качестве наполнителя использован коммерческий образец наноразмерного ММТ (ООО «МЕТАКЛЭЙ», г. Карачев), в качестве полимерной матрицы – частично гидролизированный поливиниловый спирт (ПВС).

Для исследования морфологии поверхности наполнителя использовали методы конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КЛСМ, Olympus OLS LEXT OLS-4100, Япония), сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, TESCAN VEGA, Чехия). Для определения наличия примесей в ММТ применяли метод рентгенофлуоресцентного анализа (РФА, Melytec ED 650, Россия). Для исследования изменения химической структуры нанокompозитных материалов использовали метод ИК-Фурье спектроскопии (Bruker Vertex 70, Германия). Оценку барьерных свойств исследуемых образцов к газообразному кислороду осуществляли на газовом анализаторе (MOCON OX-TRAN 2/21, США) по ASTM D3985, стойкость образцов к прониканию водяного пара оценивали на приборе (MOCON PERMATRAN-W 3/34, США) по ASTM F1249.

Результаты исследований и их обсуждение

В результате микроскопического исследования поверхности образца исходного ММТ установлено наличие примесей и инородных включений от светло-коричневого до черного цветов, а также агломератов частиц до 120 мкм (рис. 1).

Согласно ранее проведенным исследованиям [7; 8] для обработки ММТ с целью удаления посторонних органических и неорганических примесей, а также растворения остаточных солей активно используются полярные растворители, в т.ч. изопропиловый спирт и дистиллированная вода. На основе вышеизложенного для предварительной обработки ММТ были выбраны следующие параметры (таблица).

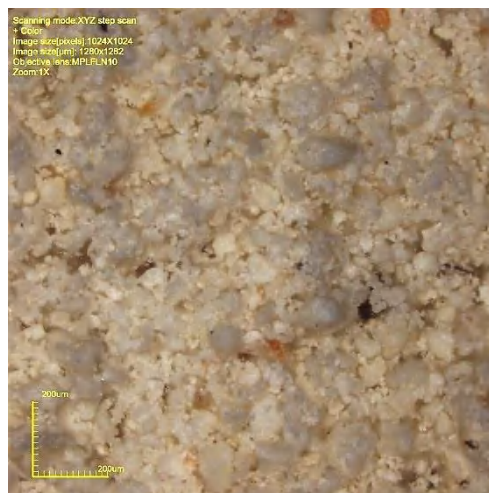


Рис. 1. Результаты КЛСМ исходного образца ММТ

Параметры предварительной обработки ММТ

№	Состав рабочей среды	Температура среды, °С	Время обработки, ч
1	Изопропиловый спирт	23	8
2	Дистиллированная вода	23	
3	Дистиллированная вода	80	

В результате обработки ММТ во всех исследуемых средах произошло разделение на суспензию со взвешенной фазой и осадок светло-коричневого цвета. Из взвешенной и осажженной фаз были отобраны образцы и высуше-

ны в сушильном шкафу при температуре 80 °С до постоянной массы. Результаты исследования образца осажженной фазы методом РФА представлены на рис. 2.

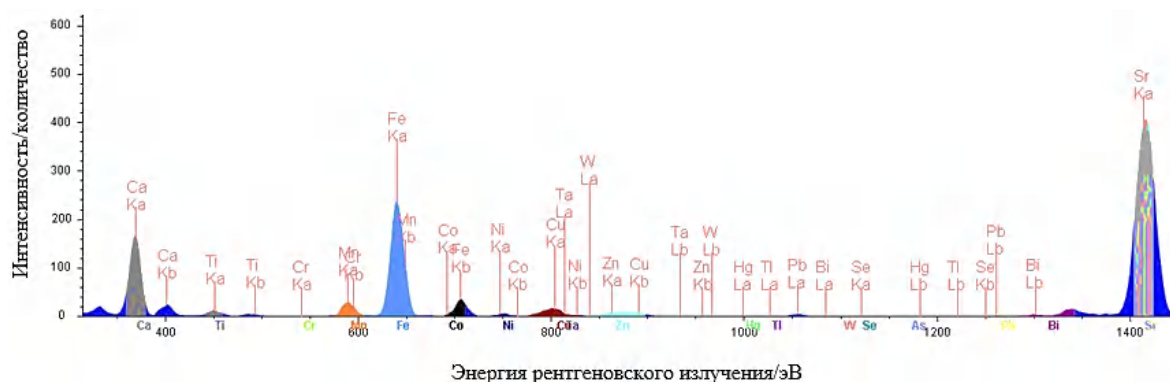


Рис. 2. РФА осажженной фазы

Элементный анализ образца осажженной фазы (рис. 2) подтверждает наличие металлов, в том числе щелочноземельных Ca, Sr, и переходного металла Fe, который вероятнее всего содержится в исследуемом образце в виде оксидов и гидроксидов.

Результаты КЛСМ образца взвешенной фазы представлены на рис. 3.

Для образцов взвешенной фазы после обработки № 1 и № 2 (рис. 3, а, б) наблюдается наличие инородных включений, однако в значительно меньшем количестве по сравнению с образцом ММТ до обработки (рис. 1). Наименьшее содержание инородных включений имеет образец, обработанный в дистиллированной воде при температуре 80 °С (рис. 3, в).

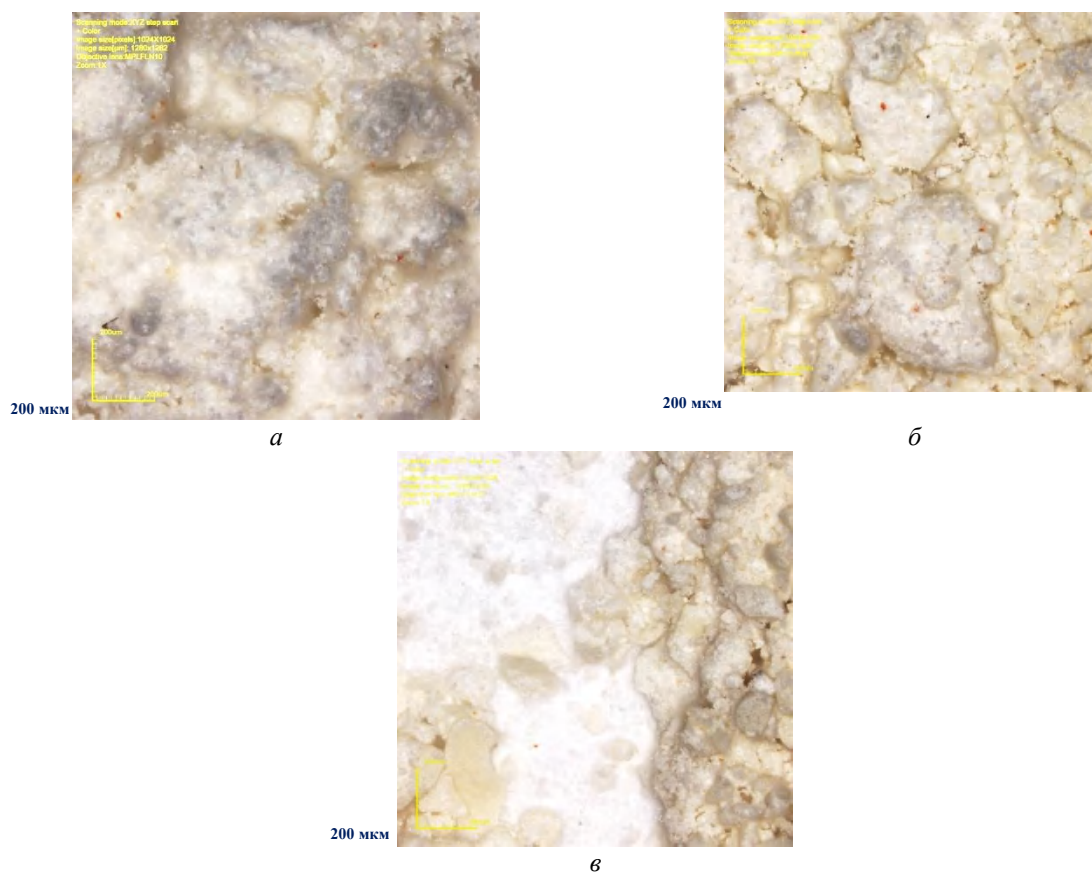


Рис. 3. Результаты КЛСМ образцов взвешенной фазы:
а – после обработки № 1; *б* – после обработки № 2; *в* – после обработки № 3

Для исследования влияния предварительной обработки на изменение химической структуры ММТ проведены исследования методом ИК-

Фурье спектроскопии, результаты представлены на рис. 4.

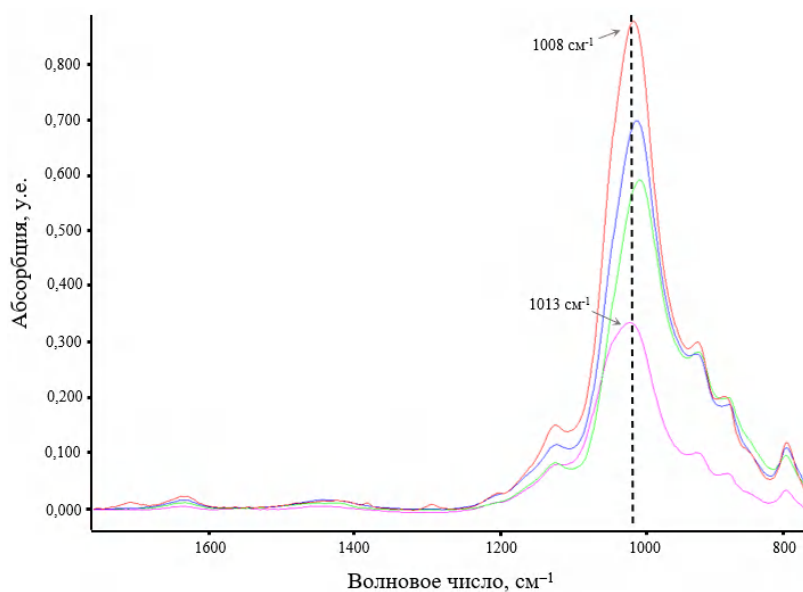


Рис. 4. ИК-спектры образцов в области 1750–750 см^{-1} :
 красный – исходный; зеленый – после обработки № 1;
 синий – после обработки № 2; розовый – после обработки № 3

В области 1350–750 см^{-1} наблюдается снижение интенсивности полос поглощения для всех образцов после обработки. Данный эффект может быть обусловлен частичным вымыванием катионов (Na^+ , Ca^{2+} , Mg^{2+} и др.) из межслоевого пространства ММТ [7; 9]. Для образца после обработки № 3 наблюдается наибольшее снижение интенсивности пика 1008 см^{-1} с уширением и потерей его остроты, что характерно для процесса частичного изменения локального окружения Si–O связей и частичной аморфизации поверхности. Дегидроксилирование –ОН групп сопровождается частичным высвобождением катионов Al^{3+} из октаэдрического слоя кристаллической решетки ММТ, что приводит к образованию дефектных участков на поверхности чешуек. В результате гидратации поверхности возможно образование силанольных групп, что может оказать положительное влияние на повышение сродства ММТ и ПВС [10].

Таким образом, по результатам проведенных исследований можно сделать вывод, что предварительная обработка ММТ в дистиллированной воде при температуре 80 °С позволяет избавиться от инородных примесей, способствует образованию силанольных связей, что в совокупности может оказывать положительное влияние при создании на основе подготовленного ММТ нанокомпозитных материалов с барьерными свойствами. Данный образец ММТ был выбран для дальнейших экспериментов.

Для приготовления композиции в водный раствор ПВС вводили водную дисперсию подготовленного ММТ, предварительно обработанного в УЗ-ванне с частотой 40 кГц в течение 30 минут. Для исследования влияния степени наполнения полимерной матрицы на свойства получаемых материалов исследовали образцы с объемной концентрацией ММТ в ПВС 10 % (образец ММТ10), 20 % (образец ММТ20), 25 % (образец ММТ25) и 30 % (образец ММТ30). Во всех образцах сухой остаток ПВС оставался неизменным и составлял 4,2 %. В качестве подложки для нанесения нанокомпозитного слоя использовалась ПЭТ пленка толщиной 12 мкм. Для улучшения смачиваемости поверхности ПЭТ пленки в полимерную композицию вводили неионогенное поверхностно-активное вещество (ПАВ) в количестве 0,01–0,03 % от общей массы системы. В качестве контрольного образца использовали подложку с ПВС слоем без наполнения ММТ (ММТ0). Полученные полимерные композиции наносили на подложку при помощи спирального про-

волочного аппликатора Майера с толщиной нанесения «по-мокрому» 40 мкм, итоговая толщина функционального слоя после высыхания составила 2–2,7 мкм.

Для исследования влияния наполнения ПВС ММТ на химическую структуру полученных образцов использовали метод ИК-спектроскопии, результаты представлены на рис. 5.

На ИК-спектрах исследуемых образцов (рис. 5) с увеличением содержания ММТ наблюдается смещение в сторону больших волновых чисел и снижение интенсивности пика валентных колебаний гидроксильной группы (–ОН) в области 3600–3000 см^{-1} . Этот эффект может быть связан с образованием водородных связей между ПВС и ММТ [11–12].

Особый интерес представляет область 1200–950 см^{-1} (рис. 5), которая отражает наличие и характер C–O и Si–O связей. Пик валентных колебаний C–O исходного образца находится в области 1090 см^{-1} , для образцов ММТ10, ММТ20, ММТ 25 наблюдается тенденция к смещению в сторону валентных колебаний Si–O, а в ИК-спектре образца ММТ30 практически сливается с активной полосой поглощения Si–O. Вместе с этим дифракционный максимум, характерный для валентных колебаний Si–O в ММТ, имеет обратную тенденцию к смещению в сторону C–O связей с 1008 к 1043 см^{-1} . Данные изменения в совокупности подтверждают образование связей между ПВС и ММТ, причем наибольшее взаимодействие характерно для образца с объемной концентрацией ММТ 30 % (ММТ30) [11–13]. Улучшение взаимодействия в системе неорганический наполнитель/органический полимер является важным условием при создании нанокомпозитных материалов, обеспечивает улучшение барьерных, физико-механических и термических свойств [14].

Для оценки барьерных свойств полученных образцов нанокомпозитных материалов на их основе были изготовлены ламинаты, состоящие из двух пленок ПЭТ толщиной 12 мкм и нанокомпозитного слоя (ПЭТ 12мкм/клей полиуретановый 3 мкм/нанокомпозитный слой 2–2,7 мкм/ПЭТ 12 мкм). Данная структура была выбрана ввиду высокой проницаемости ПЭТ пленок, что позволяет оценить вклад нанокомпозитного слоя в барьерные свойства многослойного материала. Подготовленные образцы ламинатов выдержали 24 часа в прижимном прессе с усилием прижима 1000 Н при постоянной температуре пластин 40 °С.

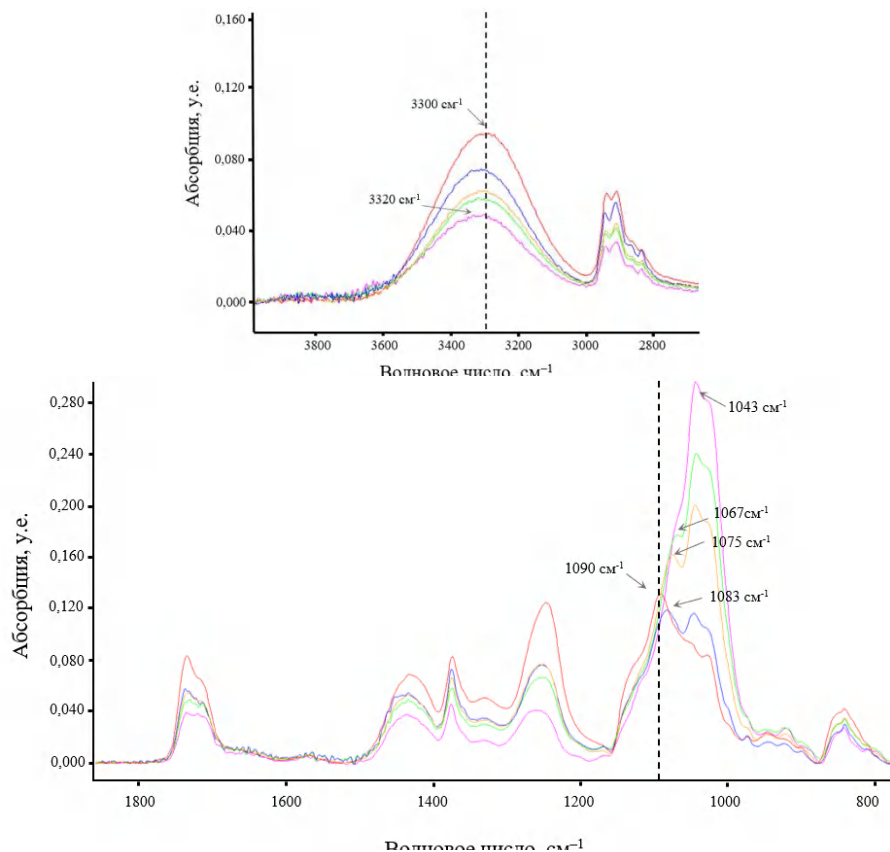


Рис. 5. ИК-спектры образцов в областях 4000–2700 см^{-1} и 1800–800 см^{-1} :
красный – исходный (MMT0); синий – MMT10; оранжевый – MMT20; зеленый – MMT25; розовый – MMT30



Рис. 6. Диаграмма зависимости проницаемости ламинатов газообразным кислородом от объемного содержания ММТ в нанокompозитном слое

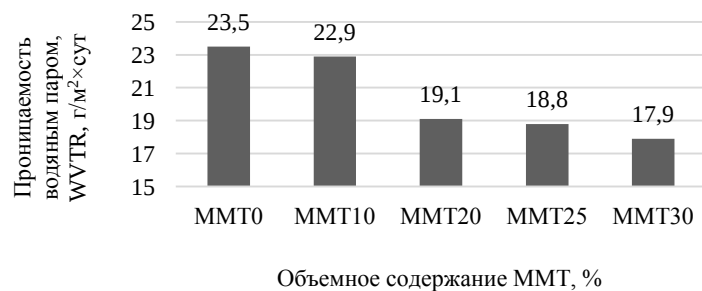


Рис. 7. Диаграмма зависимости проницаемости ламинатов водяным паром от объемного содержания ММТ в нанокompозитном слое

Результаты оценки барьерных свойств исследуемых образцов к проницаемости газооб-

разным кислородом и водяным паром представлены на рис. 6 и 7 соответственно.

По результатам проведенных исследований установлено, что наилучшими барьерными свойствами обладает образец с нанокompозитным слоем с объемной концентрацией ММТ 30 %. Для данного образца наблюдается снижение проницаемости газообразным кислородом на 98 % и проницаемости водяным паром на 24 % по сравнению с контрольным образцом.

Выводы

Нанокompозитные структуры на основе ММТ и ПВС позволяют получать материалы с высокими барьерными свойствами, а также представляют особый интерес ввиду экономической доступности компонентов и импортнезависимости технологий. Наилучшими показателями обладает образец с нанокompозитным слоем с объемной концентрацией ММТ 30 %, для которого снижение проницаемости газообразным кислородом составляет 98 %, проницаемости водяным паром 24 % по сравнению с контрольным образцом. Для дальнейших исследований актуально установление механизмов эксfolиации частиц наполнителя в полимерной матрице и исследование морфологии функционального слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Tyagi P., Salem K. S., Hubbe M. A., Pal L. Advances in barrier coatings and film technologies for achieving sustainable packaging of food products – A review. *Trends in Food Science & Technology*. – 2021. – Vol. 115. – P. 461-485. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tifs.2021.06.036>.
2. Гибкая упаковка и проблемы ее переработки // Unipack.ru отраслевой журнал – Режим доступа: URL: <https://article.unipack.ru/45926/?ysclid=mk56fm0n65461200526> (дата обращения: 10.11.25).
3. Liu X., Sun T., Wang X., Huang R., Huang X., Li X., Lu Z. Development of recyclable polyvinyl alcohol-based transparent films with enhanced UV shielding for sustainable fruit preservation packaging. *Food Packaging and Shelf Life*. – 2025. – Vol. 50. – Art. no. 101553. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fpsl.2025.101553>.
4. Gómez M., Palza H., Quijada R. Influence of Organically-Modified Montmorillonite and Synthesized Layered Silica Nanoparticles on the Properties of Polypropylene and Polyamide-6 Nanocomposites. *Polymers*. – 2016. – Vol. 8, Iss. 11. – Art. no. 386. – DOI: <https://doi.org/10.3390/polym8110386>.
5. Bratovčić A., Odobašić A., Čatić S., Šestan I. Application of polymer nanocomposite materials in food packaging. *Croatian Journal of Food Science and Technology*. – 2015. – Vol. 7, No. 2. – P. 86–94. – DOI: <https://doi.org/10.17508/CJFST.2015.7.2.06>.
6. Герасин, В. А. Совместная обработка бентонитов неорганическими полиэлектролитами и катионными ПАВ для облегчения эксfolиации органоглин / В. А. Герасин, В. В. Куренков // Известия высших учебных заведений. Химия и химическая технология. – 2019. – Т. 62, № 5. – С. 71–77.

7. Li H., Zhao Y., Song S., Hu Y., Nahmad Y. Delamination of Na-montmorillonite particles in aqueous solutions and isopropanol under shear forces. *Journal of Dispersion Science and Technology*. – 2016. – Vol. 38, Iss. 8. – P. 1117–1123. – DOI: <https://doi.org/10.1080/01932691.2016.1224720>.

8. Wilson B., Di Cecco V., Garvie L. A. J., Tait K. T., Daly M. G. A sample preparation guide for clay-rich carbonaceous chondrites. *Meteoritics & Planetary Science*. – 2024. – Vol. 59. – P. 1-8. – DOI: <https://doi.org/10.1111/maps.14140>.

9. Teich-McGoldrick S. L., Greathouse J. A., Jové-Colón C. F., Cygan R. T. Swelling Properties of Montmorillonite and Beidellite Clay Minerals from Molecular Simulation: Comparison of Temperature, Interlayer Cation, and Charge Location Effects. *The Journal of Physical Chemistry C*. – 2015. – Vol. 119, Iss. 36. – P. 20880-20891. – DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.5b03253>.

10. Angaji M. T., Zinali A. Z., Qazvini N. T. Study of Physical, Chemical and Morphological Alterations of Smectite Clay upon Activation and Functionalization via the Acid Treatment. *World Journal of Nano Science and Engineering*. – 2013. – Vol. 3, No. 4. – P. 161-168. – DOI: <https://doi.org/10.4236/wjnse.2013.34019>.

11. Mansur H. S., Sadahira C. M., Souza A. N., Mansur A. A. P. FTIR spectroscopy characterization of poly (vinyl alcohol) hydrogel with different hydrolysis degree and chemically crosslinked with glutaraldehyde. *Materials Science and Engineering: C*. – 2008. – Vol. 28, Iss. 4. – P. 539-548. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2007.10.088>.

12. Zidan H. M., Abdelrazek E. M., Abdelghany A. M., Tarabiah A. E. Characterization and some physical studies of PVA/PVP filled with MWCNTs. *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8, Iss. 1. – P. 904-913. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.023>.

13. Cole K. C. Use of Infrared Spectroscopy to Characterize Clay Intercalation and Exfoliation in Polymer Nanocomposites. *Macromolecules*. – 2008. – Vol. 41, Iss. 3. – P. 834–843. – DOI: <https://doi.org/10.1021/ma071741d>.

14. Gaidukov S., Danilenko I., Gaidukova G. Characterization of strong and crystalline polyvinyl alcohol/montmorillonite films prepared by layer-by-layer deposition method. *International Journal of Polymer Science*. – 2015. – Vol. 2015. – Art. ID 123469. – P. 1–8. – DOI: <https://doi.org/10.1155/2015/123469>.

REFERENCES

1. Tyagi P., Salem K. S., Hubbe M. A., Pal L. Advances in barrier coatings and film technologies for achieving sustainable packaging of food products – A review. *Trends in Food Science & Technology*. – 2021. – Vol. 115. – P. 461-485. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.tifs.2021.06.036>;
2. Гибкая упаковка и проблемы ее переработки // Unipack.ru отраслевой журнал – Режим доступа: URL: <https://article.unipack.ru/45926/?ysclid=mk56fm0n65461200526> (дата обращения: 10.11.25);
3. Liu X., Sun T., Wang X., Huang R., Huang X., Li X., Lu Z. Development of recyclable polyvinyl alcohol-based transparent films with enhanced UV shielding for sustainable fruit preservation packaging. *Food Packaging and Shelf Life*. – 2025. – Vol. 50. – Art. no. 101553. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.fpsl.2025.101553>;
4. Gómez M., Palza H., Quijada R. Influence of Organically-Modified Montmorillonite and Synthesized Layered Silica Nanoparticles on the Properties of Polypropylene and Polyamide-6 Nanocomposites. *Polymers*. – 2016. – Vol. 8, Iss. 11. – Art. no. 386. – DOI: <https://doi.org/10.3390/polym8110386>.

5. Bratovčić A., Odošić A., Čatić S., Šestan I. Application of polymer nanocomposite materials in food packaging. *Croatian Journal of Food Science and Technology*. – 2015. – Vol. 7, No. 2. – P. 86–94. – DOI: <https://doi.org/10.17508/CJFST.2015.7.2.06>;
6. Gerasin V. A., Kurenkov V. V. Sovmestnaya obrabotka bentonitov neorganicheskim po-lielektrolitami i kationnymi PAV dlya oblegcheniya eksfoliatsii organoglin // *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Khimiya i khimicheskaya tekhnologiya*. – 2019. – T. 62, № 5. – S. 71–77;
7. Li H., Zhao Y., Song S., Hu Y., Nahmad Y. Delamination of Na-montmorillonite particles in aqueous solutions and isopropanol under shear forces. *Journal of Dispersion Science and Technology*. – 2016. – Vol. 38, Iss. 8. – P. 1117–1123. – DOI: <https://doi.org/10.1080/01932691.2016.1224720>;
8. Wilson B., Di Cecco V., Garvie L. A. J., Tait K. T., Daly M. G. A sample preparation guide for clay-rich carbonaceous chondrites. *Meteoritics & Planetary Science*. – 2024. – Vol. 59. – P. 1–8. – DOI: <https://doi.org/10.1111/maps.14140>;
9. Teich-McGoldrick S. L., Greathouse J. A., Jové-Colón C. F., Cygan R. T. Swelling Properties of Montmorillonite and Beidellite Clay Minerals from Molecular Simulation: Comparison of Temperature, Interlayer Cation, and Charge Location Effects. *The Journal of Physical Chemistry C*. – 2015. – Vol. 119, Iss. 36. – P. 20880–20891. – DOI: <https://doi.org/10.1021/acs.jpcc.5b03253>;
10. Angaji M. T., Zinali A. Z., Qazvini N. T. Study of Physical, Chemical and Morphological Alterations of Smectite Clay upon Activation and Functionalization via the Acid Treatment. *World Journal of Nano Science and Engineering*. – 2013. – Vol. 3, No. 4. – P. 161–168. – DOI: <https://doi.org/10.4236/wjnse.2013.34019>;
11. Mansur H. S., Sadahira C. M., Souza A. N., Mansur A. A. P. FTIR spectroscopy characterization of poly (vinyl alcohol) hydrogel with different hydrolysis degree and chemically crosslinked with glutaraldehyde. *Materials Science and Engineering: C*. – 2008. – Vol. 28, Iss. 4. – P. 539–548. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msec.2007.10.088>;
12. Zidan H. M., Abdelrazek E. M., Abdelghany A. M., Tarabiah A. E. Characterization and some physical studies of PVA/PVP filled with MWCNTs. *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8, Iss. 1. – P. 904–913. – DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.04.023>;
13. Cole K. C. Use of Infrared Spectroscopy to Characterize Clay Intercalation and Exfoliation in Polymer Nanocomposites. *Macromolecules*. – 2008. – Vol. 41, Iss. 3. – P. 834–843. – DOI: <https://doi.org/10.1021/ma071741d>;
14. Gaidukov S., Danilenko I., Gaidukova G. Characterization of strong and crystalline polyvinyl alcohol/montmorillonite films prepared by layer-by-layer deposition method. *International Journal of Polymer Science*. – 2015. – Vol. 2015. – Art. ID 123469. – P. 1–8. – DOI: <https://doi.org/10.1155/2015/123469>.

Статья поступила в редакцию 17.04.26, доработана 27.04.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 17.04.26, revised 27.04.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 620.22, 621.791.92, 621.791
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-35-43

Научная статья
Original article

В. О. Негодяев

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ЭЛЕМЕНТНОГО СОСТАВА ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МАРКИ ЭП648 ПРИ ПРЯМОЙ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ

ПАО «ОДК-Кузнецов», Самара, Россия

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

✉ Вадим Олегович Негодяев, vadim031198@gmail.com

Аннотация. Представлены результаты исследований структуры и элементного состава наплавленного материала марки ЭП648 после прямой лазерной наплавки. В качестве материала для наплавки выбрана металлпорошковая композиция из жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648 фракцией 40–150 мкм, полученная методом центробежного распыления. Наплавка выполнялась на роботизированном комплексе с иттербиевым волоконным лазером по трем режимам с погонной энергией 50, 60 и 70 Дж/мм. Для анализа морфологии металлпорошковой композиции и образцов, а также их структуры и элементного состава применялся сканирующий электронный микроскоп. При исследовании элементного состава металлпорошковой композиции по многослойному изображению спектральных карт в определенных областях выявлены расхождения с результатами анализа химического состава. Представлена спектральная карта распределения углерода на срезе частицы металлпорошковой композиции (МПК), характеризующего наличие карбидных включений в исходном порошке. Во всех образцах формируется слоистая столбчатая мелкодендритная структура, обусловленная высоким теплопроводом в глубь материала. При режиме № 1 (50 Дж/мм) выявлены множественные несплавления из-за недостаточной погонной энергии при наплавке. Во всех режимах обнаружены включения корунда (Al_2O_3), снижающие плотность наплавки и служащие концентраторами напряжений. Установлено влияние погонной энергии на полное расплавление металлпорошковой композиции и образование карбидных фаз по границам дендритов. Определен рациональный режим прямой лазерной наплавки металлпорошковой композиции марки ЭП648, обеспечивающий оптимальный химический и фазовый состав и минимальное количество дефектов структуры.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, прямая лазерная наплавка, металлпорошковая композиция, структура, элементный состав, спектральная карта, карбидные фазы

Для цитирования: Негодяев В. О. Особенности формирования структуры и элементного состава жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648 при прямой лазерной наплавке. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 35–43. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-35-43.

Информация об авторе:

Вадим Олегович Негодяев – аспирант СамГТУ, начальник бюро сварки и пайки ПАО «ОДК-Кузнецов»
<https://orcid.org/0009-0007-6537-0079>
e-mail: vadim031198@gmail.com

V. O. Negodyaev

**FEATURES OF MICROSTRUCTURE AND ELEMENTAL
COMPOSITION FORMATION IN A HEAT-RESISTANT NICKEL-BASED
ALLOY (EP648) DURING DIRECT LASER DEPOSITION**

**PJSC “UEC-Kuznetsov”, Samara, Russia
Samara State Technical University, Samara, Russia
✉ Vadim O. Negodyaev, vadim031198@gmail.com**

Abstract. This study presents the results of investigations into the structure and elemental composition of the deposited material of the EP648 grade. The deposition process utilised a metal-powder composition made of a heat-resistant nickel-based alloy (EP648), with a particle size fraction of 40–150 μm , produced via centrifugal atomisation. Deposition was carried out using a robotic system equipped with an ytterbium fibre laser, employing three different modes with linear energy inputs of 50 J/mm, 60 J/mm, and 70 J/mm. A scanning electron microscope (SEM) was used to analyse the morphology, microstructure, and elemental composition of both the metal-powder composition and the deposited samples. During the examination of the elemental composition via multilayer spectral mapping, discrepancies were observed between the spectral data and the results of chemical composition analysis. A spectral map illustrating the distribution of carbon across a cross-section of a powder particle revealed the presence of carbide inclusions within the initial powder. All deposited samples exhibited a layered columnar fine-dendritic microstructure, attributed to high heat dissipation into the bulk material. Under Mode №1 (50 J/mm), numerous lack-of-fusion defects were identified, resulting from insufficient linear energy during deposition. In all deposition modes, alumina (Al_2O_3) inclusions were detected; these inclusions reduce the density of the deposit and act as stress concentrators. The study established the influence of linear energy on the complete melting of the metal-powder composition and the formation of carbide phases along dendrite boundaries. Based on the findings, an optimal mode for direct laser deposition of the EP648 metal-powder composition was determined.

Keywords: heat-resistant alloys, direct laser deposition, metal-powder composition, microstructure, elemental composition, spectral map, carbide phases

For citation: Negodyaev V. O. Features of microstructure and elemental composition formation in a heat-resistant nickel-based alloy (EP648) during direct laser deposition. Izvestiya VSTU. 2026; 6(313): 35–43. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-35-43.

Information about the author:

Vadim O. Negodyaev – Postgraduate Student at Samara State Technical University Head of the Welding and Brazing Bureau at PJSC «UEC-Kuznetsov»
<https://orcid.org/0009-0007-6537-0079>
e-mail: vadim031198@gmail.com

Введение

На предприятия двигателестроительной отрасли поступает большое количество газотурбинных установок для технического обслуживания, дефектовки и, при необходимости, ремонта. В изготовлении узлов данных газотурбинных двигателей и установок все больше находят применение жаропрочные сплавы на основе никеля благодаря отличному сочетанию высокой прочности, устойчивости к ползучести, коррозионной стойкости и стабильности микроструктуры при повышенных рабочих температурах [1]. Более 50 % конструкций со-

временных авиационных и наземных газотурбинных двигателях (ГТД) состоят из жаропрочных сплавов [2; 3], так как одна из основных и неизменных тенденций развития ГТД – повышение рабочей температуры и степени сжатия давления [4]. При этом в процессе восстановления деталей из жаропрочных сплавов после эксплуатации встречаются такие проблемные вопросы, как трещинообразование, разноструктурность и анизотропия свойств материалов, получаемых в результате применения различных технологий ремонта [5]. В свою очередь данные явления могут повлиять на об-

разование дефектов как в процессе ремонта, так и в эксплуатации. Для уменьшения влияния данных факторов при восстановлении деталей применяют методы с минимальными тепловложениями, например, технологию прямой лазерной наплавки.

Прямая порошковая лазерная наплавка (ПЛН) является одной из разновидностей аддитивных производственных технологий, основанной на принципе прямого подвода энергии и материала (Direct Energy Deposition – DED) [6]. Технология прямой лазерной наплавки по сравнению с традиционными методами обладает преимуществом при восстановлении деталей ГТД из-за меньших остаточных напряжений, высокой степени автоматизации, более высокой повторяемости результатов и более высокой точности [7–9]. Процесс прямой лазерной наплавки осуществляется за счет подачи МПК струей транспортирующего газа с помощью наплавочной головки непосредственно в ванну расплава, создаваемую сфокусированным лазерным лучом [10; 11]. При этом образуется слоистая столбчатая мелкодендритная структура литого сплава. Исследование структуры наплавленного жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648 (ХН50ВМТЮБ) позволит определить рациональный режим обработки, обладающий минимальным количеством дефектов и рациональным элементным составом.

Материалы и методика исследований

В качестве материала для наплавки выбрана металлпорошковая композиция марки ЭП648 (ТУ 78-265-2023) фракцией 40–150 мкм, полученная методом центробежного распыления. Химический состав МПК является одним из факторов, влияющих на трещинообразование в наплавленном материале [12]. Химический состав МПК определялся следующими методами:

Содержание никеля (Ni), марганца (Mn), железа (Fe) определялось атомно-абсорбционным методом на спектрометре.

Содержание углерода (C) и серы (S) определялось инфракрасно-абсорбционным методом на газоанализаторе.

Содержание фосфора (P), кремния (Si), алюминия (Al), молибдена (Mo), ниобия (Nb), титана (Ti), вольфрама (W) определялось фотокolorиметрическим методом на фотометре.

Содержание хрома (Cr) определялось титриметрическим методом.

Прямая лазерная наплавка образцов производилась на роботизированном комплексе, включающем в себя: робот-манипулятор и итербиевый волоконный лазер. Режимы наплавки применялись в соответствии с предыдущими исследованиями (табл. 1) [13]. В качестве подложного материала для наплавки использовались пластины из сплава марки ЭП693 (ХН68ВМТЮК-ВД).

Таблица 1

Режимы наплавки образцов

Параметр режима наплавки	Значение		
	Режим № 1	Режим № 2	Режим № 3
Погонная энергия, Дж/мм	50	60	70
Шаг слоя, мм	0,4		
Ширина трека, мм	2,5		
Диаметр лазерного пятна, мм	2,6		
Расход порошка, г/мин	15,6		
Расход газа			
В наплавочное сопло, л/мин	12		
На защитное стекло, л/мин	7		
Транспортирующий газ, л/мин	5		

Металлографическое исследование шлифов, изготовленных из наплавленных образцов проводили в поперечном сечении.

Для анализа морфологии исходной МПК и наплавленных образцов, а также их структу-

ры и элементного состава применялся метод энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС, EDS) на сканирующем электронном микроскопе.

Результаты исследований и их обсуждение

Для сравнения структуры и элементного состава исходного МПК и наплавленного материала проведено исследование отдельных частиц МПК и их химического состава. На рис. 1 представлена структура частицы исходной МПК.

Микроструктура исходного МПК характеризуется дендритным строением, типичным для технологии ее изготовления.

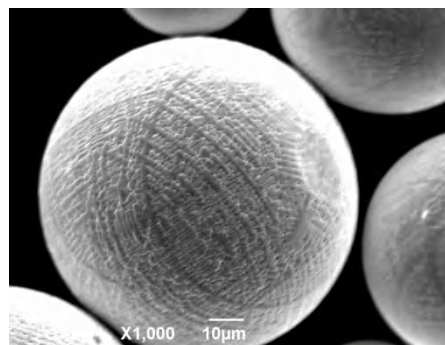
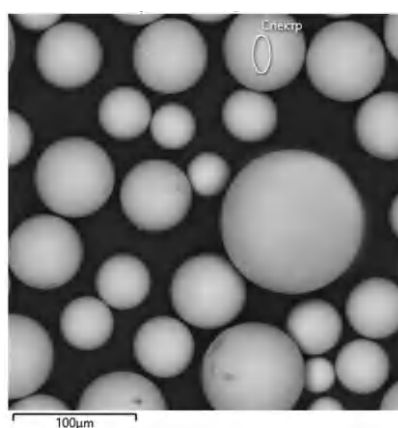
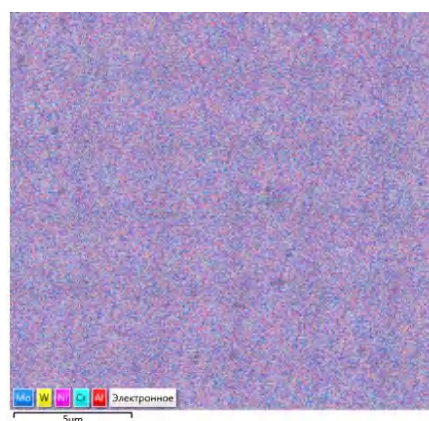


Рис. 1. Структура частиц МПК



a



б

Рис. 2. Область анализа элементного состава:

a – электронное изображение гранул с выделенным спектром (спектр по области);
б – многослойное изображение ЭДС среза частицы МПК (спектр по карте)

Для определения спектральной картины элементного состава МПК использовались данные по выделенной области на поверхности

частицы (рис. 2, *a*), а также построена спектральная карта по области размером 17×17 мкм по центру шлифа (среза) частицы (рис. 2, *б*).

Таблица 2

Химический состав МПК ЭП648

Основные элементы	Процентное содержание элементов, %			
	Химический состав	Спектр по карте	Спектр по области	Нормы согласно ТУ 78-265–2023
<i>Ni</i>	основа	54,2	56.88	основа
<i>Cr</i>	32,79	31,0	32.84	32,0–35,0
<i>Al</i>	0,89	0,9	0.97	0,5–1,1
<i>Ti</i>	1,04	1,0	0.84	0,5–1,1
<i>Mo</i>	3,3	2,4	2.47	2,3–3,3
<i>Nb</i>	0,86	0,8	0.67	0,5–1,1
<i>Fe</i>	0,28	0,3	0.35	≤ 4,0
<i>W</i>	4,94	4,4	4.98	4.3–5.3
<i>C</i>	0,047	4,9	–	≤ 0,1
<i>S</i>	0,0047	–	–	≤ 0,01
<i>P</i>	0,008	–	–	≤ 0,015
<i>Mn</i>	0,005	–	–	≤ 0,5
<i>Si</i>	0,130	–	–	≤ 0,4

Данные табл. 2 свидетельствуют о том, что при исследовании элементного состава МПК в определенных областях на электронном микроскопе имеется расхождение с результатами анализа химического состава традиционным методом. Содержание примесей *P*, *Mn*, *Si*, *S* близко к погрешности спектрального анализа при исследовании на электронном микроскопе поэтому в таблице не представлены. Особо стоит отметить содержание *C*, так как оно превышает допустимый интервал и характеризует наличие карбидных включений в структуре частицы МПК. Расхождение остальных элементов незначительно и укладывается в диапазон по ТУ. На рис. 3 представлена спектральная карта распределения *C* на срезе частицы МПК.

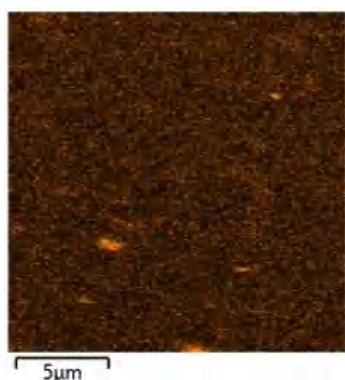


Рис. 3. Распределение углерода на срезе частицы

Образцы, наплавленные по режимам, представленным в табл. 1, имеют слоистую столбчатую

мелкодендритную структуру литого сплава, что обусловлено высоким теплоотводом вглубь материала. На образцах, наплавленных по режиму № 2, № 3, обнаружены единичные неметаллические включения, а на образце, наплавленном по режиму № 1, обнаружены множественные несплавления в виде четких границ нерасплавленных частиц МПК (рис. 4). Данный дефект связан с недостаточной погонной энергией для равномерного расплавления частиц МПК [14].

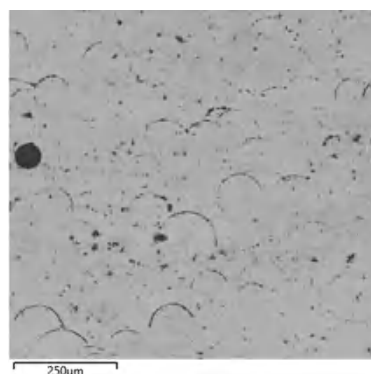


Рис. 4. Структура образца, наплавленного по режиму № 1

Для исследования особенностей формирования структуры и элементного состава наплавленных образцов построены спектральные карты по изображениям ЭДС, карта № 1 построена точно по местам дефектов структуры, карта № 2 построена по центру наплавленного материала размером 1×1 мм.

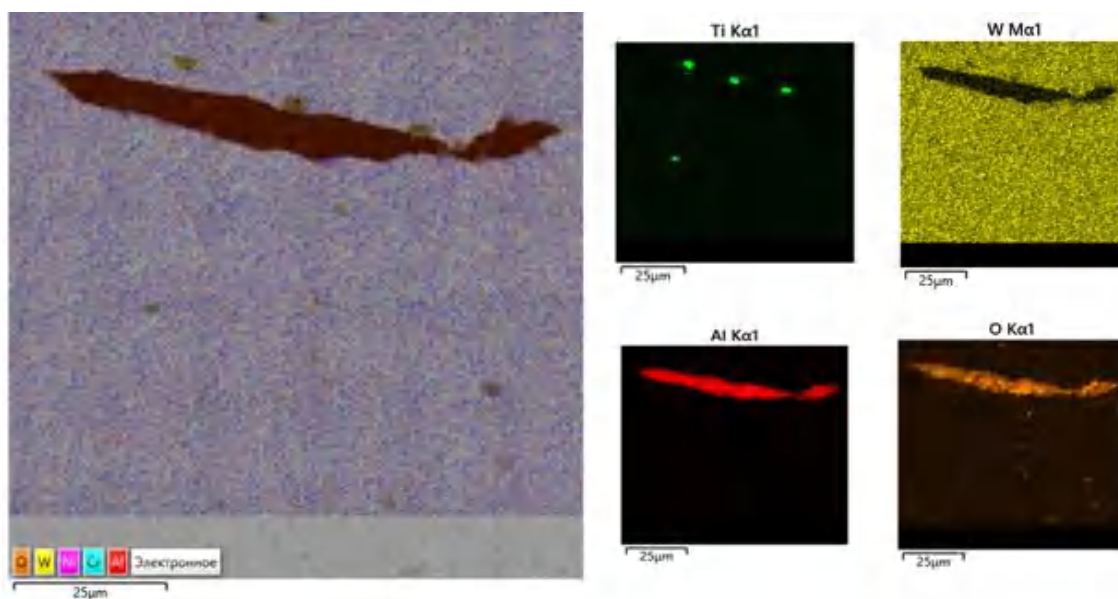


Рис. 5. Многослойное изображение ЭДС образца, наплавленного при 50 Дж/мм, и распределение *Ti*, *Al*, *O*, *W* (Режим № 1, Карта № 1)

На рисунке 5 представлено распределение элементов в дефекте структуры образца, наплавленного по режиму № 1 в виде высокотемпературного окисления, при котором происходит взаимодействие алюминия с кислородом и образуется корунд (Al_2O_3).

Образование данного соединения нежелательно, так как оно снижает плотность наплавки и является концентратором напряжений. Также на рис. 5 представлено распределение W и отдельные включения Ti характеризующее начальные этапы образования карбидных фаз типа MC и $M_{23}C_6$.

На рисунке 6 представлен похожий дефект структуры, но в данном случае на общем фоне выделяются титан и ниобий. Карбидообразующие элементы (Ti , Nb , Mo) при взаимодействии с углеродом на стадии кристаллизации расплава формируют первичные карбиды типа MC . *H.J. Beattie* и *W.C. Hagel* предполагают, что стабильность первичных карбидов уменьшается в следующем порядке: $WC > MoC > NbC > TiC$. При взаимодействии с хромом первичные карбиды в диапазоне температур 760–980 °С перестраиваются с образованием вторичных соединений типа $M_{23}C_6$. [15]

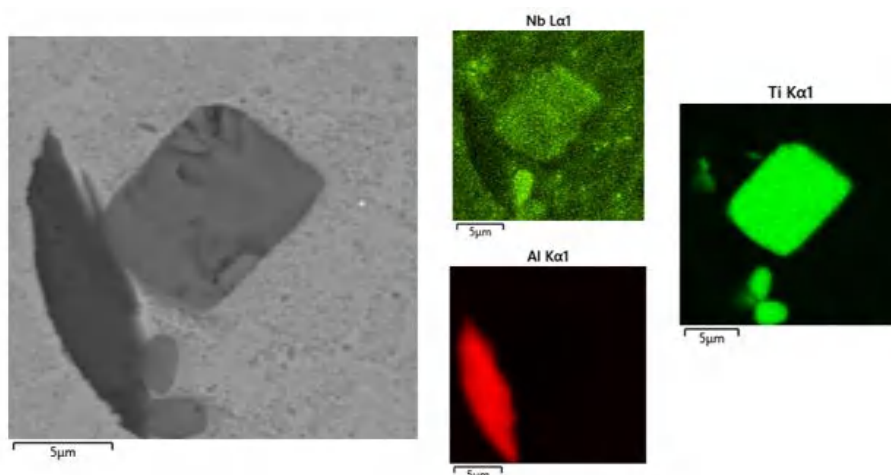


Рис. 6. Многослойное изображение ЭДС образца, наплавленного при 60 Дж/мм, и распределение Ti , Al , Nb (Режим № 2, Карта № 1)

На рисунке 7 представлено распределение элементов на образце, наплавленном по режиму № 2. Также как на предыдущей карте имеются точечные корунды, но стоит отметить наличие углерода с процентным содержанием выше

нормы по ТУ согласно табл. 3. Данное распределение свидетельствует об образовании дисперсных сложных карбидов, характерных для данного сплава $M_{23}C_6$ (где $M = Cr, Mo, W, Nb, Ti$).

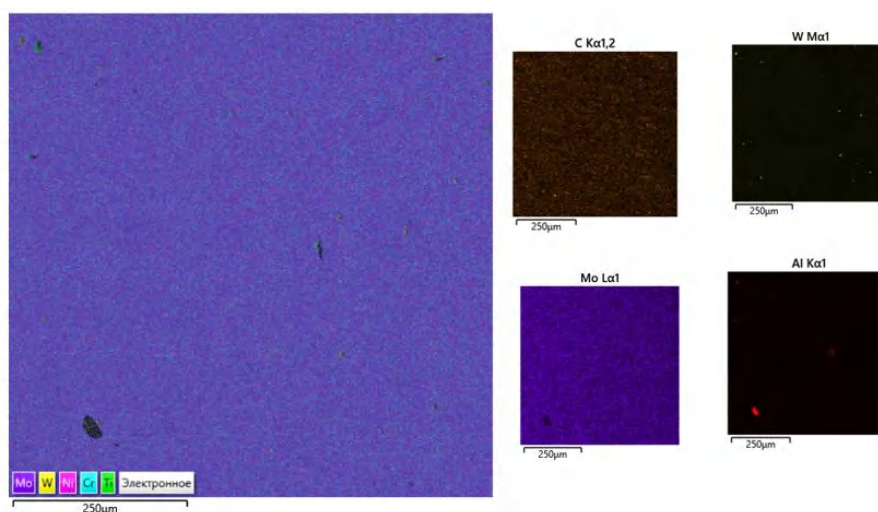


Рис. 7. Многослойное изображение ЭДС образца, наплавленного при 60 Дж/мм, и распределение Mo , W , Al , C (Режим № 2, Карта № 2)

На рисунке 8 представлено распределение элементов на образце, наплавленном по режиму № 3. На данной карте можно выделить продукты окисления алюминия, начальные стадии образования сложных карбидов, а также карбонитридные включения. Карбонитрид типа $(Nb,Ti)NC$ образуется при наличии азота в исходном МПК, так как при ПЛН азот не приме-

няется, а в качестве защитной атмосферы применяется аргон, подающийся в зону сплавления. Согласно ТУ 78-265–2023 содержание азота в исходном МПК не проверяется, но минимальное содержание возможно при условии центробежного плазменного распыления с использованием азота в качестве инертного газа.

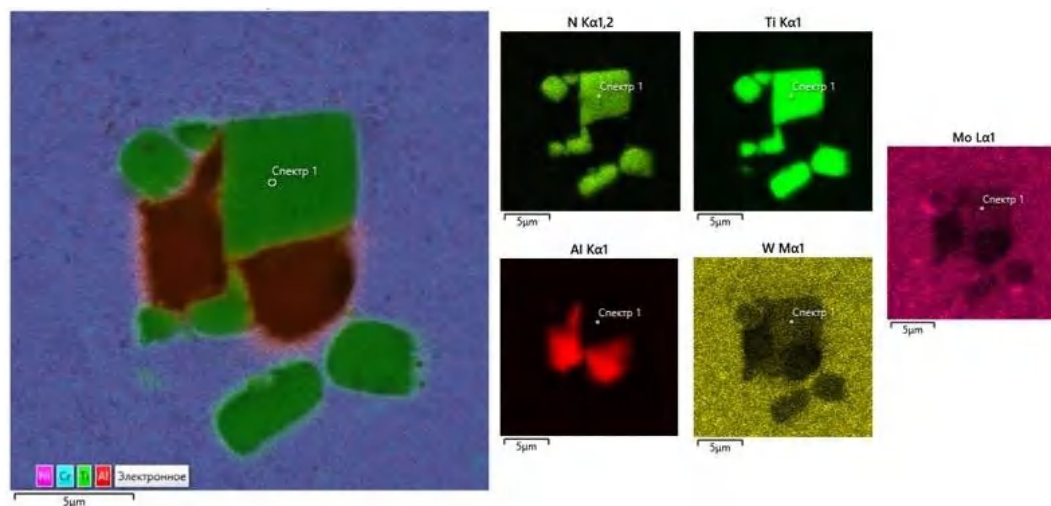


Рис. 8. Многослойное изображение ЭДС образца, наплавленного при 70 Дж/мм, и распределение Ti, Mo, C, N, W (Режим № 3, Карта № 1)

Таблица 3

Суммарный спектр карт на наплавленных образцах

Основные элементы	Процентное содержание элементов, %						
	Режим № 1		Режим № 2		Режим № 3		Нормы согласно ТУ 78-265-2023
	Карта № 1	Карта № 2	Карта № 1	Карта № 2	Карта № 1	Карта № 2	
<i>Ni</i>	52,7	55,5	42,4	53,3	41,3	52,5	основа
<i>Cr</i>	31,9	33,5	26,6	32,0	25,2	31,7	32,0–35,0
<i>Al</i>	4,4	0,9	5,5	0,9	3,7	1,0	0,5–1,1
<i>Ti</i>	1,3	1,0	15,9	1,0	12,6	1,0	0,5–1,1
<i>Mo</i>	2,5	2,6	2,0	2,4	1,8	2,5	2,3–3,3
<i>Nb</i>	0,9	0,9	1,3	0,8	0,9	0,9	0,5–1,1
<i>Fe</i>	0,9	0,8	0,6	0,7	0,6	0,8	≤ 4,0
<i>W</i>	4,6	4,7	3,8	4,7	3,7	4,8	4.3–5.3
<i>C</i>	–	–	–	4,0	–	4,8	≤ 0,1

Процентное содержание элементов, приведенное в табл. 3, показывает значительное превышение норм по ТУ на картах с дефектами структуры, что характеризуется точечной областью измерения. В свою очередь влияние режимов наплавки можно охарактеризовать увеличением доли карбидных фаз с увеличением погонной энергии. Образование сложных карбидов происходит в условиях быстрого охлаж-

дения при ПЛН, поэтому карбиды типа $M_{23}C_6$ не успевают выделиться полностью. Выделение ультрадисперсных карбидных фаз происходит по границам дендритов [16] и содержание карбидных фаз увеличивается при выделении твердого раствора $\alpha-Cr$ [17], но при данном исследовании термообработка образцов не производилась, поэтому карбидные фазы имеют единственный характер. В свою очередь карбидные

фазы упрочняют материал наплавки и увеличивают жаропрочность, но избыток и большой размер карбидных фаз может привести к охрупчиванию материала и трещинообразованию. Поэтому можно определить режим № 2 как рациональный, за счет меньшего размера карбидных фаз и их меньшего процентного содержания.

Выводы

1. В структуре наплавленных образцов, независимо от режимов прямой лазерной наплавки, формируется слоистая структура, за счет наложения валиков друг на друга. При этом в каждом слое образуется мелкодендритная структура, что обусловлено высоким теплоотводом в глубь материала.

2. В образце, наплавленном по режиму № 1, выявлены множественные несплавления в виде нерасплавленных частиц порошка, что напрямую связано с недостаточной погонной энергией.

3. В каждом из образцов при элементном анализе обнаружено наличие такого дефекта как включения корунда (Al_2O_3), образующегося при высокотемпературном окислении. Данное соединение снижает плотность наплавки и является концентратором напряжений. В образце, наплавленном по режиму № 2, выявлено образование отдельных сложных карбидов сплава $M_{23}C_6$ (где $M = Cr, Mo, W, Nb, Ti$) характерных для сплава ЭП648. В образце, наплавленном по режиму № 3, обнаружены карбонитриды типа $(Nb, Ti)NC$, образующиеся из-за наличия N в исходном МПК.

На основании процентного содержания элементов можно сделать вывод о том, что с повышением погонной энергии увеличивается доля карбидных фаз по границам дендритов и их размеры.

Режим № 2 можно определить как рациональный за счет меньшего размера карбидных фаз и их меньшего процентного содержания.

Для дальнейшего изучения особенностей формированию структуры и элементного состава жаропрочного никелевого сплава марки ЭП648 при прямой лазерной наплавке планируется провести рентгенофазовый анализ образцов, который позволит точнее определить содержание и распределение фаз в наплавленном материале.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Jinguo Li, Lin Zhou, Nannan Lu, Wei Song, Jingjing Liang, Yizhou Zhou a, Liming Lei, Lei Shi. Advances and challenges in energy field assisted additive manufacturing nickel-

based superalloys: Printability, microstructure, and performance. *Journal of Materials Science & Technology*. 2025; 239:124–152. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.03.010>

2. Негодяев, В. О. Особенности формирования структуры жаропрочного хромоникелевого сплава, получаемого лазерной наплавкой из металлопорошковой композиции марки ЭП648 / В. О. Негодяев, С. С. Жаткин, К. В. Никитин // Высокие технологии в машиностроении : матер. XXI Всерос. науч.-технич. конф. с международным участием, 10–12 апреля 2024 г. / отв. ред. А. Р. Галлямов. – Самара : Самар. гос. техн. ун-т, 2024. – 315 с.

3. Баранов, Д. А. Структура и свойства жаропрочного дисперсионно-твердеющего никелевого сплава ХН68 ВМТЮК при лазерной сварке деталей ГТД : дис. ... канд. техн. наук: 2.6.17. / Баранов Дмитрий Александрович. – 2021. – 150 с.

4. Ломберг, Б. С. Новый жаропрочный никелевый сплав для дисков газотурбинных двигателей (ГТД) и газотурбинных установок (ГТУ) / Б. С. Ломберг, С. В. Овсепян, М. М. Бакрадзе // Материаловедение. – 2010. – № 7. – С. 24–28.

5. Баранов, Д. А. Исследование структуры жаропрочных сплавов при прямом лазерном выращивании / Д. А. Баранов, Е. Ю. Щедрин, С. С. Жаткин, К. В. Никитин // Литье и металлургия. – 2023. – № 3. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-3-16-23>

6. Gullipalli, Ch. Humping defects in laser based direct metal deposition / Ch. Gullipalli, N. Thawari, T. V. K. Gupta // *Materials Today: Proceedings*. – 2023. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.06.169>.

7. Saboori A, Aversa A, Marchese G, Biamino S, Lombardi M, Fino P. Application of Directed Energy Deposition-Based Additive Manufacturing in Repair. *Applied Sciences*. 2019;9. <https://doi.org/10.3390/app9163316>

8. Jiang, Pengfei & Zhang, C.H. & Zhang, S. & Zhang, J.B. & Chen, J. & Liu, Y. (2020). Microstructure evolution, wear behavior, and corrosion performance of alloy steel gradient material fabricated by direct laser deposition. *Journal of Materials Research and Technology*. 9. 11702-11716. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.074>.

9. Ribeiro, Kandice & Mariani, Fábio & Idogava, Henrique & Silva, Gustavo & Silveira, Zilda & Lima, Milton & Coelho, Reginaldo. (2021). Evaluation of laser polishing as post-processing of Inconel 625 produced by Directed Energy Deposition. *Procedia Manufacturing*. 53. 368-374. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.040>.

10. Piscopo, Gabriele & Atzeni, Eleonora & Biamino, Sara & Iuliano, Luca & Mazzucato, Federico & Saboori, Abdollah & Salmi, Alessandro & Valente, Anna. (2022). Analysis of single tracks of IN718 produced by laser powder directed energy deposition process. *Procedia CIRP*. 112. 340-345. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.09.006>.

11. Vundru, Chaitanya & Singh, Ramesh & Yan, Wenyi & Karagadde, Shyamprasad. (2021). Effect of spreading of the melt pool on the deposition characteristics in laser directed energy deposition. *Procedia Manufacturing*. 53. 407-416. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.043>.

12. Иванов, А. С. Анализ порошков для лазерной наплавки при восстановлении деталей сельскохозяйственной техники / А. С. Иванов // Известия Оренбургского государственного аграрного университета. – 2021. – № 5(91). – С. 125–129.

13. Исследование основных параметров исходной металлопорошковой композиции и оценка влияния структурной наследственности на формируемую структуру наплавки / В. О. Негодяев, Р. Ю. Селеменов, С. С. Жаткин

[и др.] // Вестник Сибирского государственного промышленного университета. – 2025. – № 3(53). – С. 63–72. [https://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3\(53\)-63-72](https://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-3(53)-63-72)

14. Исследование структуры жаропрочного хромоникелевого сплава, полученного методом прямой лазерной наплавки, и его апробация при ремонте вала компрессора высокого давления / В. О. Негодяев, Д. А. Баранов, С. С. Жаткин, К. В. Никитин // Цветные металлы. – 2025. – № 7. – С. 71–77. <https://doi.org/10.17580/tsm.2025.07.10>

15. Beattie, H. J. Intragranular precipitation of intermetallic compounds in complex Austenitic alloys / H. J. Beattie, W. C. Hagel // Transactions of The Metallurgical Society of AIME. – 1961. – Vol. 221. – iss. 1. – P. 28–35.

16. Евгенов, А. Г. Структура и механические свойства жаропрочных сплавов ВЖ159 и ЭП648, полученных методом селективного лазерного сплавления / А. Г. Евгенов, М. А. Горбовец, С. М. Прагер // Авиационные материалы и технологии. – 2016. – № S1 (43).

17. Оспенникова, О. Г. Особенности формирования структурно-фазового состояния сплава ЭП648 при селективном лазерном сплавлении / О. Г. Оспенникова, С. А. Наприенко, П. Н. Медведев, Д. В. Зайцев, А. М. Рогалев // Труды ВИАМ. – 2021. – № 8 (102).

REFERENCES

1. Jinguo Li, Lin Zhou, Nannan Lu, Wei Song, Jingjing Liang, Yizhou Zhou a, Liming Lei, Lei Shi. Advances and challenges in energy field assisted additive manufacturing nickel-based superalloys: Printability, microstructure, and performance. Journal of Materials Science & Technology. 2025;239:124–152. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2025.03.010>

2. Negodyaev V. O. Features of the formation of the structure of a heat-resistant chromium-nickel alloy obtained by laser surfacing from a metal-powder composition of the EP648 brand / Negodyaev V.O., Zhatkin S.S., Nikitin K.V. // High technologies in mechanical engineering: materials of the XXI All-Russian Scientific and Technical Conference with international participation, April 10-12, 2024 / Rev. A.R. Gallyamov. – Samara: Samara State Technical University. Univ., 2024. – 315 p.

3. Baranov D. A. Structure and properties of heat-resistant dispersion-hardening nickel alloy HN68VMYTUK in laser welding of GTE parts : dis. ... candidate of Technical Sciences: 2.6.17. / Baranov Dmitry Alexandrovich. – 2021. – 150 p.

4. Lomberg, B. S., Ovsepyan, S. V., & Bakradze, M. M. (2010). A new heat-resistant nickel alloy for gas turbine engine (GTE) and gas turbine unit (GTU) disks. Materials Science, (7), 24–28.

5. Baranov, D. A., Shchedrin, E. Yu., Zhatkin, S. S., & Nikitin, K. V. (2023). Investigation of the structure of heat-resistant alloys in direct laser growing. Foundry and Metallurgy, (3). <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2023-3-16-23>

6. Gullipalli, Ch. Humping defects in laser based direct metal deposition / Ch. Gullipalli, N. Thawari, T. V. K. Gupta //

Materials Today: Proceedings. – 2023. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.06.169>.

7. Saboori A, Aversa A, Marchese G, Biamino S, Lombardi M, Fino P. Application of Directed Energy Deposition-Based Additive Manufacturing in Repair. Applied Sciences. 2019;9. <https://doi.org/10.3390/app9163316>

8. Jiang, Pengfei & Zhang, C.H. & Zhang, S. & Zhang, J.B. & Chen, J. & Liu, Y. (2020). Microstructure evolution, wear behavior, and corrosion performance of alloy steel gradient material fabricated by direct laser deposition. Journal of Materials Research and Technology. 9. 11702-11716. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.074>.

9. Ribeiro, Kandice & Mariani, Fábio & Idogava, Henrique & Silva, Gustavo & Silveira, Zilda & Lima, Milton & Coelho, Reginaldo. (2021). Evaluation of laser polishing as post-processing of Inconel 625 produced by Directed Energy Deposition. Procedia Manufacturing. 53. 368-374. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.040>.

10. Piscopo, Gabriele & Atzeni, Eleonora & Biamino, Sara & Iuliano, Luca & Mazzucato, Federico & Saboori, Abdollah & Salmi, Alessandro & Valente, Anna. (2022). Analysis of single tracks of IN718 produced by laser powder directed energy deposition process. Procedia CIRP. 112. 340-345. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2022.09.006>.

11. Vundru, Chaitanya & Singh, Ramesh & Yan, Wenyi & Karagadde, Shyamprasad. (2021). Effect of spreading of the melt pool on the deposition characteristics in laser directed energy deposition. Procedia Manufacturing. 53. 407-416. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2021.06.043>.

12. Ivanov, A. S. (2021). Analysis of powders for laser surfacing in the restoration of agricultural machinery parts. Izvestiya Orenburg State Agrarian University, (5(91)), 125–129.

13. Negodyaev, V. O., Selemenov, R. Yu., Zhatkin, S. S., et al. (2025). Investigation of the main parameters of the initial metal-powder composition and assessment of the influence of structural heredity on the formed surfacing structure. Bulletin of the Siberian State Industrial University, (3(53)), 63–72.

14. Negodyaev, V. O., Baranov, D. A., Zhatkin, S. S., & Nikitin, K. V. (2025). Investigation of the structure of a heat-resistant chromium-nickel alloy produced by direct laser surfacing and its testing in the repair of a high-pressure compressor shaft. Non-Ferrous Metals, (7), 71–77.

15. Beattie, H. J. Intragranular precipitation of intermetallic compounds in complex Austenitic alloys / H. J. Beattie, W. C. Hagel // Transactions of The Metallurgical Society of AIME. – 1961. – Vol. 221. – iss. 1. – P. 28–35.

16. Evgenov, A. G., Gorbovets, M. A., & Prager, S. M. (2016). Structure and mechanical properties of heat-resistant alloys VZh159 and EP648 produced by selective laser melting. Aviation Materials and Technologies, (S1(43)).

17. Ospennikova, O. G., Naprienko, S. A., Medvedev, P. N., Zaitsev, D. V., & Rogalev, A. M. (2021). Features of the formation of the structural-phase state of the EP648 alloy during selective laser melting. Proceedings of VIAM, (8(102)).

Статья поступила в редакцию 15.04.26, доработана 29.04.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 15.04.26, revised 29.04.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 621.822.18

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-44-47

Научная статья

Original article

*А. В. Машков^{1,2}, К. Ю. Зерщиков¹, Ю. В. Семенов¹, Н. А. Адаменко²***ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ
МЕТАЛЛОПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ,
АРМИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ ТКАНЯМИ И ЛАТУННЫМИ СЕТКАМИ**¹ ООО «Константа 2», г. Волгоград, Россия² Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Андрей Владимирович Машков, man2898@mail.ru

Аннотация. Работа посвящена исследованию слоистых металлополимерных материалов триботехнического назначения. Основное внимание уделено сравнительному анализу механических характеристик и структурных особенностей композитов с принципиально разными типами армирующих каркасов. Установлено, что реальная степень наполнения тканей полимером существенно зависит от исходного содержания технологического аппрета, а структура плетения определяет топологию распределения матрицы. Наибольшую адгезионную прочность при отслаивании продемонстрировал композит на основе ткани полотняного переплетения с плотностью 240 г/м². Латунные сетки проявили критическую склонность к хрупкому межкристаллитному разрушению при изгибе, что ограничивает их применение в деформируемых конструкциях.

Ключевые слова: металлополимерный композит, углеродная ткань, СВМПЭ, фторопласт, адгезия, механические испытания

Для цитирования: Машков А. В., Зерщиков К. Ю., Семенов Ю. В., Адаменко Н. А. Исследование структуры и свойств металлополимерных композиционных материалов, армированных углеродными тканями и латунными сетками. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 44–47. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-44-47.

Информация об авторах:

Андрей Владимирович Машков – технолог ООО «Константа 2» (г. Волгоград), аспирант кафедры «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ

e-mail: man2898@mail.ru

Константин Юрьевич Зерщиков – канд. техн. наук генеральный директор ООО «Константа 2» (г. Волгоград)

e-mail: director@constanta-2.ru

Юрий Владимирович Семенов – канд. техн. наук главный технолог ООО «Константа 2» (г. Волгоград)

e-mail: suv-volga@mail.ru

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

Вклад авторов:

А. В. Машков – определение цели работы, изготовление и исследование композиционных материалов, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

К. Ю. Зерщиков – контроль изготовления и исследования композиционных материалов, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

Ю. В. Семенов – анализ полученных результатов, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

Н. А. Адаменко – анализ полученных результатов, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

*A. V. Mashkov^{1,2}, K. Yu. Zershchikov¹, Yu. V. Semenov¹, N. A. Adamenko²***INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF METAL-POLYMER
COMPOSITE MATERIALS REINFORCED WITH CARBON FABRICS AND BRASS MESHES**¹ ООО "Constanta 2", Volgograd, Russia² Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Andrey V. Mashkov, man2898@mail.ru

Abstract. The work is devoted to the study of layered metal polymer materials for tribotechnical purposes. The main attention is paid to the comparative analysis of the mechanical characteristics and structural features of composites with fundamentally different types of reinforcing frames. It is established that the actual degree of polymer filling of fabrics significantly depends on the initial content of the technological dressing, and the structure of the weave determines the topology of the matrix distribution. The greatest adhesive strength during peel test was demonstrated by a composite based on a plain weave fabric with a density of 240 g/m². Brass meshes have shown a critical tendency to brittle intercrystalline fracture during bending, which limits their use in deformable structures.

Keywords: metal-polymer composite, carbon fabric, UHMWPE, fluoroplastic, adhesion, mechanical testing

For citation: Mashkov A. V., Zershchikov K. Yu., Semenov Yu. V., Adamenko N. A. Investigation of the Structure and Properties of Metal-polymer Composite Materials Reinforced with Carbon Fabrics and Brass meshes. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 44–47. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-44-47.

Information about the authors:

Andrey V. Mashkov – Technologist of Constanta 2 LLC (Volgograd), Postgraduate student of the Department of Materials Science and Composite Materials VSTU

e-mail: man2898@mail.ru

Konstantin Yu. Zershchikov – Ph.D. General Director of Constanta 2 LLC (Volgograd)

e-mail: director@constanta-2.ru

Yuri V. Semenov – Ph.D. Chief Technologist of Constanta 2 LLC (Volgograd)

e-mail: suv-volga@mail.ru

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

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

e-mail: mvpol@vstu.ru

Contribution of the authors:

Andrey V. Mashkov – defining the purpose of the work, manufacturing and researching composite materials, writing the text of the article, participating in the discussion of the results

Konstantin Yu. Zershchikov – control of the manufacture and research of composite materials, editing the text of the article, participating in the discussion of the results.

Yuri V. Semenov – analysis of the results, editing the text of the article, participating in the discussion of the results.

Nina A. Adamenko – analysis of the results, editing of the text of the article, participation in the discussion of the results.

Введение

Разработка металлополимерных композитов для тяжело нагруженных узлов трения требует объективных данных о сравнительном поведении различных типов армирующих каркасов. Традиционные латунные сетки и углеродные ткани различного плетения формируют принципиально разную структуру композита, что неизбежно отражается на комплексе механических свойств.

Исследованные в работе композиты изготавливаются ООО «Константа 2» (г. Волгоград) и применяются в производстве металлополимерных подшипников скольжения [1].

Цель работы – экспериментальное сопоставление структурных и прочностных характеристик композитов с сетчатыми и ткаными наполнителями, а также выявление факторов, лимитирующих их эксплуатационные показатели.

Материалы и методы исследования

Металлической основой служила стальная лента. В качестве полимерной матрицы использовали сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) и композицию фторопласта Ф4Д. СВМПЭ применяли как в исходном, так и в модифицированном виде. Модифицирование осуществляли путем введения порошка оксида алюминия Al_2O_3 . Добавление модификатора преследовало цель повышения износостойко-

сти полимерного слоя за счет армирования твердыми частицами, а также увеличения прочностных характеристик антифрикционного покрытия.

Армирующий каркас включал в себя два класса материалов. Первый – латунная сетка, второй – четыре типа углеродных тканей, различающихся по поверхностной плотности и схеме плетения.

Адгезионную прочность оценивали методом отслаивания под углом 180° при скорости перемещения захватов 10 мм/мин в соответствии с ГОСТ 28966.2–91 [2]. В ходе подготовки образцов дополнительно фиксировали способность армирующего каркаса выдерживать изгибающие нагрузки без разрушения. Внешний вид и морфологию поверхности армирующего каркаса исследовали методом оптической микроскопии. Массовую долю полимерной фазы и содержание технологического аппрета определяли гравиметрическим методом по ГОСТ Р ИСО 10548–2012 (метод удаления аппрета – пиролиз при высокой температуре) [3].

Результаты исследования

Первым принципиальным результатом стало выявление существенного вклада технологического аппрета в формально регистрируемую степень наполнения тканей. Гравиметрический анализ исходных образцов углеродных тканей показал, что доля аппрета варьируется

от пренебрежимо малых значений 0,3 % до величин, сопоставимых с содержанием рабочего полимера 55,2 %. Игнорирование этого вклада приводит к систематической ошибке: без выче-

та аппрета кажущаяся доля полимера в ткани получается в разы больше фактического содержания. Аналогичная коррекция для разных тканей представлена в табл. 1.

Таблица 1

Результаты гравиметрического анализа содержания рабочего полимера в углеродных тканях различного плетения

Параметр ткани	Ткань с полотняным плетением (170 г/м ²)	Ткань сатинового плетения (250 г/м ²)	Ткань с полотняным плетением (240 г/м ²)	Ткань саржевого плетения (200 г/м ²)
Наличие чистого полимера в ткани, %	47.5	21.2	23.7	46.9

Принципиально важно, что после исключения аппрета разброс по абсолютному содержанию полимера между тканями различного плетения существенно сокращается. Это означает, что структура плетения влияет главным образом не на количество поглощенного связующего, а на топологию его распределения, что прямо отражается на механическом поведении композита.

Микроскопический анализ поверхности композита выявил два принципиально разных типа дефектности в тканевых композитах. Первый тип – «склеенные» филаменты внутри нити при сохранении протяженных межнитяных пустот – зафиксирован для всех исследованных тканей, но в разной степени выраженности. Для ткани с полотняным плетением (170 г/м²) и сатиновой ткани эта картина наиболее характерна: полимер надежно фиксирует элементарные волокна в жгуте, однако пространство между ортогонально ориентированными нитями основы и утка остается свободным. Ткань саржевого плетения демонстрирует аналогичную морфологию, наибольшее заполнение имеет ткань с полотняным плетением (240 г/м²). Это позволяет утверждать, что вязкость расплава фторопластовой композиции является лимитирующим фактором.

Второй тип дефекта – локальный выход полимера на стальную поверхность – обнаружен в образцах с сатиновой тканью и тканью с полотняным плетением (170 г/м²). Этот эффект связан с градиентом локальной плотности нитей в рисунке переплетения и указывает на неравномерность поля давлений в процессе спекания.

Принципиально иная структурная картина наблюдалась для латунных сеток с высокомо-

лекулярным полиэтиленом. Здесь ключевым результатом стало влияние модификатора на морфологию покрытия. Без модификатора полимер формирует сплошной слой, полностью скрывающий рельеф сетки, тогда как введение модификатора обеспечивает формирование тонкого конформного покрытия, точно воспроизводящего геометрию ячеек.

Наиболее критичным результатом испытаний стало обнаружение хрупкого разрушения латунной сетки на стадии пробоподготовки. Данное явление наблюдалось для образцов с обеими исследованными композициями СВМПЭ – как с модификатором, так и без него. Значительная часть образцов разрушилась уже при отгибе на 180°, то есть до начала инструментальных испытаний на отслаивание, а ряд образцов – при незначительном ручном усилии в зоне перегиба. Это указывает на то, что охрупчивание сетчатого каркаса не связано с присутствием модификатора, а является следствием низкой трещиностойкости самой латуни.

Для тех образцов, которые удалось испытать, значения усредненного усилия при отслаивании представлены в табл. 2.

Полученные данные не выявили статистически значимых различий с модификатором и без него, что подтверждает вывод о независимости характера разрушения сетки от состава полимерной матрицы.

Углеродные ткани, напротив, продемонстрировали способность выдерживать изгибающие нагрузки без разрушения, что является их существенным эксплуатационным преимуществом перед сетками.

Таблица 2

Результаты испытаний на отслаивание латунных сеток с модифицированным и не модифицированным СВМПЭ

Характеристика испытания	Номер образца							
	1*	2*	3	4	5*	6*	7	8
Прочность при отслаивании, Н/мм	1.45	1.44	1.70	1.89	1.47	1.45	1.60	1.45

* Образцы из модифицированного СВМПЭ.

Испытания на отслаивание позволили объективно оценить адгезионную прочность соединения тканевого каркаса со стальной подложкой. Сводные результаты (табл. 3) демонстрируют более чем двукратное различие в максимальном усилии отслаивания между образцами с разными типами тканей.

Лучше остальных себя показала ткань полотняного переплетения (240 г/м²), что объясняется оптимальным сочетанием геометрии переплетения и поверхностной плотности, обеспечивающим наиболее равномерное распре-

ление напряжений по границе раздела «ткань–полимер–сталь». Наименьшее сопротивление отслаиванию продемонстрировали образцы на основе ткани сатинового плетения (250 г/м²) и ткани саржевого переплетения (200 г/м²), которые показали близкие значения пиковых усилий, уступая как ткани с полотняным плетением (240 г/м²), так и ткани с полотняным плетением (250 г/м²). Низкие значения усилия отслаивания для этих тканей свидетельствуют о слабом межфазном контакте в системе «волоконно–полимер–сталь».

Таблица 3

Результаты испытаний на отслаивание углеродных тканей с композицией на основе фторопласта-4

Характеристика испытания	Ткань с полотняным плетением (170 г/м ²)	Ткань сатинового плетения (250 г/м ²)	Ткань с полотняным плетением (240 г/м ²)	Ткань саржевого плетения (200 г/м ²)
Прочность при отслаивании, Н/мм	0.99	0.64	1.97	0.44

Совокупность полученных данных позволяет сформулировать иерархию факторов, определяющих работоспособность металлополимерных композитов с тканями и сетчатыми каркасами. На первом месте находится топология распределения матрицы, которая для исследования тканей определяется типом переплетения. Полотняное переплетение с максимальной частотой перегиба нитей обеспечивает однородную структуру и наилучшие прочностные показатели, что подтверждено результатами для ткани с полотняным плетением (240 г/м²). На втором месте – реологические ограничения: высокая вязкость расплава фторопластовой композиции препятствует инфильтрации межнитяных зазоров, и для достижения полной пропитки требуются дополнительные технологические мероприятия. На третьем – склонность армирующего каркаса к хрупкому разрушению, которая для латунных сеток оказалась критическим ограничением, делающим их непригодными для конструкций, испытывающих изгибающие нагрузки на стадии монтажа или эксплуатации. С практической точки зрения, ткань с полотняным плетением (240 г/м²) рекомендована в качестве наиболее перспективного армирующего наполнителя при условии решения задачи полного заполнения межнитяного пространства [4].

Заключение

Реальное содержание полимера в углеродных тканях может быть существенно завышено из-за присутствия технологического аппрета, который необходимо учитывать при оценке эффективности пропитки. Структура плетения определяет пространственное распределение мат-

рицы: полотняное переплетение дает более равномерное заполнение по сравнению с сатиновым и саржевым, где полимер концентрируется в поверхностных слоях, оставляя межнитяные пустоты, играющие роль концентраторов напряжений. Модификация СВМПЭ оксидом алюминия позволяет регулировать морфологию покрытия на сетке, однако сама латунная сетка склонна к хрупкому разрушению при изгибе, что ограничивает ее применение в деформируемых конструкциях. Лучшие адгезионные характеристики при отслаивании показал композит на основе ткани с полотняным плетением (240 г/м²), что позволяет рекомендовать ее в качестве перспективного армирующего каркаса при условии доработки технологии пропитки для полного заполнения межнитяного пространства.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. https://www.constanta-2.ru/podshipniki_skolgenia
2. ГОСТ 28966.2–91. Клеи полимерные. Метод определения прочности при отслаивании. – М.: Стандартинформ, 2004. – 12 с.
3. ГОСТ Р ИСО 10548–2012. Волокно углеродное. Методы определения содержания аппрета. – М.: Стандартинформ, 2015. – 12 с.
4. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипники / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М.: Машиностроение, 1976.

REFERENCES

1. https://www.constanta-2.ru/podshipniki_skolgenia
2. GOST 28966.2–91. Polymer adhesives. A method for determining strength during peeling. Moscow: Standartinform, 2004. 12 p.
3. GOST R ISO 10548–2012. The fiber is carbon fiber. Methods for determining the content of an appret. – M.: Standartinform, 2015. – 12 p.
4. Semenov, A. P. Metallofluoroplast bearings / A. P. Semenov, Yu. E. Savinsky. – M.: Mashinostroyeniye, 1976.

Статья поступила в редакцию 11.05.26, доработана 15.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 11.05.26, revised 15.05.26, accepted for publication 18.05.26.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.315.1:519.876.5
DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-48-54

Научная статья
Original article

В. Ф. Даненко, М. Д. Романенко

О РАДИАЛЬНОМ СМЕЩЕНИИ ПРОВОЛОК В СЛОЯХ ГРОЗОЗАЩИТНОГО ТРОСА С ОПТИЧЕСКИМ МОДУЛЕМ ПРИ КРУГОВОМ ОБЖАТИИ ТРОСА

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Владимир Филиппович Даненко, omd@vstu.ru

Аннотация. Установлено образование радиального зазора между смежными слоями грозозащитного троса (пряди типа ЛК-О) с оптическим модулем связи при уменьшении диаметра проволок первого слоя.

Показано уменьшение радиального смещения центров тяжести проволок первого слоя и, соответственно, деформации модульной трубки с увеличением зазора, что предотвращает приращение коэффициента затухания расположенных в трубке оптических волокон.

Результаты работы могут быть использованы для оптимизации конструктивно-геометрических параметров элементов пряди типа ЛК-О при производстве грозозащитного троса с оптическим модулем связи.

Ключевые слова: грозозащитный трос, оптические волокна, моделирование, центр тяжести, проволока, модульная трубка, степень обжатия, слой, радиус, зазор, плотная свивка

Для цитирования: Даненко В. Ф., Романенко М. Д. О радиальном смещении проволок в слоях грозозащитного троса с оптическим модулем при круговом обжатии троса. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 48–54. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-48-54.

Информация об авторах:

Владимир Филиппович Даненко – канд. техн. наук доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ
<https://orcid.org/0009-0008-8941-9137>

e-mail: omd@vstu.ru

Михаил Дмитриевич Романенко – ст. препод. кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0003-0212-1925>

e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

Вклад авторов:

В. Ф. Даненко – определение цели работы, обработка результатов компьютерного моделирования, написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

М. Д. Романенко – анализ методики компьютерного моделирования, редактирование текста статьи, участие в обсуждении результатов.

V. F. Danenko, M. D. Romanenko

ON THE RADIAL DISPLACEMENT OF WIRES IN THE LAYERS OF A LIGHTNING PROTECTION CABLE WITH AN OPTICAL MODULE DURING CIRCULAR COMPRESSION OF THE CABLE

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Vladimir F. Danenko, omd@vstu.ru

Abstract. The formation of a radial gap between adjacent layers of a lightning-protective cable (strands of the LC-O type) with an optical communication module is established when the diameter of the wires of the first layer is reduced.

The decrease in the radial displacement of the centers of gravity of the wires of the first layer and, accordingly, the deformation of the modular tube with an increase in the gap is shown, which prevents an increase in the attenuation coefficient of the optical fibers located in the tube.

The results of the work can be used to optimize the structural and geometric parameters of the elements of the LC-O type strand in the production of a lightning-protection cable with an optical communication module.

Keywords: lightning-protection cable, optical fibers, modeling, center of gravity, wire, modular tube, degree of compression, layer, radius, clearance, dense twisting

For citation: Danenko V. F., Romanenko M. D. On the radial displacement of wires in the layers of a lightning protection cable with an optical module during circular compression of the cable. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 48–54. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-48-54.

Information about the authors:

Vladimir F. Danenko – Ph.D. Associate Professor of the Department of Materials Technology VSTU
<https://orcid.org/0009-0008-8941-9137>

e-mail: omd@vstu.ru

Mikhail D. Romanenko – Senior Lecturer, Department of Materials Technology VSTU
<https://orcid.org/0000-0003-0212-1925>

e-mail: romanenko.mihail2009@yandex.ru

Contribution of the authors:

Vladimir F. Danenko – definition of the work purpose, processing of the computer modeling results, writing the article text, participation in the results discussion.

Mikhail D. Romanenko – analysis of the computer modeling technique, editing the article text, participation in the results discussion.

Введение

Грозозащитный трос с встроенным оптическим модулем (ОКГТ) обеспечивает защиту линий электропередачи от ударов молнии и позволяет организовать волоконно-оптические линии связи (ВОЛС) на линиях электропередачи [1–3]. В ОКГТ третьего поколения оптический модуль состоит из тонкой трубки из нержавеющей стали, в которую помещают оптические волокна (ОВ) в гидрофобном наполнителе [4].

Круговое радиальное обжатие в процессе производства ОКГТ позволяет улучшить электрические контакты проволок в слоях и между слоями, повысить устойчивость к воздействию импульса грозового разряда молнии, а также механическую прочность и снижение относительного удлинения при эксплуатационных нагрузках.

В работе [5] установлено, что при круговом обжатии пряди конструкции 1+5+5/5+10 первоначально в центральном слое реализуется до 50 % прилагаемого извне усилия, что ведет к формированию локальных концентраторов давления на поверхности сердечника. При образовании боковых (арочных) контактов в слоях давление на центральную проволоку уменьшается в 8,8 раза.

Результаты компьютерного моделирования кругового обжатия ОКГТ конструкции 1+9+9 свидетельствуют [6; 7] о влиянии соотношения диаметров проволок наружного и внутреннего слоя на формоизменение проволок в слоях пряди. Согласно расчетам, для усредненных геометрических характеристик пряди конструкции 1+9+9 степень смещения центров тяжести проволок второго слоя при полном круговом обжатии пряди в три раза превышает смещение центров тяжести проволок первого слоя [8].

Неудачный выбор геометрических или технологических параметров при производстве ОКГТ может привести к значительной дефор-

мации оптического модуля и, в результате, к недопустимому увеличению коэффициента затухания оптических волокон.

Для решения задачи минимизации приращений затухания ОВ при круговом обжатии троса необходимо установить влияние соотношения диаметров проволок в слоях ОКГТ на деформацию проволок, составляющих трос, и модульную трубку под действием радиальной нагрузки.

Цель работы – исследование влияния радиального смещения проволок в слоях ОКГТ при круговом обжатии на деформацию модульной трубки с оптическими волокнами.

Методика исследования

При реализации способа изготовления грозозащитного троса с оптическим модулем связи осуществляют подбор диаметров стальных оцинкованных проволок по слоям исходя из условий плотной свивки и сохранения линейного касания проволок при свивке [9–12].

Исследуемый ОКГТ конструкции 1+9+9 содержит первый слой 1 из девяти стальных проволок диаметром δ_1 с наружным r_{n1} , средним r_{cp1} и внутренним $r_{вн1}$ радиусом, второй слой 2 из девяти стальных проволок диаметром δ_2 с наружным r_{n2} , средним r_{cp2} и внутренним $r_{вн2}$ радиусом, а также выполненный из алюминиевой проволоки сердечник 3, имитирующий оптический модуль. Радиус сердечника равен внутреннему радиусу первого слоя $r_4 = r_{вн1}$ (рис. 1, а).

Свивка проволок слоев 1 и 2 осуществляется за одну технологическую операцию. Проволоки каждого слоя, контактируя при свивке между собой, укладываются в образованные проволоками смежного слоя углубления. Глубина укладки проволок равна разности значений наружного радиуса слоя 1 и внутреннего радиуса слоя 2 ($h_y = r_{n1} - r_{вн2}$). Каждая из проволок второго слоя опирается на две проволоки пер-

вого слоя. При этом первый и второй слои выполнены с одинаковым шагом свивки, в одном направлении, с плотным линейным касанием проволок первого и второго слоя. Плотное ли-

нейное касание стальных проволок между слоями 1 и 2 создает условия для передачи радиального давления внутрь троса с момента начала кругового обжатия.

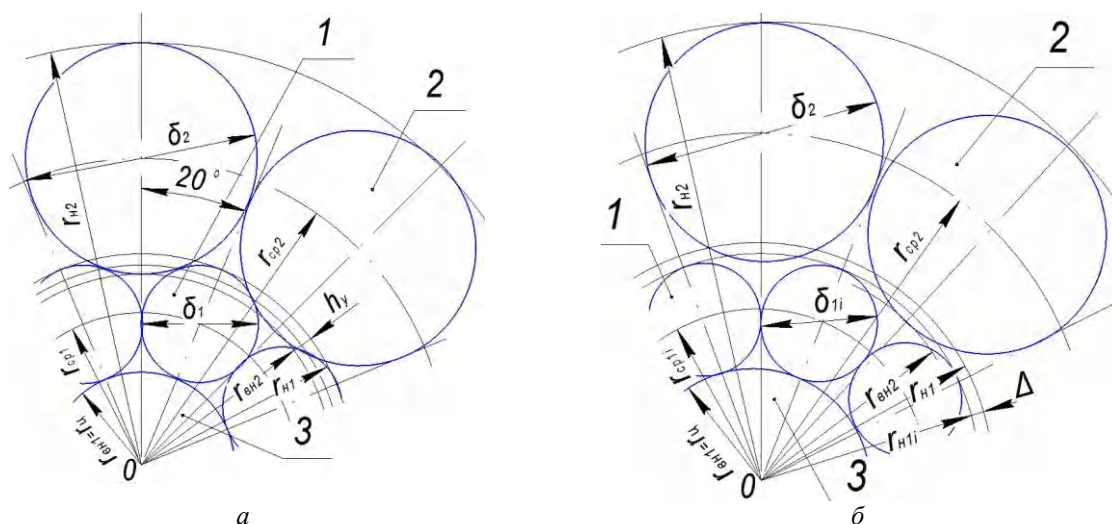


Рис. 1. Поперечное сечение ОКГТ конструкции 1+9+9 при отсутствии (а) и наличии (б) зазора между смежными слоями:
1 – проволоки первого слоя; 2 – проволоки второго слоя; 3 – центральная трубка (сердечник)

В таблице 1 приведены исходные (до кругового обжатия) геометрические параметры элементов двухслойной пряди различных вариантов конструкции 1+9+9. Для варианта 1 (3,0+9×1,68+9×3,0) подбор диаметров стальных оцинкованных проволок по слоям выполнен

исходя из условия плотной свивки проволок в слоях и между слоями в соответствии с принятым в заводской практике соотношением диаметров проволок $\delta_1/\delta_2=0,56$ [13]. При диаметре проволок второго слоя $\delta_2=3,0$ мм, диаметр проволок первого слоя $\delta_1=1,68$ мм.

Таблица 1

Геометрические параметры троса вариантов конструкции 1+9+9 после свивки

Вариант конструкции троса	Диаметр проволок δ , мм	Угол свивки α , град. коэффициент свивки, c^*		Радиусы слоев троса до обжатия, мм слой 1 слой 2			Зазор между слоями Δ , мм
	δ_1/δ_2	слой 1	слой 2	наружный, $r_n = c \cdot \delta/2$	средний, $r_{cp} = (c-1)\delta/2$	внутренний, $r_{en} = (c-2)\delta/2$	
1 3,0+9×1,68+9×3,0	1,68/3,0	9,23 3,957	16,45 4,033	3,324 6,05	2,484 4,552	1,644 3,05	—
2 3,0+9×1,6+9×3,0	1,6/3,0			3,166 6,05	2,366 4,552	1,566 3,05	0,158
3 3,0+9×1,56+9×3,0	1,56/3,0			3,086 6,05	2,306 4,552	1,526 3,05	0,238

Примечание: $c^* = 1 + \sqrt{1 + \left(\frac{\operatorname{ctg} 20^\circ}{\cos \alpha}\right)^2}$

При уменьшении диаметра проволок первого слоя (варианты 2 и 3) значение наружного радиуса слоя уменьшается, между смежными слоями образуется зазор $\Delta = r_{n1} - r_{n1i}$ (рис. 1, б), где r_{n1i} – расчетное значение наружного радиу-

са первого слоя при принятом диаметре проволок δ_{1i} . Пределы изменения величины зазора $0 < \Delta < h_y = 0,274$ мм.

В процессе обжатия центры тяжести проволок наружного и внутреннего слоев троса сме-

щаются на величину Δr_{cp} , равную разности начального и промежуточного значений среднего радиуса слоя. Деформация проволок происходит без уменьшения площади поперечного сечения.

Моделирование процесса кругового обжата ОКГТ проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus, использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации.

При выборе режима обжатий руководствовались данными [14], согласно которым рекомендуемая величина обжатий для пряжи конструкции 1+9+9 составляет в среднем $q_{л}=4-8\%$ и соответствует фазе при которой деформация

проволок осуществляется за счет плющения без существенной вытяжки. Сравнительную оценку смещения центров тяжести проволок первого и второго слоя и изменения внутреннего радиуса первого слоя (радиуса сердечника) проводили при обжатии наружного слоя $q_{л}=8\%$.

Результаты исследований

Результаты компьютерного моделирования говорят об увеличении смещения центров тяжести проволок Δr_{cp} в слоях с ростом степени обжатия $q_{л}$ для исследованных вариантов конструкции троса, что более полно проявляется для слоя 2, по сравнению со слоем 1 (табл. 2). Оценка влияния соотношения диаметра проволок в слоях троса на смещение центров тяжести проволок при круговом обжатии возможна путем сравнительного анализа зависимости $\Delta r_{cp}=f(q_{л})$ для отдельных слоев моделируемых вариантов конструкций троса.

Таблица 2

Характеристики радиального смещения центров тяжести проволок слоев ОКГТ в процессе кругового обжатия при различных вариантах конструкции троса

Вариант конструкции троса	Номер	Степень обжатия, $q_{л}, \%$	Смещение центров тяжести проволок, $\Delta r_{cp}, \text{мм}$		Изменение внутреннего радиуса слоя 1 $\Delta r_{вн.}, \text{мм}$
			слой 2	слой 1	
1 3,0+9×1,68+9×3,0	1	1,52	0,106	0,058	0,072
	2	2,37	0,151	0,133	0,14
	3	3,26	0,205	0,15	0,144
	4	4,99	0,293	0,279	0,283
	5	6,72	0,392	0,353	0,377
	6	7,58	0,438	0,386	0,397
2 3,0+9×1,6+9×3,0	1	1,52	0,103	0,022	0,011
	2	3,26	0,197	0,07	0,066
	3	4,99	0,289	0,111	0,106
	4	5,85	0,336	0,15	0,159
	5	6,72	0,384	0,185	0,181
	6	7,58	0,424	0,21	0,206
3 3,0+9×1,56+9×3,0	1	4,1	0,253	0,034	0,028
	2	4,99	0,295	0,047	0,034
	3	5,85	0,334	0,08	0,086
	4	6,72	0,388	0,119	0,115
	5	7,58	0,433	0,145	0,125
	6	8,45	0,464	0,19	0,178

Из приведенных в табл. 2 и нанесенных на рис. 2 значений $q_{л}$ и Δr_{cp} следует, что определенные при моделировании и построенные

в двухмерном пространстве точки группируются вдоль прямых, полученных по линейным уравнениям:

- для слоя 2:
- (вариант 1) $\Delta r_{cp2}=0,0566 \cdot q_n - 0,0149$ (1)
- (вариант 2) $\Delta r_{cp2}=0,0554 \cdot q_n + 0,0125$ (2)
- (вариант 3) $\Delta r_{cp2}=0,05 \cdot q_n + 0,0468$ (3)
- для слоя 1:
- (вариант 1) $\Delta r_{cp1}=0,056 \cdot q_n - 0,019$ (4)
- (вариант 2) $\Delta r_{cp1}=0,033 \cdot q_n - 0,038$ (5)
- (вариант 3) $\Delta r_{cp1}=0,037 \cdot q_n - 0,128$ (6)

Линейная корреляционная зависимость величин q_n и Δr_{cp} подтверждается значениями выборочного коэффициента корреляции $r_b \approx 1$.

Близость значений коэффициентов регрессии уравнений (1)–(3) (0,0566, 0,0554 и 0,05) говорит об одинаковой в среднем интенсивности смещения центров тяжести проволок второго слоя моделируемых конструкций троса при принятых значениях обжата (рис. 1, а). Степень смещения центров тяжести проволок второго слоя при $q_n=8\%$ для вариантов конструкции троса составляет в среднем $\Delta r_{cp2} = 0,45$ мм. Применение уравнений (2) и (3) позволяет ориентировочно определить значения обжатий, при которых осуществляется устранение исходных зазоров между смежными слоями. Так, при $\Delta r_{cp2}=\Delta=0,158$ мм (вариант 2) из уравнения (2) следует $q_n=(0,158-0,0125)/0,0554=2,63\%$,

при $\Delta r_{cp2}=\Delta=0,238$ мм (вариант 3) из уравнения (3): $q_n=(0,238-0,0468)/0,05=3,82\%$. Полученные значения q_n согласуются с данными работ [6; 7].

Вид кривых на рис. 2, б говорит о различии смещений центров тяжести проволок первого слоя для исследуемых вариантов конструкции троса. Согласно уравнениям (4)–(6), интенсивность смещения центров тяжести проволок первого слоя для варианта 1 (плотная свивка проволок в слоях и между слоями) выше, по сравнению с вариантами 2 и 3 ($0,056 > 0,033$ и $0,037$).

Смещение центров тяжести проволок первого слоя троса для варианта 1 при обжате $q_n=8\%$ составляет $\Delta r_{cp1} = 0,43$ мм, что несколько ниже смещения центров тяжести проволок второго слоя $\Delta r_{cp2} = 0,45$ мм и противоречит полученным в работе [8] расчетным данным.

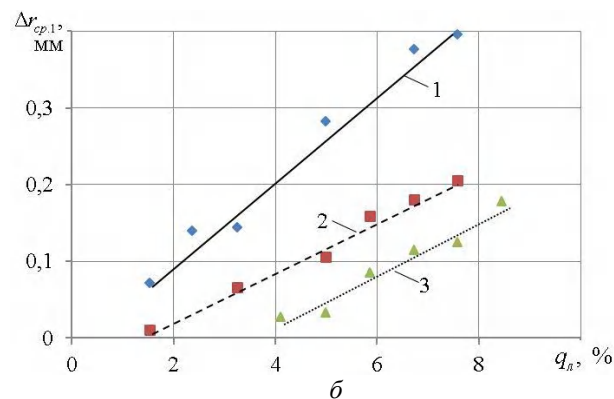
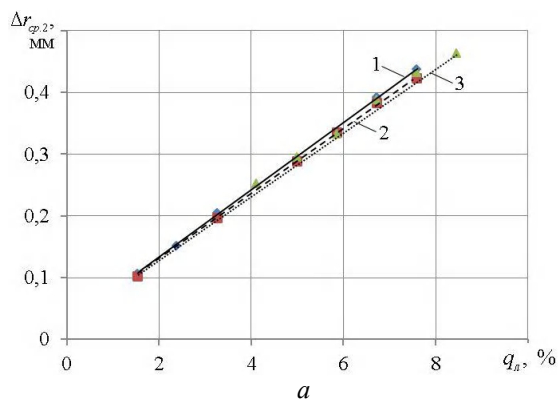


Рис. 2. Зависимость смещения центров тяжести проволок второго Δr_{cp2} (а) и первого Δr_{cp1} (б) слоев ОКГТ от степени обжата q_n для вариантов конструкции троса:
1 – $3,0+9 \times 1,68+9 \times 3,0$; 2 – $3,0+9 \times 1,6+9 \times 3,0$; 3 – $3,0+9 \times 1,56+9 \times 3,0$

Наличие зазоров между смежными слоями способствует уменьшению смещения центров тяжести проволок первого слоя. Значения радиального смещения проволок первого слоя в процессе обжата троса согласуются с изменением внутреннего радиуса этого слоя $\Delta r_{вн.1}$ (табл. 2), однозначно связанного с радиальной деформацией сердечника $\Delta r_{ц}$.

На рисунке 3 приведен график зависимости деформации сердечника (центральной модуль-

ной трубки) $\Delta r_{ц} = \Delta r_{вн.1}$, полученной статистической обработкой результатов моделирования кругового обжата, от величины зазора Δ между смежными слоями пряди конструкции 1+9+9 при степени обжата наружного слоя $q_n=8\%$. Деформации сердечника $\Delta r_{ц}$ при обжате $q_n=8\%$ в 2,0 и 2,83 раза меньше (для вариантов 2 и 3 соответственно), по сравнению с вариантом 1 (при отсутствии зазора между смежными слоями). Практически линейная зависимость $\Delta r_{ц}=f(\Delta)$ позволя-

ет прогнозировать степень деформации оптического модуля в диапазоне изменения величины зазора $0 < \Delta < h_y = 0,274$ мм.

Радиальная деформация сердечника приводит к механическому воздействию на уложенные в сердечнике ОВ и приросту затухания в них. Согласно [15], критическое значение де-

формации сердечника ОКГТ диаметром 2–2,5 мм составляет $\Delta_{кр.} = 0,66$ мм (прирост затухания ОВ на 0,05 дБ). Полученные в работе значения радиальной деформации сердечника при обжатии $q_n = 8$ % составили 0,43 мм (вариант 1), 0,22 мм (вариант 2) и 0,15 мм (вариант 3) конструкции троса (рис. 3).

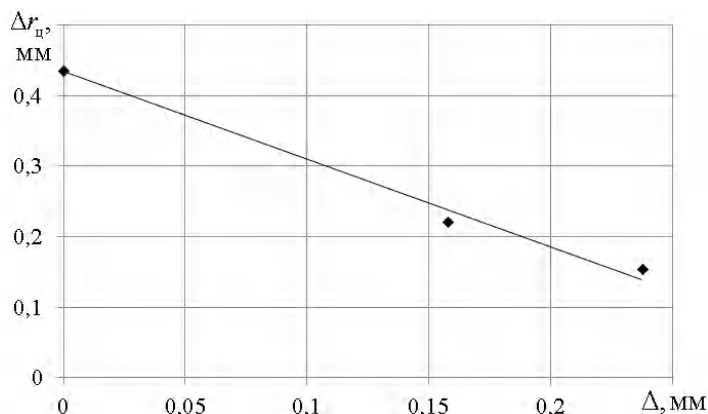


Рис. 3. Зависимость радиальной деформации сердечника $\Delta r_{ц}$ от величины зазора Δ между смежными слоями троса при обжатии $q_n = 8$ %

Таким образом, полученные в работе значения деформации сердечника ниже критического значения $\Delta_{кр.} = 0,66$ мм, при превышении которого резко увеличивается прирост затухания ОВ. Однако даже незначительные деформации сердечника оптического кабеля в результате радиальных механических воздействий при круговом обжатии троса могут привести к существенному сокращению срока службы оптического кабеля [16]. Уменьшение деформации модульной трубки оптического кабеля достигается при обеспечении исходного зазора между смежными слоями троса, способствующего снижению радиальной составляющей передаваемого внутрь троса давления.

Заключение

Установлено образование радиального зазора Δ между смежными слоями троса (пряжи типа ЛК-О) конструкции 1+9+9 при уменьшении диаметра проволок первого слоя до значений $\delta_1 = 1,6$ мм и $\delta_1 = 1,56$ мм (варианты 2 и 3) по сравнению с диаметром $\delta_1 = 1,68$ мм (вариант 1), обеспечивающему плотное линейное касание проволок при свивке. Величина зазора равна разности между значениями наружного радиуса первого слоя пряжи варианта 1 $r_{н1}$ и вариантов 2 и 3 $r_{н2}$ ($\Delta = r_{н1} - r_{н2}$).

Проведено компьютерное моделирование кругового пластического обжатия троса, позволившее сравнить степени радиального смещения центров тяжести проволок слоев троса при различных вариантах конструкции. При равен-

стве в среднем степени смещения центров тяжести проволок второго слоя $\Delta r_2 = 0,45$ мм при обжатии $q_n = 8$ % (варианты 1–3 конструкции троса), радиальное смещение центров тяжести проволок первого слоя $\Delta r_{ср1}$ для варианта 1 троса в 1,9 и 2,55 раза выше, по сравнению с вариантами 2 и 3, соответственно. При этом смещение центров тяжести проволок первого слоя $\Delta r_{ср1}$ вызывает деформацию поверхности сердечника и механическое воздействие на ОВ.

Полученные при обработке результатов компьютерного моделирования кругового обжатия ОКГТ значения радиальной деформации сердечника $\Delta r_{ц}$ при обжатии $q_n = 8$ % составили 0,43 мм (вариант 1), 0,22 мм (вариант 2) и 0,15 мм (вариант 3), что ниже критического значения деформации $\Delta_{кр.} = 0,66$ мм, при котором прирост затухания ОВ превышает 0,05 дБ.

Результаты исследований могут быть использованы для оптимизации конструктивно-геометрических параметров элементов пряжи типа ЛК-О при производстве грозозащитного троса с оптическим модулем связи.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ивановский, Д. А. Применение оптического кабеля, встроенного в грозотрос, для передачи информации между элементами энергосистемы / Д. А. Ивановский // Известия высших учебных заведений. Электромеханика. – 2013. – № 1. – С. 33–35.
2. Боксимер, М. Э. Преимущества оптического кабеля ОКГТ / М. Э. Боксимер // Электротехнический рынок. – 2007. – № 7–8. – С. 11–13.
3. Дубицкий, С. Д. Грозозащитный трос с оптическим волокном. Термическая стойкость к прямому удару молнии / С. Д. Дубицкий, Н. В. Коровкин, Е. В. Бабков // Новости

электротехники. – 2011. – № 4. – URL: <http://www.news.elteh.ru/arh/2011/70/07.php> (дата обращения: 30.04.2026).

4. ГОСТ 52266–2004. Кабельные изделия. Кабели оптические. Общие технические условия. – Введ. 2005–01–01. – Москва : Стандартинформ, 2005. – 20 с.

5. Харитонов, В. А. Расчет распределения деформаций по сечению пряжи при круговом обжатии / В. А. Харитонов, Т. А. Лаптева // Вестник МГТУ им. Г. И. Носова. – 2012. – № 4. – С. 47–51.

6. Гуревич, Л. М. Компьютерное моделирование при проектировании процесса кругового обжатия грозозащитного троса с оптическим модулем / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов // Известия ВолГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 97–102.

7. Гуревич, Л. М. Компьютерное моделирование кругового пластического обжатия грозозащитного троса с оптическим модулем / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко // Черные металлы. – 2022. – № 8. – С. 60–66.

8. Скалацкий, В. К. Геометрия деформации проволоки при круговом обжатии прядей / В. К. Скалацкий // Стальные канаты : сб. тр. – Киев : Техника, 1965. – Вып. 2. – С. 254–260.

9. Пат. 2441293 С1 РФ, МПК H01B 11/22. Грозозащитный трос с оптическим кабелем связи / Власов А. К., Фокин В. А., Петрович В. В., Фролов В. И. – № 2010145040/07 ; заявл. 03.11.2010 ; опубл. 27.01.2012 // Бюллетень. – 2012. – № 3. – 7 с.

10. Пат. 2784837 С1 РФ, СПК H01B 11/22. Грозозащитный трос со встроенным волоконно-оптическим кабелем связи (варианты) / Кулеш С. В. – № 2021141722 ; заявл. 27.12.2021 ; опубл. 30.11.2022 // Бюллетень. – 2022. – № 34. – 9 с.

11. Пат. 2801366 Российская Федерация, МПК H01B 11/22, H01B 5/10, G02B 6/44. Способ изготовления грозозащитного троса с оптическим кабелем связи / Даненко В. Ф., Гуревич Л. М. ; заявитель и патентообладатель ВолГТУ. – № 2023110479 ; заявл. 25.04.2023 ; опубл. 04.08.2023 // Открытия. Изобретения. – 2023. – № 22 (ч. 3). – 10 с.

12. Даненко, В. Ф. Влияние соотношения диаметров проволоки в слоях грозозащитного троса на плотность положения смежных слоев после свивки / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. Е. Кобышев // Известия ВолГТУ : научный журнал № 6 (301) / ВолГТУ. – Волгоград, 2025. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 52–56. – DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-52-56.

13. Букштейн, М. А. Производство и использование стальных канатов / М. А. Букштейн. – 2-е изд., перераб. и доп. – Москва : Металлургия, 1973. – 360 с.

14. А. с. 867976 СССР, МПК D 07 B 7/02. Способ изготовления проволочного каната / Глушко М. Ф., Малиновский В. А., Кобяков Ю. В., Илларионов Е. А., Левин А. С. – № 2896450/28-12 ; заявл. 10.03.1980 ; опубл. 07.10.1981 // Открытия. Изобретения. – 1981. – № 36. – С. 101.

15. Никулина, Т. Г. Исследование приращений затухания ОВ при деформациях модуля оптического кабеля / Т. Г. Никулина, Н. С. Лиманский, А. Г. Никулин // Информационные технологии. – 2009. – Т. 7, № 2. – С. 46–49.

16. Воронков, А. А. Прогнозирование срока службы оптических кабелей связи, эксплуатирующихся в условиях низких температур / А. А. Воронков, И. Н. Алексин // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2014. – Т. 16, № 4 (3). – С. 516–519.

REFERENCES

1. Ivanovskiy, D. A. Primenenie opticheskogo kabelya, vstroennogo v grozotros, dlya peredachi informatsii mezhdu

elementami energosistemy / D. A. Ivanovskiy // Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedeniy. Elektromekhanika. – 2013. – № 1. – С. 33–35.

2. Boksimer, M. E. Preimushchestva opticheskogo kabelya OKGT / M. E. Boksimer // Elektrotekhnicheskii rynek. – 2007. – № 7–8. – С. 11–13.

3. Dubitskiy, S. D. Grozozashchitnyy tros s opticheskim voloknom. Termicheskaya stoykost' k pryamomu udaru molnii / S. D. Dubitskiy, N. V. Korovkin, E. V. Babkov // Novosti elektrotekhniki. – 2011. – № 4. – URL: <http://www.news.elteh.ru/arh/2011/70/07.php> (дата обращения: 30.04.2026).

4. ГОСТ 52266–2004. Кабельные изделия. Кабели оптические. Общие технические условия. – Введ. 2005–01–01. – Москва : Стандартинформ, 2005. – 20 с.

5. Kharitonov, V. A. Raschet raspredeleniya deformatsiy po secheniyu pryadi pri krugovom obzhatii / V. A. Kharitonov, T. A. Lapteva // Vestnik MGTU im. G. I. Nosova. – 2012. – № 4. – С. 47–51.

6. Gurevich, L. M. Komp'yuternoe modelirovanie pri proektirovanii protsessa krugovogo obzhatiya grozozashchitnogo trosa s opticheskim modulem / L. M. Gurevich, V. F. Danenko, D. V. Pronichev, M. D. Trunov // Izvestiya VolgGTU. – 2015. – № 8 (168). – С. 97–102.

7. Gurevich, L. M. Komp'yuternoe modelirovanie krugovogo plasticheskogo obzhatiya grozozashchitnogo trosa s opticheskim modulem / L. M. Gurevich, V. F. Danenko // Chernye metally. – 2022. – № 8. – С. 60–66.

8. Skalatskiy, V. K. Geometriya deformatsii provolok pri krugovom obzhatii pryadey / V. K. Skalatskiy // Stal'nye kanaty : sb. tr. – Kiev : Tekhnika, 1965. – Vyp. 2. – С. 254–260.

9. Pat. 2441293 S1 RF, MPK H01B 11/22. Grozozashchitnyy tros s opticheskim kabelem svyazi / Vlasov A. K., Fokin V. A., Petrovich V. V., Frolov V. I. – № 2010145040/07 ; заявл. 03.11.2010 ; опубл. 27.01.2012 // Бюллетень. – 2012. – № 3. – 7 с.

10. Pat. 2784837 S1 RF, SPK H01B 11/22. Grozozashchitnyy tros so vstroennym volokonno-opticheskim kabelem svyazi (varianty) / Kulesh S. V. – № 2021141722 ; заявл. 27.12.2021 ; опубл. 30.11.2022 // Бюллетень. – 2022. – № 34. – 9 с.

11. Pat. 2801366 Rossiyskaya Federatsiya, MPK H01B 11/22, H01B 5/10, G02B 6/44. Sposob izgotovleniya grozozashchitnogo trosa s opticheskim kabelem svyazi / Danenko V. F., Gurevich L. M. ; yayavitel' i patentobladatel' VolgGTU. – № 2023110479 ; yayavl. 25.04.2023 ; opubl. 04.08.2023 // Otkrytiya. Izobreteniya. – 2023. – № 22 (ch. 3). – 10 s.

12. Danenko, V. F. Vliyaniye sootnosheniya diametrov provolok v sloyakh grozozashchitnogo trosa na plotnost' polozheniya smezhnykh sloev posle svivki / V. F. Danenko, L. M. Gurevich, A. E. Kobyshev // Izvestiya VolgGTU. Seriya «Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroenii». – Volgograd, 2025. – № 6 (301). – С. 52–56. – DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-52-56.

13. Buxhteyn, M. A. Proizvodstvo i ispol'zovanie stal'nykh kanatov / M. A. Buxhteyn. – 2-e izd., pererab. i dop. – Moskva : Metallurgiya, 1973. – 360 s.

14. A.s. 867976 SSSR, MPK D 07 B 7/02. Sposob izgotovleniya provolochnogo kanata / Glushko M. F., Malinovskiy V. A., Kobayakov Yu. V., Illarionov E. A., Levin A. S. – № 2896450/28-12 ; yayavl. 10.03.1980 ; opubl. 07.10.1981 // Otkrytiya. Izobreteniya. – 1981. – № 36. – С. 101.

15. Nikulina, T. G. Issledovanie priravshcheniy zatukhaniya OV pri deformatsiyakh modulya opticheskogo kabelya / T. G. Nikulina, N. S. Limanskiy, A. G. Nikulin // Infokommunikatsionnye tekhnologii. – 2009. – Т. 7, № 2. – С. 46–49.

16. Voronkov, A. A. Prognozirovaniye sroka sluzhby opticheskikh kabeley svyazi, ekspluatiruyushchikhsya v usloviyakh nizkikh temperatur / A. A. Voronkov, I. N. Alekhin // Izvestiya Samarskogo nauchnogo tsentra Rossiyskoy akademii nauk. – 2014. – Т. 16, № 4 (3). – С. 516–519.

Статья поступила в редакцию 23.04.26, доработана 05.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 23.04.26, revised 05.05.26, accepted for publication 18.05.26.

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 620.22:669
DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-55-64

Научная статья
Original article

Р. А. Рзаев¹, В. В. Смирнов^{1,2}, Е. Ю. Степанович¹, И. А. Озерин¹

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ СВАРИВАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ В НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

¹ Астраханский государственный университет им. В. Н. Татищева, Астрахань, Россия

² Каспийский институт морского и речного транспорта
имени генерал-адмирала Ф. М. Апраксина – филиал ФГБОУ ВО «ВГУВТ», Астрахань, Россия

✉ Радмир Адильбекович Рзаев, radmir.82@mail.ru

Аннотация. В статье рассматриваются результаты компьютерного моделирования распределения свариваемых материалов при сварке трением с перемешиванием (СТП) нахлесточных соединений алюминия и меди с использованием трехмерной конечно-элементной модели, основанной на подходе связанного Эйлера–Лагранжа (CEL).

В работе моделируется влияние параметров СТП на распределение меди (М1) и алюминия (АД1) в зонах сварного шва. Было установлено, что на формирование бездефектного разнородного сварного соединения влияет расположение свариваемых материалов и направление вращения инструмента. Изменение скорости вращения инструмента от 900 до 1500 об/мин приводит к образованию внешнего туннельного дефекта. Анализ полученных при моделировании поверхностей и срезов пластин показал, что при увеличении частоты вращения сварочного инструмента от 1200 до 1500 об/мин образуются поверхностные дефекты.

При скорости вращения 1000 об/мин и скоростях сварки 25 и 41 мм/мин медь достигает температуры перехода в сверхпластическое состояние и образуется бездефектное нахлесточное соединение.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, компьютерное моделирование, разнородные соединения, алюминий, медь

Для цитирования: Рзаев Р. А., Смирнов В. В., Степанович Е. Ю., Озерин И. А. Компьютерное моделирование распределения свариваемых материалов в нахлесточных соединениях алюминия и меди при сварке трением с перемешиванием. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 55–64. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-55-64.

Информация об авторах:

Радмир Адильбекович Рзаев – старший преподаватель кафедры «Технология материалов и промышленная инженерия» АГУ им. В. Н. Татищева,

<https://orcid.org/0000-0003-1606-6154>

e-mail: radmir.82@mail.ru

Владимир Вячеславович Смирнов – д-р. пед. наук профессор кафедры «Технология материалов и промышленная инженерия» АГУ им. В. Н. Татищева

<https://orcid.org/0000-0002-6491-5117>

e-mail: smirnov.v.aspu@mail.ru

Екатерина Юрьевна Степанович – канд. физ.-мат. наук доцент кафедры «Технология материалов и промышленная инженерия» АГУ им. В. Н. Татищева

<https://orcid.org/0000-0002-6656-8278>

e-mail: stepekyr1@mail.ru

Игнат Андреевич Озерин – аспирант 4-го года обучения по направлению 1.3.8 «Физика конденсированного состояния» АГУ им. В. Н. Татищева

<https://orcid.org/0000-0001-1979-3501>

e-mail: ozerin98@mail.ru

Вклад авторов:

Р. А. Рзаев – определение цели работы, написание текста статьи.

В. В. Смирнов – обработка результатов эксперимента, написание текста статьи.

Е. Ю. Степанович – проведение компьютерного моделирования, участие в обсуждении результатов.

И. А. Озерин – получение экспериментальных образцов.

R. A. Rzaev¹, V. V. Smirnov^{1,2}, E. Yu. Stepanovich¹, I. A. Ozerin¹

**COMPUTER MODELING OF THE DISTRIBUTION OF WELDED MATERIALS
IN LAP JOINTS OF ALUMINUM AND COPPER DURING FRICTION STIR WELDING**

¹ Astrakhan State University named after V. N. Tatishchev, Astrakhan, Russia

² The Caspian Institute of Marine and River Transport named after Admiral F. M. Apraksin
is a branch of the Federal State Budgetary Educational Institution
of Higher Education, Astrakhan, Russia

✉ Radmir A. Rzaev, radmir.82@mail.ru

Abstract. This article discusses the results of computer modeling of the distribution of welded materials during friction stir welding (FSW) of aluminum and copper lap joints using a three-dimensional finite element model based on the coupled Euler–Lagrange (CEL) approach.

The study simulates the influence of FSW parameters on the distribution of copper (M1) and aluminum (AD1) in weld zones. It was determined that the formation of a defect-free dissimilar weld joint depends on the arrangement of the welded materials and the direction of tool rotation. Changing the tool rotation speed from 900 to 1500 rpm leads to the formation of an external tunnel defect. Analysis of the surface and cross-sectional views of the plates obtained during the modeling showed that increasing the welding tool rotation speed from 1200 to 1500 rpm leads to the formation of surface defects. At a rotation speed of 1000 rpm and welding speeds of 25 mm/min and 41 mm/min, copper reaches the superplastic transition temperature and a defect-free lap joint is formed.

Keywords: friction stir welding, computer simulation, dissimilar joints, aluminum, copper

For citation: Rzaev R. A., Smirnov V. V., Stepanovich E. Yu., Ozerin I. A. Computer modeling of the distribution of welded materials in lap joints of aluminum and copper during friction stir welding. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 55–64. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-55-64.

Information about the authors:

Radmir A. Rzaev – Senior Lecturer of the Department of Materials Technology and Industrial Engineering, Tatishchev Astrakhan State University

<https://orcid.org/0000-0003-1606-6154>

e-mail: radmir.82@mail.ru

Vladimir V. Smirnov – Doctor of Pedagogical Sciences Professor of the Department of Materials Technology and Industrial Engineering, Tatishchev Astrakhan State University

<https://orcid.org/0000-0002-6491-5117>

e-mail: smirnov.v.aspu@mail.ru

Ekaterina Yu. Stepanovich – Candidate of Physical and Mathematical Sciences Associate Professor of the Department of Materials Technology and Industrial Engineering, Tatishchev Astrakhan State University

<https://orcid.org/0000-0002-6656-8278>

e-mail: stepekyr1@mail.ru

Ignat A. Ozerin – 4th-year postgraduate student in the field 1.3.8 “Condensed Matter Physics”, Tatishchev Astrakhan State University

<https://orcid.org/0000-0001-1979-3501>

e-mail: ozerin98@mail.ru

Contribution of the authors:

Radmir A. Rzaev – defining the aim of the work, writing the article.

Vladimir V. Smirnov – processing the experimental results, writing the article.

Ekaterina Yu. Stepanovich – conducting computer modeling, participating in the discussion of the results.

Ignat A. Ozerin – obtaining the experimental samples.

Введение

Сварка трением с перемешиванием (СТП) в последние годы рассматривается как один из наиболее перспективных методов получения неразъемных соединений разнородных метал-

лов, в том числе алюминия и меди, благодаря реализации процесса в твердой фазе и отсутствию плавления материалов. Это позволяет существенно снизить вероятность образования дефектов, характерных для сварки плавлением,

таких как горячие трещины и значительные остаточные напряжения [1–5].

В современных конструкциях для соединения деталей в сборочные единицы широко применяются стыковые сварные соединения. Однако, на практике в ряде конструкций для снижения силовых напряжений, возникающих в изделиях, приходится использовать нахлесточные соединения «lap joints». Такие виды соединений широко применяются в электротехнических шинах и конструкциях, где требуется высокая механическая прочность и стабильные электрические характеристики [6].

В процессе СТП в нахлесточной конфигурации формируется сложная структура течения материала, характеризующаяся интенсивным перемешиванием алюминия и меди, образованием вихревых потоков и локальных зон концентрации деформации. Это приводит к возникновению различных дефектов, таких как туннельные дефекты, непровары, пустоты и неравномерное распределение интерметаллидных фаз [7]. Формирование указанных дефектов существенно зависит от параметров процесса, включая скорость и направление вращения инструмента, скорость сварки, геометрию пина и глубину погружения [8].

Экспериментальное исследование процессов формирования структуры и дефектов в зоне сварного шва затруднено вследствие высоких температур, значительных пластических деформаций и ограниченного доступа к зоне взаимодействия инструмента с материалом [9]. В связи с этим все более широкое распространение получают методы численного моделирования, позволяющие анализировать термомеханические процессы, распределение температур, напряжений и деформаций, а также закономерности массопереноса в зоне сварки [10].

Современные подходы к моделированию СТП включают использование методов конечных элементов (FEM), вычислительной гидродинамики (CFD), а также комбинированных методов, таких как Coupled Eulerian–Lagrangian (CEL), позволяющих адекватно описывать большие деформации и сложное течение материала [11]. В частности, применение CEL-моделей позволяет исследовать формирование дефектов и особенности течения материала в зоне сварного шва.

Особый интерес представляют исследования, направленные на моделирование тепловых и массопереносных процессов в нахлесточных

соединениях алюминия и меди, где геометрическая асимметрия и различие свойств материалов приводят к усложнению картины течения и формирования структуры. Кроме того, моделирование способствует оптимизации технологических параметров процесса и снижению вероятности образования дефектов [12].

Несмотря на значительный прогресс в области моделирования СТП, вопросы, связанные с прогнозированием дефектообразования в нахлесточных соединениях алюминия и меди, остаются недостаточно изученными. В частности, требуется более глубокий анализ взаимосвязи между параметрами процесса, характером течения материала и формированием интерметаллидных фаз [13–15].

Таким образом, проведение комплексных исследований, основанных на применении современных методов численного моделирования, является актуальной задачей, направленной на повышение качества сварных соединений и расширение области применения технологии СТП.

Целью данной статьи является разработка и анализ численной модели процесса сварки трением с перемешиванием нахлесточных соединений алюминия и меди с целью исследования механизмов формирования дефектов и оптимизации технологических параметров процесса.

Методика проведения эксперимента и моделирования

При подходе CEL лагранжевый корпус инструмента может погружаться в эйлеровую заготовку на границе раздела инструмент-заготовка без искажения сетки. Поскольку материал течет через эйлерову область, требования к мелкой сетке в области деформации можно избежать. Эйлерова область разделена на область заготовки и пустоту, чтобы удерживать поток материала из области заготовки (рис. 1) и проследить образование грата [16].

Поскольку эйлерова сетка является жесткой, ограничения скорости были применены как к нижнему, так и к боковым краям, чтобы предотвратить выход материала из эйлерова объема. В области системы СТП эйлерова заготовка закрепляется по осям x , y и z , а на лагранжевы инструмент накладываются вращательные и поступательные граничные условия, как показано на рис. 1. Эйлерова деталь имеет габаритные размеры $400 \times 50 \times 10$ мм. Толщина медной и алюминиевой пластин 3 мм.

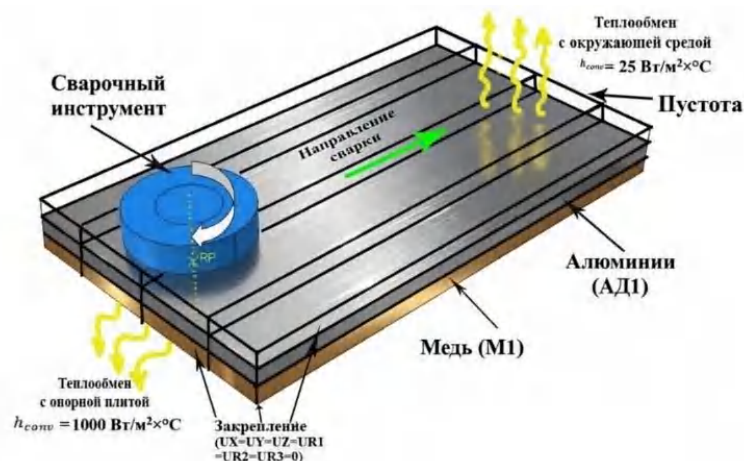


Рис. 1. Сборка лагранжевого инструмента и эйлеровой заготовки

Установлено, что при СТП необходимо более твердый материал (медь) с меньшей пластичностью и более высокой температурой перехода в сверхпластическое состояние (СПС) располагать в нижней части СС (рис. 1). Теплопередача за счет проводимости между нижней поверхностью медной пластины (рис. 1) и верхней поверхностью опоры учитывалась путем присвоения высокого значения конвекции ($h_{conv} = 1000 \text{ Вт/м}^2 \cdot ^\circ\text{C}$) между ними. Для боковых двух материалов и верхней поверхности алюминиевого образца коэффициент теплообмена с окружающей средой принимался $h_{conv} = 25 \text{ Вт/м}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ [17].

Для моделирования температурного распределения и перемещения свариваемого металла был предложен сварочный инструмент (СИ) в виде лагранжевого тела без острых углов на пине и заплечике. Диаметр заплечика 20 мм, диаметр пина и длина соответственно 6 мм и 5,7 мм.

По литературным источникам при моделировании СТП теплообмен между инструментом и заготовкой не учитывается, рассматривая ин-

струмент как абсолютно твердое тело. На границу лагранжевого тела действует величина давления, полученная в результате решения уравнений Эйлера.

С целью учета пластического деформирования элементов материала использовалась модель пластичности Джонсона–Кука (ДК), которая учитывает кинематическое упрочнение, эффекты изотропного упрочнения, адиабатический разогрев деформируемого металла и изменение температуры. В данной модели изменение предела текучести определялось формулой (1)

$$\bar{\sigma}_s = [A + B\bar{\epsilon}^n] \left[1 + C \ln \left(\frac{\bar{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right], \quad (1)$$

где m – коэффициент термического размягчения; $\bar{\epsilon}$ и $\dot{\epsilon}_0$ – эффективная пластическая деформация и скорость деформации; A , B , C – константы; n – показатель наклепа; T_r и T_m – комнатная температура и температура плавления соответственно. Значения параметров модели уравнения пластичности ДК для свариваемых пластин и инструмента представлены в табл. 1.

Таблица 1

Значения параметров модели пластичности ДК для алюминия, меди и стали [18; 19]

Материал	A , МПа	B , МПа	C	m	n	$\dot{\epsilon}_0$	T_r , $^\circ\text{C}$	T_m , $^\circ\text{C}$
Алюминий АД1	60	6,4	0,001	0,859	0,62	1	25	620
Медь М1	90	292	0,025	1,09	0,31	1	25	1083
Сталь	410	280	0,03	1,1	0,47	1	25	1538

Для упрощения расчетов компьютерной модели было решено использовать значения ряда физических свойств алюминия, меди и стали не зависящими от температуры (табл. 2).

Процесс СТП алюминия и меди при моделировании состоял из трех этапов. Первый шаг – ввод СИ в слоистую заготовку суммарной толщиной 6 мм с постоянной скоростью за 0,1 с до

глубины погружения заплечика 0,11 мм в алюминий. Второй этап (прогрев свариваемых металлов) – вращение с угловой скоростью от 700 до 1500 об/мин без линейного перемещения в

течение 0,2 с. Третий шаг – СТП при скорости вращения СИ от 900 до 1500 об/мин и скорости перемещения от 25 мм/мин до 63 мм/мин в течение 50 с.

Таблица 2

Физические свойства свариваемых материалов

Физические величины	АД1	М1	Сталь
Плотность, ρ (кг/м ³)	2690	8930	7800
Удельная теплоемкость, c (Дж/кг·К)	880	390	460
Удельная теплота плавления, λ (кДж/кг)	390	205	270
Теплопроводность, χ (Вт/м·К)	135	398,6	74,4
Коэффициент расширения металла, α (1/°C)	$2,3 \cdot 10^{-5}$	$1,67 \cdot 10^{-5}$	$1,2 \cdot 10^{-5}$
Модуль упругости, E (ГПа)	70	136,2	210
Коэффициент Пуассона	0,33	0,343	0,3

Для уменьшения времени расчетов использовалось массовое масштабирование, которое позволяет разделить область решения на несколько небольших элементов [20]. При этом масса элементов искусственно увеличивается для достижения большей эффективности вычислений, поскольку общее время вычислений является функцией плотности материала [21; 22]. Приращение плотности выражалось как [22, 23]:

$$\rho' = k_p \cdot \rho, \quad (2)$$

где ρ' – фиктивная плотность; k_p – коэффициент масштабирования плотности, влияющий во

сколько примерно раз будет сокращено время расчета ($k_p > 1$). Коэффициент масштабирования теплоемкости k_c принимался равным коэффициенту масштабирования плотности $k_p = 100$.

Локальное сгущение сетки вблизи центральной зоны пластин было установлено для обеспечения условий получения точных результатов при меньшем вычислительном времени.

Разбиение на конечные элементы инструмент и свариваемые образцы представлено на рис. 2.

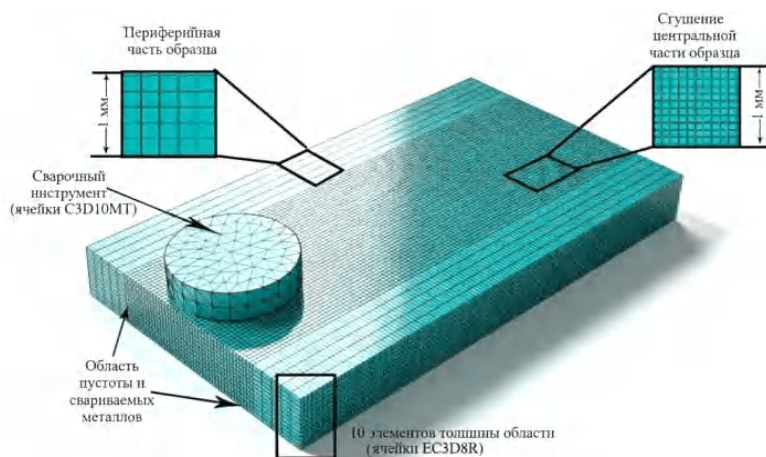


Рис. 2. Разбиение на элементы пластины и инструмента

Локальное сгущение сетки (рис. 2) вблизи центральной зоны пластин было установлено для обеспечения условий получения точных результатов при меньшем вычислительном времени. Для заготовок алюминия и меди использовались

эйлеровы элементы с типами EC3D8RT. В зоне пустоты конечно-элементная сетка состоит из EC3D8R элементов, а для инструмента использован элемент C3D10MT, представляющий собой 4-узловой термосвязанный тетраэдр.

Полученные результаты и их обсуждение

Для нахлесточных соединений характерно иное взаимное расположение деталей, чем в стыковом. Было изучено влияние получения бездефектных швов (скорость вращения 1000 об/мин и скорости перемещения инструмента 25 мм/мин) взаимного расположения заготовок: алюминий сверху, а медь снизу (рис. 3, *а*); медь сверху, а алюминий снизу (рис. 3, *б*). При моделировании дефектов шва и верификации на основе результатов эксперимента были получены картины распределения материала

(доля пустоты в изучаемом объеме (Eulerian volume fraction (EVF))

EVF – это выходная переменная в Abaqus, которая измеряет объем определенного экземпляра материала в элементе в виде относительной доли. Верхний лист (алюминиевый образец) при визуализации окрашен в красный цвет (EVF = 1), что указывает на полностью заполненной алюминием (рис. 3, *а*). Предполагалось, что область, отмеченная синим цветом (EVF = 0), которая совершенно пуста, представляет собой нижний лист (алюминиевый образец) на рис. 3, *б*.

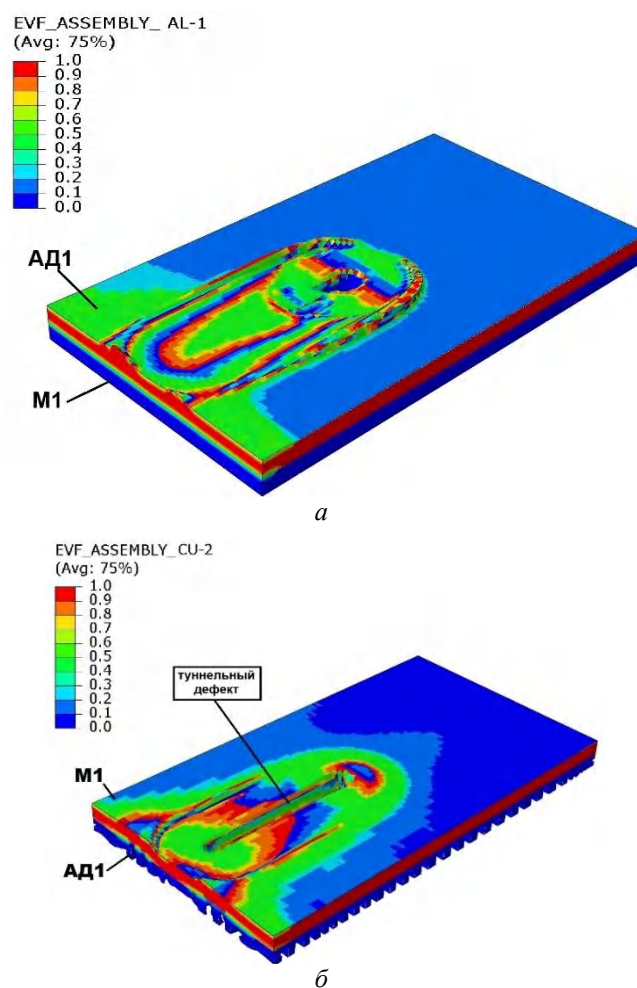


Рис. 3. Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности сварного шва (1000 об/мин, 25 мм/мин, вращение по часовой стрелке):
а – верхняя пластина алюминий; *б* – верхняя пластина медь

Установлено, что при СТП необходимо более твердый материал (медь) с меньшей пластичностью и более высокой температурой перехода в СПС располагать в нижней части сварного соединения (рис. 3, *а*). При движении СИ происходит перетекание материала из донной корневой части шва в верхнюю зону

и в зону турбулентности (под заплечиком и в районе пина) вследствие действия аксиального давления, вращающегося пина инструмента.

При противоположной схеме расположения материалов возможно появление в сварном шве таких дефектов, как туннельные несплошности (полости) и корневые непровары (рис. 3, *б*). Их

появление вызвано недостаточной интенсивностью перераспределения металлов, вовлекаемых в формирование сварного шва.

Для нахлесточных швов на образование структуры шва влияет направление вращения сварочного инструмента. В случае, когда алюминий находится сверху при вращении инструмента по часовой стрелке пластифицированная медь поднимается вверх и равномерно распределяется заплечиком по всей поверхности шва (рис. 3, а). На рис. 4 представлен сварной образец при вращении СИ против часовой стрелки. Полученное при моделировании распределение металлов М1 и АД1, представленное в виде эйлеровой доли свариваемых материалов (EVF), в определенные моменты времени при СТП изображено на рис. 4.

При вращении СИ против часовой стрелки алюминий выдавливается в виде грата по обеим сторонам шва и образуется поверхностный туннель, так как медь не достигает температуры перехода в пластическое состояние (рис. 4).

Увеличение скорости вращения сварочного инструмента при СТП с 900 до 1500 об/мин

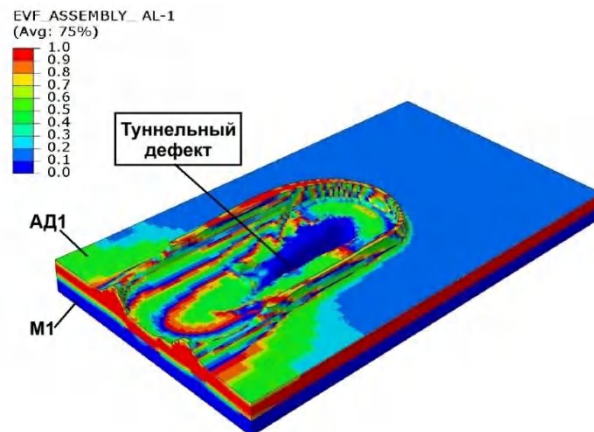


Рис. 4. Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности сварного шва при вращении инструмента против часовой стрелки (1000 об/мин, 25 мм/мин)

и фиксируемой линейной скорости сварки 25 мм/мин приводит к возрастанию тепловой мощности, генерируемой заплечиком. Вследствие увеличения выделяемой энергии фрикционного нагрева происходит возрастание пиковых температур в шве до перехода в пластическое состояние (рис. 5).

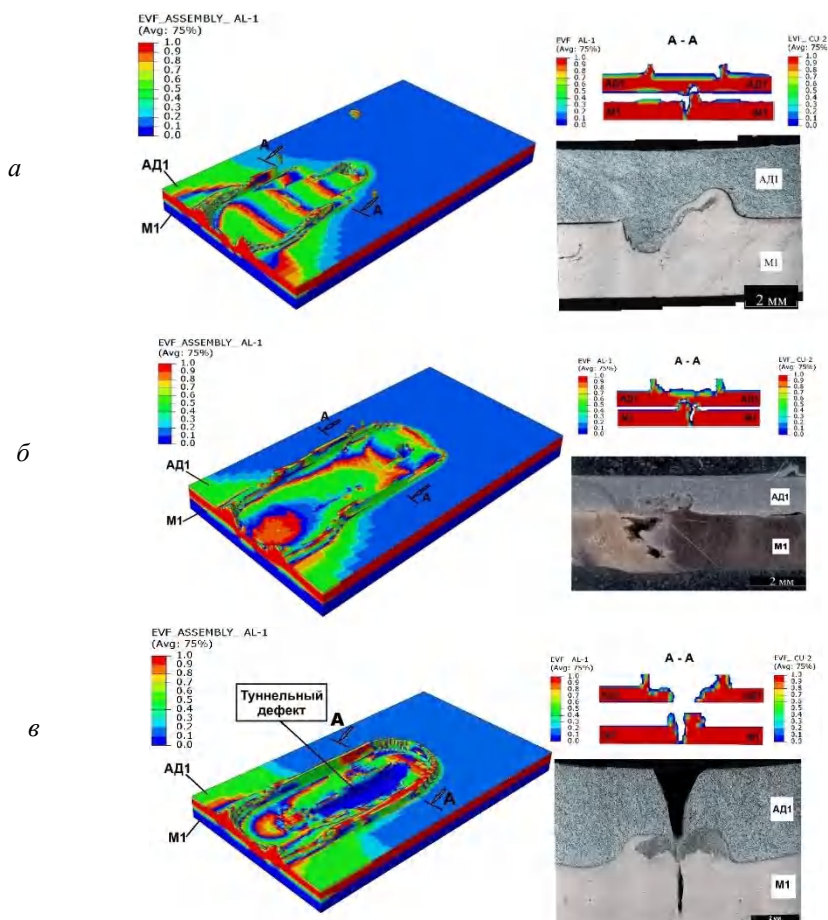


Рис. 5. Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности и разрезе сварного шва, макрошлиф (25 мм/мин, вращение по часовой стрелке): а – 900 об/мин; б – 1200 об/мин; в – 1500 об/мин

На рисунке 5, *а* представлено ступенчатое распределение меди и алюминия на поверхности сварного шва. При частоте вращения инструмента 900 об/мин высота выдавленного грата не превышала 1 мм. Анализ макрошлифа и поперечного сечения смоделированного сварного соединения (рис. 5, *а*) показал, что медь поднимается в верхнюю часть шва в виде характерного «языка», обеспечивающего механическое сцепление с алюминием. Распределение свариваемых материалов, полученное экспериментально и в результате компьютерного моделирования, характеризуется высокой степенью совпадения; расхождение между результатами не превышало 9 %.

При увеличении скорости вращения инструмента до 1200 об/мин наблюдалось увеличение высоты грата до 2 мм. Несмотря на отсутствие внешних дефектов поверхности и увеличение содержания меди в зоне соединения, в области ядра сварного шва со стороны медно-

го образца формировался туннельный дефект (рис. 5, *б*). Объемная доля меди в верхней части шва была выше, чем в центральной части ядра, что обусловлено переносом меди марки М1 пинном в верхнюю область шва с последующим перераспределением материала заплечиком по поверхности соединения.

При максимальной скорости вращения сварочного инструмента 1500 об/мин высота грата достигала 3 мм, что сопровождалось образованием протяженного туннельного дефекта, распространяющегося от поверхности до донной части шва (рис. 5, *в*). Установлено, что при изменении скорости вращения инструмента в диапазоне от 900 до 1500 об/мин размер дефекта увеличивался на 21 %.

В случае увеличения скорости от 25 мм/мин до 63 мм/мин и фиксированной скорости сварки 25 мм/мин в нахлесточных соединениях внешние и внутренние туннельные дефекты (рис. 6).

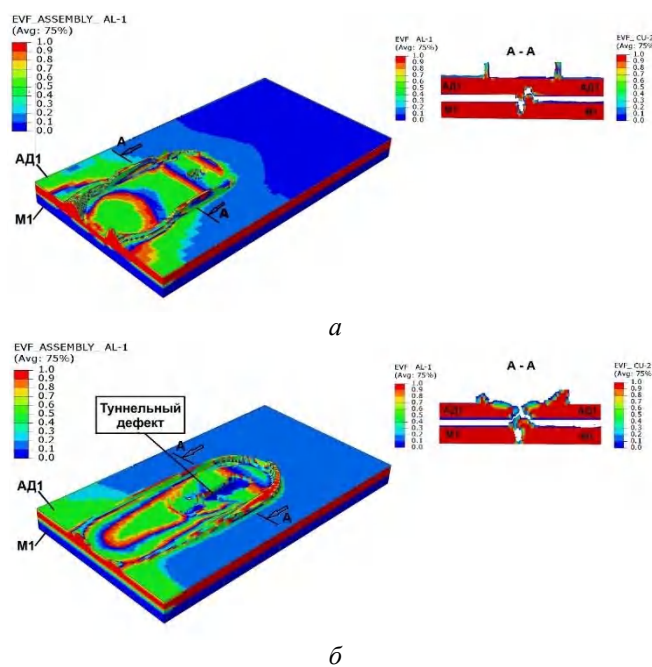


Рис. 6. Распределение эйлеровой объемной доли материала (EVF) на поверхности и разрезе сварного шва (1000 об/мин, вращение по часовой стрелке):
а – 41 мм/мин; б – 63 мм/мин

При увеличении линейной скорости инструмента уменьшается количество вводимой тепловой мощности на длину шва. Медь не переходит в пластическое состояние из-за этого возникает дефект в донной части. При скорости сварки 25 мм/мин (рис. 3, *а*) и 41 мм/мин (рис. 6, *а*) поверхность шва не имеет дефектов и объемные доли меди одинаковы.

Выводы

1. Трехмерное моделирование распределения свариваемых материалов при СТП нахлесточных соединений алюминия и меди с помощью МКЭ, показало, что изменение скорости вращения СИ от 900 об/мин до 1500 об/мин и фиксированной скорости сварки 25 мм/мин приводит к образованию дефектов с увеличе-

нием их размеров на 21 %. Установлено, что при СТП необходимо более твердый материал (медь) с меньшей пластичностью и более высокой температурой перехода в СПС располагать в нижней части сварного соединения

2. Анализ вида промоделированных поверхностей и сечений пластин показал, что при увеличении скорости сварки от 25 мм/мин до 63 мм/мин происходит перемещение дефектов от поверхностных к внутренним в донной части шва.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering R.- 2005.- Vol. 50.- p. 1–78. DOI: 10.1016/j.msar.2005.07.001
2. Threadgill P.L. et al. Friction stir welding of aluminium alloys // Int. Mater. Rev.- 2009.- Vol. 54.- p. 49–93.
3. Payak V. et al. A review on recent development in aluminium-copper friction stir welding // Proc. IMechE Part C.- 2023.- Vol. 238.- p. 1–15. DOI: 10.1177/09544089231158201
4. Liu F., Ma Z.Y. Intermetallic compounds in Al–Cu joints // Materials & Design.- 2014.- Vol. 62.- p. 287–295.
5. Zhang Z., Xiao B., Ma Z.Y. Microstructure evolution in FSW // Materials & Design.- 2014.- Vol. 56.- p. 213–220.
6. Wei H. et al. Influence of process parameters on Al–Cu lap joints // Metals.- 2019.- Vol. 9.- p. 875. DOI: 10.3390/met9080875
7. Das D. et al. Material defects in friction stir welding // Materials.- 2023.- Vol. 16.- p. 301. DOI: 10.3390/ma16010301
8. Kumar K., Kailas S.V. Role of process parameters // Mater. Sci. Eng. A.- 2008.- Vol. 485.- P. 367–374.
9. Nandan R. et al. Numerical simulation of FSW // Prog. Mater. Sci. 2008.- Vol. 53.- p. 980–1023.
10. Salloomi K.N. Defect monitoring using CEL model // Adv. Mater. Process. Technol.- 2022.- Vol. 9.- p. 931–947. DOI: 10.1080/2374068X.2022.2106669.
11. Derazkola H.A., Elyasi M. Cooling-assisted FSW modeling // Proc. IMechE Part C. - 2023.- Vol. 238.- p. 1–12. DOI: 10.1177/09544054231209779.
12. Zhang X. et al. Heat-flow modeling in Al/Cu lap welding // Materials Today Communications.- 2024.- Vol. 40.- p. 109459. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.109459.
13. Silvestri A.T. et al. Monitoring system in FSW lap welding // Int. J. Adv. Manuf. Technol.- 2025.- Vol. 139.- p. 4759–4777.
14. Liu W.J. et al. Microstructures of Al–Cu lap joints // Materials Science Forum. 2019.- Vol. 953.- p. 9–14. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.953.9.
15. Review of strategies for enhancing Al–Cu FSW quality // Journal of Advanced Joining Processes.- 2025.- Vol. 11.- p. 100293. DOI: 10.1016/j.jajp.2025.100293
16. Guerdoux S., Fourment L. Error estimation and accurate mapping based ALE formulation for 3D simulation of friction stir welding// AIP Conf. Proc.- 2007.- №908.- pp. 185–190.
17. Fraser K., St-Georges L., Kiss L.I. Prediction of defects in a friction stir welded joint using the smoothed particle hydrodynamics method// Proc. 7-th Asia Pac. IIW Inter. Cong.- 2013.- pp. 474–479.
18. Гуревич, Л. М. Особенности поведения при растяжении слоистого титаноалюминиевого композита с осевыми эллиптическими отверстиями / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 96–99.

19. Гуревич, Л. М. Влияние пластического обжатия на поведение медно-стального несущего троса при нагружении / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 86–92.

20. Zhu Z., Wang M., Zhang H., Zhang X., Yu T., Wu Z. A finite element model to simulate defect formation during friction stir welding// Metals.- 2017.- №7, 256.

21. Turkan M., Karakas O. Two different finite element models investigation of the plunge stage in joining AZ31B magnesium alloy with friction stir welding// SN Appl. Sci.- 2021.- №3, 165.

22. Lorrain O., Serri J., Favier V., Zahrouni H., Hadrouz M. A contribution to a critical review of friction stir welding numerical simulation// J. Mech. Mater. Struct.- 2009.- №4.- pp. 351–369.

23. Zhu Y., Chen G., Chen Q., Zhang G., Shi Q. Simulation of material plastic flow driven by non-uniform friction force during friction stir welding and related defect prediction// Mater. Des.- 2016.- №108.- pp. 400–410.

REFERENCES

1. Mishra R. S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Materials Science and Engineering R.- 2005.- Vol. 50.- p. 1–78. DOI: 10.1016/j.msar.2005.07.001
2. Threadgill P.L. et al. Friction stir welding of aluminium alloys // Int. Mater. Rev.- 2009.- Vol. 54.- p. 49–93.
3. Payak V. et al. A review on recent development in aluminium-copper friction stir welding // Proc. IMechE Part C.- 2023.- Vol. 238.- p. 1–15. DOI: 10.1177/09544089231158201
4. Liu F., Ma Z.Y. Intermetallic compounds in Al–Cu joints // Materials & Design.- 2014.- Vol. 62.- p. 287–295.
5. Zhang Z., Xiao B., Ma Z.Y. Microstructure evolution in FSW // Materials & Design.- 2014.- Vol. 56.- p. 213–220.
6. Wei H. et al. Influence of process parameters on Al–Cu lap joints // Metals.- 2019.- Vol. 9.- p. 875. DOI: 10.3390/met9080875
7. Das D. et al. Material defects in friction stir welding // Materials.- 2023.- Vol. 16.- p. 301. DOI: 10.3390/ma16010301
8. Kumar K., Kailas S.V. Role of process parameters // Mater. Sci. Eng. A.- 2008.- Vol. 485.- P. 367–374.
9. Nandan R. et al. Numerical simulation of FSW // Prog. Mater. Sci. 2008.- Vol. 53.- p. 980–1023.
10. Salloomi K.N. Defect monitoring using CEL model // Adv. Mater. Process. Technol.- 2022.- Vol. 9.- p. 931–947. DOI: 10.1080/2374068X.2022.2106669.
11. Derazkola H.A., Elyasi M. Cooling-assisted FSW modeling // Proc. IMechE Part C. - 2023.- Vol. 238.- p. 1–12. DOI: 10.1177/09544054231209779.
12. Zhang X. et al. Heat-flow modeling in Al/Cu lap welding // Materials Today Communications.- 2024.- Vol. 40.- p. 109459. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.109459.
13. Silvestri A.T. et al. Monitoring system in FSW lap welding // Int. J. Adv. Manuf. Technol.- 2025.- Vol. 139.- p. 4759–4777.
14. Liu W.J. et al. Microstructures of Al–Cu lap joints // Materials Science Forum. 2019.- Vol. 953.- p. 9–14. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.953.9.
15. Review of strategies for enhancing Al–Cu FSW quality // Journal of Advanced Joining Processes.- 2025.- Vol. 11.- p. 100293. DOI: 10.1016/j.jajp.2025.100293
16. Guerdoux S., Fourment L. Error estimation and accurate mapping based ALE formulation for 3D simulation of friction stir welding// AIP Conf. Proc.- 2007.- №908.- pp. 185–190.

17. Fraser K., St-Georges L., Kiss L.I. Prediction of defects in a friction stir welded joint using the smoothed particle hydrodynamics method// Proc. 7-th Asia Pac. IIR Inter. Cong.- 2013.- pp. 474–479.

18. Gurevich, L. M. Trykov, Yu. P. Volchkov, V. M. Novikov, R. Ye. Zagrebina A. A. Osobennosti povedeniya pri rastyazhenii sloistogo titanoaluminiumovogo kompozita s osevyimi ellipticheskimi otverstiyami// IZVESTIYA VolgGTU.- 2015.- № 5 (160).- с. 96- 99.

19. Gurevich, L. M. Danenko, V. F. Novikov R. Ye. Vliyaniye plasticheskogo obzhatiya na povedeniye medno-stal'nogo nesushchego troska pri nagruzhении// IZVESTIYA VolgGTU.- 2018.- № 9 (219).- с. 86-92.

20. Zhu Z., Wang M., Zhang H., Zhang X., Yu T., Wu Z. A finite

element model to simulate defect formation during friction stir welding// Metals.- 2017.- №7, 256.

21. Turkan M., Karakas O. Two different finite element models investigation of the plunge stage in joining AZ31B magnesium alloy with friction stir welding// SN Appl. Sci.- 2021.- №3, 165.

22. Lorrain O., Serri J., Favier V., Zahrouni H., Hadrouz M. A contribution to a critical review of friction stir welding numerical simulation// J. Mech. Mater. Struct.- 2009.- №4.- pp. 351–369.

23. Zhu Y., Chen G., Chen Q., Zhang G., Shi Q. Simulation of material plastic flow driven by non-uniform friction force during friction stir welding and related defect prediction// Mater. Des.- 2016.- №108.- pp. 400–410.

Статья поступила в редакцию 12.05.2026, доработана 15.05.2026, подписана в печать 18.05.2026

The article was submitted 12.05.2026, revised 15.05.2026, accepted for publication 18.05.2026

УДК 621.791.927.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-64-70

Научная статья

Original article

Д. В. Рогозин, Ю. В. Полетаев, В. А. Ленивкин, В. В. Щепкин

НАПЛАВКА УПЛОТНИТЕЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ АРМАТУРЫ

Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Россия

✉ Дмитрий Викторович Рогозин, dmrogozin@ya.ru

Аннотация. В работе решена проблема повышения качества (трещиностойкости и твердости) наплавленных уплотнительных поверхностей деталей затвора энергетической арматуры на основе раскрытых, теоретически обоснованных и экспериментально подтвержденных механизмов целенаправленного формирования стабильной и трещиностойкой структуры. Установлены основные факторы, стимулирующие снижение качества наплавленных соединений. Разработана технологическая инструкция по наплавке уплотнительных поверхностей на детали энергетической арматуры.

Ключевые слова: уплотнительные поверхности, детали затвора, энергетическая арматура, ручная дуговая наплавка, твердость наплавленного металла, трещины в наплавленном металле

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке ДГТУ на основе инициативной НИР.

Для цитирования. Рогозин Д. В., Полетаев Ю. В., Щепкин В. В. Наплавка уплотнительных поверхностей энергетической арматуры. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 64–70. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-64-70.

Информация об авторах:

Дмитрий Викторович Рогозин – кандидат технических наук доцент кафедры «Машины и автоматизация сварочного производства» Донского государственного технического университета

SPIN-код: 6087-0508

e-mail: dmrogozin@ya.ru

Юрий Вениаминович Полетаев – доктор технических наук старший научный сотрудник, профессор кафедры «Машины и автоматизация сварочного производства» Донского государственного технического университета

ScopusID, AuthorID

e-mail: anclav51@mail.ru

Вячеслав Андреевич Ленивкин – доктор технических наук ведущий научный сотрудник центра научных компетенций Донского государственного технического университета

e-mail: spu-55.6@donstu.ru

Виктор Викторович Щепкин – старший преподаватель кафедры «Машины и автоматизация сварочного производства» Донского государственного технического университета

ScopusID, AuthorID

e-mail: shepkinviktor@rambler.ru

Вклад соавторов:

Д. В. Рогозин – проведение экспериментов, обработка экспериментальных данных, анализ экспериментальных данных, подготовка текста, формирование выводов.

Ю. В. Поletaev – научное руководство, формирование основной концепции, цели и задачи исследования, доработка текста, корректировка выводов.

В. А. Ленивкин – определение цели работы, участие в обсуждении результатов.

В. В. Щепкин – проведение экспериментов, обработка экспериментальных данных, оформление экспериментальной части научной статьи.

D. V. Rogozin, Yu. V. Poletaev, V. A. Lenivkin, V. V. Shchepkin

SURFACING OF SEALING SURFACES OF POWER VALVES

Don State Technological University, Rostov-on-Don, Russia

✉ Dmitry V. Rogozin, dmrogozin@ya.ru

Abstract. The paper solves the problem of improving the quality (crack resistance and hardness) of the deposited sealing surfaces of the valve parts of power valves based on the disclosed, theoretically justified and experimentally confirmed mechanisms for the purposeful formation of a stable and crack-resistant structure. The main factors stimulating a decrease in the quality of deposited compounds have been established. A technological instruction has been developed for surfacing sealing surfaces on the parts of power valves.

Keywords: sealing surfaces, gate parts, power valves, manual arc welding, hardness of the deposited metal, cracks in the deposited metal

Funding: The study was carried out with the financial support of DSTU on the basis of initiative research.

For citation. Rogozin D. V., Poletaev Yu. V., Shchepkin V. V. Surfacing of sealing surfaces of power valves. Izvestiya VSTU. 2026; 6(313): 64–70. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-64-70.

Information about the authors:

Dmitrii V. Rogozin – Cand.Sci. (Eng.), associate professor of Department Machines and automation of welding production Don State Technological University

SPIN-код: 6087-0508

e-mail: dmrogozin@ya.ru

Yuri V. Poletaev – Doctor of Technical Sciences Senior Researcher, Professor of the Department Machines and automation of welding production Don State Technological University

ScopusID, AuthorID,

e-mail: anclav51@mail.ru

Vyacheslav A. Lenivkin – Doctor of Technical Sciences Leading Researcher at the Center for Scientific Competencies Don State Technological

e-mail: spu-55.6@donstu.ru

Viktor V. Shchepkin – Assistant Professor of the Department Machines and automation of welding production Don State Technological University

ScopusID, AuthorID,

e-mail: shepkinviktor@rambler.ru

Contribution of the authors:

Dmitrii V. Rogozin – conducting experiments, processing experimental data, analyzing experimental data, preparing text, forming conclusions.

Yuri V. Poletaev – scientific guidance, formation of the basic concept, goals and objectives of the study, revision of the text, correction of conclusions.

Vyacheslav A. Lenivkin – defined the aim of the study.

Viktor V. Shchepkin – conducting experiments, processing experimental data, designing the experimental part of a scientific article.

Введение

В теплообменном оборудовании энергетических установок для управления потоком технологической среды (жидкости, пара, газа и др.) применяется энергетическая арматура (клапаны, задвижки, затворы, заслонки и др.). Основным элементом арматуры являются детали затвора (тарелка и кольцо), которые находятся в постоянном взаимодействии и признаны обес-

печить герметичность соединения в месте их контакта [1]. Детали затвора работают при высоких температурах и воздействии значительных по величине статических и динамических нагрузок. Их изготавливают из проката углеродистой и низколегированной стали, которые обладают хорошими технологическими свойствами при механической обработке и являются достаточно экономичными [2]. С целью обеспе-

чения надежной герметичности в месте контакта на детали затвора формируют уплотнительные поверхности наплавкой высоколегированными материалами с последующей механической обработкой [3]. Наплавленный металл уплотнительных поверхностей должен обладать твердостью в заданном диапазоне численных значений, коррозионной стойкостью, стойкостью против эрозионного разрушения в условиях щелевого и ударного потока среды, стойкостью против задиранья поверхности контакта, стойкостью к межкристаллитной коррозии, минимальным коэффициентом трения между уплотнительными элементами, сохранять структурную стабильность в процессе длительной выдержки при рабочих температурах, иметь хорошие технологические свойства при механической обработке [4].

При создании уплотнительных поверхностей применяется большое технологическое разнообразие способов наплавки (дуговая, плазменная, лазерная, электронно-лучевая, газотермическая и др.) [5]. В производстве преобладает ручная дуговая наплавка (РДН) покрытыми электродами – малопроизводительный, но простой и универсальный способ, обеспечивающий при достаточном мастерстве сварщика наплавленный металл удовлетворительного качества [6]. Однако технология наплавки является весьма трудоемкой, в большинстве случаев требуется предвари-

тельный подогрев в широком диапазоне температур (150–700 °С), последующая термическая обработка или длительный термический отдых (не менее 8 часов). При этом не в полной мере обеспечивается стабильность значений твердости наплавленного металла и его стойкость против образования трещин из-за чувствительности к параметрам режимов наплавки и скорости охлаждения [7]. Поэтому технология наплавки определяется конструкцией и формой, размерами и массой деталей затвора, высотой и химическим составом наплавленного слоя уплотнительной поверхности и обладает широким разнообразием технологических приемов [8].

В связи с этим целью работы явилось исследование и разработка технологических приемов ручной дуговой наплавки уплотнительных поверхностей на детали затвора энергетической арматуры, обеспечивающих стабильные значения твердости наплавленного металла и отсутствия трещин.

Материалы и методы исследований

Ручную дуговую наплавку уплотнительных поверхностей на деталь затвора впускного клапана – тарелку выполняли в соответствии с требованиями нормативно-технической документации. Тарелка изготавливалась из стали 20 по ГОСТ 1050–2013 диаметром 350 мм и толщиной 60 мм (рис. 1).

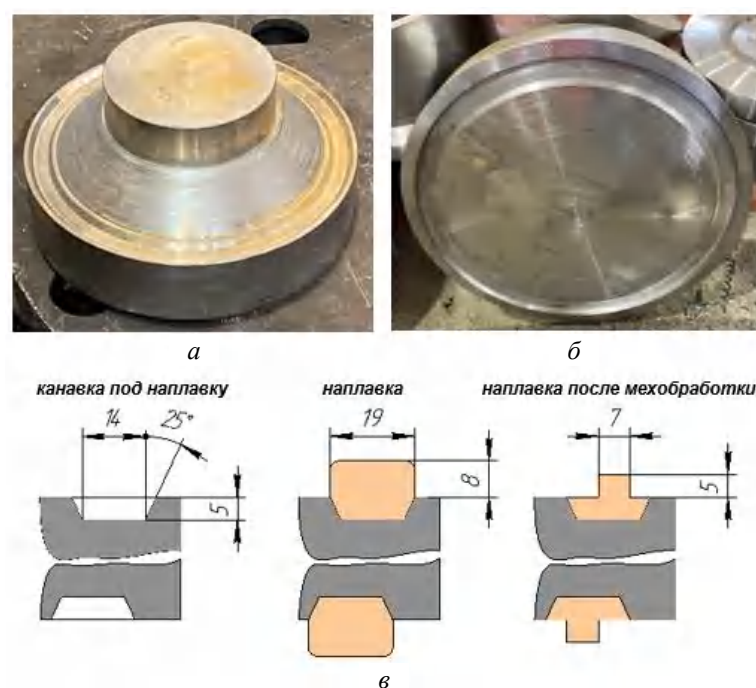


Рис. 1. Заготовка тарелки впускного клапана:

а – верхняя часть; б – нижняя часть; в – схема выполнения уплотнительных поверхностей

Известно, что при соотношении толщин основного металла и наплавленного валика 1:10 и разницы в численных значениях теплофизических характеристик основного и электродного металла возможно образование трещин [9]. Для снижения вероятности образования трещин и обеспечения структурной стабильности по всей поверхности наплавки был выполнен промежуточный слой между конструкционным металлом и основным слоем наплавки, так называемый «подслой». В подготовленную трапециевидную канавку наплавляли один слой электродами марки ЦЛ-25/2 диаметром 4 мм, основой которых является проволока (стержень) из аустенитной стали (Св-07Х25Н13), на параметрах режима: ток – 110–140 А, напряжение – 23–25 В, с предварительным подогревом 50 °С.

Основной слой выполняли в три прохода, электродами марки ВПН-1 (Э-09Х16Н9С5Г2М2ФТ) диаметром 4 мм. Параметры режима выбирались с рекомендациями производителя электродов (ток 140–160 А, напряжение 25–27 В). В соответствии с требованиями конструкторской документации на изделие, высота наплавленного слоя после механической обработки должна составлять 5 мм, поэтому после обоснования техники наплавки было назначено три прохода, что соответствует высоте 8 мм. Твердость наплавленного металла готового изделия согласно конструкторской документации должна находиться в диапазоне 23,5÷29,5 HRC.

Химический состав наплавленного металла электродами марок ЦЛ-25/2 и ВПН-1, согласно паспортным данным приведен в таблице.

Химический состав наплавленного металла, %

Марка электрода	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	V	Ti	S	P
ЦЛ-25/2	0,03	25,03	12,88	0,52	1,80	–	–	–	0,010	0,027
ВПН-1	0,095	17,85	8,9	4,35	2,0	2,16	0,65	0,13	0,006	0,026

Наплавку выполняли валиками с минимальной шириной равной 8–10 мм. Для обеспечения сплавления между валиками, каждый последующий перекрывал предыдущий не менее, чем на 30 % ширины, поэтому формирование одного прохода выполняли в два валика. С целью компенсации сварочных напряжений, валики выполняли навстречу друг к другу участками длиной от 80 до 100 мм с заваркой кратеров.

Для снижения вероятности перегрева и выгорания хрома в наплавленной поверхности, после выполнения каждого валика необходимо было ждать остывания поверхности до температуры, не превышающей 100 °С. После проводилась очистка, осуществлялся контроль качества и наплавлялся следующий валик. Контроль температуры выполняли цифровым переносным термометром ТП-2Ц-500, визуальный – лупой с увеличением до 3 крат.

Наплавку производили с использованием сварочного аппарата ВД-413.01.

Электроды использовали после прокалки на режимах согласно сертификату. Условия хранения электродов на рабочем месте – в термопенале.

Контроль качества наплавки осуществляли после их механической обработки визуально-измерительным контролем и цветной дефекто-

скопией по всему периметру наплавки. Измерение твердости по Роквеллу производили переносным твердомером ТКМ-459М не менее чем в восьми точках, равноудаленных по длине окружности.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам контроля качества наплавленного металла уплотнительных поверхностей тарелки впускного клапана было выявлено:

- 1) средняя твердость по поверхности наплавки составила 30 HRC, что превышает допустимые требования конструкторской документации;
- 2) после механической обработки поверхности были обнаружены поперечные трещины в наплавленном металле, в количестве 10 штук (рис. 2).

Макроструктурный анализ поперечного сечения наплавки позволил установить прямую связь между долей участия основного металла тарелки в наплавленном и количеством образующихся трещин в наплавке. Так, в верхней части тарелки, в наплавке, где было выявлено восемь трещин доля участия основного металла составляет 30–35 %, а в нижней части тарелки всего две трещины при этом доля участия основного металла 15–20 %.

Механизм образования трещин в наплавленных поверхностях зачастую сложно выявить, что осложняет определить их тип [10]. Существует несколько причин сложности выявления типа трещины, и одной из них является, то, что зачастую холодные трещины начи-

нают образование на стадии формирования первичных зерен, то есть они сначала образуются по механизму горячих трещин (при высоких температурах), что устанавливает взаимосвязь между холодными и горячими трещинами.

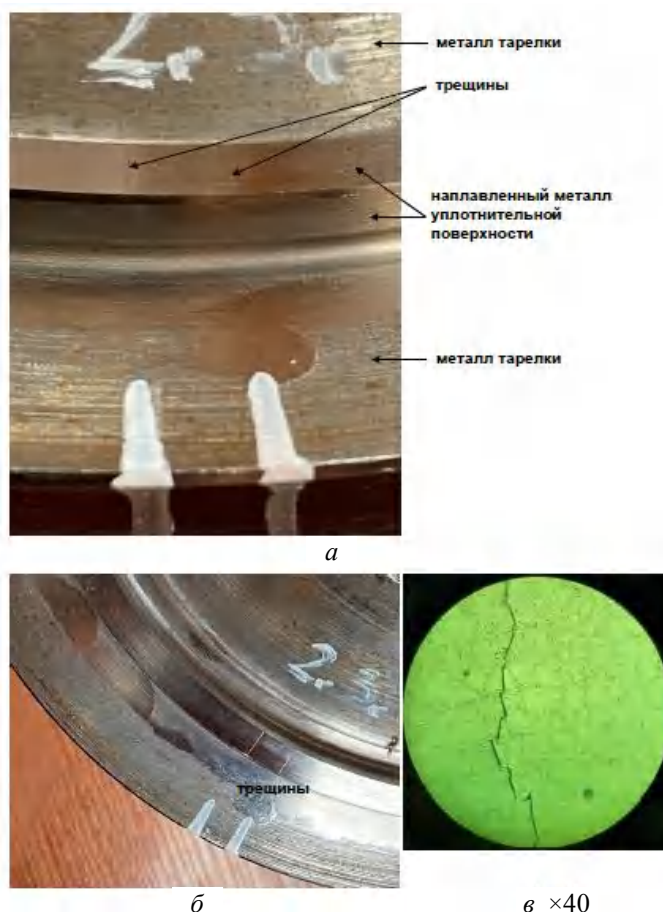


Рис. 2. Трещины в наплавленном металле уплотнительной поверхности тарелки впускного клапана:
а – вид спереди; б – вид сверху; в – на поверхности наплавки

В тоже время горячие трещины, это только трещины межкристаллитного характера [11]. А холодные трещины (ХТ) могут иметь несколько типов образования и вида, то есть межкристаллитный, транскристаллитный или смешанный характер.

Стоит уделить внимание холодным трещинам, образуемым по типу «частькокол». Данный тип трещин образуется поперек наплавленной поверхности. Чаще данные трещины образуются в жесткозакрепленных поверхностях или при сварке с применением кольцевых (круговых швов), в легированных материалах [12]. Еще одним заметным отличием трещин является, то, что горячие трещины более объемные [13], а холодные трещины в большинстве случаев,

плоские и прямолинейные, имеют четкие границы, которые идут в одном направлении, ввиду того что внутренние (усадочные) напряжения на относительно низких температурах достаточно высоки. Поэтому для уменьшения вероятности образования ХТ рекомендуется повышать предварительный подогрев, но в тоже время это никак не влияет на вероятность образования горячих трещин, а в некоторых случаях она даже повышается, то есть с увеличением погонной энергии вероятность ХТ меньше, а горячих трещин выше [14]. Так же при фрактографическом анализе часто находят микрзоны со ступенчатым изломом (рис. 2), что никогда не наблюдается в горячих трещинах.

Авторами [14] показано, что на процесс образования трещин типа «частокол» оказывает повторный нагрев при наложении последующих слоев наплавки. В тоже время, доказано, что содержание водорода в верхней части сварного шва многопроходных швов больше, чем в однопроходных [15].

В ходе анализа выполненной поверхности тарелки впускного клапана выявлены холодные трещины, которые относятся к типу «частокол», а причиной их образования, являться перенасыщение наплавленного металла водородом.

Для решения проблемы снижения содержания водорода необходимо обеспечить такой тепловой режим наплавки, который повысил бы вероятность диффузионного удаления водорода и исключил бы охрупчивание металла вследствие структурных превращений. Одним из относительно простых способов обеспечения необходимого теплового режима, является изменение величины погонной энергии, от которой зависит как скорость нагрева, так и скорость охлаждения в процессе наплавки.

С целью обеспечения требуемого качества наплавленного металла и подтверждения гипотезы происхождения холодных трещин за счет перенасыщения водородом наплавленного металла была выполнена контрольная наплавка на тарелку с применением следующих технологических приемов.

1. Наплавка «подсоя» и основных трех слоев осуществлялась на проход углом вперед с поперечными колебаниями электрода («колеблющимся» электродом) на все ширину наплавки (см. рис. 1) и формированием наплавленного слоя за один проход. Наплавка «углом вперед» «колеблющимся» электродом позволит перераспределить тепловую мощность дуги, получить широкий валик наплавленного металла с минимальным проплавлением и примесями в нем металла изделия, обеспечить мягкий термический цикл и достижение требуемого структурно-фазового состава наплавленного соединения.

2. После выполнения наплавки двух слоев («подсоя» и основного), наплавленный металл подвергали нагреву до температуры 150...200 °С с последующей выдержкой 3...5 часов. После выполнения оставшихся двух основных слоев, всю наплавку подвергали нагреву до 200...250 °С и выдержке в течение 3...5 часов. Данные мероприятия должны привести к удалению («эва-

куации») диффузионного водорода из наплавленного металла.

По результатам контроля качества уплотнительных поверхностей тарелки после механической обработки трещины в наплавленном металле не выявлены, а его твердость соответствует нормируемым требованиям.

Таким образом, разработанные технологические рекомендации обеспечивают формирование наплавленного соединения без трещин с требуемым значением твердости.

Можно сделать вывод, что основными факторами, стимулирующими образование холодных трещин типа «частокол», являются: высокое содержание водорода; нарушение теплового режима наплавки; неблагоприятные структурно-фазовые превращения.

На основе проведенных экспериментальных исследований была разработана технологическая инструкция наплавки эталонных образцов, максимально приближенных к производственным деталям.

Выводы

1. Установлено, что основными факторами, стимулирующими образование холодных трещин типа «частокол» в наплавленном металле уплотнительных поверхностей энергетической арматуры, являются: высокое содержание водорода; нарушение теплового режима наплавки; неблагоприятные структурно-фазовые превращения.

2. Разработанные технологические приемы наплавки уплотнительных поверхностей на детали энергетической арматуры, позволяют повысить вероятность диффузионного удаления водорода («эвакуацию» диффузионного водорода из наплавленного металла) и исключить водородное охрупчивание металла вследствие структурных превращений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гошко, А. И. Арматура трубопроводная целевого назначения. Выбор. Эксплуатация. Ремонт / А. И. Гошко. – М. : Машиностроение, 2003. – 432 с.
2. Севастьянихин, Г. И. Задвижки: конструкции, новые разработки. Выбор в зависимости от условий и параметров эксплуатации / Г. И. Севастьянихин // Наука и конструирование. – 2006. – № 6. – С. 41–43.
3. Лосев, А. С. Износостойкая наплавка уплотнительных поверхностей клина запорной арматуры / А. С. Лосев, Е. Н. Еремин, А. С. Гуржий, О. Ю. Васенко // Россия молодая: передовые технологии – в промышленность. – 2013. – № 1. – С. 073–076.

4. Еремеев, В. Б. Выбор сплава для наплавки уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры / В. Б. Еремеев // Автоматическая сварка. – 1990. – № 5. – С. 49–52.
5. Елсуков, С. К. Повышение эффективности двухэлектродной наплавки в защитных газах хромоникелевых аустенитных сталей на детали нефтехимического оборудования : дис. ... канд. техн. наук / Елсуков С. К. – Волгоград, 2023. – 143 с.
6. Кудасов, А. Г. Сравнительный анализ наплавки элементов трубопроводной арматуры ручной дуговой и автоматической сваркой под слоем флюса / А. Г. Кудасов // Газовая промышленность. – 2018. – № 8(772). – С. 90–94.
7. Степин, В. С. Современные наплавочные материалы для уплотнительных поверхностей арматуры АЭС и ТЭС / В. С. Степин, Е. Г. Старченко, Ю. С. Волобуев, М. Ю. Егоров // Арматуростроение. – 2006. – № 2(41). – С. 55–56.
8. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолгГТУ, 2005. – 284 с.
9. Бабинец, А. А. Методика оценки термической стойкости многослойного наплавленного металла / А. А. Бабинец // Автоматическая сварка. – 2015. – № 10(746). – С. 49–53.
10. Гладков, В. Н. Оценка трещностойкости изделий, наплавленных износостойкими сплавами с одновременным формированием подслоя / В. Н. Гладков, Е. В. Агеев, Д. Н. Романенко, А. А. Давыдов, Р. В. Бобрышев, В. В. Горещкий // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2012. – № 11(95). – С. 11–14.
11. Плоmoditya, Р. Л. Исследование горячего растрескивания и кристаллизации наплавленного металла, полученного литыми прутками / Р. Л. Плоmoditya, А. С. Назарько, С. С. Штоколов // Сварка и диагностика. – 2021. – № 5. – С. 51–56.
12. Лобанов, Л. М. Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350–850 МПа / Л. М. Лобанов, В. Д. Позняков, О. В. Махненко // Автоматическая сварка. – 2013. – № 7(723). – С. 8–13.
13. Плоmoditya, Р. Л. Влияние феррита на стойкость наплавленного металла образованию горячих трещин / Р. Л. Плоmoditya, А. Ю. Морозов // Механика, оборудование, материалы и технологии : электрон. сб. науч. ст. по матер. междунар. науч.-практ. конф. – Краснодар, 2022. – С. 172–177.
14. Макаров, Э. Л. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана. – 2014. – 487 с.
15. Муравьев, К. А. Влияние водорода на сопротивление образованию трещин в сварных соединениях судостроительных сталей / К. А. Муравьев // Наука России: цели и задачи : сб. тр. по матер. II междунар. конф. – Издательство : НИЦ «Л-Журнал», 2017. – 28–32.
2. Sevast'yanikhin G.I. Zadvizhki: konstruksii, novyye razrabotki. Vybory v zavisimosti ot usloviy i parametrov ekspluatatsii. Nauka i konstruirovaniye. 2006;6:41-43.
3. Losev A. S., Yerevin Ye. N., Gurzhiy A. S., Vasenko O. Yu. Iznosostoykaya naplavka uplotnitel'nykh poverkhnostey klina zapornoy armatury. Rossiya molodaya: peredovyye tekhnologii — v promyshlennost'. 2013;1:073–076.
4. Yermeyev V.B. Vybory splava dlya naplavki uplotnitel'nykh poverkhnostey truboprovodnoy armatury. Avtomaticheskaya svarka. 1990;5: 49–52.
5. Yelsukov S. K. Povysheniye effektivnosti dvukhelektrodnoy naplavki v zashchitnykh gazakh khromonikelevykh austenitnykh staley na detali neftekhimicheskogo oborudovaniya. Dis. kand. tekhn. nauk. Volgograd; 2023. 143 s.
6. Kudasov A. G. Sravnitel'nyy analiz naplavki elementov truboprovodnoy armatury ruchnoy dugovoy i avtomaticheskoy svarkoy pod sloym flyusa. Gazovaya promyshlennost'. 2018;8(772):90-94.
7. Stepin V. S., Starchenko Ye. G., Volobuyev Yu. S., Yegorov M. Yu. Sovremennyye naplavochnyye materialy dlya uplotnitel'nykh poverkhnostey armatury AES i TES. Armaturostroeniye. 2006;2(41):55–56.
8. Sokolov G. N., Lysak V. I. Naplavka iznosostoykikh splavov na pressovyye shtampy i instrument dlya goryachego deformirovaniya staley. Volgograd: VolgGTU; 2005. 284 s.
9. Babinets A. A. Metodika otsenki termicheskoy stoykosti mnogoslownogo naplavlennogo metalla. Avtomaticheskaya svarka. 2015;10(746):49-53.
10. Gladkov V. N., Ageyev Ye. V., Romanenko D. N., Davydov A. A., Bobryshev R. V., Goretskiy V. V. Otsenka treshchenostoykosti izdeliy, naplavlennykh iznosostoykimi splavami s odnovremennym formirovaniem podsloya. Uprochnyayushchiye tekhnologii i pokrytiya. 2012;11(95):11-14.
11. Plomod'yalo R. L., Nazar'ko A. S., Shtokolov S. S. Issledovaniye goryachego rastreskivaniya i kristallizatsii naplavlennogo metalla, poluchennogo litymi prutkami. Svarka i diagnostika. 2021;5:51-56.
12. Lobanov L. M., Poznyakov V. D., Makhnenko O. V. Obrazovaniye kholodnykh treshchin v svarnykh soyedineniyakh vysokoprochnykh staley s predelom tekuchesti 350-850 MPa. Avtomaticheskaya svarka. 2013;7(723):8-13.
13. Plomod'yalo R. L., Morozov A. Yu. Vliyaniye ferrita na stoykost' naplavlennogo metalla obrazovaniyu goryachikh treshchin. V sbornike: Mekhanika, oborudovaniye, materialy i tekhnologii. Elektronnyy sbornik nauchnykh staley po materialam mezhdunarodnoy nauchno-prakticheskoy konferentsii. Krasnodar. 2022. S.172-177.
14. Makarov É. L., Ákušin B. F. Teoriâ svarivaemosti staley i splavov. M.: Izd-vo MGTU im. N.É. Bauman. 2014; 487 s.
15. Murav'yev K. A. Vliyaniye vodoroda na soprotivleniye obrazovaniyu treshchin v svarnykh soyedineniyakh sudostroitel'nykh staley. V sbornike: Nauka Rossii: tseli i zadachi. Sbornik trudov po materialam II mezhdunarodnoy konferentsii. Izdatel'stvo: NITS «L-Zhurnal». 2017; 28-32.

REFERENCES

1. Goshko A.I. Armatura truboprovodnaya tselevogo naznacheniya. Vybory. Ekspluatatsiya. Remont. M.: Mashinostroyeniye, 2003. 432 s.

Статья поступила в редакцию 23.04.26, доработана 05.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 23.04.26, revised 05.05.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 669.15-194.063.8.084.4
DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-71-77

Научная статья
Original article

*В. В. Галаган, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев
К. Е. Титов, Е. А. Косова, Е. Н. Ус*

**ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ
НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Владислав Витальевич Галаган, galaghan@list.ru

Аннотация. В работе произведен анализ влияния степени деформации на распределение неметаллических включений в непрерывнолитой заготовке из стали 26ХГМФА. Выявленные неметаллические включения представлены двумя основными типами: оксидами (AlMgO , AlO , MgO) и оксисульфидами — (AlMgO , AlMgCaO , AlMgSiCaO) в оболочке из CaS , при этом их преобладающий размер составляет 6 мкм. Распределение включений по сечению НЛЗ является неравномерным: их концентрация возрастает на расстоянии 80–100 мм от края, что соответствует границе между зоной столбчатых и зоной крупных различно ориентированных дендритов в зональном строении слитка. Показано, что с увеличением степени пластической деформации (0 %, 25 %, 50 %) пик загрязненности в центральной части заготовки снижается, что свидетельствует о разрушении макроликвационных скоплений и способствующем гомогенизации структуры металла перераспределении включений под действием деформации.

Ключевые слова: степень деформации, неметаллические включения, химический состав

Для цитирования: Галаган В. В., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Кириличев М. В., Титов К. Е., Косова Е. А., Ус Е. Н. Влияние степени пластической деформации непрерывнолитой заготовки на распределение неметаллических включений. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 71–77. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-71-77.

Информация об авторах:

Владислав Витальевич Галаган – аспирант 3-го года обучения кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: galaghan@list.ru

Дмитрий Владимирович Руцкий – зав. кафедрой канд. тех. наук доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: drutskii@vstu.ru

Николай Александрович Зюбан – д-р тех. наук профессор кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: tecmat49@vstu.ru

Михаил Владимирович Кириличев – преподаватель кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: misha_1992@mail.ru

Константин Евгеньевич Титов – канд. тех. наук доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: titov.family@rambler.ru

Елена Аркадьевна Косова – старший преподаватель кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: l.kosowa2011@yandex.ru

Евгений Николаевич Ус – магистр 1-го курса кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: us.1979@internet.ru

Вклад авторов:

В. В. Галаган – подготовка образцов, проведение травления образцов, написание текста статьи.

Д. В. Руцкий – обсуждение результатов анализа, редакция текста статьи.

Н. А. Зюбан – обсуждение результатов анализа.

М. В. Кириличев – обработка данных результатов, описание структур, редакция текста статьи.

К. Е. Титов – обсуждение результатов анализа.

Е. А. Косова – обсуждение результатов анализа.

Е. Н. Ус – обсуждение результатов анализа.

*V. V. Galagan, D. V. Rutskii, N. A. Zyuban, M. V. Kirilichev
K. E. Titov, E. A. Kosova, E. N. Us*

**THE EFFECT OF THE DEGREE OF PLASTIC DEFORMATION
ON THE DISTRIBUTION OF NON-METALLIC INCLUSIONS**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Vladislav V. Galagan, galaghan@list.ru

Abstract. The introduction of continuous casting of steel was driven by its significant advantages in productivity and waste reduction. A key limitation of this technology is chemical inhomogeneity (segregation) in the resulting cast billet (CCB), which, manifesting at the microstructural level, subsequently leads to macrostructural defects after heat treatment. This work analyzes the effect of deformation degree on the distribution of non-metallic inclusions in a continuously cast billet made of 26KhGMFA steel. The identified non-metallic inclusions are represented by two main types: oxides (AlMgO, AlO, MgO) and oxysulfides–oxidic cores (AlMgO, AlMgCaO, AlMgSiCaO) within a CaS shell, with their predominant size being 6 μm . The distribution of inclusions across the billet cross-section is non-uniform: their concentration increases at a distance of 80–100 mm from the edge, which corresponds to the boundary between the zone of columnar dendrites and the zone of large differently oriented dendrites in the zonal structure of the ingot. It is shown that with an increase in the degree of plastic deformation (0 %, 25 %, 50 %), the peak contamination in the central part of the billet decreases, indicating the destruction of macrosegregation clusters and the redistribution of inclusions under the action of deformation, which contributes to the homogenization of the metal structure.

Keywords: degree of deformation, non-metallic inclusions, chemical composition

For citation: Galagan G. G., Rutskii D. V., Zyuban N. A., Kirilichev M. V., Titov K. E., Kosova E. A., Us E. N. The effect of the degree of plastic deformation on the distribution of non-metallic inclusions. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 71–77. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-71-77.

Information about the authors:

Vladislav V. Galagan – 3rd year postgraduate student of the Department of Materials Technology, Volgograd State Technical University

e-mail: galaghan@list.ru

Dmitry V. Rutskii – Head of the Department, Candidate of Technical Sciences, Associate Professor of the Department of Materials Technology, Volgograd State Technical University

e-mail: drutskii@vstu.ru

Nikolay A. Zyuban – Doctor of Technical Sciences Professor of the Department of Materials Technology at Volgograd State Technical University

e-mail: tecmat49@vstu.ru

Mikhail V. Kirilichev – Lecturer, Department of Materials Technology, Volgograd State Technical University

e-mail: misha_1992@mail.ru

Konstantin E. Titov – Associate Professor of the Department of Materials Technology

e-mail: titov.family@rambler.ru

Elena A. Kosova – Senior Lecturer at the Department of Materials Technology

e-mail: l.kosowa2011@yandex.ru

Evgeny N. Us – 1st year Master of the Department of Materials Technology

e-mail: us.1979@internet.ru

Contribution of the authors:

Vladislav V. Galagan – preparation of samples, etching of samples, writing of the text of the article.

Dmitry V. Rutskii – discussion of the results of the analysis, editorial staff of the article.

Nikolay A. Zyuban – discussion of the results of the analysis.

Mikhail V. Kirilichev – processing of data results, description of structures, editing of the text of the article.

Konstantin E. Titov – discussion of the analysis results.

Elena A. Kosova – discussion of the results of the analysis.

Evgeny N. Us – discussion of the results of the analysis.

Введение

Чистота стали по отношению к неметаллическим включениям (далее НВ) является одним из ключевых факторов, определяющих эксплуатационные свойства ответственных металлических изделий, особенно работающих в условиях динамических нагрузок и агрессивных сред [1–4]. Для таких марок, как низколегиро-

ванная конструкционная сталь 26ХГМФА, используемая в производстве высокопрочных элементов бурового и нефтегазового оборудования, анализ размера, состава и распределения включений критически важен для обеспечения ударной вязкости, усталостной прочности и коррозионной стойкости. В процессе кристаллизации непрерывнолитой заготовки (далее

НЛЗ) происходит сложное фазовое перераспределение, приводящее к ликвации примесей и формированию зональной макроструктуры. Как следствие, неметаллические включения распределяются по объему заготовки неоднородно, образуя локальные скопления, которые в дальнейшем могут выступать инициаторами разрушения. Поэтому анализ закономерностей пространственного распределения НВ в зависимости от технологических параметров, в частности, степени последующей пластической деформации, представляет значительную научную и практическую ценность. Для обеспечения требуемых эксплуатационных свойств необходим системный контроль неметаллических включений. Он включает их идентификацию, количественный анализ и изучение распределения в литой структуре, что позволяет прогно-

зировать и корректировать поведение стали в условиях эксплуатации. Настоящая работа посвящена исследованию влияния степени пластической деформации на распределения неметаллических включений в заготовке из стали 26ХГМФА. Основное внимание уделяется сравнительному анализу количественного распределения НВ по сечению исходной непрерывнолитой заготовки и после различных степеней обжатия (0 %, 25 %, 50 %).

Материал и методика проведения исследований

Для проведения исследований были отобраны 5 образцов по сечению НЛЗ с шагом 24 мм из стали 26ХГМФА круглого сечения диаметром 260 мм, с различной степенью деформации: 0 % (исходное состояние), 25 и 50 % (рис. 1).

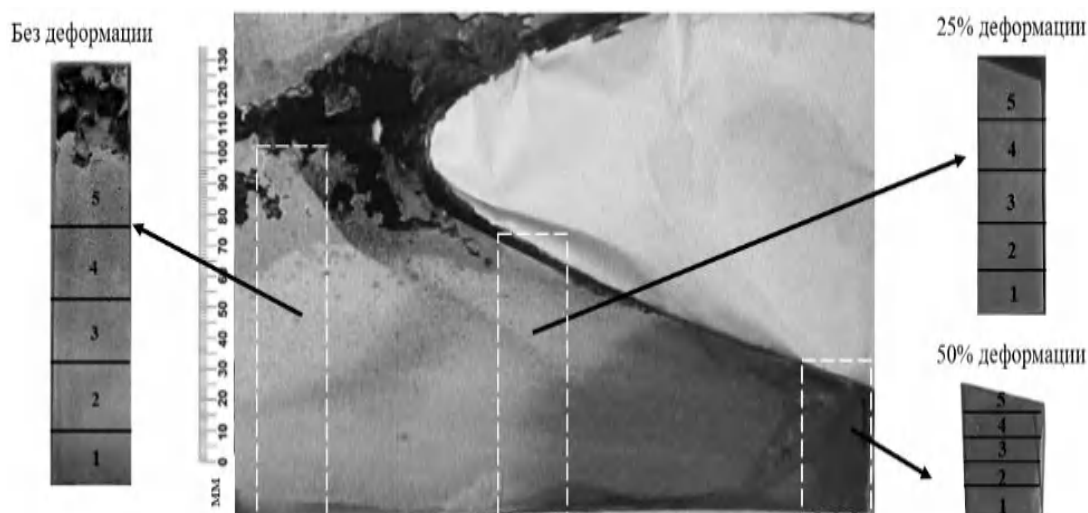


Рис. 1. Образец для проведения исследования.
Химический состав стали представлен в таблице

Химический состав НЛЗ из стали 26ХГМФА

Химический состав стали 26ХГМФА	Содержание элементов % (вес.)									
	С	Si	Mn	Cr	Mo	V	Al	Cu	S	P
Требования ГОСТ 31446–2017 [3]	≤0,35	≤0,45	≤1,20	≤1,50	0,25–0,85	–	–	≤0,25	≤0,010	≤0,020
Фактический состав металла	0,23	0,22	0,55	0,51	0,70	0,12	0,018	0,12	0,002	0,006

Для количественного анализа и детальной идентификации неметаллических включений использовался комплекс на основе двухлучевого сканирующего электронного микроскопа FEI Versa 3D в комбинации с энергодисперсионным микроанализатором OxfordAZtecSteel и детектором Ultim Max 65.

Данная система обеспечивает высокоточный автоматический подсчет (рис. 2), классификацию и картирование тысяч частиц по заданным параметрам. Помимо этого, проведена количественная оценка загрязненности стали по методике, регламентированной ГОСТ 1778–2022.

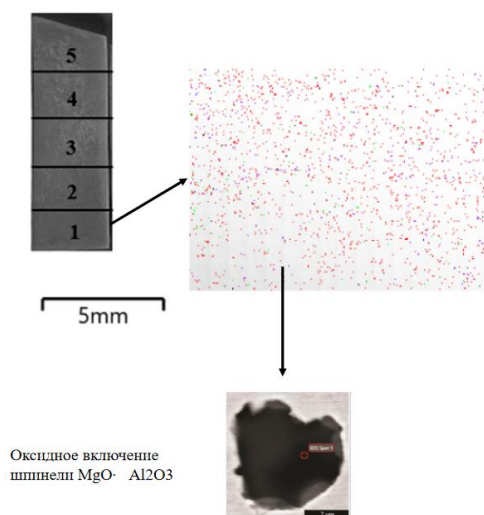


Рис. 2. Автоматический анализ образца

Ключевое преимущество детектора Ultim Max 65 – высокая чувствительность и скорость сбора спектров для легких элементов (O, N, C), что критически важно для достоверного различения оксидных, сульфидных и оксисульфидных фаз. Программное обеспечение AZtecSteel, специализированное для металлургии, позволило автоматически классифицировать включения по химическому составу, а также получить статистические данные об их размерах, форме и пространственном распределении по сечению заготовки.

Результаты исследования

Классификация по данным химического анализа выделила два типа включений с различной морфологией и составом. Основную массовую долю (68 %) образуют оксисульфидные включения, состоящие из оксидной основы и оболочки сульфида кальция. Оксидные включения (32 %) имеют ядро из тугоплавкой шпиннели ($\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$), окруженное алюминатами кальция, что указывает на последовательную кристаллизацию из расплава (рис. 3) [4].

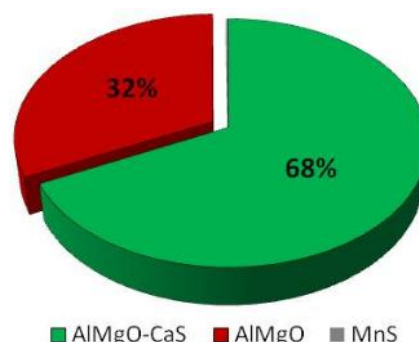


Рис. 3. Доля включений различного типа

Максимальный размер выявленных включений достигал 14 мкм, при этом значительная часть (85 %) имеет размер, не превышающий 8 мкм (рис. 4).

Размер неметаллических включений при различных степенях деформации

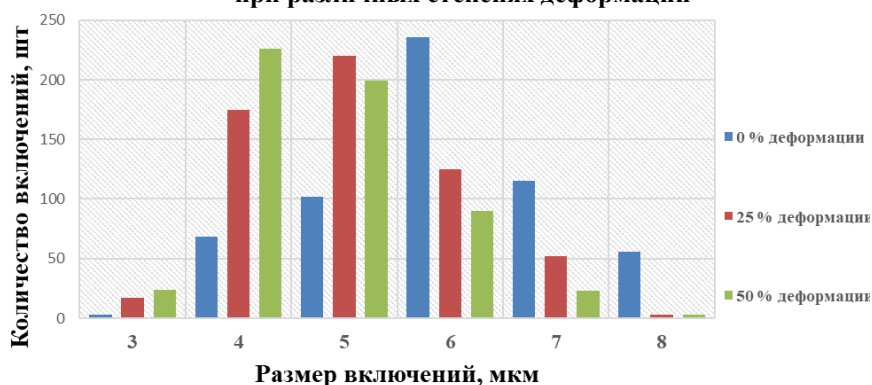


Рис. 4. Размер включений

С увеличением степени деформации от 0 до 50 % происходит значительное измельчение неметаллических включений: максимум их распределения смещается из области 6–7 мкм в область 3–4 мкм. Таким образом, пластическая деформация является эффективным механизмом дробления крупных включений, что способствует повышению однородности микроструктуры

и улучшению механических свойств материала.

Проведение анализа распределения неметаллических включений по сечению непрерывнолитой заготовки (НЛЗ) без деформации (рис. 5) указывает на неравномерность их распределения по областям сечения, обусловленную процессами ликвации и последовательностью фазообразования при кристаллизации.

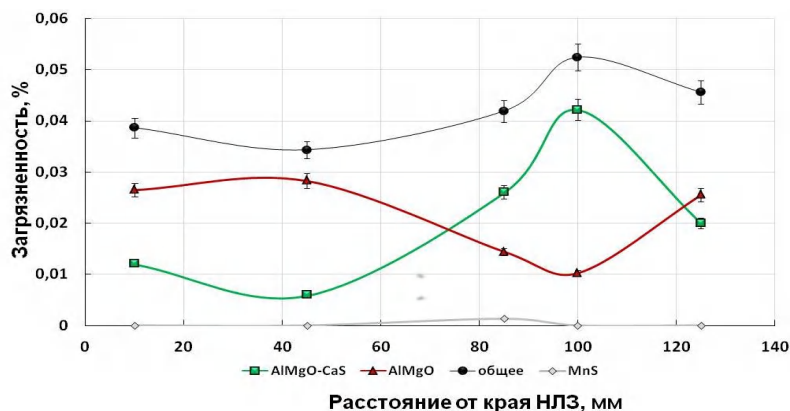


Рис. 5. Распределение включений по сечению НЛЗ без деформации [4]

Концентрация сульфидных включений минимальна в поверхностных слоях и возрастает по направлению к центру заготовки. Эта закономерность является прямым следствием ликвационного вытеснения серы движущимся фронтом кристаллизации, что приводит к ее обогащению в остаточном расплаве осевой зоны. В противоположность этому, распределение оксидных включений имеет максимум в приповерхностных областях. Здесь тугоплавкие оксидные частицы, образовавшиеся на ранних стадиях, выступают активными центрами гетерогенной кристаллизации, на которых в последующем формируется сульфидная фаза, преимущественно в виде $(\text{Ca}, \text{Mn})\text{S}$. Ключевым фактором, определяющим состав включений, является высокое химическое сродство кальция к сере. Именно это приводит к образованию тугоплавкого CaS , который формирует стабильные оболочки вокруг оксидных ядер, обуславливая преобладание оксисульфидного типа включений в структуре. Повышенное содержание оксидов в осевой зоне объясняется

ликвационным накоплением примесей и продуктов раскисления в замедленно затвердевающем объеме металла, что является общей закономерностью кристаллизации крупных сечений [11].

На основе анализа распределения неметаллических включений по сечению непрерывнолитой заготовки при степенях деформации 0, 25 и 50 % (рис. 6) установлено, что в исходном состоянии (0 % деформации) распределение включений является классическим для условий кристаллизации без электромагнитного перемешивания и характеризуется симметричным расположением зон сегрегации, образующих на продольном темплете V-образные кривые. Концентрация включений минимальна в приповерхностных слоях и резко возрастает по направлению к осевой зоне. Это прямое следствие ликвационных процессов, в ходе которых примеси (в том числе сера и легкоплавкие соединения) вытесняются движущимся фронтом кристаллизации и накапливаются в последних порциях затвердевающего металла.

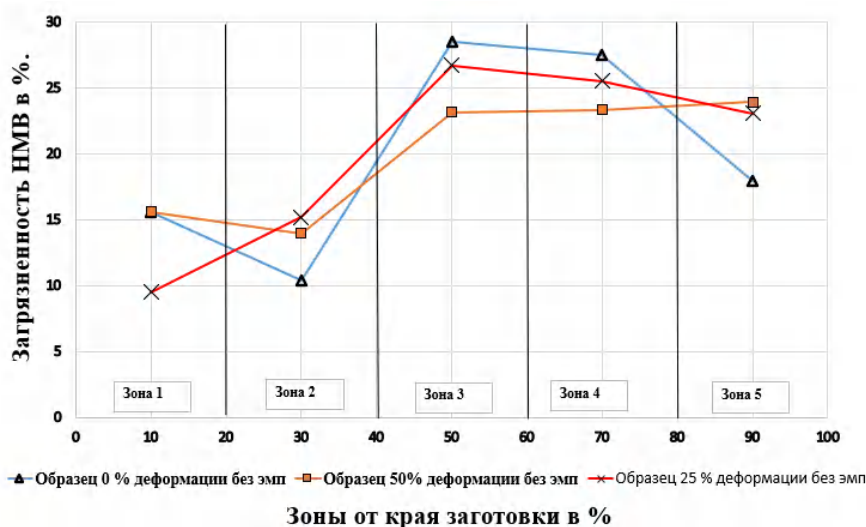


Рис. 6. Распределение включений по сечению НЛЗ с различной степенью деформации (0, 25 и 50 %)

Пластическая деформация оказывает значительное гомогенизирующее воздействие на структуру. Сравнительный анализ графиков распределения выявил, что с увеличением степени обжатия до 25 и 50 % происходит снижение загрязненности НМВ в центральной части заготовки. Данный эффект свидетельствует в пользу гипотезы [9] о разрушении макроликвационных скоплений, сформировавшихся при затвердевании. Полученные данные согласуются с гипотезой о том, что механическое воздействие вызывает разрушение и диспергирование неметаллических фаз, способствуя их более равномерному распределению по объему заготовки. Наблюдаемое выравнивание кривых на рис. 6, подтверждает, что процессы деформационного разрушения макроликваций и диспергирования включений способствуют существенной гомогенизации внутренней структуры заготовки, что является ключевым фактором для повышения стабильности ее механических свойств.

Выводы

Результаты металлографического анализа образцов НЛЗ после последовательного обжатия на 0, 25 и 50 % позволяют сформулировать ключевые выводы:

1. Фазовый состав включений представлен оксидами (Al–Mg–O) и оксисульфидами с ядром сложного оксида в оболочке CaS. Исходный размер частиц составляет 3–6 мкм. Пластическая деформация приводит к фрагментации оксидных кластеров, вытягиванию оболочки CaS и общему измельчению фаз [4].

2. Распределение включений по сечению НЛЗ является неравномерным. Наблюдается четкий максимум концентрации на расстоянии 80–100 мм от края заготовки. Эта зона соответствует границе между зоной столбчатых кристаллов и зоной крупных различно ориентированных дендритов в макроструктуре слитка, где в процессе затвердевания происходит ликвационное накопление примесей.

3. Сравнительный анализ заготовок с различной степенью обжатия (0, 25, 50 %) демонстрирует положительный эффект деформации. С ее увеличением пик загрязненности в осевой зоне существенно снижается. Это прямо указывает на то, что пластическое течение металла разрушает макроликвационные скопления включений и способствует их более равномерному перераспределению, гомогенизируя структуру.

4. Наибольшее равномерное распределение неметаллических включений достигается при 50%-ной степени деформации. Однако для реализации этого потенциала и предотвращения возможных негативных эффектов (например, возникновения дефектов) необходим точный контроль технологических параметров обработки. Научно обоснованный выбор режимов деформации позволяет значительно повысить однородность структуры и, как следствие, качество конечного металлопроката [10].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кривоносова, Е. А. Особенности влияния неметаллических фаз на развитие деформации наплавленных слоев / Е. А. Кривоносова // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2016. – № 1.
2. Кириличев, М. В. Особенности микроликвационных процессов и распределения химических элементов в непрерывнолитых заготовках из стали 26ХГМФА / М. В. Кириличев, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, М. Ю. Чубуков // Черные металлы. – 2024. – № 5. – С. 43–47.
3. ГОСТ 31446–2017. Трубы стальные обсадные и насосно-компрессорные для нефтяной и газовой промышленности. – Введ. 01.07.2018.
4. Идентификация и выявление природы неметаллических включений в непрерывнолитой заготовке из стали 26ХГМФ / В. В. Галаган, М. В. Кириличев, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Е. В. Прусова, К. Е. Титов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (289) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 82–86. – DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-82-86.
5. Оптимизация состава и количества неметаллических включений в непрерывнолитой заготовке на основе раскисления расплава алюминием и карбидом кальция / Д. В. Руцкий, Г. В. Бабин, С. Б. Гаманюк, В. В. Морозов, Ю. Л. Корнев // Металлург. – 2019. – № 4. – С. 41–48.
6. Влияние обработки расплава проволокой с Са-и Ва-наполнителем на фазовый состав и загрязненность неметаллическими включениями при внепечной обработке и разливе стали 26ХМФБА / А. Ю. Агарков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Г. В. Бабин // Черные металлы. – 2021. – № 12. – С. 36–44.
7. Особенности распределения неметаллических включений в непрерывнолитых заготовках из серосодержащей стали С45Е / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С. Никитин, М. Ю. Чубуков // Сталь. – 2023. – № 11. – С. 8–11.
8. ГОСТ 1778–2022. Металлопродукция из сталей и сплавов. Металлографические методы определения неметаллических включений [Электронный ресурс] / ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина». – Введ. 2023-06-01. – М. : Стандартинформ, 2022. – Взамен ГОСТ 1778-70. – URL: <https://internet-law.ru/gosts/gost/79587>
9. Summers J. M. et al. "On the Effect of Hot Rolling on Inclusion Size and Distribution in a Cast AISI 1070 Steel Railroad Wheel" // International Journal of Metalcasting. 2022. Vol. 17. P. 1277–1295.
10. Губенко, С. И. Изменение формы и перераспределение неметаллических включений в сталях при обработке давлением / С. И. Губенко, Е. В. Парусов // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2023. – Том 37. – С. 407–433.

REFERENCES

1. Krivonosova E. A. Osobennosti vliyaniya nemetallicheskih faz na razvitie deformatsii naplavlennykh sloev // Vestnik PNIPU. Mashinostroyeniye, materialovedeniye. 2016. №1.
2. Kirilichev M. V., Zyuban N. A., Ruckij D. V., CHubukov M. Yu. Osobennosti mikrolikvatsionnykh processov i raspredeleniya himicheskikh elementov v nepreryvnolitykh zagotovkakh iz stali 26HGMFA // CHernye metally. 2024. №5. S. 43-47.
3. GOST 31446–2017. Truby stal'nye obsadnye i nasosno-kompressornye dlya neftyanoy i gazovoy promyshlennosti. – Vved. 01.07.2018.
4. Identifikatsiya i vyavlenie prirody nemetallicheskih vklyuchenij v nepreryvnolitoj zagotovke iz stali 26HGMF / V. V. Galagan, M. V. Kirilichev, D. V. Ruckij, N. A. Zyuban, E. V. Prusova, K. E. Titov // Izvestiya VolgGTU. Ser. Problemy materialovedeniya, svarki i prochnosti v mashinostroyenii. - Volgograd, 2024. - № 6 (289). - С. 82-86. - DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-82-86.
5. Optimizatsiya sostava i kolichestva nemetallicheskih vklyuchenij v nepreryvnolitoj zagotovke na osnove raskisleniya rasplava alyuminiem i karbidom kal'ciya / D. V. Ruckij, G. V. Babin, S. B. Gamanyuk, V. V. Morozov, Yu. L. Kornev // Metallurg. - 2019. - № 4. - С. 41-48
6. Vliyanie obrabotki rasplava provolokoj s Sa- i Vanapolnitelem na fazovyy sostav i zagryaznennost' nemetallicheskim vklyucheniyami pri vnepechnoy obrabotke i razlivke stali 26HMFBA / A. Yu. Agarkov, D. V. Ruckij, N. A. Zyuban, G. V. Babin // CHernye metally. - 2021. - № 12. - С. 36-44
7. Osobennosti raspredeleniya nemetallicheskih vklyuchenij v nepreryvnolitykh zagotovkakh iz serosoderzhashchej stali S45E / D.V. Ruckij, N.A. Zyuban, M.V. Kirilichev, M.S. Nikitin, M.YU. CHubukov // Stal'. - 2023. - № 11. - С. 8-11
8. GOST 1778–2022. Metalloprodukcya iz stalej i splavov. Metallograficheskie metody opredeleniya nemetallicheskih vklyuchenij [Elektronnyy resurs] / FGUP «CNIChermet im. I.P. Bardina». – Vved. 2023-06-01. – М. : Standartinform, 2022. – Vzamen GOST 1778-70. – URL: <https://internet-law.ru/gosts/gost/79587>
9. Summers J. M. et al. "On the Effect of Hot Rolling on Inclusion Size and Distribution in a Cast AISI 1070 Steel Railroad Wheel" // International Journal of Metalcasting. 2022. Vol. 17. P. 1277–1295.
10. Gubenko S. I., Parusov E. V. Izmenenie formy i pereraspredelenie nemetallicheskih vklyuchenij v stalyakh pri obrabotke davleniem // Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoy metallurgii. 2023. Tom 37. S. 407-433.

Статья поступила в редакцию 06.05.2026, доработана 11.05.2026, подписана в печать 18.05.2026
The article was submitted 06.05.2026, revised 11.05.2026, accepted for publication 18.05.2026

УДК 621.771.23:620.17
DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-77-82

Научная статья
Original article

Д. В. Руцкий, С. Ю. Пустовалова, А. В. Сысоев, А. В. Севальнев, Е. А. Косова

**ВЫЯВЛЕНИЕ ПРИЧИН СНИЖЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК
ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 14X17H2 (ЭИ-268)**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Дмитрий Владимирович Руцкий, drutskii@vstu.ru

Аннотация. В работе представлены результаты комплексного исследования стали 14X17H2 (ЭИ-268), направленного на установление причин недостаточной прочности листового проката. Проведен анализ химического состава десяти плавок стали, выполнены механические испытания образцов после различных режимов термообработки: закалки и отпуска. Для каждого режима зафиксированы показатели временного сопротивления, предела текучести и относительного удлинения. Методом компьютерного моделирования в программе SteelBase изучены фазовые превращения и структурные особенности материала. В ходе моделирования варьировались температурные параметры, отслеживалось формирование фаз и их количественное соотношение. В ходе работы изучено влияние химического состава на фазовый состав и механические свойства материала. Установлено, что снижение прочностных характеристик связано с недостаточным количеством мартенситной фазы в структуре материала после термообработки. Причиной этого является неоптимальное соотношение аустенитообразующих и ферритообразующих элементов в составе стали. На основе полученных данных разработаны рекомендации по оптимизации химического состава для повышения прочностных характеристик. Практическая значимость работы заключается в возможности применения полученных результатов для совершенствования технологии производства и повышения качества изделий из стали 14X17H2, широко используемой в химической, авиационной и судостроительной отраслях промышленности.

Ключевые слова: коррозионно-стойкая сталь, термическая обработка, фазовый состав, механические свойства, δ-феррит

Для цитирования: Руцкий Д. В., Пустовалова С. Ю., Сысоев А. В., Севальнев А. В., Косова Е. А. Выявление причин снижения прочностных характеристик при производстве листового проката из стали 14X17H2 (ЭИ-268). Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 77–82. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-77-82.

Информация об авторах:

Дмитрий Владимирович Руцкий – зав. кафедрой канд. техн. наук доцент кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: drutskii@vstu.ru

Светлана Юрьевна Пустовалова – магистр 2-го курса кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: s.daubert@yandex.ru

Александр Владимирович Сысоев – магистр 2-го курса кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: sanya.sysoev.98@mail.ru

Андрей Викторович Севальнев – магистр 1-го курса кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: a33592@yandex.ru

Елена Аркадьевна Косова – старший преподаватель кафедры «Технология материалов» ВолгГТУ

e-mail: l.kosowa2011@yandex.ru

Вклад авторов:

Д. В. Руцкий – обсуждение результатов анализа, редакция статьи.

С. Ю. Пустовалова – подготовка образцов, проведение травления образцов написание текста статьи.

А. В. Сысоев – обработка данных результатов, описание структур, редакция текста статьи.

А. В. Севальнев – обсуждение результатов анализа.

Е. А. Косова – обсуждение результатов анализа.

D. V. Rutskii, S. Yu. Pustovalova, A. V. Sysoev, A. V. Sevalnev, E. A. Kosova

**IDENTIFICATION OF THE CAUSES OF STRENGTH CHARACTERISTICS
DEGRADATION DURING PRODUCTION OF 14X17H2 (EI-268)
STEEL SHEET ROLLED PRODUCTS**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Dmitry V. Rutsky, e-mail: drutskii@vstu.ru

Abstract. The paper presents the results of a comprehensive study of 14X17H2 steel (EI 268), aimed at determining the causes of insufficient strength of rolled steel. The chemical composition of ten steel melts was analyzed, and mechanical tests of samples were performed after various heat treatment modes: quenching and tempering. For each mode, the indicators of time resistance, yield strength and elongation are fixed. The phase transformations and structural features of the material have been studied using computer modeling in the SteelBase program. During the simulation, temperature parameters were varied, the formation of phases and their quantitative ratio were monitored. In the course of the work, the influence of the chemical composition on the phase composition and mechanical properties of the material was studied. It is established that the decrease in strength characteristics is associated with an insufficient amount of martensitic phase in the structure of the material after heat treatment. The reason for this is the abnormal ratio of austenite-forming and ferrite-forming elements in the steel composition. Based on the data obtained, recommendations have been developed for optimizing the chemical composition to improve strength characteristics. The practical significance of the work lies in the possibility of applying the results obtained to improve the production technology and improve the quality of products made of 14X17H2 steel, widely used in the chemical, aviation and shipbuilding industries.

Keywords: corrosion-resistant steel, heat treatment, phase composition, mechanical properties, δ -ferrite

For citation: Rutskii D. V., Pustovalova S. Yu., Sysoev A. V., Sevalnev A. V., Kosova E. A. Identification of the causes of decreased strength characteristics in the production of sheet steel 14Kh17N2 (EI-268). Izvestiya VSTU. 2026; 6(313): 77–82. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-77-82.

Information about the authors:

Dmitry V. Rutskii – Head of the Department, Candidate of Technical Sciences Associate Professor of the Department of Materials Technology, department VSTU

e-mail: drutskii@vstu.ru

Svetlana Yu. Pustovalova – 2st year Master of the Department of Materials Technology, department VSTU

e-mail: s.daubert@yandex.ru

Aleksandr V. Sysoev – 2st year Master of the Department of Materials Technology, department VSTU

e-mail: sanya.sysoev.98@mail.ru

Andrej V. Sevalnev – 2st year Master of the Department of Materials Technology, department VSTU

e-mail: a33592@yandex.ru

Elena A. Kosova – Senior Lecturer at the Department of Materials Technology department VSTU

e-mail: l.kosowa2011@yandex.ru

Contribution of the authors:

Dmitry V. Rutskii – discussion of the results of the analysis, editorial staff of the article.

Svetlana Yu. Pustovalova – preparation of samples, etching of samples, writing of the text of the article.

Aleksandr V. Sysoev – processing of data results, description of structures, editing of the text of the article.

Andrej V. Sevalnev – discussion of the results of the analysis.

Elena A. Kosova – discussion of the results of the analysis.

В современной химической, авиационной и судостроительной отраслях промышленности сталь 14X17H2 (ЭИ-268) мартенситно-ферритного класса зарекомендовала себя как надежный материал для ответственных конструкций. Сочетание коррозионных свойств и прочностных характеристик обусловило широкое применение толстолистного проката из этого сплава [1–4].

Химический состав стали регламентирует ГОСТ 5632–2014, механические свойства листового проката нормированы ГОСТ 7350–77. Механические испытания проводят на поперечных образцах после термообработки: закалки (960–1050 °С, охлаждение в воде/на воздухе) и отпуска (275–350 °С, охлаждение на воздухе).

При проведении механических испытаний листового проката наблюдались случаи получения пониженных значений временного сопротивления и предела текучести – при этом химический состав соответствовал установленным нормам.

Цель настоящей работы заключается в установлении причин пониженной прочности листового проката из стали 14X17H2 (ЭИ-268) и разработке рекомендаций по их устранению.

Для анализа химического состава был взят массив из десяти плавов. Содержание основных элементов варьировалось в пределах: углерод 0,12–0,16 %, хром 16,81–17,35 %, никель 1,58–1,92 % (табл. 1).

Результаты механических испытаний приведены в табл. 2. Наилучшие показатели прочности в сочетании с достаточной пластичностью показали образцы № 1–4 и № 7. Образцы плавки № 9 (листовой прокат толщиной 20 мм и 16 мм) показали характеристики прочности, не соответствующие требованиям ГОСТ 7350–77.

Металлографическое исследование выявило, что микроструктура всех исследуемых образцов состоит из отпущенного мартенсита и феррита (рисунок). В образцах с удовлетворительными механическими свойствами (пл. № 1, № 4 и № 7) преобладает мартенситная фаза (рисунок, *а–в*). В плавке № 10 с пониженным временным сопротивлением доля ферритной фазы выше, а временное сопротивление находится у нижнего предела по ГОСТ 7350–77. Плавка № 9, содержащая повышенное количество δ -феррита (рисунок, *г*), не соответствует нормативным требованиям. Оптимальные механические свойства достигаются при следующем режиме термообработки: закалка 1000–1050 °С, вода; отпуск 275–300 °С.

На образцах плавки № 9 были проведены эксперименты по оптимизации параметров термообработки для достижения требуемых показателей.

Исследования включали варьирование следующих параметров: температуры закалки, температуры отпуска, продолжительности выдержки и среды охлаждения.

Таблица 1

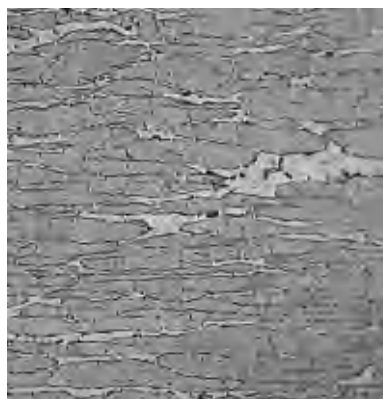
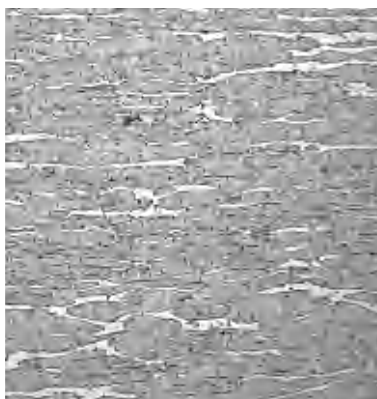
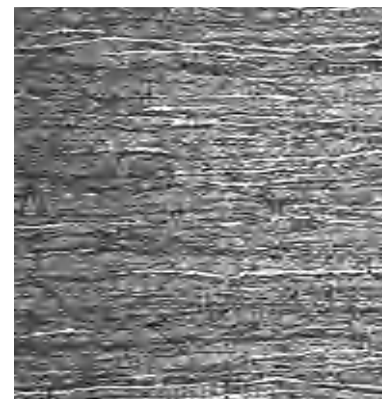
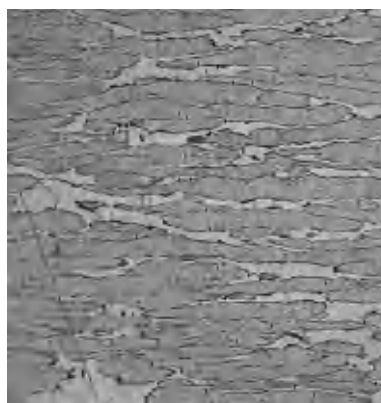
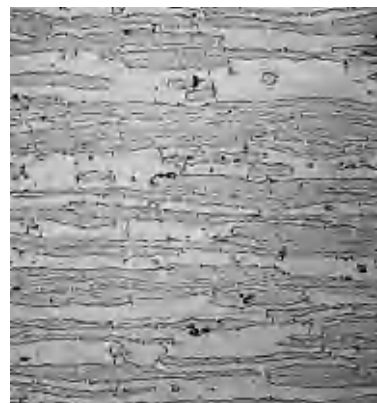
Химический состав стали 14X17H2

№ плавки	Массовые доли элементов, %												
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	W	Al
1	0,12	0,33	0,36	0,032	0,018	17,16	1,66	0,15	0,07	0,08	0,037	0,016	0,065
2	0,15	0,13	0,48	0,030	0,012	17,14	1,64	0,14	0,07	0,12	0,038	0,013	0,021
3	0,15	0,17	0,49	0,034	0,021	17,00	1,67	0,14	0,09	0,12	0,053	0,030	0,046
4	0,13	0,55	0,44	0,025	0,005	16,81	1,92	0,14	0,05	0,005	0,043	0,015	0,031
5	0,13	0,17	0,36	0,027	0,020	17,09	1,73	0,15	0,03	0,17	0,038	0,018	0,050
6	0,12	0,18	0,38	0,033	0,016	17,01	1,58	0,16	0,07	0,15	0,047	0,017	0,047
7	0,13	0,55	0,39	0,026	0,004	16,96	1,92	0,14	0,057	0,01	0,044	0,016	0,020
8	0,12	0,67	0,5	0,026	0,014	17,00	1,67	0,12	0,06	0,13	0,043	0,020	0,053
9	0,12	0,64	0,47	0,028	0,016	17,25	1,73	0,20	0,06	0,15	0,039	0,019	0,040
10	0,12	0,51	0,43	0,026	0,015	17,35	1,81	0,16	0,07	0,14	0,031	0,015	0,042
ГОСТ 5632–2014	0,11–0,17	Не более				16,0–18,0	1,50–2,50	Не более					Не реглам
		0,80	0,80	0,030	0,025			0,30	0,30	0,20	0,20	0,20	

Таблица 2

Механические свойства стали 14X17H2

№ плавки	№ образца	Толщина листа, мм	Времен. сопротивлен. σ_b , МПа	Предел текуч. σ_t , МПа	Относит. удлинен. δ , %	Термическая обработка
1	1	20	1108	912	15	Зак. 1000 °С, воздух; отп. 300 °С
2	2	5	1175	978	11	Зак. 1000 °С, воздух; отп. 300 °С
3	3	14	1180	980	11	Зак. 1000 °С, воздух; отп. 300 °С
4	4	20	1247	986	17	Зак. 1050 °С, вода; отп. 275 °С
5	5	15	1092	894	11	Зак. 1020 °С; отп. 300 °С
	6	12	1096	898	11	
6	7	12	1099	912	12	Зак. 1000 °С; отп. 300 °С
	8	14	1087	925	11	
7	9	12	1192	953	15	Зак. 1050 °С, вода; отп. 275 °С
8	10	12	1092	898	11	Зак. 1000 °С, воздух
9	11	20	980	784	17	Зак. 1050 °С; Отп. 300 °С
	12	16	1000	800	16	
10	13	20	1100	906	11	Зак. 1000°С, масло; Отп. 300 °С
ГОСТ 7350–77			Не менее			Закалка при 960–1050 °С, охлаждение в воде или на воздухе Отпуск при 275–350 °С, охлаждение на воздухе
			1080	885	10	

37 % δ -феррита
a27 % δ -феррита
б27 % δ -феррита
в43 % δ -феррита
г50 % δ -феррита
*д*Микроструктуры исследуемых плавов, $\times 100$:*a* – плавка № 1, $\neq 20$ мм; *б* – плавка № 4, $\neq 20$ мм; *в* – плавка № 7, $\neq 12$ мм; *г* – плавка № 10, $\neq 20$ мм; *д* – плавка № 9, $\neq 20$ мм

Были испытаны различные режимы термообработки, включающие закалку при температурах от 960 до 1050 °С с выдержкой от 20 до 30 минут, охлаждение в воде или на воздухе, а также отпуск при температурах 275–350 °С с различной продолжительностью.

Как видно из табл. 3, изменение режимов термообработки в рамках установленных технологических параметров не обеспечило достижения требуемого уровня прочностных характеристик.

Таблица 3

Результаты механических испытаний образцов (плавка № 9) после различных режимов термической обработки

Врем. сопротив. σ_b , МПа	Предел текуч. σ_t , МПа	Относит. удлинен. δ , %	Термическая обработка образцов	Примечание
980	784	17	Закалка: T=1030°C, 30 мин., вода. Отпуск: T=300°C, 1 час, воздух.	Первичные испытания
1000	800	16		
1000	800	16		
1031	694	10,6	Закалка: T=1050 °C, 20 мин вода. Отпуск: T=275 °C, 30 мин, воздух.	Повторные испытания
1210	—	9,2	Закалка: T=1050 °C, 20 мин, вода.*	
1012	806	14,0	Закалка: T=1050 °C, 20 мин, вода. Отпуск: T=275 °C, 20 мин, воздух.	
978	712	11,2	Закалка: T=1000 °C, 30 мин, вода. Отпуск: T=275 °C, 15 мин, воздух.	
Не менее			Закалка при 960–1050 °C, охлаждение в воде или на воздухе Отпуск при 275–350 °C, охлаждение на воздухе	ГОСТ 7350–77
1080	885	10		

* П р и м е ч а н и е : Для оценки максимально возможного уровня прочности.

Для количественной оценки фазового состава при температурах, соответствующих режиму закалки, проведено компьютерное моделирование в программном комплексе Steel-Base. Результаты моделирования приведены в табл. 4, из которой видно, что доля аустенитной фазы в структуре образцов, показавших удовлетворительные результаты при механических испытаниях, превышает аналогичный показатель для плавки № 9 (50 %). Максимальное значение прочности имела плавка № 4, где содержание аустенита достигало 73 %. Данный факт подтверждает результаты металлографического исследования структуры материала. Дополнительно выполнен расчет для гипотетического состава с максимальным содержанием основных аустенитообразующих (C, Ni) и минимальным содержанием ферритообразующих (Cr) элементов в рамках марочного состава (69–79 %). Полученные данные позволили устано-

вить корреляцию между фазовым составом и механическими свойствами материала, что имеет существенное значение для оптимизации технологического процесса производства и обеспечения требуемого уровня эксплуатационных характеристик изделий из стали 14X17H2 (ЭИ-268).

Известно, что механические свойства двухфазной стали определяются соотношением структурных составляющих. Увеличение содержания мартенсита после закалки улучшает прочностные показатели. Количество мартенсита зависит от исходного содержания аустенита, которое, в свою очередь, определяется химическим составом стали – содержанием аустенитообразующих элементов (C, Ni) и ферритообразующих (Cr). Согласно результатам анализа, оптимальные механические свойства обеспечиваются при содержании хрома не выше 17 % и никеля около 2 %.

Таблица 4

Содержание аустенита в стали 14X17H2 при температуре нагрева под закалку

Номер плавки	Температура нагрева под закалку, °С	Врем. сопр. σ_b , МПа	Предел текуч. σ_t , МПа	Относит. удлинен. δ , %	Количество аустенита, %
1	1000	1108	912	15	63
2	1000	1175	978	11	54
3	1000	1180	980	11	58
4	1050	1247	986	17	73
5	1020	1096	898	11	60
6	1000	1099	925	12	57
7	1050	1192	953	15	73
8	1000	1092	898	11	58
9	1050	1000	800	17	50
10	1000	1100	906	16	52
Мах аустенитообразующих, min ферритообразующих	960–1050	Не менее			69–79
		1080	885	10	

Выводы

Анализ результатов исследования показал, что снижение прочностных характеристик листов стали 14X17H2 (ЭИ-268) толщиной 16 и 20 мм (плавка № 9) обусловлено недостаточным количеством мартенситной фазы в структуре материала после термической обработки. Причиной данного явления служит неоптимальное соотношение между аустенитообразующими и ферритообразующими элементами в составе металла.

Для повышения прочностных характеристик рекомендуется оптимизировать химический состав. В частности, снизить предельные значения с текущих до 16,5–17,5 %Cr, предпочтительно ориентируясь на нижнюю границу около 16,5 %. Содержание никеля поддерживать в середине установленного диапазона (≈ 2 %Ni). Целесообразно температуру закалки для термической обработки осуществлять не ниже 1000–1050 °С для обеспечения необходимых структурных превращений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малов, В. С. Методы повышения ударной вязкости стали 14X17H2 в поперечном направлении деформации / В. С. Малов, В. А. Васильев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2012. – № 3. – С. 28–30.
2. Бородулин, Г. М. Нержавеющая сталь / Г. М. Бородулин, Е. И. Мошкевич. – Москва : *Металлургия*, 1973. – 320 с.
3. ГОСТ 7350–77. Сталь толстолистовая коррозионно-стойкая, жаростойкая и жаропрочная. Технические условия // *Издание официальное*. – М. : *Стандартинформ*, 2009. – 12 с. – (Действующий стандарт с изменениями № 1, № 2, № 3).
4. Сорокин, В. Г. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин. – М. : *Машиностроение*, 1989. – 640 с.

REFERENCES

1. Malov, V. S. Methods of Increasing the Impact Toughness of 14Kh17N2 Steel in the Transverse Direction of Deformation / V. S. Malov, V. A. Vasilyev // *Metallurgy and Heat Treatment of Metals*. – 2012. – No. 3. – Pp. 28-30.
2. Borodulin, G. M. Stainless Steel / G. M. Borodulin, E. I. Moshkevich. – Moscow: *Metallurgy*, 1973. – 320 p.
3. GOST 7350–77. Thick-Sheet Corrosion-Resistant, Heat-Resistant, and Heat-Producing Steel. Technical Specifications [Text] // *Official Edition*. – Moscow: *Standartinform*, 2009. – 12 p. – (Current Standard with Amendments No. 1, No. 2, and No. 3).
4. Sorokin, V. G. Steel and Alloy Markings. – Moscow: *Mechanical Engineering*, 1989. – 640 p.

Статья поступила в редакцию 12.05.2026, доработана 15.05.2026, подписана в печать 18.05.2026

The article was submitted 12.05.2026, revised 15.05.2026, accepted for publication 18.05.2026

УДК 544.654.2:541.1
DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-83-90

Научная статья
Original article

В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, А. П. Губаревич, Г. П. Губаревич

**ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ОСАЖДЕНИЯ НА ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ОСАДКОВ СПЛАВОМ КОБАЛЬТ-МОЛИБДЕН
И КОБАЛЬТ-ВОЛЬФРАМ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград Россия

✉ Алексей Владимирович Савченко, savtchenko2@mail.ru

Аннотация. Изучена структура электролитических осадков сплавом кобальт-молибден и кобальт-вольфрам. Определен фазовый состав, структура и физико-химические свойства образцов сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам. Исследовано влияние различных форм токов на процесс электроосаждения гальванических осадков кобальт-молибден и кобальт-вольфрам.

Ключевые слова: кобальт, молибден, вольфрам, состав электролита, нестационарный электролиз, дифрактограмма, электроосаждение

Для цитирования: Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич А. П., Губаревич Г. П. Влияние условий осаждения на физико-химические свойства электролитических осадков сплавом кобальт-молибден и кобальт-вольфрам. Известия ВолгГТУ. 2026; 6(313): 83–90. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-83-90.

Информация об авторах:

Валерий Тарасович Фомичев – д-р техн. наук, профессор профессор кафедры математических и естественнонаучных дисциплин Волгоградского государственного технического университета

<https://orcid.org/0000-0002-7382-6474>

e-mail: valerifomichev@yandex.ru

Алексей Владимирович Савченко – канд. техн. наук, доцент доцент кафедры математических и естественнонаучных дисциплин Волгоградского государственного технического университета

<https://orcid.org/0000-0001-6633-8352>

e-mail: savtchenko2@mail.ru

Александр Павлович Губаревич – аспирант Волгоградского государственного технического университета.

<https://orcid.org/0009-0009-7451-3646>

e-mail: gap-vlg2001@mail.ru

Галина Павловна Губаревич – канд. техн. наук, доцент доцент кафедры математических и естественнонаучных дисциплин Волгоградского государственного технического университета

<https://orcid.org/0009-0004-3846-9178>

e-mail: ggubarevich@mail.ru

Вклад авторов:

В. Т. Фомичев – определение цели работы, анализ результатов эксперимента.

А. В. Савченко – получение образцов электролитических осадков, участие в обсуждении результатов.

А. П. Губаревич – проведение рентгенофазового анализа, дифференциального термического анализа (ДТА), дифференциальной термогравиметрии (ДТГ), термогравиметрии (ТГ).

Г. П. Губаревич – написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, A. P. Gubarevich, G. P. Gubarevich

**THE INFLUENCE OF DEPOSITION CONDITIONS ON THE PHYSICAL
AND CHEMICAL PROPERTIES OF ELECTROLYTIC DEPOSITS
OF COBALT-MOLYBDENUM AND COBALT-TUNGSTEN ALLOYS**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Alexey V. Savchenko, savtchenko2@mail.ru

Abstract. The structure of electrolytic deposits of cobalt-molybdenum and cobalt-tungsten alloys was studied. The phase composition, structure, and physicochemical properties of cobalt-molybdenum and cobalt-tungsten alloy samples were determined. The influence of various current forms on the electrodeposition of cobalt-molybdenum and cobalt-tungsten galvanic deposits was investigated.

Keywords: cobalt, molybdenum, tungsten, electrolyte composition, transient electrolysis, diffraction pattern, electrodeposition

For citation: Fomichev V. T., Savchenko A. V., Gubarevich A. P., Gubarevich G. P. The influence of deposition conditions on the physicochemical properties of electrolytic deposits of cobalt-molybdenum and cobalt-tungsten alloys. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 83–90. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-83-90.

Information about the authors:

Valery T. Fomichev – Dr. Sci. (Eng.), Professor Professor in the Department of Mathematical and Natural Sciences at Volgograd State Technical University

<https://orcid.org/0000-0002-7382-6474>

e-mail: valerifomiche@yandex.ru

Alexey V. Savchenko – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor Associate Professor in the Department of Mathematical and Natural Sciences at Volgograd State Technical University.

<https://orcid.org/0000-0001-6633-8352>

e-mail: savtchenko2@mail.ru

Alexander P. Gubarevich – graduate student at Volgograd State Technical University.

<https://orcid.org/0009-0009-7451-3646>

e-mail: gap-vlg2001@mail.ru

Galina P. Gubarevich – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor Associate Professor in the Department of Mathematical and Natural Sciences at Volgograd State Technical University.

<https://orcid.org/0009-0004-3846-9178>

e-mail: ggubarevich@mail.ru

Contributions of the author:

Valery T. Fomichev – defining the aim of the study, analyzing the experimental results.

Alexey V. Savchenko – obtaining electrolytic deposit samples, participating in the discussion of the results.

Alexander P. Gubarevich – conducting X-ray phase analysis, differential thermal analysis (DTA), differential thermogravimetry (DTG), and thermogravimetry (TG).

Galina P. Gubarevich – writing the manuscript, participating in the discussion of the results.

Введение

Молибден и вольфрам электролитически осаждаются из водных растворов только в виде сплавов с различными металлами. Многочисленные исследования процесса осаждения сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа до сих пор не позволяют однозначно описать механизм формирования, структуру сплавов, которые, в свою очередь, определяют физико-химические и физико-механические свойства покрытий [1; 2].

Известно [3], что характер взаимодействия в бинарных металлических системах в значительной мере может определяться такими металлоорганическими свойствами, как электроотрицательность, электронная концентрация, соотношение атомных размеров, температуры плавления и рядом других.

Переходные металлы, в силу дефектности d и f -оболочек, близости значений ионизационных потенциалов и атомных радиусов обладает обширными металлохимическими возможностями: между собой они образуют непрерывные твердые растворы, а также способны давать большое количество интерметаллических фаз разнообразного состава [4; 5].

Образование интерметаллических соединений относятся к сложному типу взаимодействия. Основное отличие интерметаллических

соединений – возникновение в результате взаимодействия качественно иного химического индивида.

Таким образом, нашей задачей было получение сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам с изучением их фазового состава, структуры, физико-химических и физико-механических свойств в зависимости от условий осаждения (в частности использование при осаждении различных форм периодического тока).

Методика эксперимента

Состав осадков, выход сплава по току и физико-химические свойства сплавов в значительной степени определяются следующими факторами:

– соотношениями концентраций осаждаемых металлов в растворе;

– типом комплексообразователя и соотношением констант нестойкости образующихся комплексов;

– скоростью осаждения сплавов и рядом других факторов.

Процесс осаждения постоянным и различными формами периодического тока сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам проводились различными методами химического и физико-химического анализа.

Характеристика электролитов и параметров электролиза

Для осаждения сплава кобальт-молибден использовали электролит следующего состава, г/л (в пересчете на металл, г/л): $\text{CoSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 21,5 (Co – 4,5), $\text{Na}_2\text{MoO}_4 \times 2\text{H}_2\text{O}$ – 5,0 (Mo – 2,0), $\text{KNaC}_4\text{H}_4\text{O}_6 \times 4\text{H}_2\text{O}$ – 150, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 15,0; pH = 6, температура 60 °С, плотность тока 0,5... 5 А/дм², электролит перемешивался, аноды – пластины из кобальта и молибдена.

Для осаждения сплава кобальт-вольфрам использовали электролит следующего состава, г/л (в пересчете на металл, г/л): $\text{CoSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 38,16 (Co – 8), $\text{Na}_2\text{WO}_4 \times 2\text{H}_2\text{O}$ – 42,8 (W – 24), $\text{KNaC}_4\text{H}_4\text{O}_6 \times 4\text{H}_2\text{O}$ – 150, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 15,0, NH_4OH – 30 мл (концентрация 25%); pH = 8,5...9, температура 25 °С, плотность тока 1...14 А/дм², электролит не перемешивался, анод - пластины из вольфрама и кобальта.

В сплавах кобальт-молибден и кобальт-вольфрам содержание молибдена и вольфрама определялись весовым методом [6]. Погрешность определения вольфрама и молибдена составила 0,4...1 %.

Проводились рентгенофазовые исследования с помощью дифрактометра (XRD Instruments), а также снимались ИК- спектры катодных осадков.

При осаждении сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам, наряду с постоянным током, использовались следующие формы тока:

– периодический ток с обратным импульсом с соотношением амплитуд, равным 3, 5, 7

(для сплава кобальт-молибден) и 4, 6, 8 (для сплава кобальт-вольфрам);

– периодический ток однополупериодного выпрямления;

– импульсный ток с отсечкой и длительностью импульсов T/4, T/8, T/16.

Известно, что применение различных форм периодического тока способны оказывать влияния на выходные параметры электролита, структуру и физико-механические свойства сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам [7].

Использование периодического тока позволяет значительно поднять верхний предел используемых плотностей тока, благодаря восстановлению электролита в прикатодном слое при смене полярности электрода (при использовании периодического тока с обратным полупериодом) и восстановлению исходного состава прикатодного слоя в паузу (при использовании импульсного тока с отсечкой) [8].

Структура сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам

Сплавы молибдена и вольфрама с металлами группы железа представляют собой пересыщенные относительно молибдена или вольфрама твердые растворы α -кобальта (или другого металла группы железа), так как d-металлы легче образуют между собой интерметаллические соединения [9–11].

В таблице 1 приведены некоторые физико-химические свойства компонентов систем, изучаемых авторами.

Таблица 1

Физико-химические характеристики кобальта, молибдена и вольфрама [12]

Физико-химические свойства	Кобальт		Молибден	Вольфрам
Кристаллическая решетка	гранецентрированная кубическая	гексагональная плотноупакованная решетка	объемно-центрированная кубическая	
Параметр решетки, Å	3,5370	a = 2,505 c = 4,089	3,147	3,160
Атомный радиус, пм	125		139	137
Молярный объем, см ³ /моль	6,7		9,40	9,43
Температура плавления, °С	1495		2623	3422
Электроотрицательность по Полингу	1,88		2,16	2,3
Твердость по Бринеллю, кг/мм ²	280		140	350

Исследования структуры сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам показали, что в зависимости от скорости осаждения и формы могут быть получены хорошо окристаллизованные и рентгеноаморфные осадки сплавов.

На дифрактограммах образцов сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам имеется одна система рефлексов, аналогичная системе рефлексов Co_3Mo и Co_3W . Однако межплоскостные расстояния полученной фазы, как это

видно из табл. 2 (для сплава кобальт-вольфрам), меньше, чем для чистой фазы Co_3W . На основании этого можно отнести полученные фазы к твердому раствору $\alpha\text{-Co}$ в интерметаллическом соединении.

Это подтверждается результатами валового химического анализа, которые совпадают с расчетными данными по составу сплавов, определенными по правилу Вегарда для бинарной системы $\alpha\text{-Co} - \text{Co}_3\text{W}$ [14].

Таблица 2

Значения межплоскостных расстояний (d , Å), интенсивностей (I/I_0) и индексов плоскостей (hkl) для кобальта, вольфрама, интерметаллида Co_3W и сплава кобальт-вольфрам (данные американского общества по испытанию материалов, ASTM, Филадельфия 1929–1973 гг.)

$\alpha\text{-Co}$			сплав кобальт-вольфрам			Co_3W			вольфрам		
d , Å	I/I_0	hkl	d , Å	I/I_0	hkl	d , Å	I/I_0	hkl	d , Å	I/I_0	hkl
						3.00	80	101			
						2.54	60	110			
									2.238	100	110
2.165	20	100	2.18	40	200	2.21	80	200			
2.023	60	002	2.04	60	002	2.06	80	002			
1.910	100	101	1.93	100	201	1.95	100	201			
									1.582	15	200
a = 2.507 Å			a = 5.07 Å			a = 5.130 Å			a = 3.165 Å		
c = 4.070 Å			c = 4.10 Å			c = 4.128 Å					

На рисунке 1 приведены фрагменты рентгенограмм сплавов кобальт-вольфрам, полученных на различных формах тока при плотности тока от 2 до 14 А/дм². Видно, что использование постоянного тока и однополупериодного тока (при плотности тока до 10 А/дм²) дает возможность получать кристаллический продукт (рис. 1, А).

Высокие скорости осаждения постоянным и однополупериодным токами и осаждение во всем интервале плотностей тока импульсным

током с отсечками Т/8, Т/16 и периодическим током с отношением прямого и обратного полупериодов, равным 2 и 4, способствует образованию рентгеноаморфных образцов сплава кобальт-вольфрам (рис. 1, Б).

Использование самой низкой скорости осаждения ($i_{\text{ср}} = 2$ А/дм²) импульсным током с отсечкой Т/4 и периодическим током с отношением прямого и обратного полупериодов, равным 6, дает возможность получить кристаллический осадок твердого раствора $\alpha\text{-Co} - \text{Co}_3\text{W}$.

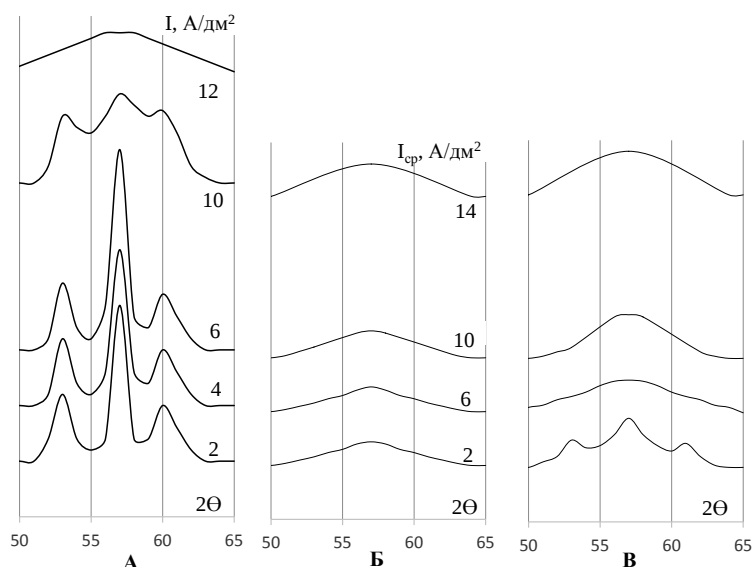


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм образцов сплава кобальт-вольфрам, полученных на постоянном или однополупериодном токе (А); на импульсном токе с отсечками Т/6 и Т/12 и на периодическом токе с отношениями прямого и обратного полупериодов равными 2 и 4 (Б); на импульсном токе с отсечкой Т/4 и на периодическом с отношением прямого и обратного полупериодов, равным 6 (Б)

При более высоких скоростях осаждения осадки получают рентгеноаморфными (рис. 1, В). Образование рентгеноаморфных образцов в случае осаждения постоянным током соответствует самым большим значениям содержания вольфрама в сплаве, приближающимся к максимально возможному содержанию вольфрама в соответствии с формулой Co_3W . Выход по току при этом минимален. При высокой скорости осаждения нарушается правильный рост зерен осадков, поэтому образуются рентгеноаморфные образцы сплавов.

В случае осаждения сплавов кобальт-моли-

бден, в отличие от сплавов кобальт-вольфрам, изменение кристаллической структуры катодных осадков имеет более сложный характер.

На рентгенограммах сплавов, осажденных на всех формах тока, при плотности тока $0,5 \text{ А/дм}^2$ наблюдается система рефлексов, принадлежащих твердому раствору $\alpha\text{-Co}$ в интерметаллическом соединении Co_3Mo (рис. 2, А).

Увеличение скорости осаждения сплава (плотность тока $1...3 \text{ А/дм}^2$) при всех формах тока приводит к образованию рентгеноаморфных сплавов, дающих на рентгенограммах диффузное гало (рис. 2, Б).

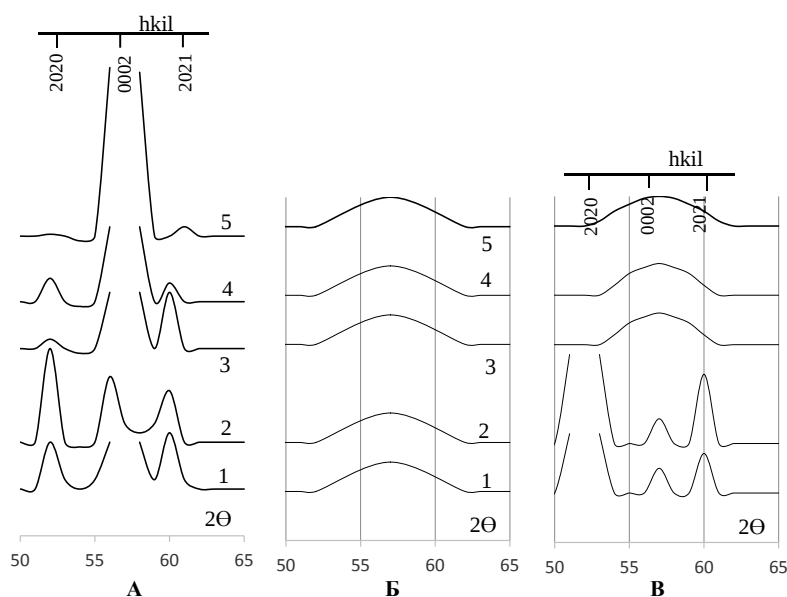


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм образцов сплава кобальт-молибден, осажденных при различных формах и плотностях тока:

А – $0,5 \text{ А/дм}^2$; Б – $3,0 \text{ А/дм}^2$; В – $5,0 \text{ А/дм}^2$; 1 – однополупериодный ток; 2 – периодический ток с отношением прямого и обратного полупериодов равным 7; 3 – периодический ток с отношением прямого и обратного полупериода равным 3; 4 – импульсный ток с отсечкой $T/4$; 5 – импульсный ток с отсечкой $T/16$

Из рисунка 2 видно, что при осаждении сплава кобальт-молибден аморфные образцы получают при средних скоростях осаждения сплава.

Для системы кобальт-вольфрам аморфная фаза образуется при высоких скоростях осаждения при постоянном и однополупериодном токах. Однако в импульсных режимах аморфные осадки получают и при низких значениях средней плотности тока.

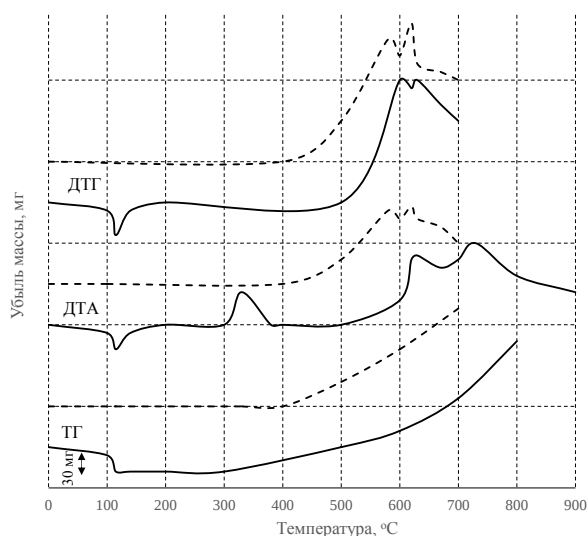
Размытие рефлексов на рентгенограммах может быть объяснено наличием микронапряжений, химической неоднородностью.

Подобная диффузная картина для сплава кобальт-вольфрам определяется наличием малыми размерами зерен [15].

Проведенные термографические, термогравиметрические ИК-спектроскопические исследования аморфных образцов сплава кобальт-вольфрам показали, что они содержат некоторое количество связанной воды, что регистрируется на кривой ТГ убылью массы, на кривых ДТА и ДТГ эндотермическими эффектами при температуре 120°C (рис. 3, а).

На ИК-спектрах – это размытая полоса поглощения в области $3200...3600 \text{ см}^{-1}$ (рис. 3, г, д).

Экзотермический эффект на кривой ДТА при температуре 360°C относится к кристаллизации аморфного осадка [16]. Это было подтверждено рентгенофазовым методом путем съемки аморфного образца, отожженного при этой температуре (рис. 3, б, в).



a

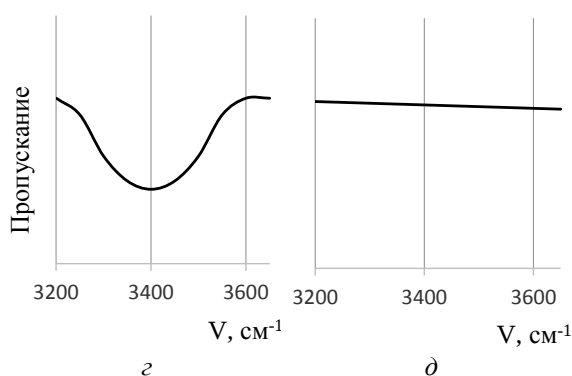
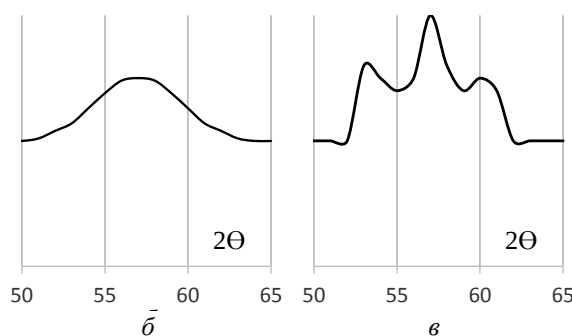


Рис. 3. Кривые ДТГ, ДТА, ТГ аморфных (сплошная линия) и кристаллических (пунктирная линия) образцов сплава кобальт-вольфрам (a); фрагменты дифрактограмм аморфных образцов (б) и изотермически прогретых при температуре 340 °С в течение одного часа (в); фрагменты ИК-спектров аморфных (с) и прогретых образцов сплава Co-W (д)

Переход из некристаллического в другое состояние в этой системе происходит ступенями по правилу Оствальда: аморфное состояние переходит в однофазное метастабильное состояние и далее в равновесное двухфазное кристаллическое состояние [17]. Переход из аморфного в метастабильное кристаллическое состояние требует энергии активации диффузии;

этот переход сопровождается выделением тепла, и теплота перехода является близкой по значению теплоте плавления массивного материала. Такой переход происходит путем зарождения и роста метастабильной кристаллической фазы, при этом дифракционная картина аморфного образца не изменяется до температуры перехода в кристаллическое состояние, что ука-

зывает на стабильность аморфной структуры. Высокие значения энергии активации говорят о необходимости диффузных процессов для зарождения и роста кристаллической фазы.

Основная структурная единица аморфного сплава кобальт-вольфрам состоит из четырех атомов: трех атомов кобальта и одного атома вольфрама. Они могут быть расположены в форме тетраэдра с расстояниями Co-Co 2,560 Å и Co-W 2,545 Å. Эти же межатомные расстояния наблюдаются в упорядоченном интерметаллическом соединении Co₃W. Тетраэдрическая модель соответствует наблюдаемой гомогенности осадка в положении первого максимума на рентгеновском распределении интенсивностей.

Выводы

1. Определен фазовый состав, структура образцов сплавов кобальт-молибден и кобальт-вольфрам.

2. Установлено, что во всех исследованных случаях осаждения образцы получают однофазными и представляют собой твердые растворы в интерметаллическом соединении Co₃Mo и Co₃W соответственно.

3. Изучено влияние соотношения компонентов, температуры, pH раствора, режимов осаждения на выходные параметры электролиза сплава кобальт-вольфрам и кобальт-молибден в условиях стационарного и нестационарного электролиза для получения сплавов известного состава и структуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васько, А. Т. Электрохимия молибдена и вольфрама / А. Т. Васько. – Киев : Наукова думка, 1977. – 172 с.
2. Перельман, Г. В. Молибден и вольфрам / Г. В. Перельман, А. Я. Зворыкин. – М. : Наука, 1968. – 140 с.
3. Рачинскас, В. С. Исследования в области электроосаждения металлов / В. С. Рачинскас, Н. А. Бучене, Ю. Ю. Матулис // Материалы XI республиканской конференции по электрохимии. – Литовская ССР, Вильнюс, 1971. – С. 51.
4. Березин, Н. Б. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений / Н. Б. Березин, Н. В. Гудин. – Казань : КГТУ, 2006. – 276 с.
5. Gomez, E. Electrodeposited cobalt-molybdenum magnetic materials / E. Gomez, E. Pellicer, E. Valles // Journal of Electroanalytical Chemistry. – 2001. – V. 517. – P. 109–116.
6. Практикум по электрохимии / под ред. Б. Б. Дамаскина. – М. : Высшая школа, 1991. – 288 с.
7. Замурников, В. М. Новые аспекты повышения скорости осаждения гальванопокрытий при импульсном электролизе / В. М. Замурников, Н. А. Костин // Гальванотехника и обработка поверхности. – 1994. – Т. 3. – № 2. – С. 74–77.

8. Никифорова, Е. Ю., Закономерности электрохимического поведения металлов при наложении переменного тока / Е. Ю. Никифорова, А. Б. Килимник // Вестник Тамбовского государственного технического университета. – 2009. – Т. 15, № 3. – С. 604–613.

9. Бондарь, В. В. Электроосаждение сплавов аморфного строения / В. В. Бондарь, Ю. М. Полукаров // Украинская республиканская конференция по электрохимии. – 1973. – Ч. 1. – С. 104–110.

10. Gomez, E. Electrodeposited of soft-magnetic cobalt-molybden coatings containing low molybdenum percentages / E. Gomez, E. Pellicer, E. Valles // Journal of Electroanalytical Chemistry. – 2004. – V. 568. – P. 29–36.

11. Забелин, И. В. Влияние значения pH раствора на процесс электролитического осаждения сплавов вольфрам – кобальт из аммонийно-лимоннокислых растворов / И. В. Забелин, Б. П. Юрьев // Журнал прикладной химии. – 1974. – № 47. – С. 2056.

12. Справочник по редким металлам. – М. : Мир, 1965. – 946 с.

13. Францевич-Заблудовская, Т. Ф. К вопросу о механизме электроосаждения сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа / Т. Ф. Францевич-Заблудовская, А. И. Заяц, В. Т. Барчук // Украинский химический журнал. – 1960. – № 26. – С. 10.

14. Сперанская, Е. Ф. Электрохимические свойства молибдена и вольфрама / Е. Ф. Сперанская, В. Е. Мерцалова, И. И. Кулев // Успехи химии. – 1966. – Т. 35. – В. 12. – С. 2124–2150.

15. Корешкова, Е. В. Влияние молибдена на структуру сплавов на основе железа / Е. В. Корешкова, А. А. Кулемина // Современные электрохимические технологии и оборудование : материалы конф., Минск, 24–25 ноября 2016 г. / Белорусский государственный технологический университет. – Минск : БГТУ, 2016. – С. 21–24.

16. Фомичев, В. Т. Исследование осадков сплава кобальт – молибден, полученных при различных электрических режимах / В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6(241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 83–85. – DOI 10.35211/1990-5297-2020-6-241-83-85. – EDN QUICNY.

17. Бабанова, Ж. И. Электроосаждение аморфных сплавов Co-W: роль гидродинамических условий / Ж. И. Бабанова, В. И. Петренко, С. А. Силкин, С. П. Ющенко, Е. И. Яхова // Электронная обработка материалов. – 2005, № 6. – С. 86–91.

REFERENCES

1. Vas'ko, A. T. Elektrokhiimiya molibdena i vol'frama. – Kiyev: Naukova dumka, 1977. – 172 s.
2. Perel'man, G. V., Zvorykin A. Ya. Molibden i vol'fram. – M.: Nauka, 1968. – 140 s.
3. Rachinskas, V. S., Buchene, N. A., Matulis, Yu. Yu. Issledovaniya v oblasti elek-troosazhdeniya metallov // Materialy XI respublikanskoy konferentsii po elektrokhi-mii. – Litovskaya SSR, Vil'nyus, 1971. – S. 51.
4. Berezin, N. B., Gudin, N. V. Elektroosazhdeniye metallov i spлавov iz vodnykh rastvorov kompleksnykh soyedineniy. – Kазan': KGTU, 2006. – 276 s.
5. Gomez, E., Pellicer, E., Valles, E. Electrodeposited cobalt-molybdenum magnetic materials // Journal of Electroanalytical Chemistry. – 2001. – V. 517. – P. 109–116.
6. Praktikum po elektrokhiimii / pod red. B. B. Damas-kina. – M.: Vysshaya shkola, 1991. – 288 s.

7. Zamurnikov, V. M., Kostin, N. A. Novyye aspekty povysheniya skorosti osazhdeniya gal'vanopokrytiy pri impul'snom elektrolize // Gal'vanotekhnika i obrabotka poverkhnosti. – 1994. – Т. 3. – №2. – С. 74–77.
8. Nikiforova, Ye. Yu., Kilimnik, A. B. Zakonomernosti elektrokhimicheskogo po-vedeniya metallov pri nalozhenii peremennogo toka // Vestnik Tambovskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. – 2009. – Т.15, №3. – С. 604–613.
9. Bondar', V. V., Polukarov, Yu. M. Elektroosazhdeniye splavov amorfnoy stro-yeniya // Ukrainskaya respublikanskaya konferentsiya po elektrokhimii. – 1973. – CH. 1. – S. 104–110.
10. Gomez, E., Pellicer, E., Valles, E. Electrodeposited of soft-magnetic cobalt-molybden coatings containing low molybdenum percentages // Journal of Electroanalytical Chemistry. – 2004. – V. 568. – P. 29–36.
11. Zabelin, I. V., Yur'yev, B. P. Vliyaniye znacheniya rN rastvora na protsess elektroliticheskogo osazhdeniya splavov vol'fram – kobal't iz ammoniyno-limonnikislykh rastvorov // Zhurnal prikladnoy khimii. – 1974. – №47. – S. 2056.
12. Spravochnik po redkim metallam. M.: Mir, 1965. – 946 s.
13. Frantsevich-Zabludovskaya, T. F., Zayats, A. I., Barchuk, V. T. K voprosu o mekhaniz-me elektroosazhdeniya splavov molibdena i vol'frama s metallami gruppy zheleza // Ukrainskiy khimicheskiy zhurnal. – 1960. - №26. – S. 10.
14. Speranskaya, Ye. F., Mertsalova, V. Ye., Kulev, I. I. Elektrokhimicheskiye svoystva molibdena i vol'frama // Uspekhi khimii. – 1966. – Т.35. – V.12. – S. 2124–2150.
15. Koresheva, Ye. V., Kulemina, A. A. Vliyaniye molibdena na strukturu splavov na osnove zheleza // Sovremennyye elektrokhimicheskiye tekhnologii i oborudovaniye: mate-rialy konf., Minsk, 24 -25 noyabrya 2016 g. Belorusskiy gosudarstvennyy tekhnologicheskiy universitet. – Minsk: BGTU, 2016. – S.21–24.
16. Fomichev, V. T. Issledovaniye osadkov splava kobal't - molibden, poluchennykh pri razlichnykh elektricheskikh rezhimakh / V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich // Izvestiya Volgogradskogo gosudarstvennogo tekhnicheskogo universiteta. – 2020. – № 6(241). – S. 83-85. – DOI 10.35211/1990-5297-2020-6-241-83-85. – EDN QUICNY.
17. Babanova, Zh. I., Petrenko, V. I., Silkin, S. A., Yushchenko, S. P., Yakhova, Ye. I. Elektroosazhdeniye amorfnykh splavov Co-W: rol' gidrodinamicheskikh usloviy // Elektronnaya obrabotka materialov. – 2005, № 6. – S.86–91.

Статья поступила в редакцию 23.04.26, доработана 05.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 23.04.26, revised 05.05.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 541.13:621.793.3

DOI 10.35211/1990-5297-2026-6-313-90-98

Научная статья

Original article

В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, А. П. Губаревич, Г. П. Губаревич

**ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ ДИСПЕРСНЫХ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗА
С НИКЕЛЕМ, КАДМИЕМ, ЦИНКОМ ПРИ СТАЦИОНАРНЫХ
И НЕСТАЦИОНАРНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ**

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Алексей Владимирович Савченко, savtchenko2@mail.ru

Аннотация. Изучено влияние состава электролита, параметров электроосаждения на процесс получения дисперсных осадков железа с никелем, кадмием и цинком. Исследовано влияние различных форм токов на кинетику электроосаждения железа с никелем, кадмием, цинком. Определено содержание железа в сплавах. Установлен выход сплава железо-цинк от катодной плотности тока.

Ключевые слова: железо, никель, кадмий, цинк, состав электролита, дисперсный осадок, сплава, нестационарный электролиз, электроосаждение

Для цитирования: Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич А. П., Губаревич Г. П. Электроосаждение дисперсных сплавов железа с никелем, кадмием, цинком при стационарных и нестационарных электрических режимах. Известия ВолГТУ. 2026; 6(313): 90–98. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-90-98.

Информация об авторах:

Валерий Тарасович Фомичев – д-р техн. наук, профессор профессор кафедры математических и естественнонаучных дисциплин Волгоградского государственного технического университета

<https://orcid.org/0000-0002-7382-6474>

e-mail: valerifomiche@yandex.ru

Алексей Владимирович Савченко – канд. техн. наук, доцент, доцент кафедры математических и естественнонаучных дисциплин Волгоградского государственного технического университета

<https://orcid.org/0000-0001-6633-8352>

e-mail: savtchenko2@mail.ru

Александр Павлович Губаревич – аспирант Волгоградского государственного технического университета.

<https://orcid.org/0009-0009-7451-3646>

e-mail: gap-vlg2001@mail.ru

Галина Павловна Губаревич – канд. техн. наук, доцент доцент кафедры математических и естественнонаучных дисциплин Волгоградского государственного технического университета

<https://orcid.org/0009-0004-3846-9178>

e-mail: ggubarevich@mail.ru

Вклад авторов:

В. Т. Фомичев – определение цели работы, анализ результатов эксперимента.

А. В. Савченко – получение образцов электролитических осадков, участие в обсуждении результатов.

А. П. Губаревич – проведение рентгенофазового анализа, дифференциального термического анализа (ДТА), дифференциальной термогравиметрии (ДТГ), термогравиметрия (ТГ).

Г. П. Губаревич – написание текста статьи, участие в обсуждении результатов.

V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, A. P. Gubarevich, G. P. Gubarevich

**ELECTRODEPOSITION OF DISPERSED ALLOYS
OF IRON WITH NICKEL, CADMIUM AND ZINC UNDER STATIONARY
AND TRANSIENT ELECTRICAL MODES**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Alexey V. Savchenko, savtchenko2@mail.ru

Abstract. The influence of electrolyte composition and electrodeposition parameters on the formation of dispersed iron deposits with nickel, cadmium, and zinc was studied. The influence of various current forms on the kinetics of iron electrodeposition with nickel, cadmium, and zinc was investigated. The iron content of the alloys was determined. The iron-zinc alloy yield was determined as a function of cathodic current density.

Keywords: iron, nickel, cadmium, zinc, electrolyte composition, dispersed deposit, alloy, transient electrolysis, electrodeposition

For citation: Fomichev V. T., Savchenko A. V., Gubarevich A. P., Gubarevich G. P. Electrodeposition of dispersed alloys of iron with nickel, cadmium, and zinc under stationary and non-stationary electrical conditions. *Izvestiya VSTU*. 2026; 6(313): 90–98. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-90-98.

Information about the authors:

Valery T. Fomichev – Dr. Sci. (Eng.), Professor Professor in the Department of Mathematical and Natural Sciences at Volgograd State Technical University

<https://orcid.org/0000-0002-7382-6474>

e-mail: valerifomichev@yandex.ru

Alexey V. Savchenko – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor Associate Professor in the Department of Mathematical and Natural Sciences at Volgograd State Technical University.

<https://orcid.org/0000-0001-6633-8352>

e-mail: savtchenko2@mail.ru

Alexander P. Gubarevich – graduate student at Volgograd State Technical University.

<https://orcid.org/0009-0009-7451-3646>

e-mail: gap-vlg2001@mail.ru

Galina P. Gubarevich – Cand. Sci. (Eng.), Associate Professor Associate Professor in the Department of Mathematical and Natural Sciences at Volgograd State Technical University.

<https://orcid.org/0009-0004-3846-9178>

e-mail: ggubarevich@mail.ru

Contributions of the author:

Valery T. Fomichev – defining the aim of the study, analyzing the experimental results.

Alexey V. Savchenko – obtaining electrolytic deposit samples, participating in the discussion of the results.

Alexander P. Gubarevich – conducting X-ray phase analysis, differential thermal analysis (DTA), differential thermogravimetry (DTG), and thermogravimetry (TG).

Galina P. Gubarevich – writing the manuscript, participating in the discussion of the results.

Введение

Электролитический способ позволяет осаждать покрытия сплавами, обладающими разнообразными свойствами [1]. Эти гальванические осадки обладают антикоррозионными, жаростойкими, высокомагнитными свойствами.

Накопленный в настоящее время экспериментальный материал показывает, что даже при простых случаях, когда на катоде разряжаются ионы одного вида, механизм кинетики разряда не выяснен до конца [2]. При совместном вос-

становлении ионов скорость их разряда существенно отличается от скорости, с которой происходит раздельное восстановление ионов. Большую роль при этом имеет и состояние поверхности катода, и строение двойного слоя, и состояния ионов в растворе [3].

При электроосаждении металлов в растворе всегда присутствуют ионы водорода, совместно восстанавливающиеся с ионами металла на катоде и, тем самым, оказывая некоторое влияние на скорость протекания совместной реакции.

При совместном восстановлении ионов природа и состояние поверхности могут оказывать двойное влияние. В одном случае вследствие сплавообразования потенциал восстановления иона металла снижается по сравнению с равновесным потенциалом (деполяризация). В другом случае потенциал восстановления, наоборот, возрастает относительно равновесного потенциала (поляризация).

При наличии в растворе ионов различных металлов часть ионов одного металла в двойном слое заменяется ионами другого металла, поэтому скорость восстановления каждого вида ионов будет меньше по сравнению с отдельным восстановлением [4]. Однако эта простая на вид зависимость осложняется такими факторами, как размер ионов, их удельный заряд, состояние ионов в растворе, адсорбционная способность и т. д.

Таким образом, в реальных сопряженных системах скорость выделения отдельных металлов меняется в широких пределах.

Электроосаждение сплава железо-никель

Методика эксперимента. С целью изучения кинетики электроосаждения железно-нике-

левого сплава использовался обычный электролит для получения никелевого порошка [5], в который были дополнительно введены сульфат железа и аскорбиновая кислота. Введенная в электролит аскорбиновая кислота препятствует переходу двухвалентного железа в трехвалентное.

Исследуемый электролит имел следующий состав: $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.5 моль-экв./л, $\text{NiSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.25 моль-экв./л, NH_4Cl – 25 г/л, NaCl – 100 г/л, аскорбиновая кислота – 1 г/л.

Водородный показатель pH электролита поддерживался периодическим введением серной кислоты на уровне 2,9 – 3.

В качестве катода использовалась медь, предварительно покрытая сплавом из исследуемого электролита. Комбинированные аноды состояли из железных и никелевых полос.

Данные по изучению кинетики электроосаждения железа, никеля и сплава железно-никель с использованием постоянного тока представлены на рис. 1. Предельная плотность тока при электроосаждении никеля (кривая 2) составляет примерно около 1 А/дм², а в случае осаждения сплава небольшой перегиб на поляризационной кривой соответствует плотности тока 4,5 А/дм² (кривая 1).

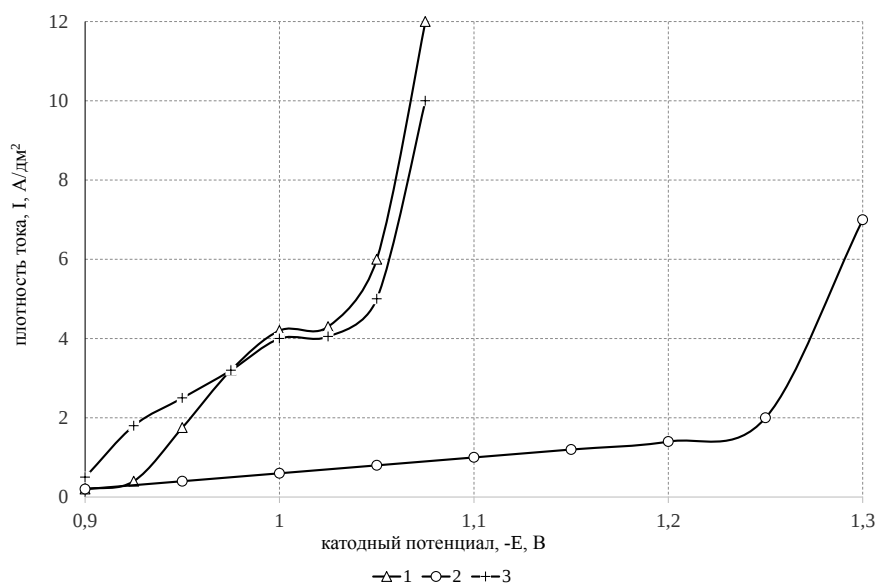


Рис. 1. Зависимость катодного потенциала (Е, В) от плотности тока (I, А/дм²) при электроосаждении железа, никеля и сплава железно-никель из электролитов состава, моль-экв./л:
 1 – $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.5, $\text{NiSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.25, NH_4Cl – 25 г/л, NaCl – 100 г/л, аскорбиновая кислота – 1 г/л;
 2 – $\text{NiSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.25, NH_4Cl – 25 г/л, NaCl – 100 г/л, аскорбиновая кислота – 1 г/л;
 3 – $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.5, NH_4Cl – 25 г/л, NaCl – 100 г/л, аскорбиновая кислота – 1 г/л.
 Температура 25 °С, pH = 3,0

Таким образом, процесс разряда ионов никеля при электроосаждении сплава будет происходить при плотностях тока, значительно превосходящих предельную плотность тока для никеля.

Электроосаждение сплава железа – никель является примером сопряженных систем при совместном восстановлении ионов железа и никеля на катоде. Равновесный потенциал никеля

намного положительнее, чем равновесный потенциал железа. Однако кривая, характеризующая совместное восстановление ионов никеля и водорода, расположена в более отрицательной области потенциалов, чем поляризационная кривая, полученная в тех же условиях из железного электролита. Это связано с тем, что выделение никеля сопровождается значительно большим перенапряжением, чем разряд ионов железа.

Анализируя взаимное расположение поляризационных кривых на рис. 1, можно считать, что разряд ионов никеля облегчается, а восстановление ионов железа затрудняется при увеличении плотности тока.

Электроосаждение сплава железо – никель проводилось и с использованием периодических токов.

Применение различных форм и параметров периодического тока позволяет воздействовать на физико-механические свойства получаемых электролитических порошков [6; 7].

Изучены средние значения потенциала электрода от средней за период плотности тока при различных формах и параметрах периодического тока сплава железо-никель. Кинетика электроосаждения изучалась в гальваностатическом режиме электролиза.

Отмечено некоторое смещение среднего значения потенциала на период в область более электроположительных значений потенциала, причем с увеличением продолжительности обратного импульса от $T/8$ до $T/2$. Такое смещение объясняется логарифмической зависимостью в уравнении Тафеля [8].

При этом наблюдается некоторое снижение выхода по току металла при использовании периодического тока относительно постоянного. Это объясняется тем, что при анодной поляризации на электроде выделяется некоторое количество кислорода, который действует как деполяризатор, облегчая разряд ионов и, таким образом, снижает выход металла по току [9]. Указанное явление возможно в том случае, когда минимальное значение потенциала (во время обратного импульса) будет более положительно, чем его равновесное значение, т. е. будет возможен анодный процесс. Анодный процесс возможен при всех формах периодического тока.

Содержание железа в сплаве определялось объемным методом. Данные по определению процентного содержания железа в электролитическом осадке железо-никель представлены на рис. 2.

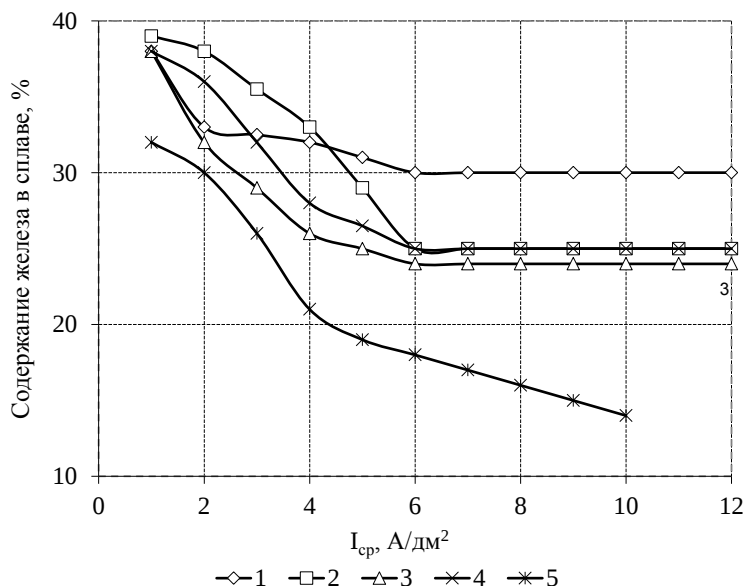


Рис. 2. Зависимость содержания железа в сплаве железо-никель от средней плотности тока ($I_{ср}$, А/дм²), полученного из электролита состава: 0,5 моль-экв./л $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$, 0,25 моль-экв./л $\text{NiSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$, 25 г/л NH_4Cl , 100 г/л NaCl , 1 г/л аскорбиновой кислоты. Температура электролита 25 °С, pH = 3,0.
Форма тока: 1 – $I_{пр}/I_{обр} = 2$; 2 – $I_{пр}/I_{обр} = 2$, $\tau_{пр} = T/2$, $\tau_{обр} = T/4$; 3 – $I_{пр}/I_{обр} = 2$, $\tau_{пр} = T/2$, $\tau_{обр} = T/8$; 4 – $I_{пр}/I_{обр} = 2$, $\tau_{пр} = T/4$, $\tau_{обр} = T/8$; 5 – постоянный ток

Видно, что содержание железа в сплаве зависит от плотности тока и от применяемой формы периодического тока.

Минимальное количество железа содержится в осадках, полученных на постоянном токе и максимальное – при периодическом токе

с обратным импульсом ($I_{пр} / I_{обр} = 2$). При увеличении плотности тока содержание железа в сплаве уменьшается.

При увеличении плотности тока разряд ионов никеля облегчается и, таким образом, содержание его в сплаве должно возрасти. Однако скорость разряда ионов железа превышает скорость разряда ионов никеля и вследствие этого количество железа в сплаве должно превышать содержание никеля в сплаве, что подтверждается экспериментально (рис. 2).

Электроосаждение сплава железо-кадмий

Методика эксперимента. Совместное восстановление ионов железа и кадмия проводилось из электролита состава, г/л: $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 139, $\text{Cd}(\text{BF}_4)_2 \times x\text{H}_2\text{O}$ – 15, HBF_4 – 6. Электролит стабилен во время работы.

Окисление двухвалентного железа до трехвалентного не наблюдалось (электролит всегда был прозрачен). Во время работы периодически добавляли небольшое количество HBF_4 , чтобы поддерживать pH электролита около 3. При меньшем значении pH наблюдается химическое растворение дисперсного металла и анодов.

Применяли комбинированные аноды, состоящие из железных и кадмиевых полос при отношении площади железных полос к кадмиевым, равным 4:1.

При изучении кинетики электроосаждения кадмия в качестве катода использовалась медь, предварительно покрытая сплавом из вышеуказанного электролита.

Поляризационные кривые совместного и раздельного восстановления ионов кадмия и железа представлены на рис. 3. Близость потенциалов восстановления железа из сульфатного электролита и кадмия из борфтористоводородного электролита свидетельствуют о возможности их совместного разряда на катоде [10; 11].

Предельная плотность тока для кадмиевого электролита равна $0,5 \text{ A/дм}^2$ (рис. 3, кривая 2). Для железного электролита предельная плотность тока, определенная расчетным путем, равна 5 A/дм^2 .

Потенциал выделения железа намного положительнее потенциала выделения кадмия (рис. 3). Поляризационная кривая совместного восстановления ионов кадмия и железа находится между кривыми, полученными при раздельном разряде этих ионов. При совместном осаждении разряд ионов железа затрудняется, а разряд ионов кадмия несколько облегчается. Однако скорость разряда ионов железа превышает скорость разряда ионов кадмия и, таким образом, в сплаве преобладает содержание железа [12].

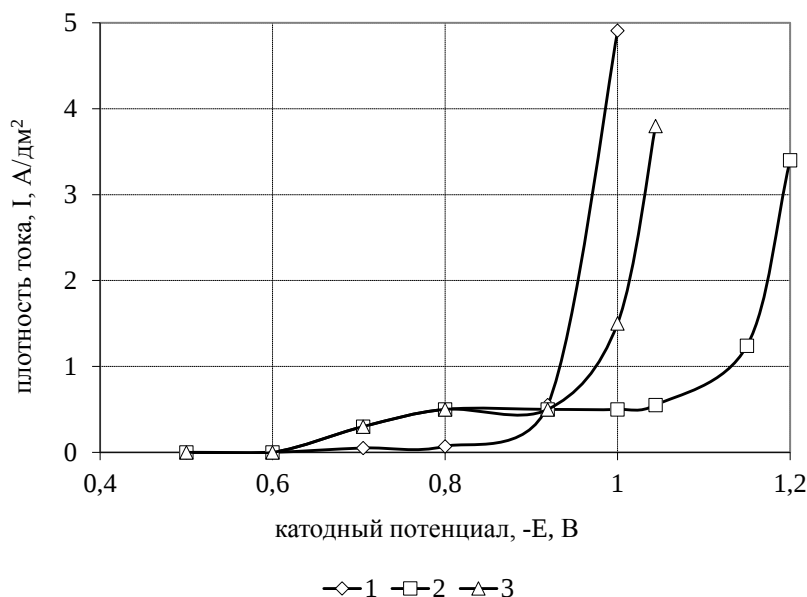


Рис. 3. Зависимость потенциала катода от плотности тока при электроосаждении железа (1), кадмия (2), сплава железо-кадмий (3). Состав электролитов:
1 – 139 г/л $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$, 6 мл/л HBF_4 ; 2 – 15 г/л $\text{Cd}(\text{BF}_4)_2 \times x\text{H}_2\text{O}$, 6 мл/л HBF_4 ;
3 – 139 г/л $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$, 15 г/л $\text{Cd}(\text{BF}_4)_2 \times x\text{H}_2\text{O}$, 6 мл/л HBF_4 .
Температура электролита 25°C , pH = 3,0

Данные по изучению состава сплава от формы применяемого тока и средней за период плотности тока представлены на рис. 4.

При малой плотности тока в состав сплава в основном входит кадмий, а при повышении плотности тока содержание кадмия уменьшается. При использовании постоянного тока увеличением плотности тока можно изменять количество железа от 25 до 65 %.

В зависимости от используемой формы периодического тока содержание железа в сплаве изменяется от 2 до 67 %. Наименьшее содержа-

ние железа в сплаве наблюдается при применении периодического тока с обратным импульсом ($I_{пр} / I_{обр} = 2$). Количество железа увеличивается при уменьшении обратного импульса от $T/4$ до $T/8$ (рис. 4, кривые 3, 4).

Содержание железа в компактном и дисперсном сплавах различно.

Такое различие в процентном содержании железа можно объяснить увеличением истинной поверхности электрода, вследствие чего истинная плотность тока уменьшается, способствуя выделению кадмия.

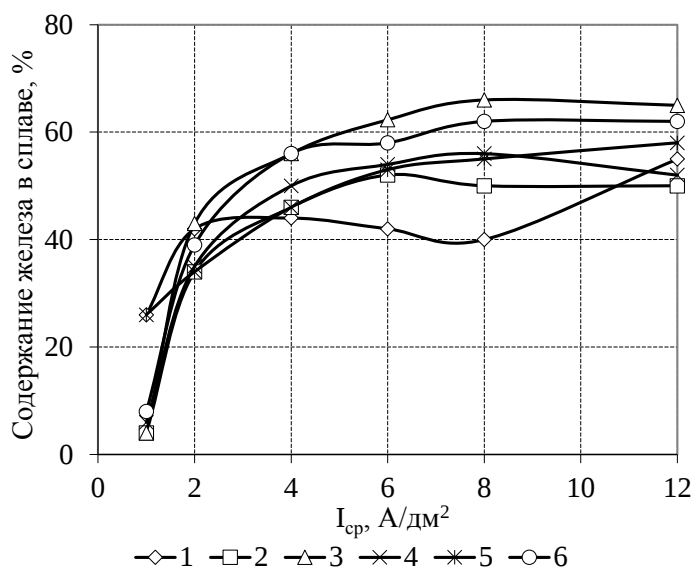


Рис. 4. Зависимость процентного содержания железа в сплаве железо-кадмий от средней плотности тока ($I_{ср}$, А/дм²), полученного из электролита состава: 139 г/л $FeSO_4 \times 7H_2O$, 15 г/л $Cd(BF_4)_2 \times xH_2O$, 6 мл/л HBF_4 . Температура электролита 25 °С, pH = 3,0. Сплав компактный. Форма тока: 1 — $I_{пр}/I_{обр} = 2$; 2 — $I_{пр}/I_{обр} = 2$, $\tau_{пр} = T/2$, $\tau_{обр} = T/4$; 3 — $I_{пр}/I_{обр} = 2$, $\tau_{пр} = T/2$, $\tau_{обр} = T/8$; 4 — $\tau_{пр} = T/2$, $\tau_{обр} = 0$; 5 — $\tau_{пр} = T/4$, $\tau_{обр} = 0$; 6 — постоянный ток

Данные по исследованию зависимости состава сплава от плотности тока представлены в табл. 1 (ток постоянный).

Таблица 1

Плотность тока, А/дм ²	1	2	4	8	12
Содержание железа в виде компактного металла, %	25,5	37,6	58,2	65,0	64,3
Содержание железа в виде порошка, %	5,5	24,5	35,0	40,0	42,3

Электроосаждение сплава железо-цинк

Методика эксперимента. Покрытия сплавом железо-цинк производятся из простых сульфатных электролитов с дополнительным введением некоторого количества лимонной кислоты [13].

Для изучения кинетики совместного разряда ионов железа и цинка применялся электролит со-

става: $FeSO_4 \times 7H_2O$ — 0.5 моль/л, $ZnSO_4 \times 7H_2O$ — 0.1 моль/л, $(NH_4)_2SO_4$ — 66 г/л, KCl — 5 г/л, аскорбиновая кислота — 0.5 г/л.

Использовались комбинированные аноды, состоящие из железных и цинковых полос при соотношении поверхности железа и цинка 4:1.

Кинетика электроосаждения сплава железо-цинк. На рис. 5 представлены поляризационные кривые выделения железа, цинка и сплава

железо-цинк, полученные в потенциостатическом режиме электролиза.

Поляризационные кривые выделения сплава цинк-железо занимают промежуточное положение между поляризационными кривыми

выделения железа и цинка на катоде и, таким образом, электроосаждение сплава также является примером сопряженных систем при совместном восстановлении ионов железа и цинка на катоде.

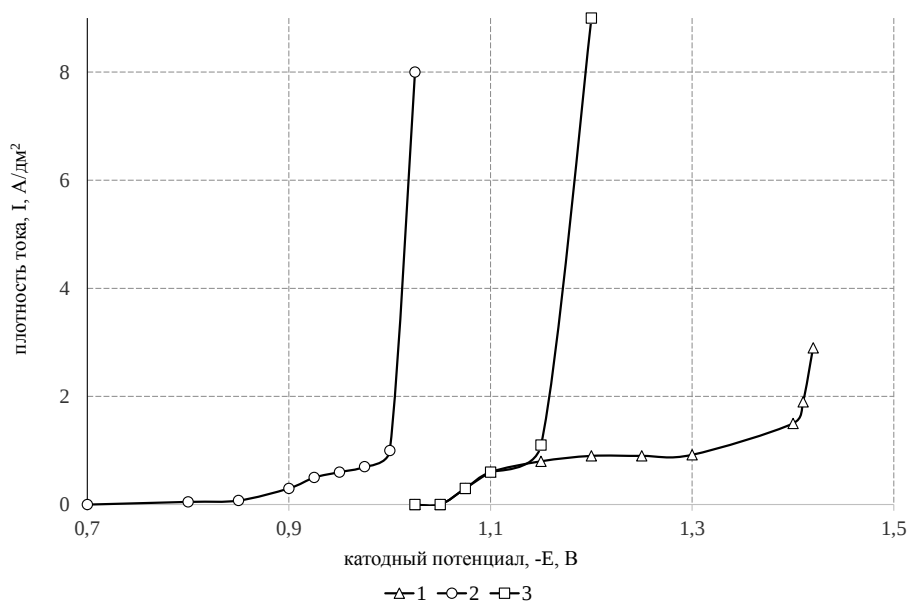


Рис. 5. Зависимость потенциала катода от плотности тока при электроосаждении цинка (1), железа (2), сплава железо-цинк (3). Состав электролитов:
1 – $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.1 моль/л, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 66 г/л, KCl – 5 г/л, аскорбиновая кислота – 0.5 г/л;
2 – $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.5 моль/л, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 66 г/л, KCl – 5 г/л, аскорбиновая кислота – 0.5 г/л;
3 – $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.5 моль/л, $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.1 моль/л, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 66 г/л, KCl – 5 г/л, аскорбиновая кислота – 0.5 г/л. Температура электролита 25 °C, pH = 3,0

Экспериментальные данные по исследованию состава сплава при различных плотностях и формах тока представлены на рис. 6. При низких плотностях тока наблюдается преобладание цинка в сплаве.

Однако, при высоких плотностях тока сплав обогащается железом. В табл. 2 представлена зависимость скорости разряда цинка и железа при совместном восстановлении на катоде от плотности тока.

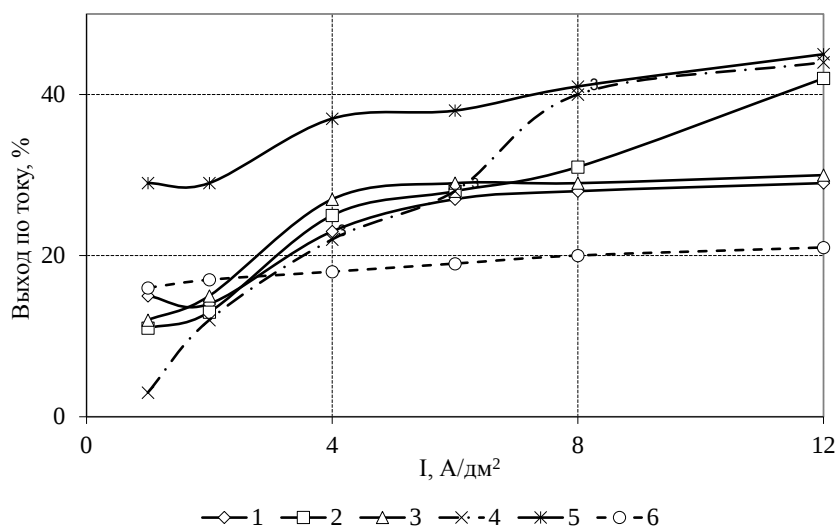


Рис. 6. Зависимость выхода по току сплава железо-цинк от плотности тока из электролита состава: $\text{FeSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.5 моль/л, $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ – 0.1 моль/л, $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ – 66 г/л, KCl – 5 г/л, аскорбиновая кислота – 0.5 г/л. Температура электролита 25 °C, pH = 3,0. Форма тока: 1 – $I_{\text{пр}}/I_{\text{обр}} = 2$; 2 – $I_{\text{пр}}/I_{\text{обр}} = 2$, $\tau_{\text{пр}} = T/2$, $\tau_{\text{обр}} = T/4$; 3 – $I_{\text{пр}}/I_{\text{обр}} = 2$, $\tau_{\text{пр}} = T/2$, $\tau_{\text{обр}} = T/8$; 4 – $I_{\text{пр}}/I_{\text{обр}} = 2$, $\tau_{\text{пр}} = T/4$, $\tau_{\text{обр}} = T/8$; 5 – $\tau_{\text{пр}} = T/4$, $\tau_{\text{обр}} = 0$; 6 – постоянный ток

Таблица 2

Зависимость относительной скорости восстановления ионов Fe^{2+} и Zn^{2+} от плотности тока

Плотность тока, А/дм^2	1	2	4	6
Суммарная скорость	0,91	1,84	3,72	5,46
Скорость для Fe^{2+}	0,18	0,56	1,66	2,51
Скорость для Zn^{2+}	0,73	1,28	2,06	2,95

Доля тока, идущего на разряд железа при 1 А/дм^2 составляет около 20 %, а при 6 А/дм^2 – 46 %, доля тока идущего на разряд цинка соответственно 89 и 54 %. Таким образом, при дальнейшем увеличении плотности тока скорость разряда ионов железа должна превысить скорость разряда ионов цинка, и сплав будет обогащаться железом.

Выход по току дисперсного металла несколько выше при использовании периодических токов, чем при использовании постоянного тока (рис. 6, кривая 2), что может быть связано с большими амплитудными плотностями тока, позволяющими уменьшить долю компактного металла в осаждаемом на катоде металле

Наибольшее количество дисперсного металла образуется при использовании пульсирующего тока ($\tau_{\text{пр}} = T/4$, $\tau_{\text{обр}} = 0$) и наименьшее при использовании тока с параметрами $I_{\text{пр}} / I_{\text{обр}} = 2$. Выход по току водорода не превышает 10...15 %.

Выводы

1. Изучен процесс электроосаждения сплавов железо-никель, железо-кадмий и железо-цинк при стационарном и нестационарном электрических режимах.

2. Использование периодических токов различных форм и параметров позволяет в широких пределах изменять соотношение скоростей выделения компактного сплава, что дает возможность регулировать состав и выход сплава по току.

3. Изучением зависимостей максимальных и минимальных значений потенциалов от средней за период плотности тока установлено, что выход по току сплавов железо-никель и железо-кадмий зависит от величины максимального потенциала. Наиболее электроотрицательному значению максимального потенциала соответствует наиболее низкий выход по току.

Процентное содержание сплавов железо-никель и железо-кадмий зависит от значения минимального потенциала. Наиболее электро-

положительному значению минимального потенциала соответствует наиболее высокое содержание железа в сплаве железо-никель и наиболее низкое в сплаве железо-кадмий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Федорченко, И. М. Важнейшие тенденции развития порошковой металлургии / И. М. Федорченко // Порошковая металлургия. – 1986. – № 6. – С. 1–11.
2. Вишомирскис, Р. М. Кинетика электроосаждения металлов из комплексных электролитов / Р. М. Вишомирскис. – М.: Наука, 1969. – 244 с.
3. Березина, С. И. Влияние состава комплексов элементов подсемейства железа на катодное восстановление комплексов металлов / С. И. Березина, Т. Д. Кешнер, Л. Г. Шарапова // Некоторые проблемы современной электрохимии: труды Московского химико-технологического института. – 1981. – № 117. – С. 131–143.
4. Кравцов, В. И. Равновесие и кинетика электродных реакций комплексов металлов / В. И. Кравцов. – Л.: Химия, 1985. – 208 с.
5. Наливайко, Е. В. Интенсификация электроосаждения сплава цинк – никель из аммонийного электролита / Е. В. Наливайко, И. Г. Бобрикова, В. Н. Селиванов // Инженерный вестник Дона. – 2012. – № 3. URL.: <https://ivdon.ru/ru/magazine/archive/n3y2012/924>.
6. Озеров, А. М. Нестационарный электролиз / А. М. Озеров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Саманов, И. Н. Свердлин. – Волгоград: Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.
7. Костин, Н. А. Импульсный электролиз / Н. А. Костин, В. С. Заблудовский. – Киев: Наук. думка, 1989. – 168 с.
8. Костин, Н. А. Математическое моделирование процессов импульсного электроосаждения сплавов / Н. А. Костин, О. В. Лабяк // Электрохимия. – 1995. – Т. 31, № 5. – С. 510–513.
9. Влияние образующихся в электролите труднорастворимых соединений электроосаждаемого металла на свойства никелевых покрытий / В. И. Балакай, В. В. Иванов, А. В. Арзуманова [и др.] // Успехи современного естествознания. – 2015. – № 11. – С. 15–19. – EDN VBRYYH.
10. Ильин, В. А. Цинкование, кадмирование, лужение и свинцевание. Библиотека гальванотехника / В. А. Ильин. – Л.: Машиностроение, 1977. – С. 95.
11. Faltynkova, A. Possiblerepla cementes for cadmium in aviation and problem hydrogen embrittlement determination / A. Faltynkova, M. Hruska, J. Kudlacek, M. Vales, P. Szelag // Technologické zalmavosti a elanky z praxe. Ko-roze a ochrana material. – 2016. – Vol.60, Iss. 3. – P. 86–90.
12. Никифоров, А. А. Применимость сульфатно-аммонийного электролита кадмирания с добавкой ЦКН-04 для авиационной промышленности / А. А. Никифоров, К. Н. Смирнов, Д. В. Кравченко, Е. А. Архипов, Л. И. Закирова // Труды ВИАМ. – 2016. – № 12. – С. 93–102.

13. Оксидно-аммонийные электролиты для электроосаждения сплавов цинк-железо / Р. Ф. Шеханов, С. Н. Гридчин, А. В. Балмасов, Н. Е. Мокрецов // Известия высших учебных заведений. Серия: Химия и химическая технология. – 2021. – Т. 64, № 10. – С. 72–77. – DOI 10.6060/ivkkt.20216410.6449. – EDN REPBDW.

REFERENCES

1. Fedorchenko, I. M. Vazhneyshye tendentsii razvitiya poroshkovoy metallurgii // Poroshkovaya metallurgiya. – 1986. – № 6. – С. 1–11.
2. Vishomirskis, R. M. Kinetika elektroosazhdeniya metallov iz kompleksnykh elektrolitov. – М.: Nauka, 1969. – 244 s.
3. Berezina, S. I., Keshner, T. D., Sharapova, L. G. Vliyaniye sostava kompleksov elementov podsemeystva zheleza na katodnoye vosstanovleniye kompleksov metallov // Nekotoryye problemy sovremennoy elektrokhimii. Trudy Moskovskogo khimiko-tekhnologicheskogo instituta. – 1981. – № 117. – С. 131–143.
5. Kravtsov, V. I. Ravnovesiye i kinetika elektrodnykh reaktsiy kompleksov metallov. – Л.: Khimiya, 1985. – 208 s.
6. Nalivayko, Ye. V., Bobrikova, I. G., Selivanov, V. N. Intensifikatsiya elektroosazhdeniya splava tsink–nikel' iz ammoniynogo elektrolita // Inzhenernyy vestnik Dona. – 2012. – №3. URL.: <https://ivdon.ru/ru/magazine/archive/n3y2012/924>.
7. Ozerov, A. M. Nestatsionarnyy elektroliz / A. M. Ozerov, A. K. Krivtsov, V. A. Kha-mayev, V. T. Fomichev, V. V. Samanov, I. N. Sverdlin. – Volgograd: Nizhne-Volzhskoye knizhnoye izd-vo, 1972. – 159 s.
7. Kostin, N. A., Zabludovskiy, V. S. Impul'snyy elektroliz. Kiyev.: Nauk. Dumka, 1989. – 168 s.
8. Kostin, N. A., Labyak, O. V. Matematicheskoye modelirovaniye protsessov impul'sno-go elektroosazhdeniya splavov // Elektrokhiimiya. – 1995. – Т. 31, №5. – С. 510–513.
9. Vliyaniye obrazuyushchikhsya v elektrolite trudno-rastvorimykh soyedineniy elektro-osazhdayemogo metalla na svoystva nikel'nykh pokrytiy / V. I. Balakay, V. V. Ivanov, A. V. Arzumanova [i dr.] // Uspekhi sovremennoyo yestestvoznaniya. – 2015. – № 11. – С. 15–19. – EDN VBRYYH.
10. Il'in, V. A. Tsinkovaniye, kadmirovaniye, luzheniye i svintsevaniye. Biblioteka gal'vanotekhnika. – Л.: Mashinostroyeniye, 1977. S. 95.
11. Faltynkova, A., Hruska, M., Kudlacek, J., Vales, M., Szlag, P. Possiblerepla cements for cadmium in aviation and problem hydrogen embrittlement determination // Technologicke zalmavosti a elanky z praxe. Koroze a ochrana material. – 2016. – Vol.60, Iss. 3. – P. 86–90.
12. Nikiforov, A. A. Primenimost' sul'fatno-ammoniynogo elektrolita kadmiro-vaniya s dobavkoy TSKN – 04 dlya aviatsionnoy promyshlennosti / A. A. Nikiforov, K. N. Smirnov, D. V. Kravchenko, Ye. A. Arkhipov, L. I. Zakirova // Trudy VIAM. – 2016. – №12. – С. 93–102.
13. Оксидно-аммонийные электролиты для электроосаждения сплавов цинк-железо / Р. Ф. Шеханов, С. Н. Гридчин, А. В. Балмасов, Н. Е. Мокрецов // Известия высших учебных заведений. Серия: Химия и химическая технология. – 2021. – Т. 64, № 10. – С. 72–77. – DOI 10.6060/ivkkt.20216410.6449. – EDN REPBDW.

Статья поступила в редакцию 23.04.26, доработана 05.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 23.04.26, revised 05.05.26, accepted for publication 18.05.26.

УДК 621.315.1:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-98-106

Научная статья

Original article

А. Н. Ву Ван, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА ОПЛАВОВ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ АЛЮМИНИЕВО-МЕДНОГО БИМЕТАЛЛА НА ЕГО СВАРИВАЕМОСТЬ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

✉ Алексей Нгианович Ву Ван, avuvan@mail.ru

Аннотация. В статье приведены результаты исследования микроструктуры, фрактографии, элементного и фазового состава переходной зоны биметалла медь–алюминий, полученного сваркой взрывом на режимах, охватывающих всю область свариваемости (в диапазоне энергии пластической деформации W_2 0,12–0,78 МДж/м²). Обнаружено, что при достижении равнопрочного соединения между медью и алюминием доля оплавов в изломе варьируется в диапазоне 21–75 % при линейном содержании равном 56–87 % и не снижает прочности соединения. Содержание элементов Al/Cu в оплавах при этом изменяется от 80/20 до 50/50 At.%, а фазовый состав соответствует (Al)+θ. При пересечении верхней границы свариваемости формируется сплошная прослойка оплава, состоящего из хрупких интерметаллидов $CuAl_2$ и Al_4Cu_9 , что приводит к разрушению сварного соединения.

Ключевые слова: сварка взрывом, зона соединения, оплав, равнопрочность, химический анализ, фрактография, излом, характер разрушения

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZUS-2026-0003 на основании Соглашения № 075-03-2026-526 от 16.01.2026).

Для цитирования: Ву Ван А. Н., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И. Исследование влияния химического и фазового состава оплавов в зоне соединения алюминий-медного биметалла на его свариваемость взрывом. Известия ВолГТУ. 2026; 6(313): 98–106. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-98-106.

Информация об авторах:

Алексей Нгианович Ву Ван – аспирант кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0009-0000-2343-8281>

e-mail: avuvan@mail.ru

Валентин Олегович Харламов – канд. техн. наук доцент кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», вед. инженер Центра коллективного пользования «Физико-химические методы исследования» ВолгГТУ

<https://orcid.org/0000-0002-5039-4592>

e-mail: harlamov_vo@mail.ru

Сергей Викторович Кузьмин – д-р техн. наук, чл.-корр. РАН профессор кафедры «Оборудование и технология сварочного производства», первый проректор ВолгГТУ

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

e-mail: weld@vstu.ru

Владимир Ильич Лысак – д-р техн. наук, академик РАН, проф. зав. кафедрой «Оборудование и технология сварочного производства», научный руководитель ВолгГТУ

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

e-mail: lysak@vstu.ru

Вклад авторов:

А. Н. Ву Ван – подготовка экспериментов по сварке взрывом, проведение механических испытаний, написание текста статьи.

В. О. Харламов – проведение исследований методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа.

С. В. Кузьмин – расчеты параметров сварки взрывом, анализ полученных результатов.

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

A. N. Vu Van, V. O. Kharlamov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

**INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF THE CHEMICAL
AND PHASE COMPOSITION OF THE FUSES IN THE CONNECTION ZONE
OF THE ALUMINIUM-COPPER BIMETALLIC MATERIAL ON ITS EXPLOSIVE WELDING**

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

✉ Alexey N. Vu Van, avuvan@mail.ru

Abstract. The article presents the results of a study of the microstructure, fractography, elemental and phase composition of the transition zone of a copper–aluminum bimetal obtained by explosion welding at modes covering the entire weldability range (in the range of plastic deformation energy W_2 0.12–0.78 MJ/m²). It has been found that when an equal-strength connection between copper and aluminum is achieved, the fraction of fusion in the fracture varies in the range of 21–75 % with a linear content of 56–87 % and does not reduce the strength of the connection. The content of Al/Cu elements in the fusion varies from 80/20 to 50/50 At.%, and the phase composition corresponds to (Al)+ θ (a solid solution based on the CuAl₂ compound). When the upper limit of weldability is crossed, a continuous layer of fusion is formed, consisting of brittle intermetallics CuAl₂ and Al₄Cu₉, which leads to the destruction of the weld.

Keywords: explosion welding, joint zone, melting zone, strength, chemical analysis, fractography, fracture, the nature of destruction

Funding: The study was carried out with the financial support of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (project No. FZUS-2026-0003 based on Agreement No. 075-03-2026-526 dated January 16, 2026).

For citation: Vu Van A. N., Kharlamov V. O., Kuz'min S. V., Lysak V. I. Investigation of the influence of the chemical and phase composition of the fuses in the connection zone of the aluminium-copper bimetallic material on its explosive welding. Izvestiya VSTU. 2026; 6(313): 98–106. DOI: 10.35211/1990-5297-2026-6-313-98-106.

Information about the authors:

Alexey N. Vu Van – postgraduate student of the Department "Equipment and technology of welding production" VSTU

<https://orcid.org/0009-0000-2343-8281>

e-mail: avuvan@mail.ru

Valentin O. Kharlamov – Cand. Sci. (Eng.) Associate Professor of the Department "Equipment and technology of welding production", Lead Engineer of the Center for Collective Use "Physico-chemical methods research" VSTU

<https://orcid.org/0000-0002-5039-4592>

e-mail: harlamov_vo@mail.ru

Sergey V. Kuz'min – Dr. Sci. (Eng.), Corresponding Member of RAS Professor of the Department "Equipment and technology of welding production", First vice-rector of VSTU

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

e-mail: weld@vstu.ru

Vladimir I. Lysak – Dr. Sci. (Eng.), Prof., Academic of RAS Head of the Department "Equipment and Technology of Welding Production", Scientific Adviser of VSTU.

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

e-mail: lysak@vstu.ru

Contribution of the authors:

Alexey N. Vu Van – preparation of explosion welding experiments, conducting mechanical tests, wrote the article.

Valentin O. Kharlamov – conducting studies using electron microscopy and X-ray structural analysis.

Sergey V. Kuz'min – calculations of explosive welding parameters, analyses of results.

Vladimir I. Lysak – defining the purpose of the work, participation in discussion of results.

Введение

Биметалл медь–алюминий применяется для производства контактных переходников и токопроводящих деталей электротехнического назначения, которые должны обладать улучшенным комплексом физико-механических свойств. Однако при локальном оплавлении на границе меди и алюминия могут образовываться хрупкие интерметаллиды, что препятствует получению качественного биметалла. В работах [1–5] было показано, что формирование полноценного сварного соединения при сварке взрывом металлов возможно лишь при достижении в зоне контакта определенного уровня сдвиговых деформаций. Несмотря на большое количество исследований, посвященных влиянию параметров соударения на свариваемость меди с алюминием взрывом, с позиции характера взаимодействия металлов этот вопрос остается практически неизученным. Это обуславливает необходимость исследования химического и фазового состава зоны соединения биметалла Al–Cu, полученного сваркой взрывом на энергиях, соответствующих различным областям окна свариваемости.

Цель работы – исследование микроструктуры, фрактографии, элементного и фазового состава переходной зоны биметалла медь–алюминий, полученного сваркой взрывом в диапазоне энергий пластической деформации ($W_2 = 0,12–0,78$ МДж/м²), охватывающем всю область свариваемости.

Материалы и методы исследования

В опытах использовались листы меди толщиной 2,5 мм и алюминия толщиной 4 мм марок М1 и АД1 соответственно (табл. 1). Для сварки взрывом меди с алюминием применялась классическая плоскопараллельная схема соударения двух пластин (рис. 1). Режимы сварки в опытах обеспечивали пересечение нижней границы свариваемости [7] за счет изменения угла соударения γ от 8,95° до 12,5° при постоянной скорости точки контакта $V_k = D = 1750$ м/с (рис. 2). Достижение середины области свариваемости и приближение к верхней границе также достигались за счет изменения угла соударения γ от 6,81° до 9,71° при постоянной скорости точки контакта $V_k = D = 2575$ м/с. Энергия пластических деформаций W_2 изменялась в диапазоне значений от 0,12 до 0,78 МДж/м² (табл. 2).

Таблица 1

Характеристики используемых материалов

Марка	Химический состав, мас. %										σ_b , МПа
	Fe	Ni	S	As	Pb	Zn	Cu	Al	Mn	Ti	
М1	до 0,005	до 0,002	до 0,004	до 0,002	до 0,005	до 0,004	≥ 99,9	–	–	–	220
АД1	–	–	–	–	–	до 0,1	до 0,05	≥ 99	до 0,05	до 0,05	90

Скорость детонации взрывчатого вещества D контролировалась электроконтактным методом [9] с помощью прибора для измерения микросекундных интервалов времени КТБ «Интервал». В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь аммонита 6ЖВ с кварцевым песком в соотношении 50/50.

Механические испытания сваренных взрывом биметаллов проводили на отрыв слоев образцов-выдавок [8] согласно ОСТ 5.9311–78 на разрывной машине Р-20 (рис. 3, а). Заготовки под образцы вырезались из центра полученных пластин, количество вырезанных элементов на одну пластину композита составляет четыре

штуки, из которых один используется для подготовки микрошлифа, а оставшиеся три для

подготовки образцов для механических испытаний на отрыв слоев (рис. 3, б).

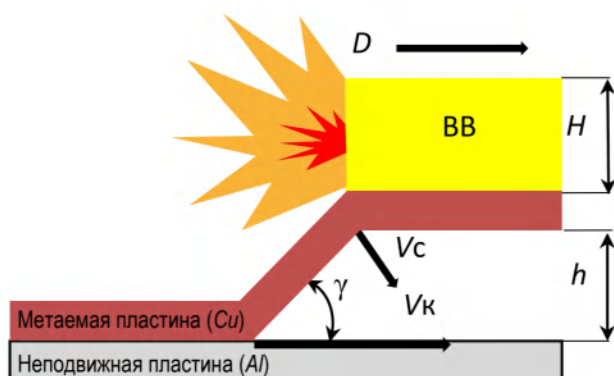


Рис. 1. Схема соударения пластин при сварке взрывом: ВВ – взрывчатое вещество (аммонит 6 ЖВ+песок); D – скорость детонации; V_c – скорость точки контакта; V_k – скорость соударения; γ – угол соударения; H – высота заряда; h – высота зазора

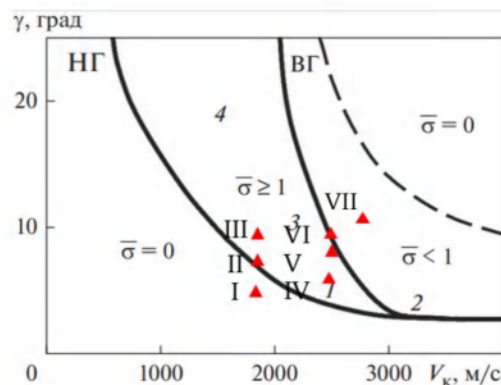


Рис. 2. Область свариваемости меди с алюминием при сварке взрывом [7]: НГ – нижняя граница; ВГ – верхняя граница. Римскими цифрами обозначены режимы сварки, использованные в опытах

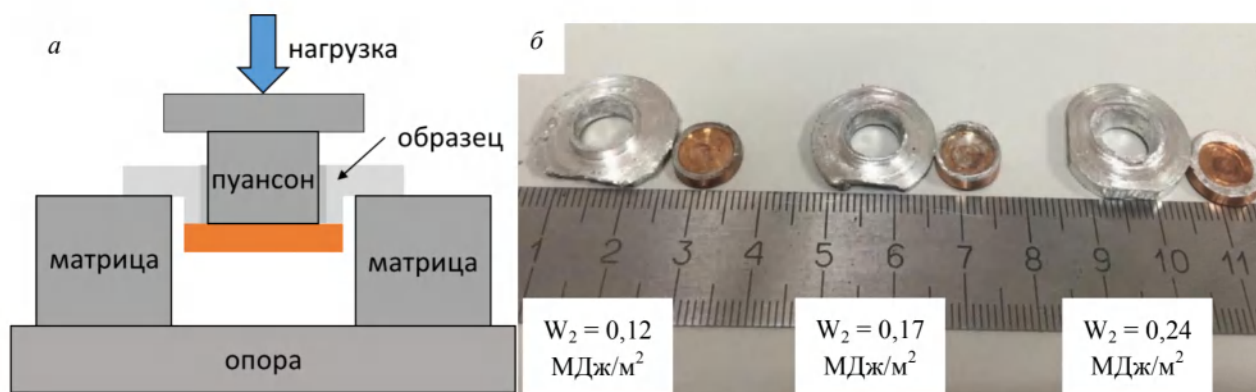


Рис. 3. Схема проведения механических испытаний на отрыв слоев биметалла (а) и внешний вид образцов-выдавок после разрушения (б)

Микроструктура и характер разрушения зоны соединения образцов после механических испытаний исследованы на растровом электронном микроскопе *Versa 3D*, *FEI*, Чехия, с применением детектора обратно-отраженных электронов (*CBS*), позволяющем получать изображение с высоким контрастом по атомному номеру элемента Z (Cu – 29, Al – 13) при низкой чувствительности к рельефу образца. Таким образом области электронной фотографии соответствующие чистой меди будут ярко белого цвета, алюминию – темного, а оплавам – серого цвета. Содержание элементов и их распределение поперек границы соединения получены с помощью системы энерго-дисперсионного анализа *Oxford AZtecLive Expert* с детектором *Ultim Max 65*. Стехиометрию интерметаллидных соединений уточняли с помощью рентгеноструктурного фазового анализа на ди-

фрактометре *D8 Advance* (*Bruker*, Германия). Идентификацию фаз осуществляли в программном обеспечении к дифрактометру *DiffraC. EVA* (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных *Powder Diffraction File-2* (*The International Center for Diffraction Data*). Процентное содержание компонентов (алюминий, медь, оплав) в зоне соединения разрушенных при механических испытаниях образцов определяли на медной и алюминиевых сторонах выдавок по разнице контраста как отношение площади включений к общей площади электронного изображения с помощью инструмента *Threshold* программы *ImageJ v1.52*.

Количественное содержание оплавов вдоль линии соединения определяли линейным методом при обработке в той же программе электронных фотографий полученных на микрошлифах.

Результаты исследований

Исследование микроструктуры показало, что зона соединения меди с алюминием в исследованном диапазоне низких энергий является безволновой (рис. 4, *a–в*). Однако несмотря на крайне малые энергозатраты, в образце полученном на режиме ниже нижней границы свариваемости (0,12 МДж/м²) обнаружены оплавы в количестве 15 %, имеющие мелкодисперсное двухфазное строение (рис. 4, *з*).

При повышении энергии W_2 с 0,12 до 0,17 и 0,24 МДж/м² содержание оплавов скачкообразно увеличивается до 56 и 57 % соответ-

ственно (табл. 2), а соотношения элементов в оплавах Al/Cu изменяется от 80/20 до 50/50 At.% (рис. 4, *з–е*).

Сопоставление результатов элементного (рис. 4, *з*) и рентгеноструктурного анализов (рис. 5) с известной диаграммой состояния алюминий-медь позволяет предположить, что при сварке взрывом на режиме ниже нижней границы свариваемости образуются участки локального оплавления, имеющие фазы $(Al)+\theta$ (твердый раствор на основе соединения $CuAl_2$) и состав близкий к эвтектическому с температурой плавления 548 °С.

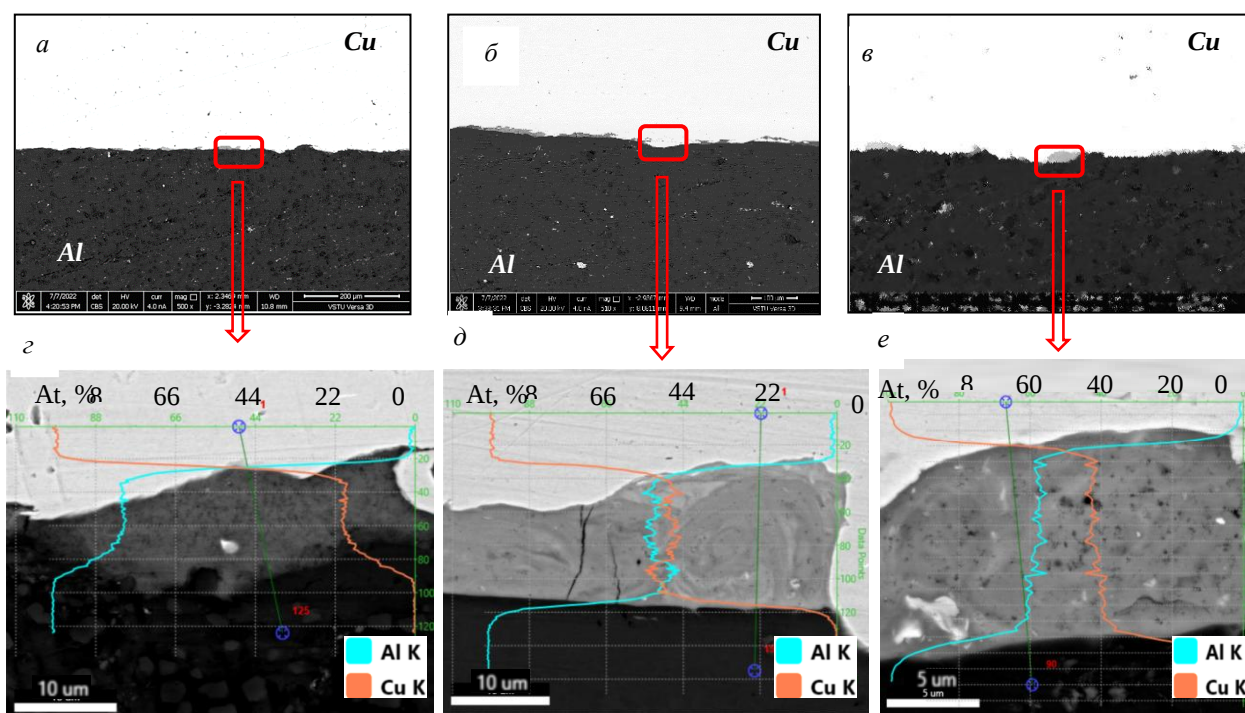


Рис. 4. Микроструктура и распределение элементов внутри оплавов в зоне соединения биметалла Cu-Al, полученного вблизи нижней границы свариваемости взрывом при энергиях W_2 (МДж/м²) 0,12 (*a*); 0,17 (*б*); 0,24 (*в*)

Однако механические испытания на отрыв слоев показали, что энергии пластической деформации равной 0,12 МДж/м² недостаточно для образования прочного соединения. В изломе (рис. 6, *a, з*) наблюдаются гладкая поверхность меди и отдельные участки прихвativшегося алюминия, что указывает на то, что отрыв в основном произошел по межфазной границе, на которой не возникло условий для создания прочного соединения между свариваемыми металлами. Отсутствие оплавов в изломе говорит о том, что они находятся внутри участков прихвativшегося алюминия на границе с медью.

Повышение энергии W_2 до 0,17 МДж/м² приводит к росту содержания оплавов вдоль линии соединения до 56 % и увеличению содержания

меди в некоторых из них (рис. 4, *д*) до значений, соответствующих η -фазе (на основе соединения $AlCu$). Однако механические свойства на отрыв слоев соединения достигают значений равноправности. На поверхности разрушенного образца – выдавки (рис. 6, *б, д*) обнаружены обширные области оплавленного металла, покрытые сеткой трещин и малые островки чистой гладкой меди. Участки приварившегося алюминия, в отличие от образца № I полученного на режиме ниже нижней границы свариваемости, теперь имеют характерный вид вязкого разрушения при близком процентном содержании по площади изломов (табл. 2). Это свидетельствует о том, что основная область разрушения теперь проходит по оплавам и имеет хрупкий характер.

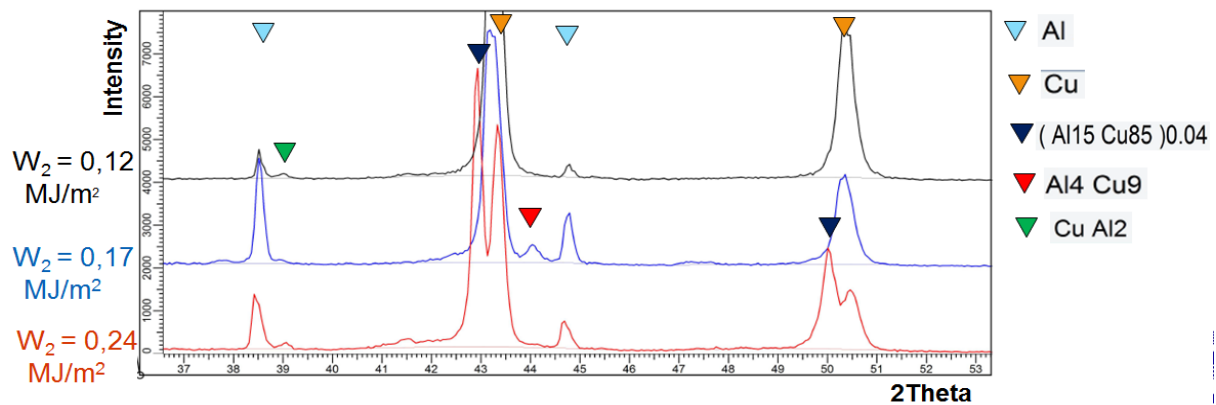


Рис. 5. Влияние энергии пластических деформаций на фазовый состав в зоне соединения сваренных взрывом образцов биметалла медь-алюминий вблизи нижней границы свариваемости

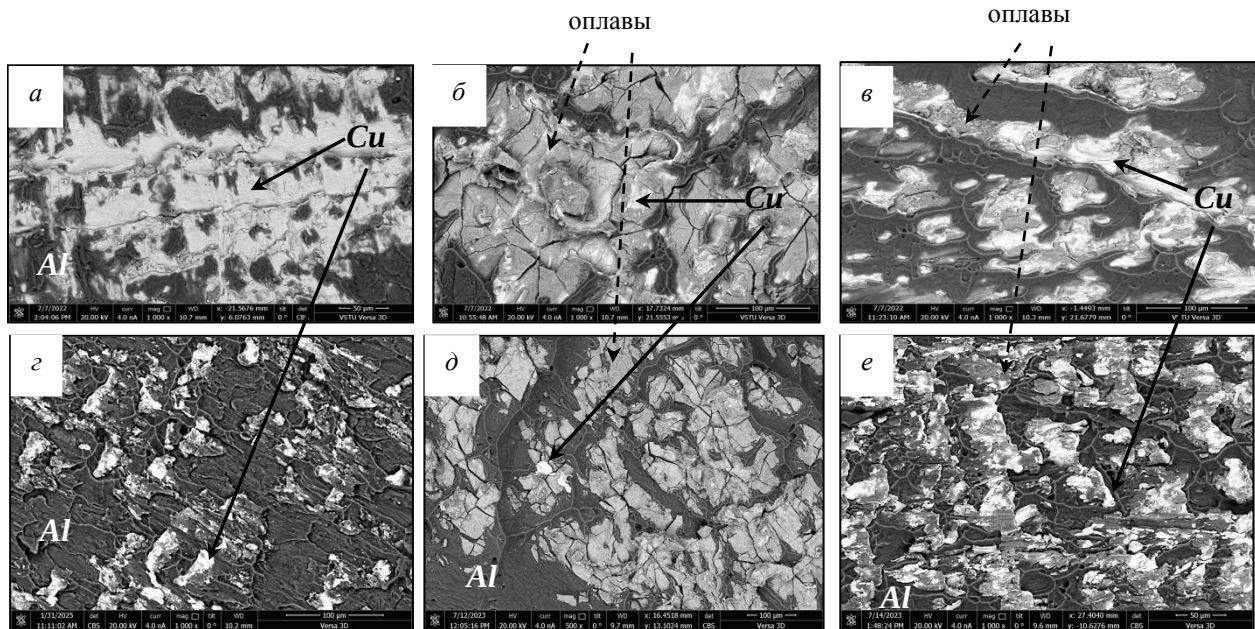


Рис. 6. Фрактография зоны соединения биметалла *Cu-Al* вблизи нижней границы свариваемости со стороны меди (*a–в*) и со стороны алюминия (*г–е*)

Таблица 2

Параметры режимов сварки взрывом, содержание оплавов и механические свойства биметалла медь-алюминий

№	W_2 , МДж/м ²	$D=V_{кз}$, м/с (± 50)	V_c , м/с	γ , °	σ , МПа	Кол-во оплавл., %	Кол-во компонентов в изломе, %					
							Со стороны Cu			Со стороны Al		
							Al	Cu	Оплавл	Al	Cu	Оплавл
I	0,12	1700	202	8,95	0	15	38	62	—	92	8	—
II	0,17	1700	245	10,9	88	56	34	11	55	36	1	63
III	0,24	1700	285	12,5	89	57	57	16	27	73	6	21
IV	0,271	2560	304	6,81	110	87	13	12	75	18	14	68
V	0,461	2575	390	8,69	111	70	31	2	67	27	13	60
VI	0,576	2575	436	9,71	126	56	32	14	54	34	8	58
VII	0,78	2800	529	10,8	0	100	0	0	100	0	0	100

При параметрах сварки взрывом соответствующих энергии W_2 равной $0,24 \text{ МДж/м}^2$ происходит вовлечение в процессы совместной пластической деформации более глубоких слоев соударяемых металлов [7] при неизменном линейном содержании оплавов (57 %).

Содержание элементов Al/Cu равное 60/40 At.% (рис. 4, e) соответствует двухфазной области диаграммы $\eta+\theta$. При механических испытаниях соединение также оказалось равнопрочным (табл. 2). В изломе (рис. 6 в, e) теперь преобладают участки вязкого разрушения по алюминию (до 73 %). Внутри видимых участков оплавленного металла отсутствуют трещины, а их количество снизилось с 55–63 % до 21–27 %.

В середине области свариваемости в диапазоне $W_2 = 0,271\text{--}0,576 \text{ МДж/м}^2$ (рис. 7, a) наблюдается резкий скачок линейного содержания оплавов до 87 % с последующим снижением до 56 % за счет активного волнообразования и собирания оплавов внутри вихрей (рис. 7, б). Элементный и фазовый состав которых остается неизменным (рис. 7, г, 8), однако их поперечный размер увеличился до 65 мкм.

В изломах (рис. 9, a, б, г, д) соотношение областей хрупкого разрушения по оплавам и вязкого по алюминию коррелирует с линейным содержанием оплавов. Прочность соединения при этом достигает значений 110–120 МПа (табл. 2).

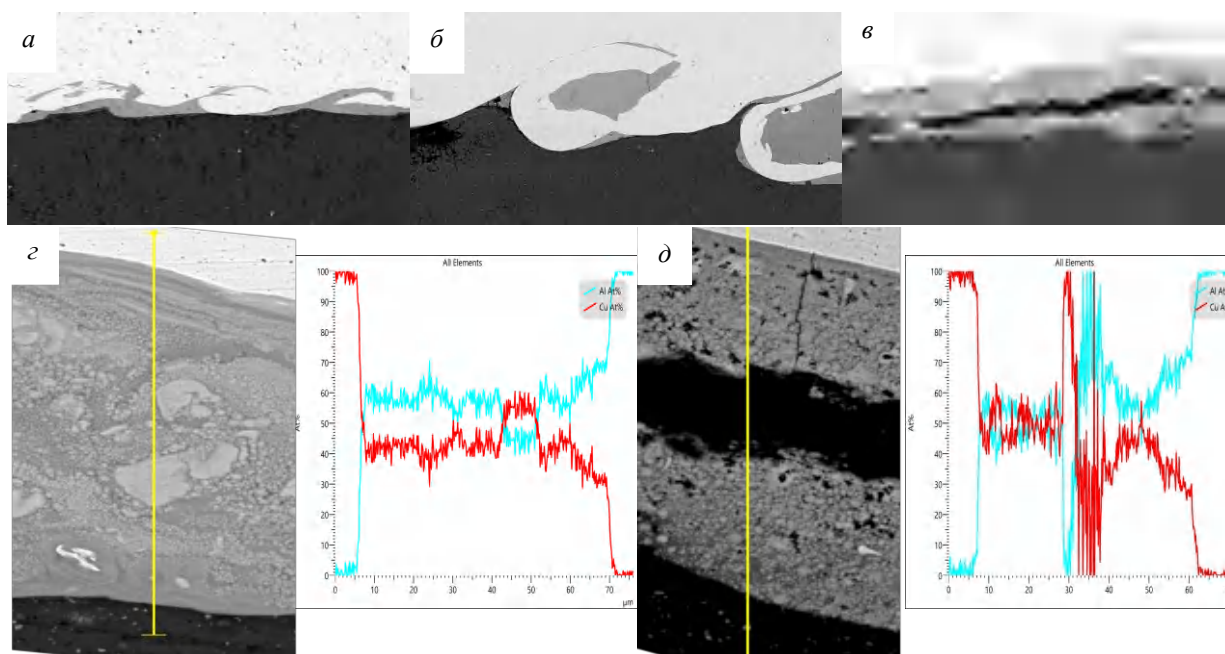


Рис. 7. Микроструктура и распределение элементов внутри оплавов в зоне соединения биметалла Cu-Al, полученного вблизи верхней границы свариваемости взрывом при энергиях W_2 (МДж/м²) 0,271 (a, г); 0,461 (б); 0,78 (в, д)

Далее с увеличением W_2 до $0,78 \text{ МДж/м}^2$ формируется сплошная прослойка оплава с магистральной трещиной (рис. 7, в, д) имеющего

элементный состав Al/Cu равный 50/50 At.%, но фазовый состав теперь соответствует интерметаллидам $CuAl_2$ и Al_4Cu_9 (рис. 8).

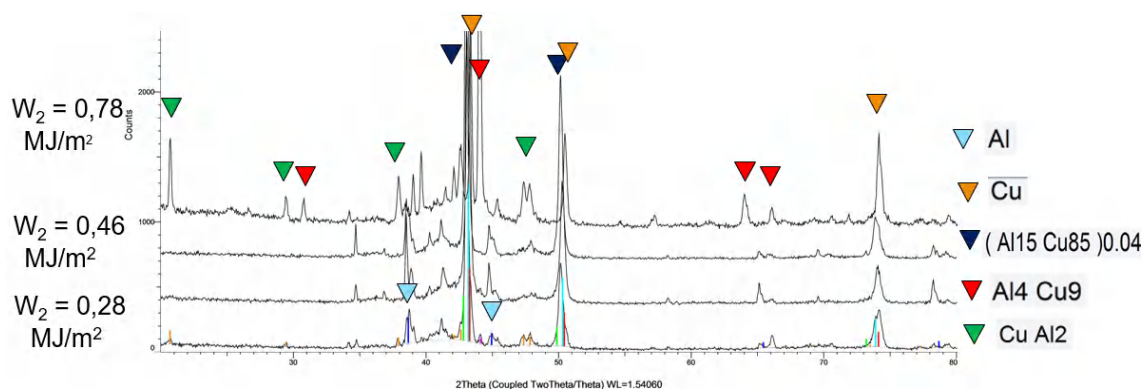


Рис. 8. Влияние энергии пластических деформаций на фазовый состав в зоне соединения сваренных взрывом образцов биметалла медь-алюминий вблизи верхней границы свариваемости

Характер разрушения прослойки (рис. 9, в, е) хрупкий с сеткой трещин. Прочность соединения резко снижается до нуля.

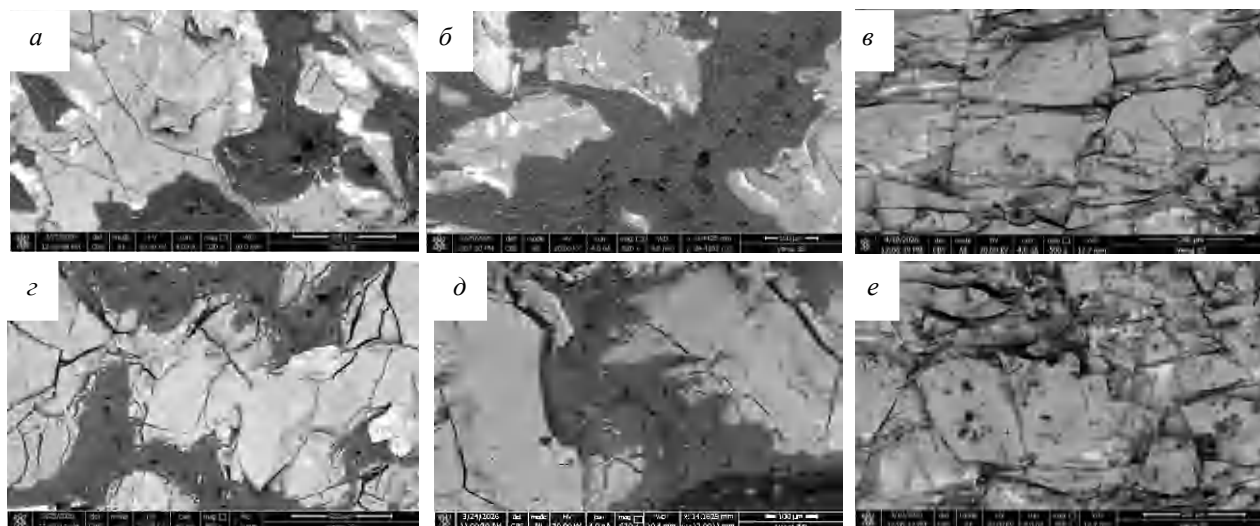


Рис. 9. Фрактография зоны соединения биметалла $Cu-Al$ вблизи верхней границы свариваемости со стороны меди (а-в) и со стороны алюминия (д-е)

Заключение

При сварке взрывом меди с алюминием в диапазоне энергии пластической деформации $0,12-0,56$ МДж/м² концентрация алюминия в составе оплавов меняется с 80 до 50 Ат.% при фазовом составе соответствующему твердому раствору на основе соединения $CuAl_2$ плюс алюминий. Количество оплавов в изломе варьируется в диапазоне 21–75 % при линейном содержании равном 56–87 % и не снижает прочности соединения. Верхняя граница свариваемости меди с алюминием взрывом определяется формированием сплошной хрупкой прослойки из интерметаллидов $CuAl_2$ и Al_4Cu_9 .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Энергосберегающие композиционные элементы токоподводящих узлов силовых электрических цепей / Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак и др. // Энергетик. – 2001. – № 9.
2. Новые биметаллические переходные элементы для силовых электрических цепей / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий и др. // Энергетик. – 1995. – № 4.
3. Новые конструкции токоподводящего узла катодной секции электролизера алюминия / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, Лысак В. И. и др. // Цветные металлы. – 2002. – № 8.
4. Техничко-экономическая эффективность применения новых конструкций композиционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак и др. // Вестник машиностроения. – 2004. – № 6.

5. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин // Наука производству. – 2005. – № 1.

6. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2009616788 от 7 дек. 2009 г. РФ Программное обеспечение расчета параметров взаимодействия разнородных металлов при импульсном нагружении (сварка взрывом) / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин; ВолгГТУ. – 2009.

7. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – Москва : Издательство «Машиностроение-1», 2005. – 544 с.

8. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов : учебное пособие / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев ; В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев ; М-во образования и науки Российской Федерации, Волгоградский гос. технический ун-т. – Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – 65 с.

9. Физика взрыва / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович [и др.]. – 2-е издание, переработанное. – Москва : Главная редакция физико-математической литературы Издательства «Наука», 1975. – 704 с.

10. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем : справ / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – С. 992.

REFERENCES

1. Chugunov, E. A., Kuzmin, S. V., Lysak, V. I., et al. Energy-saving composite elements for current-carrying units of power electrical circuits. *Energetik*, 2001, No. 9.

2. Kuzmin, S. V., Lysak, V. I., Dolgiy, Yu. G., et al. New bimetallic transition elements for power electrical circuits. *Energetik*, 1995, No. 4.

3. Peev, A. P., Kuzmin, S. V., Lysak, V. I., et al. New designs of the current lead unit for the cathode section of an aluminum electrolyzer. *Tsvetnye Metally*, 2002, No. 8.

4. Peev, A. P., Kuzmin, S. V., Lysak, V. I., et al. Technical and economic efficiency of applying new designs of composite current leads for an aluminum electrolyzer. *Vestnik Mashinostroeniya*, 2004, No. 6.

5. Lysak, V. I., Kuzmin, S. V., Kriventsov, A. N., Kuzmin, V. I. Physical foundations and practical applications of explosive welding of metals. *Nauka Proizvodstvu*, 2005, No. 1.

6. Khaustov, S. V., Lysak, V. I., Kuzmin, S. V. Cert. of state registration of computer program No. 2009616788 dated Dec. 7, 2009, RF. Software for calculating interaction parameters of dissimilar metals under impulsive loading (explosive welding). *VolgSTU*, 2009.

7. Lysak, V. I., Kuzmin, S. V. Explosive Welding. Moscow: Mashinostroenie-1 Publishing House, 2005, 544 p.

8. Kuz'min, V. I., Kuz'min, S. V., Peev, A. P. Testing Methods for Explosively Welded Composite Materials: Textbook. Volgograd: VolgSTU Publishing and Educational Literature Department, 2011, 65 p.

9. Baum, F. A., Orlenko, L. P., Stanyukovich, K. P., et al. Physics of Explosion. 2nd ed., rev. Moscow: Main Editorial Board of Physical and Mathematical Literature, Nauka Publishing House, 1975, 704 p.

10. Lyakishev, N. P. Phase diagrams of binary metallic systems. In: Handbook, Vol. 1, 1996, p. 992.

Статья поступила в редакцию 11.05.26, доработана 15.05.26, подписана в печать 18.05.26.

The article was submitted 11.05.26, revised 15.05.26, accepted for publication 18.05.26.

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. № 5ж. Дата выхода в свет 23.06.2026 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 12,56. Уч.-изд. л. 12,37.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 286.

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. Редколлегия 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 >