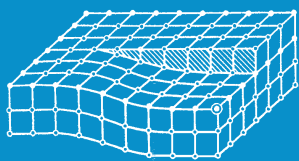


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 6 (301)
2025

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук
советник при ректорате Волгоградского государственного технического университета (ВолгГТУ)
И. А. НОВАКОВ

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ, Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Безъязычный В. Ф., д-р техн. наук, проф., Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)
Бодров В. Н., д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)
Бребельс А., PhD, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)
Буренин А. А., чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)
Голованчиков А. Б., д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. ВолгГТУ
Добрушин Л. Д., д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)
Злотин С. Г., д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия)
Иванов А. М., д-р техн. наук, проф., Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)
Иващенко Н. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)
Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф., Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)
Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», Сорбонна, Франция, вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»
Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)
Федянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шаритов В. М., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф., ВолгГТУ
Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф., ВолгГТУ

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

Гуревич Л. М.,
д.т.н., доц.

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

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

Пустовойт В. Н., д.т.н.,
засл. деятель науки РФ, проф.
(Донской ГТУ)

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Захаров И. Н., д.т.н., доц.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

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 ВолгГТУ:
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 (301)
Июнь
2025

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*

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry Advisor in the Rector's Office of VSTU

Editorial board:

Baiburin V. B., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Bezyazychny V. F., D. Sc. (Engineering), Prof., Rybinsk State Aviation Technical University named after P.A. Solovyov (Rybinsk, Russia)

Bodrov V. N., D. Sc., Prof., University of Applied Sciences (Berlin, Germany)

Brebels A., PhD, Associate Prof., Faculty of Engineering Science of University of Leuven (Leuven, Belgium)

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS (Komsomolsk-on-Amur, Russia)

Golovanchikov A. B., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Gurevich L. M., D. Sc. (Engineering), Associate Prof. of VSTU

Dobrushin L. D., D. Sc. (Engineering), E.O. Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine (Kiev, Ukraine)

Zlotin S. G., D. Sc. (Chemistry), Prof., N.D. Zelinsky Institute of Organic Chemistry Russian Academy of Sciences (Moscow, Russia)

Ivanov A. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow Automobile and Road Construction University (MADI) (Moscow, Russia)

Ivashchenko N. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Korolev A. V., D. Sc., Prof., State Technical University of Saratov (Saratov, Russia)

Kuzmin S. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Kurayev A. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (BSUIR) (Minsk, Republic of Belarus)

Lysak V. I., Academician of RAS, Honored Scientist of the Russian Federation, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Markov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Bauman Moscow State Technical University (Moscow, Russia)

Merten K., D. Sc. (Engineering), Prof., Institute of Chemical Process Engineering (Stuttgart, Germany)

Navrotsky A. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

Nizhegorodtsev R. M., D. Sc. (Economy), Chief research worker, Institute of Control Sciences V. A. Trapeznikov Academy of Sciences (Moscow, Russia)

Pai V. V., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)

Pustovoi V. N., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, Don State Technical University (Rostov-on-Don, Russia)

Rusinov V. L., Corresponding Member of RAS, Institute of Chemical Technology of Ural Federal University (Ekaterinburg, Russia)

Rybin V. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., St. Petersburg Polytechnic University (St. Petersburg, Russia)

Thai Quang Vinh, D. Sc. (Philosophy), Institute of Information Technology (Hanoi, Vietnam)

Triel J.-L., D. Sc. (Economy), Prof., University Paris Est Créteil, Sorbonne, France, Vice-president of International economists club "Kondratiev Circle"

Fedyanov E. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

Frolov V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., "MATI Russian State Technological University named after K. E. Tsiolkovsky" (Moscow, Russia)

Sharipov V. M., D. Sc. (Engineering), Prof., Moscow State Technical University "MAMI" (Moscow, Russia)

Shakhovskaya L. S., D. Sc. (Economy), Prof. of VSTU

Shcherbakov M. V., D. Sc. (Engineering), Prof. VSTU

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

Gurevich L. M.,

D. Sc. (Engineering), Associate 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, Komsomolsk-on-Amur)

Pustovoi V. N., D. Sc. (Engineering),
Honored Scientist of the Russian Fed-
eration, Prof., (Don State Technical
University, Rostov-on-Don)

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

Bagmutov V. P., D. Sc. (Engineering),
Prof.

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

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

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

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

Arisova V. N., Cand. Sc. (Engineering),
Associate Prof. (executive secretary)
tel.: 8-902-658-49-79

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 (301)
June
2025

FOUNDER

FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: ianovakov@vstu.ru

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

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

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

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

*Reprint from the journal «Izvestia VSTU» is strongly forbidden without conclusion of an
agreement in accordance with the legislation of the RF
When reprinting the materials, the citation to the journal «Izvestia VSTU» is obligatory*

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

Агафонова Г. В. 38, 42

Адаменко Н. А. 38, 42

Акчурин Т. К. 47

Бадиков К. А. 56

Богданов А. И. 7, 15

Бурханова Р. А. 47

Вдовченко С. Н. 15

Водолазов А. Ю. 42

Ву Ван А. Н. 28

Горунов А. И. 81

Гребенщикова М. М. 33

Губаревич А. П. 86

Губаревич Г. П. 86

Гуревич Л. М. 24, 52, 61

Даненко В. Ф. 52

Дунаев Д. А. 68

Душко О. В. 47

Ефремов Д. Е. 38, 42

Жаткин С. С. 68

Кобышев А. Е. 52

Кондратьев Е. В. 33

Кузьмин С. В. 28

Кулевич В. П. 15

Лебедев А. И. 56

Лысак В. И. 28

Миронов М. М. 33

Никитин К. В. 68

Нугманов Р. Р. 61

Нюхляев О. А. 81

Поляков В. Г. 47

Проничев Д. В. 24

Рзаев Р. А. 61

Россеин Д. В. 28

Савкин А. Н. 56

Савченко А. В. 86

Седов А. А. 56

Седов Д. Э. 7, 24

Слаутин О. В. 7, 24

Филиппов А. А. 38

Фомичев В. Т. 86

Харламов В. О. 28

Чистяков А. С. 38, 42

Шекшеев М. А. 75

Шморгун В. Г. 7, 15

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Богданов А. И., Седов Д. Э.</i> Влияние термической обработки на структуру и свойства сваренного взрывом композита АД1+Х20Н80+АД1.....	7
<i>Кулевич В. П., Шморгун В. Г., Богданов А. И., Вдовченко С. Н.</i> Моделирование термических напряжений в композите системы Ti-Al-Fe при охлаждении после термообработки.....	15
<i>Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Седов Д. Э.</i> К вопросу оценки электропроводности слоистых металло-интерметаллидных композитов и покрытий.....	24
<i>Ву Ван А. Н., Харламов В. О., Россеин Д. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Исследование характера разрушения зоны соединения в образцах биметалла алюминий-медь, полученного сваркой взрывом вблизи нижней границы свариваемости.....	28
<i>Гребеничкова М. М., Кондратьев Е. В., Миронов М. М.</i> Влияние воздействия низкоэнергетических ионов на выход наночастиц из титаногафниевого нитридного биомедицинского материала.....	33

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Ефремов Д. Е., Чистяков А. С., Филиппов А. А.</i> Влияние взрывного прессования на характеристики тонкой структуры и термомеханические свойства композитов на основе СВМПЭ.....	38
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С., Ефремов Д. Е., Водозадов А. Ю.</i> Структурные изменения в композиционных материалах на основе политетрафторэтилена при взрывной обработке.....	42
<i>Бурханова Р. А., Акчурун Т. К., Душко О. В., Поляков В. Г.</i> Определение параметров структуры и пористости жаростойких бетонов в зависимости от температуры нагрева.....	47

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Кобышев А. Е.</i> Влияние соотношения диаметров проволок в слоях грозозащитного троса на плотность положения смежных слоев после свивки	52
<i>Бадиков К. А., Савкин А. Н., Седов А. А., Лебедев А. И.</i> Оценка роста трещины в алюминиевом сплаве на основании учета взаимодействия амплитуд нагружений.....	56

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

<i>Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., Нугманов Р. Р.</i> Компьютерное моделирование температурных полей при шовной сварке трением с перемешиванием алюминия и меди.....	61
<i>Дунаев Д. А., Жаткин С. С., Никитин К. В.</i> Применение гибридного комплекса «объемная электродуговая наплавка + поверхностное электродуговое упрочнение» для повышения характеристик алюминиевого сплава АК5.....	68

<i>Шекшеев М. А.</i>	
Влияние порошков тугоплавких материалов на перенос электродного металла и структуру сварных швов низкоуглеродистых низколегированных сталей.....	75
<i>Горунов А. И., Нюхляев О. А.</i>	
Влияние акустических колебаний на структуру и свойства образцов из стали 12Х18Н10Т.....	81
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич А. П., Губаревич Г. П.</i>	
Структура и физико-механические свойства электролитических осадков сплава медь – цинк – никель.....	86
К сведению авторов.....	96

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-7-14

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, Д. Э. Седов

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА АД1+Х20Н80+АД1*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: vgshmorgun@mail.ru, ovslautin@yandex.ru,
bogdanov@vstu.ru, sedov.dima2003@yandex.ru

Приведены результаты исследования трансформации структуры и фазового состава алюминиевого слоя при нагреве трехслойного композита алюминий АД1 + сплав Х20Н80 + алюминий АД1 выше температуры эвтектического превращения. Показана возможность формирования в составе полученных сваркой взрывом с последующей прокаткой слоистых металло-интерметаллидных композитов слоев с упрочненной интерметаллидами структурой от строчечной до матричной твердостью от 6 до 8 ГПа. Установлено, что рост диффузионной зоны при ТО происходит как в сторону алюминия АД1, так и в сторону сплава Х20Н80. Выявлено, что при ТО по режиму контактного плавления в исходном алюминиевом слое формируется «строчечная» структура эвтектического типа с чередующимися слоями интерметаллидов CrAl_7 и NiAl_3 , размер которых увеличивается с ростом времени ТО. В переходной зоне толщиной ≈ 3 мкм между сплавом Х20Н80 и слоем со строчечной структурой происходит плавное снижение содержания Al и увеличение концентрации Cr и Ni с последующим выравниванием химического состава в слое Х20Н80. При температуре выше точки плавления Al процесс ТО, обеспечивающей жидкофазное взаимодействие его расплава со сплавом Х20Н80, приводит к отсутствию «строчечной» структуры, а трансформированный слой Al представляет собой смесь сложного фазового состава $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$. Толщина переходной зоны между сплавом Х20Н80 и трансформированным слоем Al составляет ≈ 2 мкм.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, сварка взрывом, термообработка, жидкофазное взаимодействие, интерметаллиды

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. I. Bogdanov, D. E. Sedov

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF EXPLOSIVELY WELDED COMPOSITE AD1+Cr20Ni80+AD1

Volgograd State Technical University

The article presents the results of studying the transformation of the structure and phase composition of the aluminum layer during heating of a three-layer composite of aluminum AD1 + Cr20Ni80 alloy + aluminum AD1 above the eutectic transformation temperature. It is shown that it is possible to form layers with a structure strengthened by intermetallics from row to matrix, with a hardness of 6 to 8 GPa in the composition of layered metal-intermetallic composites obtained by explosion welding with subsequent rolling. It is established that the growth of the diffusion zone during HT occurs both towards aluminum AD1 and towards the Cr20Ni80 alloy. It is revealed that during HT according to the contact melting mode, a «row» structure of the eutectic type with alternating layers of intermetallics CrAl_7 and NiAl_3 is formed in the initial aluminum layer, the size of which increases with increasing HT time. In the transition zone with a thickness of ≈ 3 μm between the Cr20Ni80 alloy and the layer with a row structure, there is a smooth decrease in the Al content and an increase in the concentration of Cr and Ni with subsequent equalization of the chemical composition in the Cr20Ni80 alloy layer. At a temperature above the melting point of Al during the HT, which ensures the liquid-phase interaction of its melt with the Cr20Ni80 alloy, the «row» structure is absent, and the transformed Al layer is a mixture of a complex phase composition $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$. The thickness of the transition zone between the Cr20Ni80 alloy and the transformed Al layer is ≈ 2 μm .

Keywords: layered composite material, explosion welding, heat treatment, liquid-phase interaction, intermetallics

Введение

Развитие современного материаловедения неразрывно связано с использованием материалов, обладающих особыми физическими, химическими, механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами, и совершенствованием технологических процессов их производства с целью повышения технологичности изготовления и снижения себестоимости производства [1]. Сегодня в критических отраслях промышленности существует острая потребность в широком внедрении новых материалов, сочетающих в себе комплекс требуемых характеристик. Успешная реализация поставленной задачи может быть решена созданием слоистых композитных материалов (СКМ), полученных из разнородных металлических слоев с упрочнением структурными составляющими, формируемыми внутри них [2].

Из множества способов создания СКМ, наиболее широкие возможности обеспечивает сварка взрывом, как высокоэффективная технология получения неразъемных соединений [3, 4]. Получаемые с помощью сварки взрывом (СВ) или при использовании многостадийной технологии предусматривающей промежуточную или последующую обработку давлением и термообработку (ТО) СКМ объединяют не только свойства составляющих их металлов, но и, как правило, обеспечивают спектр новых, уникальных характеристик, таких как жаропрочность, жаростойкость, износостойкость, коррозионная стойкость и т. д. [3–5].

В настоящее время интенсивно развиваются технологии получения сплавов, упрочненных интерметаллидными соединениями различных систем [6, 7]. Это обусловлено отличительной особенностью интерметаллидов – наличием упорядоченного кристаллического строения, что обеспечивает реализацию комплекса свойств, особенно при повышенных температурах, недостижимых для неупорядоченных материалов [8]. Развитие технологии интерметаллизации характеризуется непрерывным стремлением реализовать присущий интерметаллидам уникальный комплекс физико-механических свойств и преодолеть присущие им недостатки.

Накопленные к настоящему времени обширные экспериментальные данные о свойствах СКМ из сочетаний материалов, способных в результате протекания реактивной диффузии образовывать между собой при высокотемпературных нагревах устойчивые химические со-

единения – интерметаллиды, сделал возможным создание слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК), представляющих собой материалы, в которых формируется структура из чередующихся металлических и интерметаллидных слоев [5–7, 9]. Интерметаллидные слои могут быть как упрочняющей составляющей в однофазном исполнении, так и в виде матричного металло-интерметаллидного слоя.

Анализ отечественной и зарубежной литературы показал [5, 6, 9, 10], что при получении СМИК для формирования интерметаллидных слоев необходим длительный нагрев при высоких температурах. Его сокращение можно добиться за счет повышения интенсивности диффузионного взаимодействия.

По данным ранее выполненных исследований [5] при создании СМИК добиться значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов на их межслойных границах [11], можно за счет проведения ТО при температурах выше температуры эвтектического превращения [12].

Выбор системы Al-(Ni-Cr) в качестве основы для СМИК обусловлено следующими факторами. Во-первых, Cr способствует подавлению мартенситных превращений в Al-Ni сплавах в процессе формирования интерметаллидных слоев, что понизит вероятность их охрупчивания в области низких температур [13]. Во-вторых, сплавы системы Ni-Cr-Al, с содержанием не менее 15 % Cr, хорошо сопротивляются низкотемпературной сульфидной и высокотемпературной коррозии [14], что значительно позволит расширить функционал использования СМИК на основе этой системы [15]. Плюс ко всему, частичная замена Ni менее дорогим Cr способствует понижению стоимости СМИК.

Целью настоящей работы являлось исследование трансформации структуры и фазового состава алюминиевого слоя, при нагреве СКМ АД1+Х20Н80+АД1 выше температуры эвтектического превращения.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренных взрывом триметаллических образцах состава алюминий АД1 + никелевый сплав Х20Н80 + алюминий АД1 с толщинами слоев 2 мм. Отжиг триметалла осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 660–700 °С и временах выдержки от 1 до 10 ч. Для исключения растекания и окисления алюминиевого

слоя ТО образцов проводили в обмазке (жидкое стекло + тальк). Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Химический состав диффузионной зоны (ДЗ) определяли с помощью энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4 (ЭДС). Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ESO в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{\AA}$). Микротвердость измеряли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 0,2–1 Н.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования структуры границ соединения сплав X20H80 + алюминий АД1 после СВ (рис. 1) показали, что они имеют слабо развитый волновой профиль. В завихрениях волн на одной из границ наблюдается локальное оплавление металла различной формы преимущественно «темного» цвета, структура которого травлением не выявляется (рис. 1). Микротвердость оплавленных участков составляет 6,5–8 ГПа.

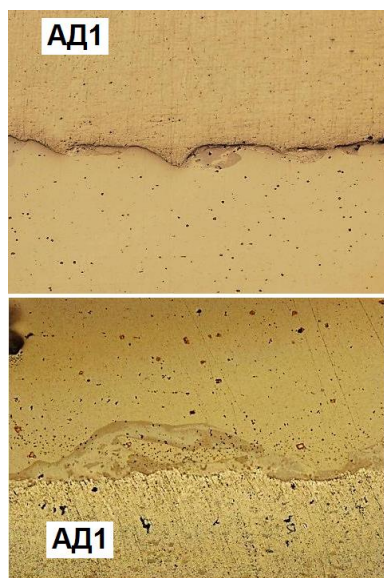


Рис. 1. Структура межслойных границ в трехслойном композите после сварки взрывом. $\times 50$

Определение направления преимущественного массопереноса при ТО на межслойной границе АД1-X20H80 осуществляли путем прямого наблюдения роста диффузионной зоны (ДЗ) с помощью электронного микроскопа Versa 3D в процессе нагрева образца при температуре 580 °С. На рис. 2 представлено СЭМ-изображение границы соединения после сварки.

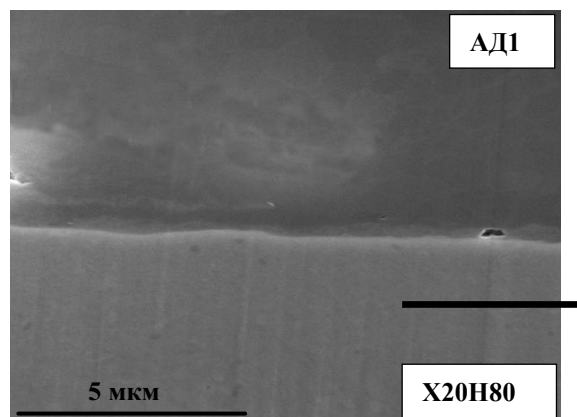


Рис. 2. СЭМ-изображение границы соединения биметалла после сварки взрывом

Исходная граница соединения отслеживалась путем нанесения реперных линий методом электронной гравировки на каждом этапе нагрева (отмечены на рис. 3).

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что рост ДЗ происходит как в сторону АД1 («светлая» прослойка), так и в сторону X20H80 («темная» прослойка). Термообработка образцов при температуре 660 °С приводит к частичному расплавлению алюминиевого слоя и трансформации его структуры (рис. 4, а–в). Твердость трансформированного слоя алюминия (ТСА) за счет диффузии Сг и Ni составляет 6–6,5 ГПа.

На границе раздела слоев X20H80 и ТСА образуется ДЗ, состоящая из одной прослойки, которая в исследованном диапазоне времени выдержки 1–10 ч растет по толщине от 10 до 70 мкм и обладает твердостью 7–8 ГПа.

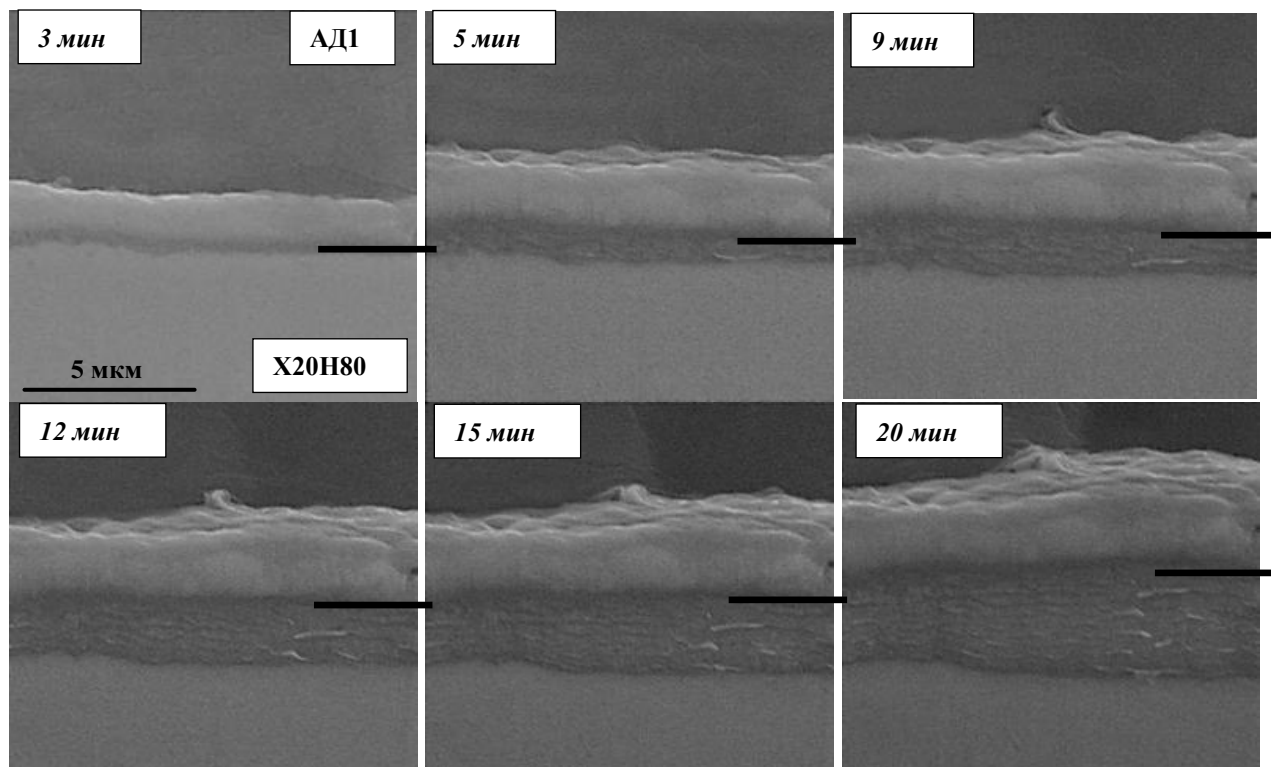
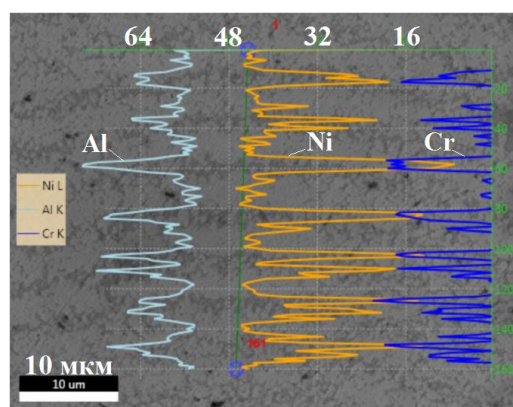
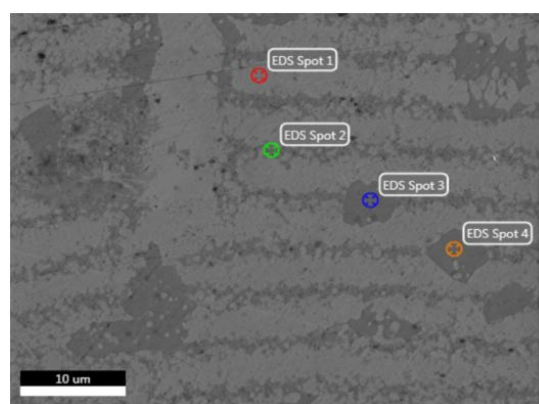


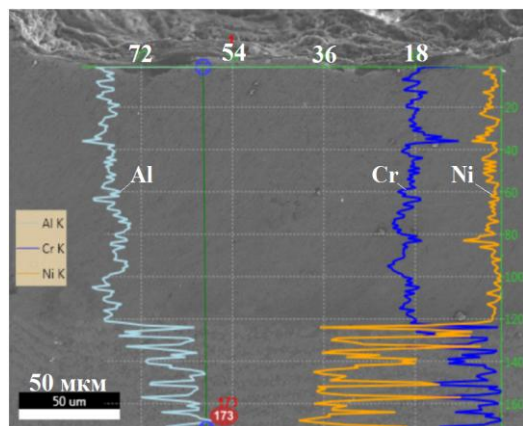
Рис. 3. СЭМ-изображения ДЗ при температуре 580 °С



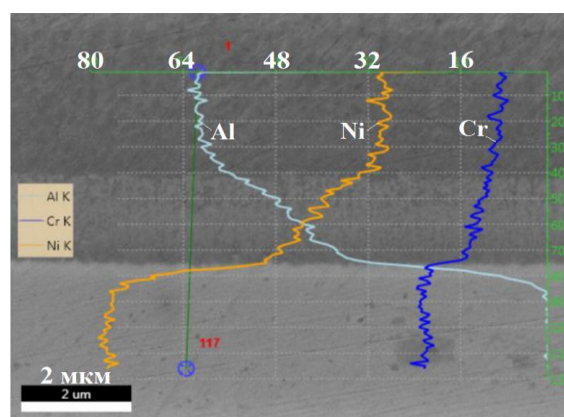
а



б



в



г

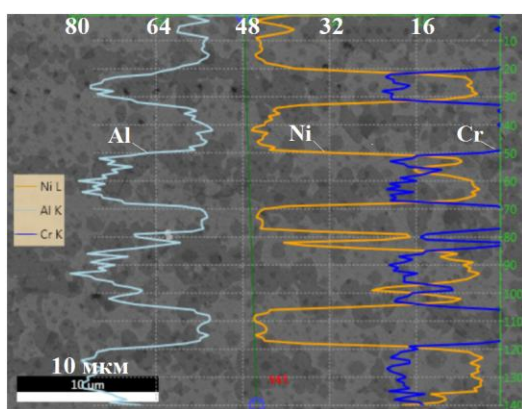
Рис. 4. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 660 °С, 1 ч

При выдержке 1 ч в ТСА формируется «строчечная» (многослойная) структура с чередующимися слоями разного химического состава (рис. 4, *а*). Точечный анализ показал (рис. 4, *б*), что «темные» слои (точки 2, 3, 4, рис. 4, *б*) имеют химический состав 76 масс. % Al и 23 масс. % Cr, что соответствует интерметаллиду CrAl_7 . Состав «светлых» слоев (59 масс. % Al и 41 масс. % Ni) соответствует интерметаллиду NiAl_3 .

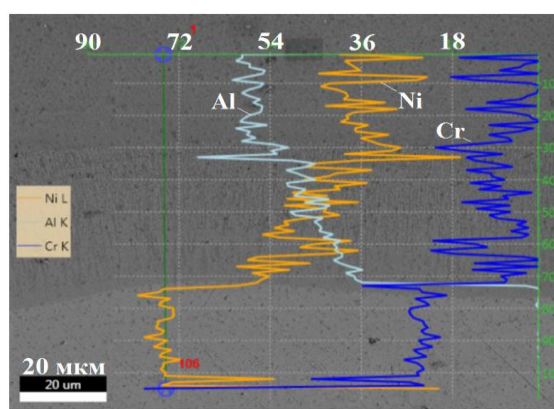
У поверхности ТСА концентрация Al составляет 78 масс. %, Cr – до 20 масс. %, а Ni практически отсутствует (рис. 4, *в*), что соответствует стехиометрическому составу интерметаллида CrAl_7 .

В переходной зоне толщиной ≈ 3 мкм между X20H80 и слоем со строчечной структурой происходит плавное снижение содержания Al и увеличение концентрации Cr и Ni, с последующим выравниванием химического состава в слое X20H80 (рис. 4, *з*).

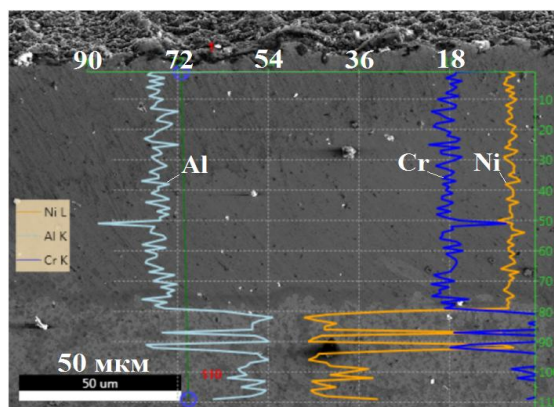
Увеличение времени выдержки до 10 ч позволяет сохранить «строчечную» структуру в ТСА, без визуальных изменений, однако сами «строчки» несколько увеличиваются по толщине (рис. 5, *а*). Переходная зона имеет более неоднородный состав (рис. 5, *б*) и увеличивается по толщине до 40 мкм. У поверхности ТСА, как и при выдержке 1 ч, в структуре по-прежнему преобладает интерметаллид CrAl_7 (рис. 5, *в*).



а



б



в

Рис. 5. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 660 °С, 10 ч

С помощью рентгеноструктурного анализа (рис. 6) наличие установленных фаз в данном слое подтверждается, исключение составляют выявленные следы интенсивностей, принадлежащих интерметаллиду Ni_2Al_3 .

Повышение температуры при ТО до 700 °С, уже при 1 ч выдержке, позволило практически полностью избавиться от «строчечной» структуры, которая визуально не наблюдается. Металлографический анализ показал, что полученный

ТСА представляет собой смесь сложного состава с твердостью 6–7 ГПа. Точка 1 (рис. 7, *а*) имеет состав 61 масс. % Al и 39 масс. % Ni, что соответствует интерметаллиду NiAl_3 ; точка 2 имеет весовой состав – 78 масс. % Al, 12 масс. % Ni, 10 масс. % Cr. Согласно тройной диаграмме состояния [5], данный состав соответствует трехфазной области $\text{NiAl}_3 + \text{Cr}(\text{Al}) + \text{Al}(\text{Cr})$. Толщина переходной зоны между X20H80 и слоем ТСА составляет около 2 мкм (рис. 7, *б*).

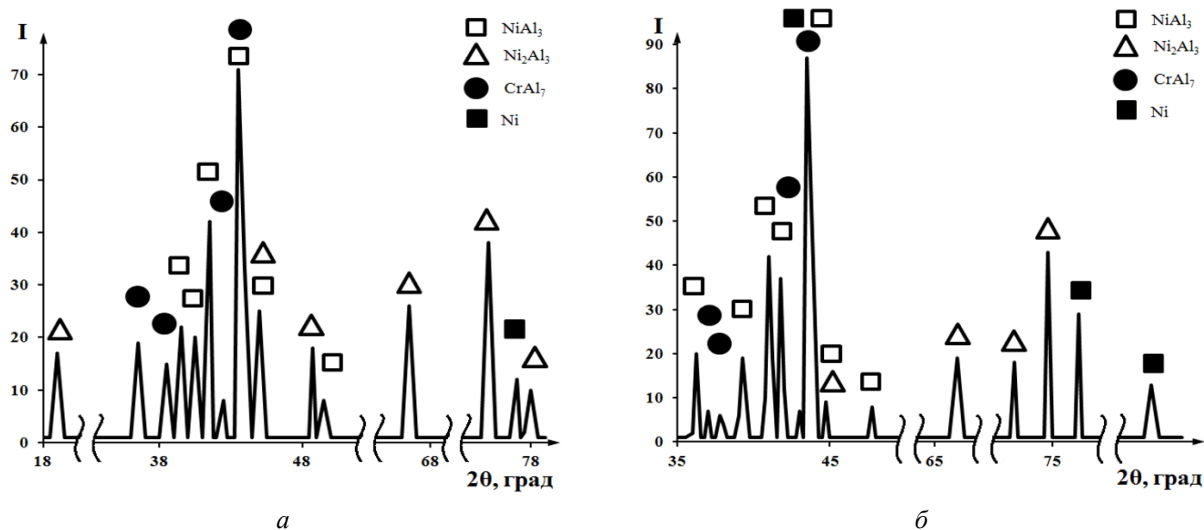


Рис. 6. Дифрактограмма, снятая с поверхности образца со стороны алюминиевого слоя после ТО при 660 °С:
а – 1 ч; б – 10 ч

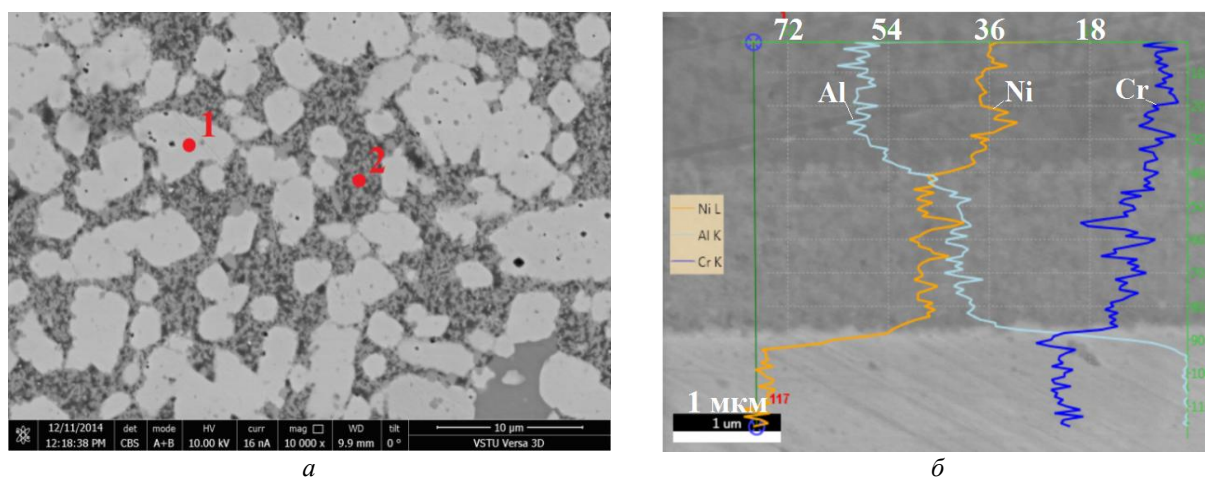


Рис. 7. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 700 °С, 1 ч

С увеличением времени выдержки до 10 ч объемная доля интерметаллида NiAl_3 в матрице ТСА увеличивается (точка 1, рис. 8, а). В составе «темных» включений (точка 2, рис. 5, б) содержится 66 масс. % Al, 10 масс. % Ni, 24 масс. % Cr.

Переходная зона увеличивается до 60 мкм и имеет сложный переменный состав (рис. 8, б), а у поверхности в структуре ТСА, как и после

рассмотренных выше режимов ТО, преобладает интерметаллид CrAl_7 (рис. 8, в).

Рентгеноструктурный анализ показал, что установленный фазовый состав ТСА в образцах при 700 °С и выдержке 1 ч качественно не изменяется (рис. 9, а), а идентифицированные ранее фазы (NiAl_3 , Ni_2Al_3 , CrAl_7 , Ni) также присутствуют в составе слоя при увеличении времени выдержки до 10 ч (рис. 9, б).

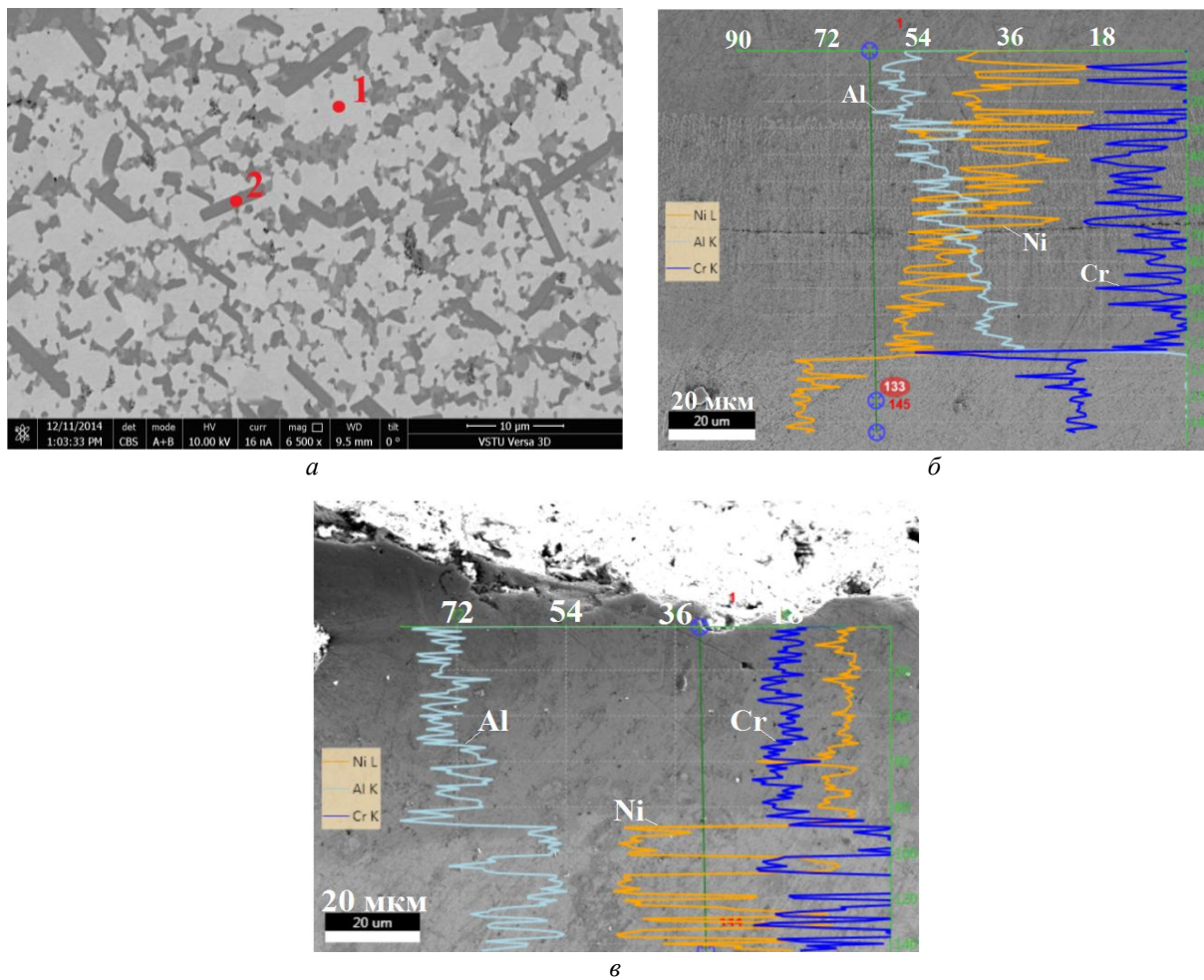


Рис. 8. СЭМ-изображения ДЗ после ТО 700 °С, 10 ч

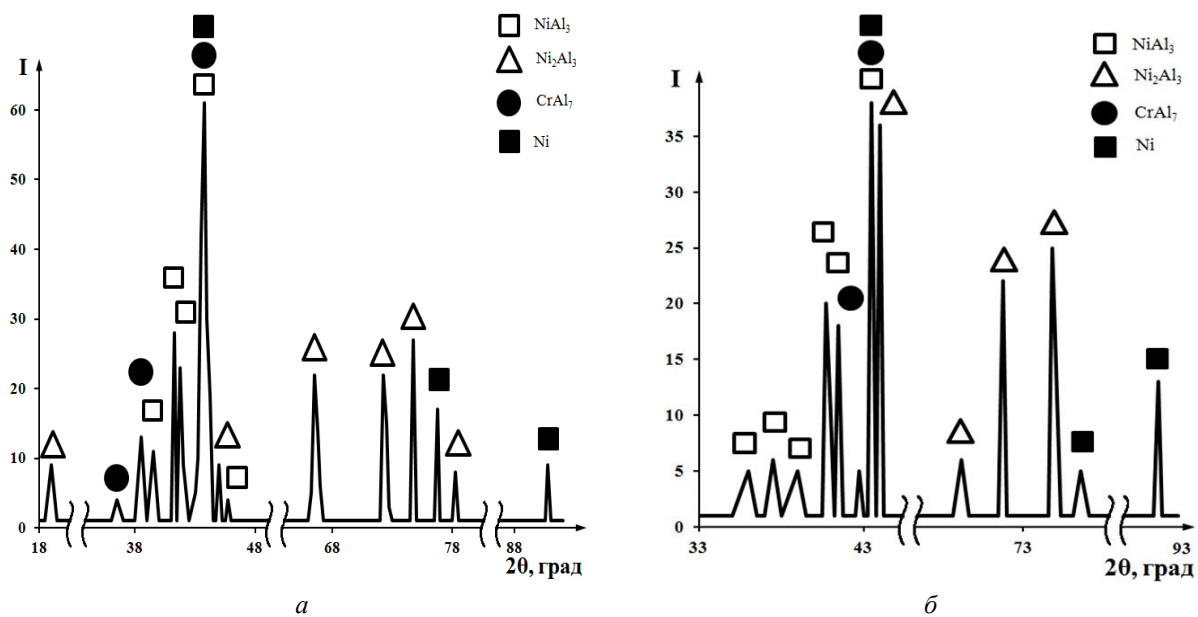


Рис. 9. Дифрактограмма, снятая с поверхности образца со стороны алюминиевого слоя после при ТО 700 °С:
а – 1 ч; б – 10 ч

Выводы

1. Рост диффузионной зоны на межслойной границе АД1-Х20Н80 при ТО происходит как в сторону АД1, так и в сторону Х20Н80.

2. При контактном плавнении в исходном алюминиевом слое формируется «строчечная» структура эвтектического типа с чередующимися слоями интерметаллидов CrAl_7 и NiAl_3 , размер которых увеличивается с ростом времени ТО. При жидкофазном взаимодействии (ТО выше точки плавления Al) «строчечной» структуры не наблюдается. Исходный алюминиевый слой после ТО представляет собой смесь сложного фазового состава $\text{NiAl}_3 + \text{Cr(Al)} + \text{Al(Cr)}$. В структуре поверхностного слоя преобладает интерметаллид CrAl_7 .

3. Варьирование режимами ТО позволяет формировать в составе СММК системы (АД1 – Х20Н80) слои с упрочненной интерметаллидами структурой от строчечной до матричной и твердостью от 6 до 8 ГПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Suneev Anil Bansal, Virat Khanna, Pallav Gupta, (Eds.). (2022). Metal Matrix Composites: Properties and Applications (Vol. 2) (1st ed.). CRC Press.
2. Производство металлических слоистых композиционных материалов / Кобелев А. Г., Лысак В. И., Чернышев В. Н. [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 495 с.
3. Carvalho G. et al. Explosive welding of aluminium to stainless steel // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Т. 262. – С. 340–349.
4. Carvalho G. et al. Explosive welding of aluminium to stainless steel using carbon steel and niobium interlayers // Journal of Materials Processing Technology. – 2020. – Т. 283. – С. 116707.
5. Sherpa B. B. et al. Explosive welding of aluminum and cast iron for potential transportation and structural applications // Advanced Engineering Materials. – 2024. – Т. 26. – №. 1. – С. 2301389.
6. Wang J., Li Xj, Dong Sh, et al. Research on explosive welding interface of titanium-steel under different welding parameters. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022;120: 6407–6417.
7. Wang J., Li Xj, Yan Hh, et al. Research on titanium-copper explosive welding interface with different welding parameters. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2022;122, 3595–3606.
8. Zhang, H.; Jiao, K. X.; Zhang, J. L.; Liu, J. Microstructure and Mechanical Properties Investigations of Copper-Steel Composite Fabricated by Explosive Welding. Materials Science and Engineering: A 2018, 731, 278–287.
9. Greenberg, B.A., Ivanov, M.A., Kuzmin, S.V., & Lysak, V.I. (2019). Explosive Welding: Processes and Structures (1st ed.). CRC Press. <https://doi.org/10.1201/9780429340550>.
10. G. Frommeyer, R. Rablbauer, High temperature materials based on the intermetallic compound NiAl reinforced by refractory metals for advanced energy conversion technologies, Steel Res. Int. 79 (7) (2008) 507–512, doi.org/10.1002/srin.200806159.
11. Прохоров, Д. В. Ползучесть, прочность и трещиностойкость слоистых композитов на основе ниобия с упрочнением интерметаллидами / Д. В. Прохоров, В. П. Коржов, В. М. Кийко, И. С. Желтякова / Деформация и разрушение материалов. – 2021. – № 6. – С. 15–20.
12. Processes of the Self-Organization and Evolution of Metallic and Intermetallic Microstructures under Strong External Influences / Greenberg B. A., Ivanov M. A., Pushkin M. S., Inozemtsev A. V., Plotnikov A. V., Patselov A. M. // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2019. – V. 83 – No. 10. – P. 1203–1209.
13. Lazurenko, Daria Petrov, I.Yu Mali, Vyacheslav Esikov, Maksim Kuzmin, R.I. Lozanov, Victor Pyczak, Florian Stark, A. Dovzhenko, G.D. Bataev, I. Terentiev, D.S. Rukhtuev, Alexey. (2022). Ti-Al3Ti metal-intermetallic laminate (MIL) composite with a cubic titanium trialuminide stabilized with silver: Selection of fabrication regimes, structure, and properties. Journal of Alloys and Compounds. 916. 165480. 10.1016/j.jallcom.2022.165480.
14. Bataev, I. A., et al., Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing, Mater. Des., 2012, vol. 35, pp. 225–234.
15. Ogneva, Tatyana Bataev, I. Mali, Vyacheslav Anisimov, A. Lazurenko, Daria Popelyukh, Albert Emurlaeva, Yulia Bataev, A. Tanaka, Shigeru Yegoshin, K.D. (2021). Effect of sintering pressure and temperature on structure and properties of Ni Al metal-intermetallic composites produced by SPS. Materials Characterization. 180. 111415. 10.1016/j.matchar.2021.111415.
16. Shmorgun, V. G., et al. “The kinetics of diffusion processes in the nickel-aluminum composition.” Russian Journal of Non-Ferrous Metals, vol. 50, no. 3, Jun. 2009, pp. 286–289. <https://doi.org/10.3103/s1067821209030195>.
17. Shmorgun V.G., Slautin O.V., Kulevich V.P., Serov A.G. Formation of the interaction zone on the interlayer boundary of the explosion-welded composite VT1-0–NP2 / Inorganic Materials: Applied Research. 2020. T. 11. № 1. С. 98–102.
18. Akhkubekov, A.A., Orkvasov, T.A., and Sozaev, V.A., Kontaktnoe plavlenie metallov i nanostruktur (Contact Melting of Metals and Nanostructures), Moscow: Fizmatlit, 2008.
19. Gurevich, L.; Pronichev, D.; Trunov, M. Structure Formation Mechanisms during Solid Ti with Molten Al Interaction. IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 2016, 116, 012011, doi:10.1088/1757-899X/116/1/012011.
20. Shmorgun, V.G.; Slautin, O.V.; Kulevich, V.P.; Bogdanov, A.I.; Gurevich, L.M.; Serov, A.G. Influence of Nickel Content on the Formation of an Interaction Zone during Contact Melting of Titanium with Copper-Nickel Alloys. Metals 2024, 14, 298, doi:10.3390/met14030298.
21. Changes of an Outer β -NiAl and Inner α -Cr Coating on Ni–40 at % Cr Alloy during Oxidation at 1373 K in Air / D. Yoshida, Y. Shibata, S. Hayashi, and T. Narita // Oxidation of Metals, Vol. 64, Nos. 1/2, 2005.
22. Taube, A. O.; Shmorgun, V. G.; Bogdanov, A. I.; Storozheva, E. I.; Solovev, D. B. Estimation of the Service Lifetime of Layered Heat-Resistant Ni-Al and Ni-Cr-Al Coatings. IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci. 2020, 459, 062113, doi:10.1088/1755-1315/459/6/062113.

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-15-23

*В. П. Кулевич, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, С. Н. Вдовченко***МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ
В КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Ti-Al-Fe
ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ*****Волгоградский государственный технический университет**e-mail: kulevich.vp@gmail.com, vgshmorgun@mail.ru,
bogdanov@vstu.ru, s.offi24@vk.com

Приведены результаты моделирования влияния толщин слоев в металлическом (Ti-Al-Fe) и металл-интерметаллидном (Ti-TiAl₃-Al-Fe₂Al₅-Fe) композитах на величину термических напряжений, возникающих на его межслойных границах после термообработки. Показано, что охлаждение трехслойного композита сталь 20880 + алюминий АД1 + титан ВТ1-0 с толщиной алюминиевого слоя менее 0,3 мм после отжига по режиму 640 °С, 1 ч, обеспечивающего формирование на границе сталь-алюминий диффузионной зоны, состоящей из двух прослоек (FeAl₃ и Fe₂Al₅) толщиной менее 50 мкм, а на границе алюминий-титан интерметаллида TiAl₃ толщиной 20 мкм, приводит к самопроизвольному отделению алюминиевого слоя от стального в результате разрушения интерметаллидной прослойки Fe₂Al₅, обусловленного действием растягивающих напряжений, превышающих ее предел текучести.

Ключевые слова: титан, алюминий, сталь, моделирование, напряжения

*V. P. Kulevich, V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, S. N. Vdovchenko***MODELING OF THERMAL STRESSES IN A Ti-Al-Fe
COMPOSITE DURING COOLING AFTER HEAT TREATMENT****Volgograd State Technical University**

The article presents the results of modeling the effect of layer thicknesses in metallic (Ti-Al-Fe) and metal-intermetallic (Ti-TiAl₃-Al-Fe₂Al₅-Fe) composites on the magnitude of thermal stresses arising at their interlayer boundaries after heat treatment. It is shown that cooling of a three-layer composite of steel 20880 + aluminum AD1 + titanium VT1-0 with an aluminum layer thickness of less than 0.3 mm after annealing at 640°C for 1 h, which ensures the formation of a diffusion zone at the steel-aluminum boundary consisting of two interlayers (FeAl₃ and Fe₂Al₅) less than 50 μm thick, and at the aluminum-titanium boundary of the intermetallic compound TiAl₃ with a thickness of 20 μm, leads to spontaneous separation of the aluminum layer from the steel as a result of the destruction of the intermetallic layer Fe₂Al₅, caused by the action of tensile stresses exceeding its yield strength.

Keywords: titanium, aluminum, steel, modeling, stress

Введение

Предложенный на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ комплексный технологический процесс формирования на титане и сплавах на его основе покрытия из алюминидов титана включает следующую последовательность операций:

1. Изготовление с помощью сварки взрывом триметаллической заготовки Ti-Al-Fe.
2. Обработка давлением, позволяющая получить требуемую толщину алюминиевого слоя.
3. Предварительная термообработка, обеспечивающая отделение стального слоя.
4. Финишная термообработка, обеспечивающая формирование покрытия заданной толщины.

Такая последовательность операций позволяет реализовать высокую прочность сцепления покрытия с подложкой и максимально при-

близить форму получаемого материала или полуфабриката к форме готового изделия.

Наиболее вероятной причиной самопроизвольного отделения стального слоя являются термические напряжения, возникающие при охлаждении композита из-за разницы в коэффициентах линейного расширения металлов, входящих в его состав. В рамках данной работы приведены результаты моделирования термических напряжений, возникающих в трехслойном композите (сталь-алюминий-титан) с наличием и отсутствием диффузионных зон на межслойных границах после финишной термической обработки.

Материалы и методы исследования

Для оценки температурных напряжений использовали пакет программ COMSOL Multiphysics, обладающий необходимой гибкостью в по-

становке связанных мультифизических задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита. COMSOL имеет готовый модуль Thermal Stress, позволяющий решать связанные задачи термоупругости. Имеется также встроенная библиотека материалов Material Library, применение которой, в большинстве случаев, не требует задания физических констант материалов и их зависимости от температуры.

Оценку термических напряжений производили при моделировании охлаждения слоистых композитов с температуры 600 до 20 °С.

При этом были сделаны следующие допущения:

- температура стали, титана, алюминия и диффузионной зоны равномерна по толщине;
- диффузионные зоны состоят из слоев с фазовым составом: Fe_2Al_5 – со стороны стали и TiAl_3 – со стороны титана;
- температурная зависимость КТЛР и модуль упругости отсутствует.

Были построены модели с различной толщиной слоев. Толщины стального и титанового слоев ($\delta_{\text{Fe}}=1,55$ мм и $\delta_{\text{Ti}}=2,9$ мм) были неизменны для всех моделей. Толщину алюминиевого слоя изменяли в соответствии со значе-

ниями, полученными на реальных образцах после обжатия: $\delta_{\text{Al}}=0,85; 0,5; 0,3$ мм. Ниже представлена табл. 1 с толщинами слоев в моделируемых композитах.

Таблица 1

Толщины слоев в моделируемых металлических композитах, мм

Материал слоя	KM1	KM2	KM3
Fe	1,55	1,55	1,55
Al	0,85	0,5	0,3
Ti	2,9	2,9	2,9

При построении моделей металл-интерметаллидного композита, как и в случае металлического композита были взяты неизменные толщины стального и титанового слоев ($\delta_{\text{Fe}}=1,55$ мм и $\delta_{\text{Ti}}=2,9$ мм). Интерметаллидный слой со стороны титанового слоя в моделях также имел фиксированную толщину ($\delta_{\text{TiAl}_3}=0,03$ мм). Толщину алюминиевого слоя изменяли в диапазоне: $\delta_{\text{Al}}=0,85; 0,3$ мм. Толщину интерметаллидного слоя со стороны стали изменяли в диапазоне: $\delta_{\text{Fe}_2\text{Al}_5}=0,2; 0,1; 0,05; 0,03$ мм. Толщины слоев в моделируемых металл-интерметаллидных композитах представлены в табл. 2.

Таблица 2

Толщины слоев в моделируемых металл-интерметаллидных композитах, мм

Материал слоя	ИК1	ИК2	ИК3	ИК4	ИК5	ИК6	ИК7
Fe	1,55						
Fe ₂ Al ₅	0,1	0,05	0,03	0,2	0,1	0,05	0,03
Al	0,85				0,3		
TiAl ₃	0,03						
Ti	2,9						

Свойства металлических слоев были заданы из встроенной в COMSOL Multiphysics библиотеки материалов. Для металлов ВТ1-0, АД1 и Сталь 20880 подбирались наиболее близкие из имеющихся в библиотеке аналогов: Ti Grade 1, Al 1050 и Armco iron. Свойства интерметал-

лидных слоев задавались вручную на основании литературных данных [1–4].

Для решения поставленной задачи были построены геометрические модели, представленные на рис. 1.

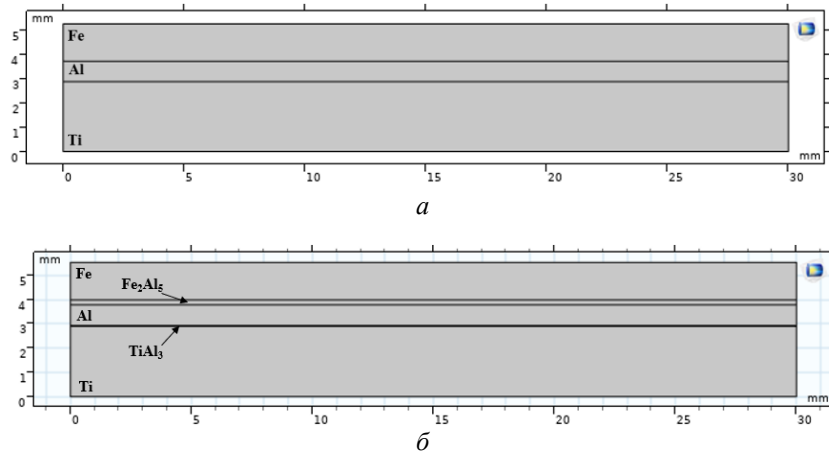


Рис. 1. Геометрия модели трехслойного металлического композита Ti-Al-Fe (а) и пятислойного Ti-TiAl₃-Al-Fe₂Al₅-Fe металл-интерметаллидного композита (б)

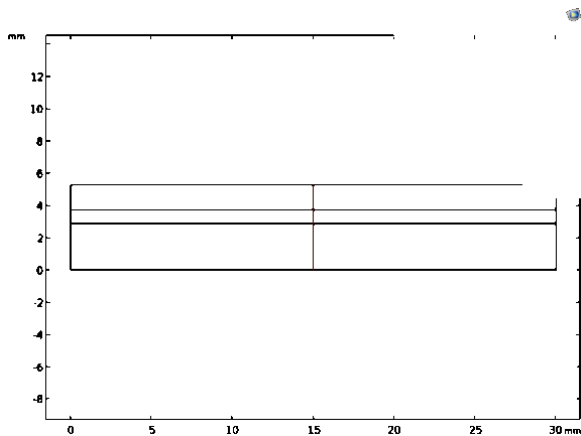


Рис. 2. Расположение секущей линии для считывания напряжений и деформаций

Графические распределения напряжений и деформаций для всех композитов снимали по секущей линии в центре образца (рис. 2) для исключения краевых эффектов.

Результаты и их обсуждение

В трехслойном композите при охлаждении с температуры 600 °С наблюдаются значительные напряжения в стальном и титановом слоях (von Mises stress) (рис. 3–5). Наблюдаемые напряжения вызваны более высокой пластической деформацией алюминиевого слоя относительно других слоев (рис. 3–5, в). В результате чего при переходе между слоями напряжения изменяются скачкообразно. (рис. 3–5, б).

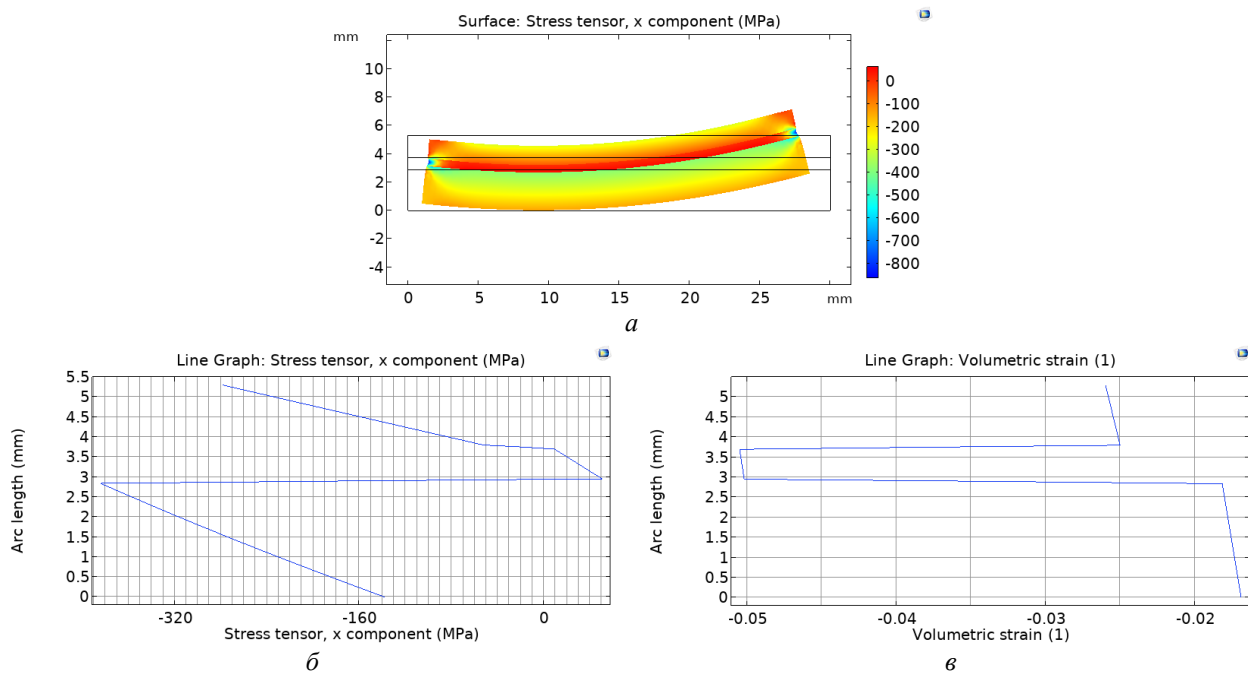


Рис. 3. Распределение напряжений по сечению КМ1 ($\delta_{Al}=0,85$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения напряжений (б) и деформаций (в)

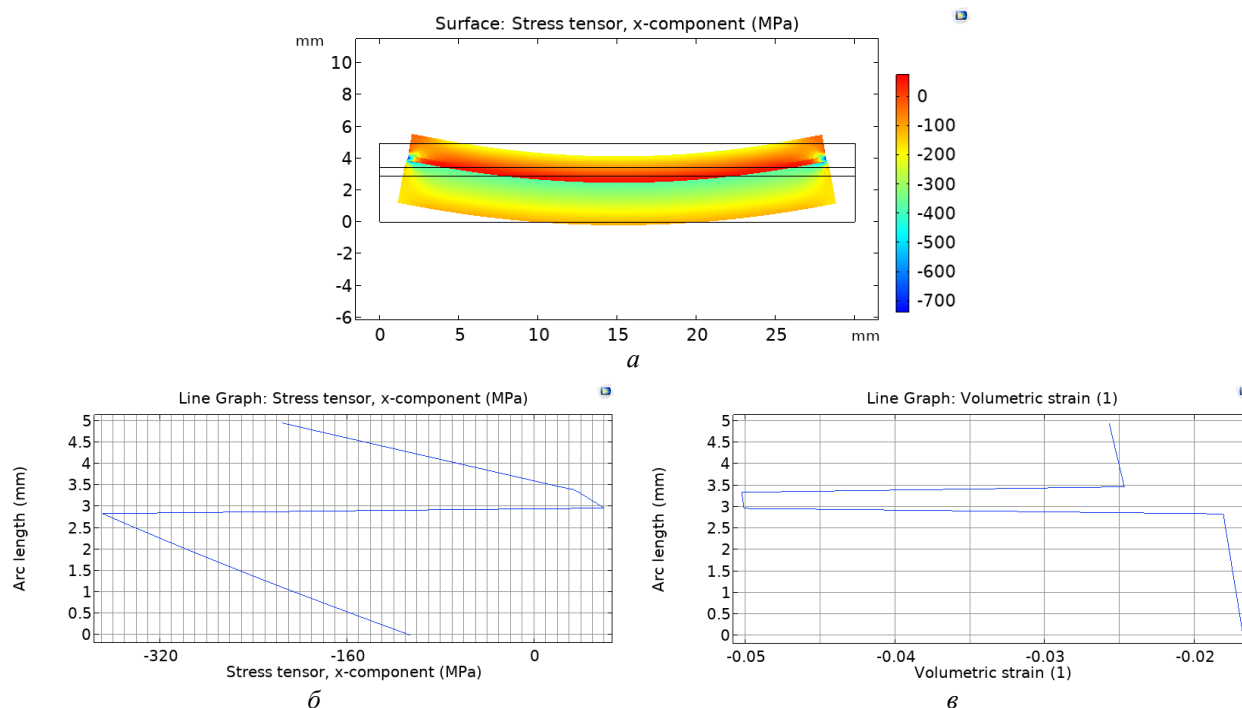


Рис. 4. Распределение напряжений по сечению КМ1 ($\delta_{Al}=0,5$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения напряжений (б) и деформаций (в)

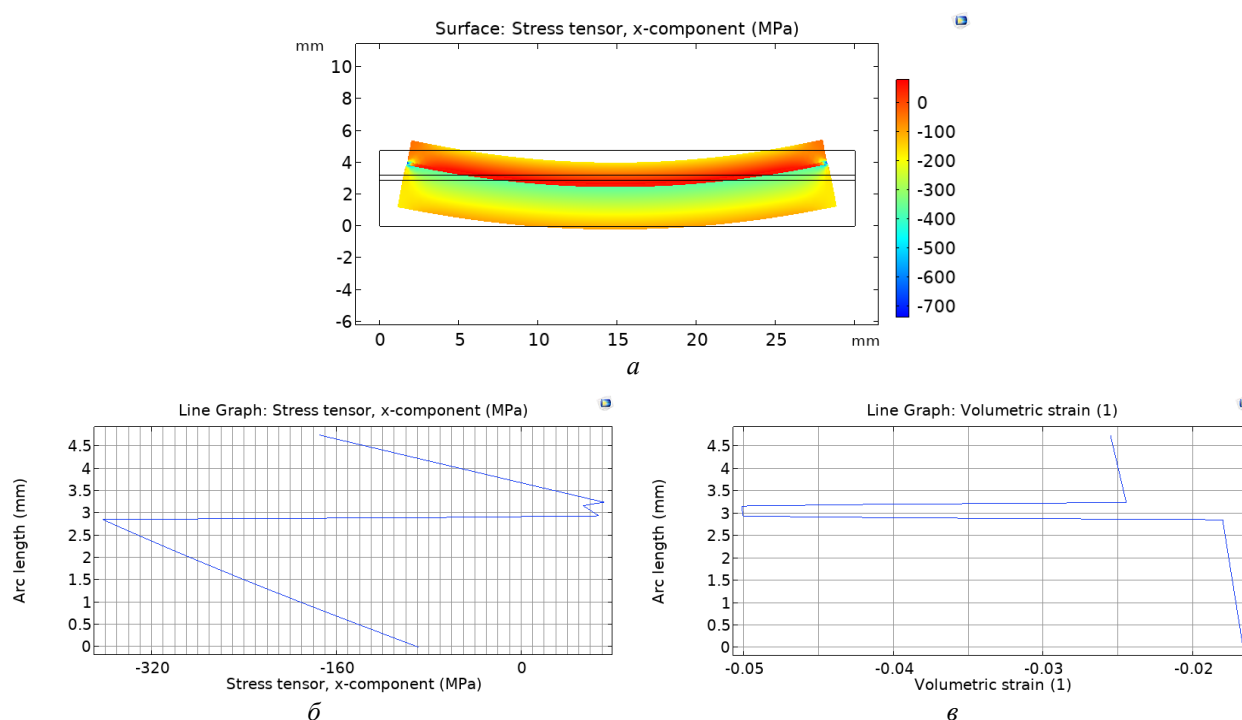


Рис. 5. Распределение напряжений по сечению КМ1 ($\delta_{Al}=0,3$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения напряжений (б) и деформаций (в)

Рассмотрение распределения горизонтальной составляющей напряжений по сечению композита (рис. 3–5, б) показало, что в стальном и титановом слоях возникают сжимающие напряжения, в то время как в алюминиевом слое – растягивающие. Уменьшение толщины

алюминиевого слоя в исследованном диапазоне приводит к снижению сжимающих напряжений в стальном слое и росту растягивающих напряжений в алюминиевом слое. Напряжения в титановом слое изменяются незначительно.

Анализ напряженного состояния металл-ин-

терметаллидного композита после охлаждения с 600 °С показал, что наиболее высокие напряжения возникают в интерметаллиде Fe_2Al_5 (рис. 6–9).

Из распределений x -составляющей напряжений и деформаций видно, что в композите преобладают сжимающие напряжения с пиком в области интерметаллида Fe_2Al_5 . Изменение толщины интерметаллидного слоя при посто-

янной толщине алюминия приводит к незначительному снижению уровня сжимающих напряжений в интерметаллиде, однако принципиальных изменений в напряженном состоянии композита не происходит.

Напряжения в интерметаллидном слое TiAl_3 со стороны титана также достаточно высокие, но градиент между интерметаллидом и титановым слоем меньше, чем между Fe_2Al_5 и сталью.

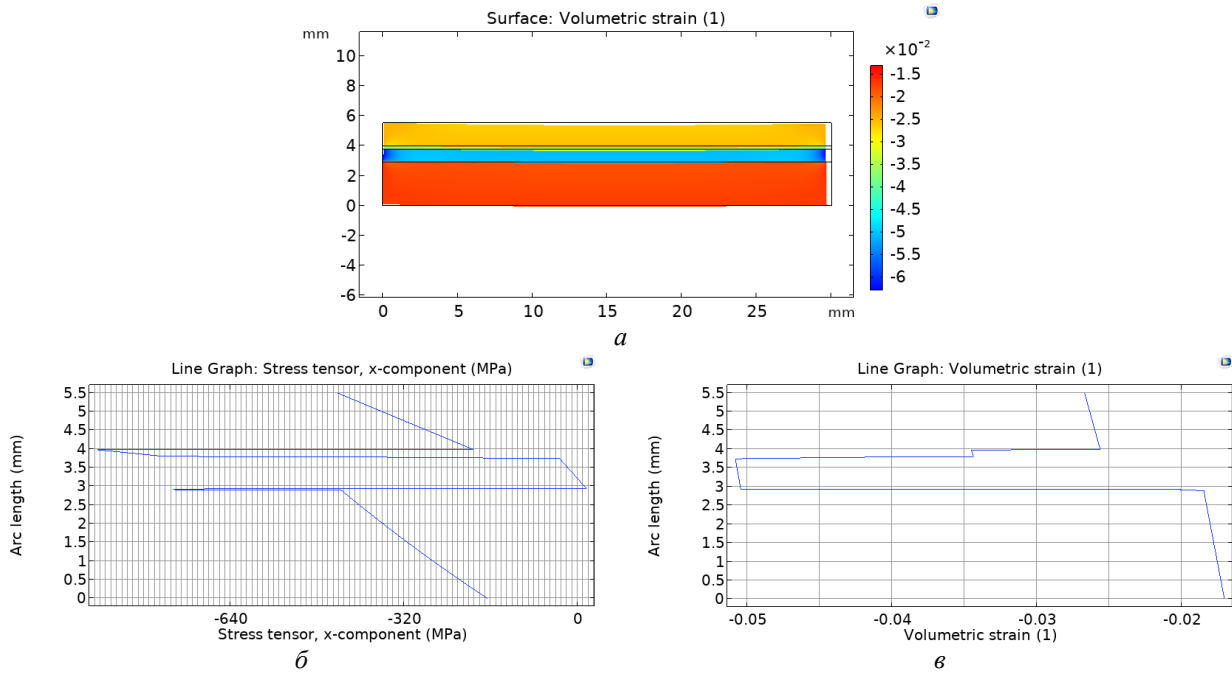


Рис. 6. Распределение напряжений по сечению ИК4 ($\delta_{\text{Al}}=0,85$ мм, $\delta_{\text{Fe}_2\text{Al}_5}=0,2$ мм после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x -составляющей (б) и деформаций (в)

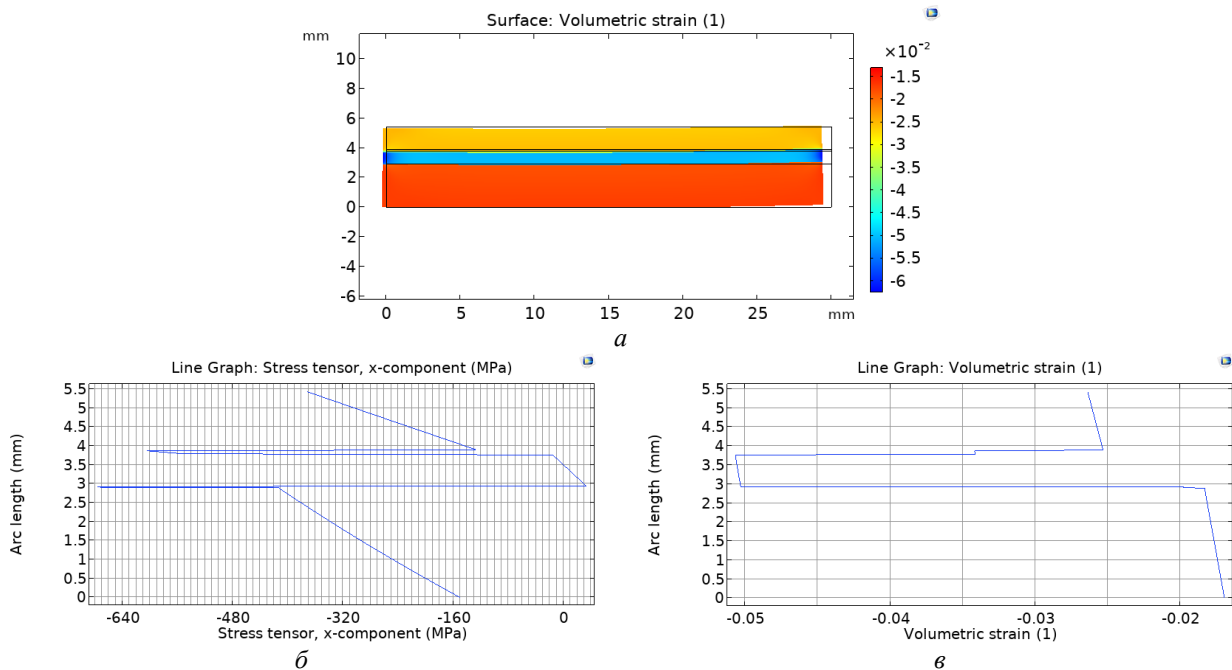


Рис. 7. Распределение напряжений по сечению ИК1 ($\delta_{\text{Al}}=0,85$ мм, $\delta_{\text{Fe}_2\text{Al}_5}=0,1$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x -составляющей (б) и деформаций (в)

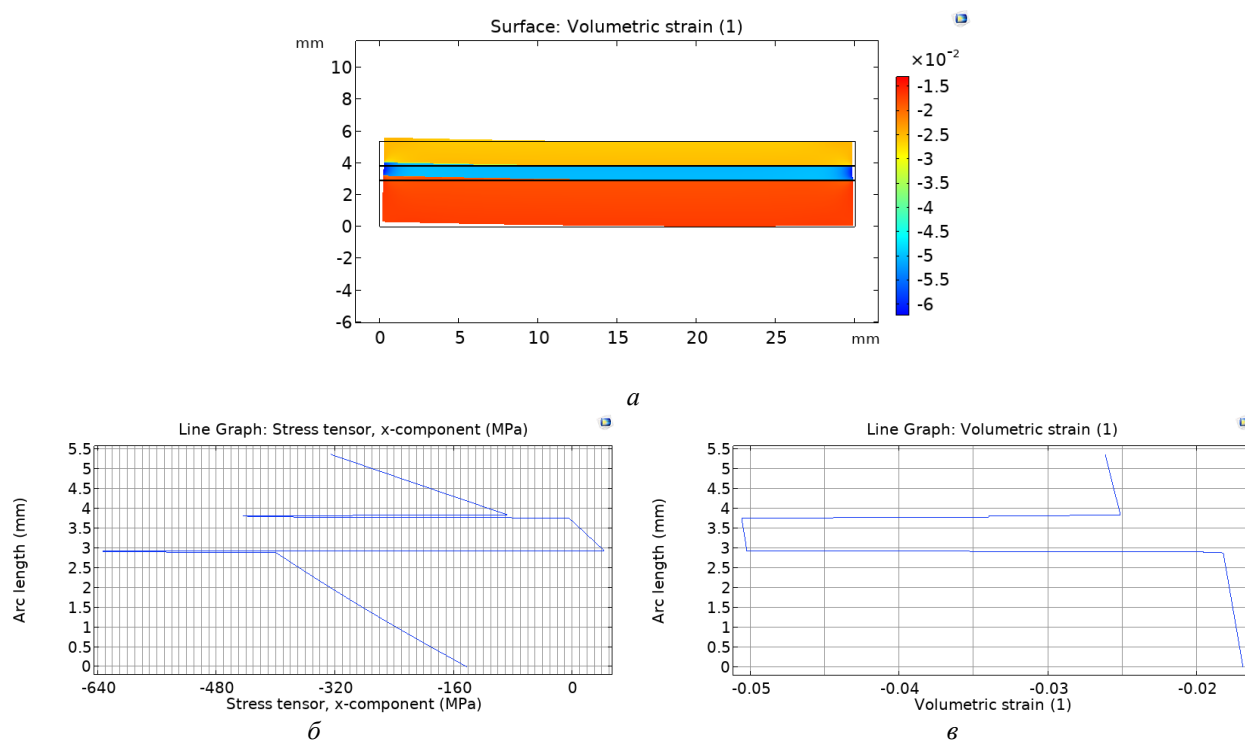


Рис. 8. Распределение напряжений по сечению ИК2 ($\delta_{Al}=0,85$ мм, $\delta_{Fe_2Al_5}=0,05$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x -составляющей (б) и деформаций (в)

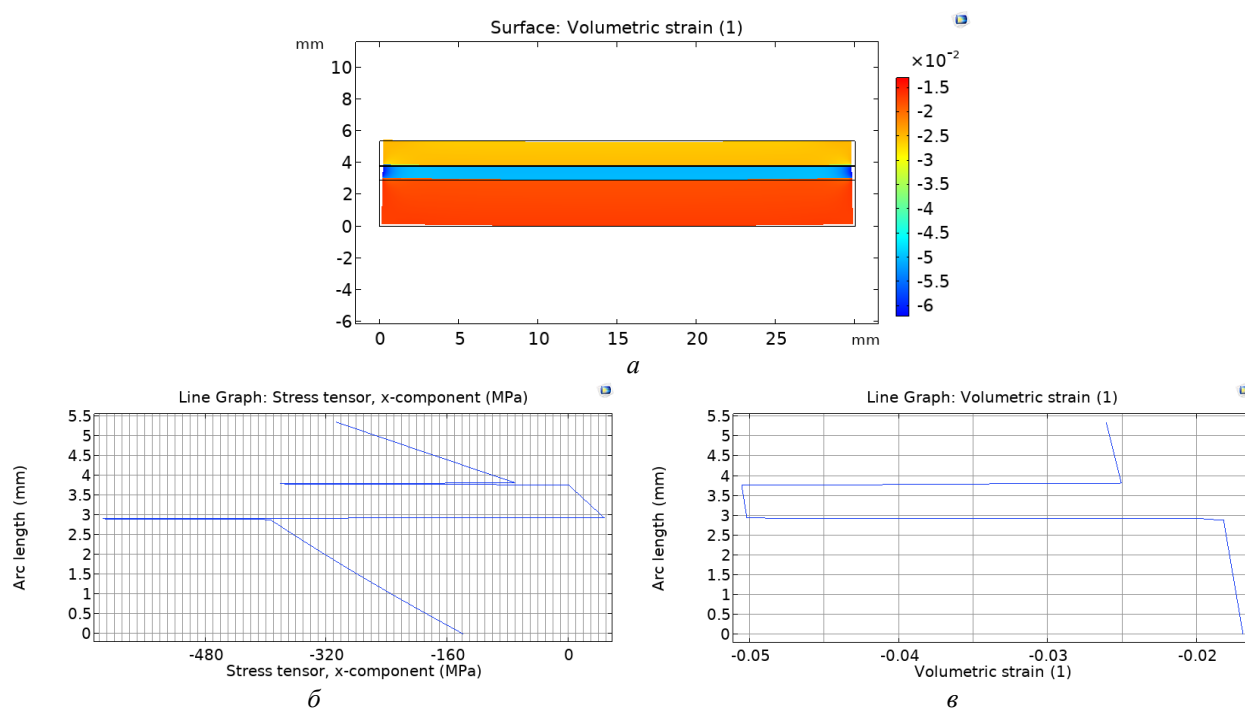


Рис. 9. Распределение напряжений по сечению ИК3 ($\delta_{Al}=0,85$ мм, $\delta_{Fe_2Al_5}=0,03$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x -составляющей (б) и деформаций (в)

Снижение толщины алюминиевого слоя привело к снижению сжимающих напряжений в интерметаллиде Fe_2Al_5 в направлении x , а y -составляющая напряжений осталась неиз-

менно высокой (рис. 10–12). При этом наблюдается значительное снижение x -составляющей напряжений в Fe_2Al_5 при снижении его толщины (при $\delta_{Al}=0,3$ мм).

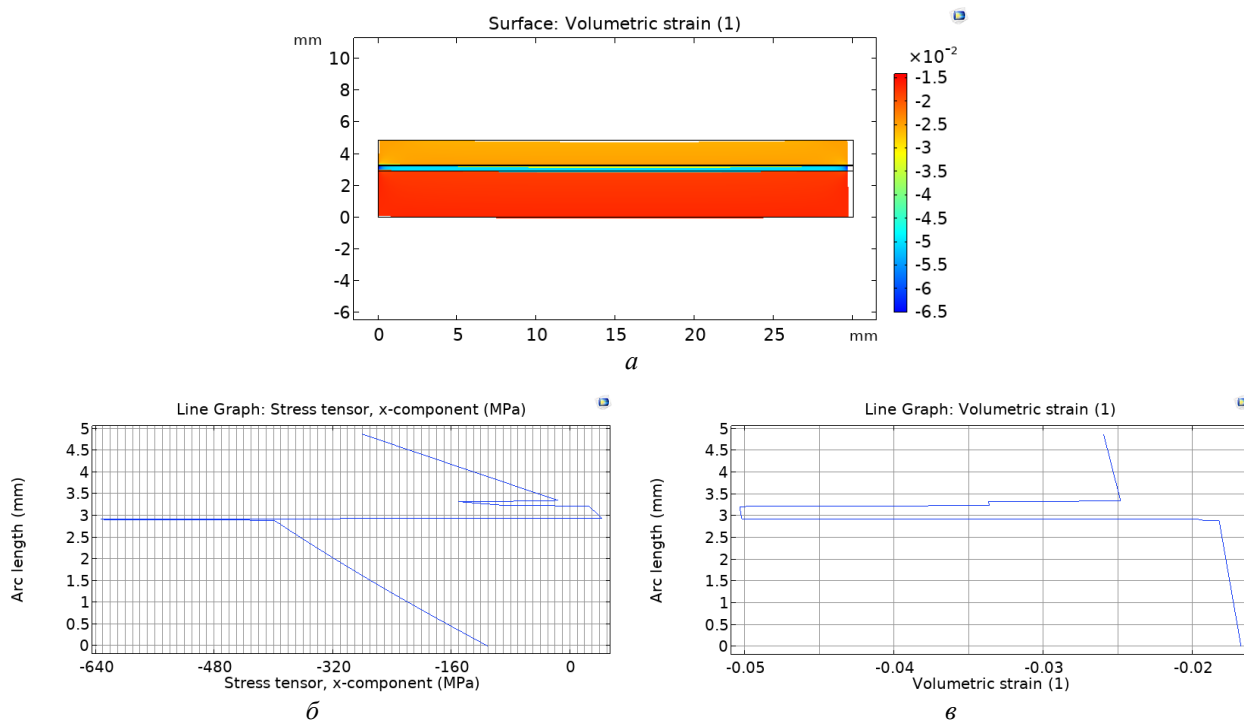


Рис. 10. Распределение напряжений по сечению ИК5 ($\delta_{Al}=0,3$ мм, $\delta_{Fe2Al5}=0,1$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x -составляющей (б) и деформаций (в)

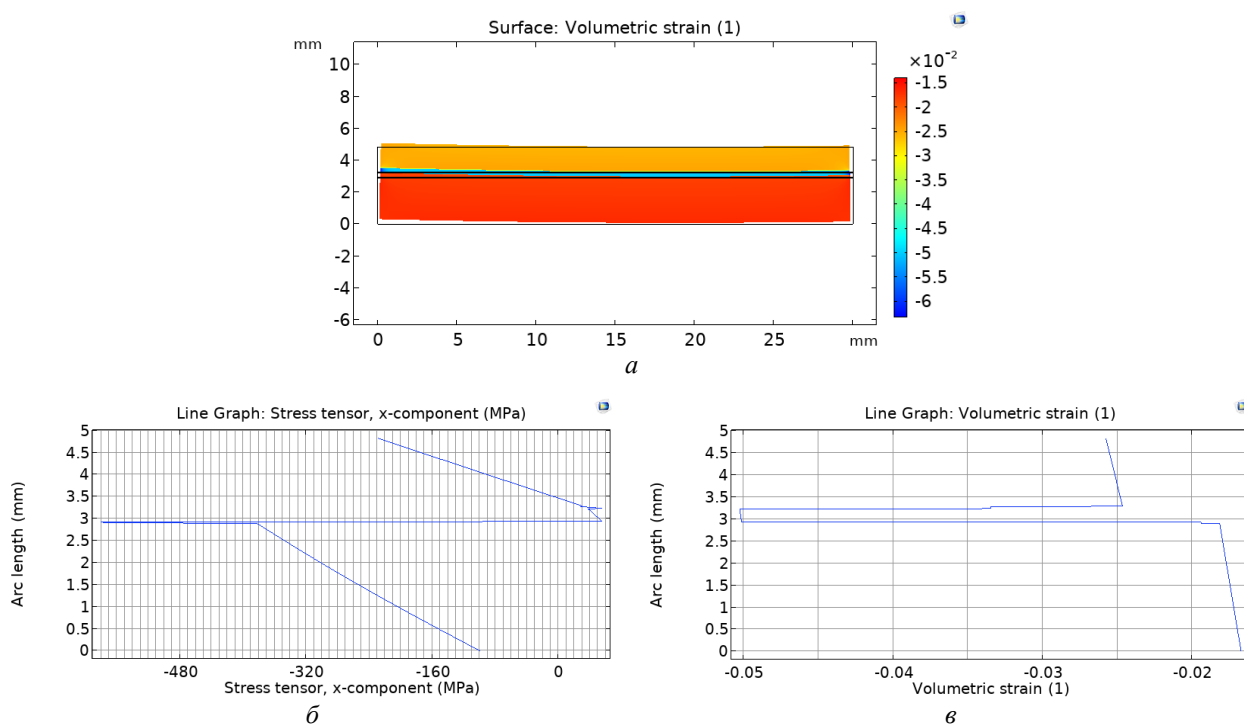


Рис. 11. Распределение напряжений по сечению ИК6 ($\delta_{Al}=0,3$ мм, $\delta_{Fe2Al5}=0,05$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x -составляющей (б) и деформаций (в)

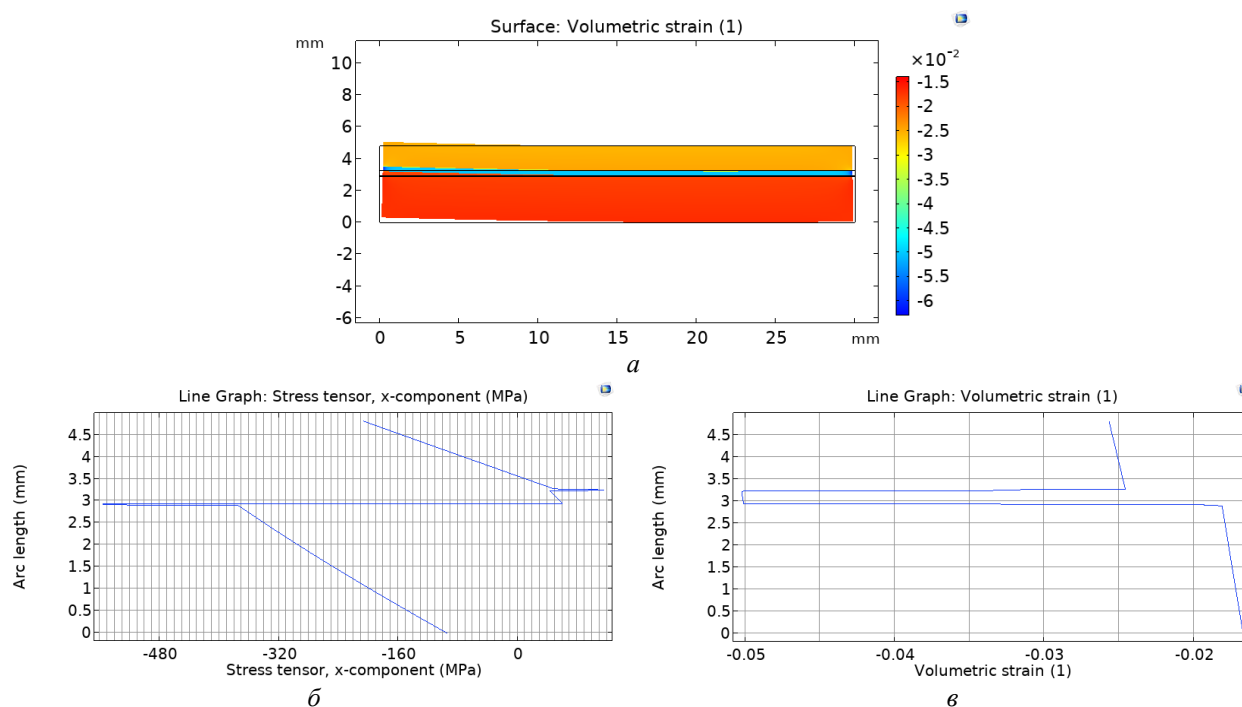


Рис. 12. Распределение напряжений по сечению ИК7 ($\delta_{Al}=0,3$ мм, $\delta_{Fe2Al5}=0,03$ мм) после охлаждения с температуры 600 °С (а), графики распределения x-составляющей (б) и деформаций (в)

Из рис. 13 видно, что при охлаждении композита, он испытывает значительные деформации. Величина смещения композита возрастает

от титанового слоя к поверхности стали и достигает 0,22–0,23 мм.

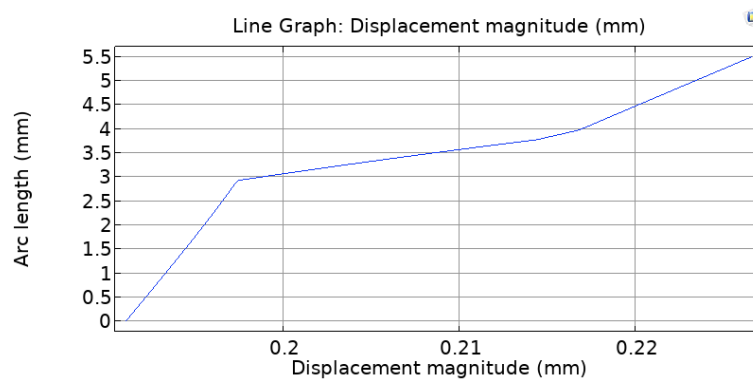


Рис. 13. Сдвиг (величина смещения) по сечению ИК4 ($\delta_{Al}=0,85$ мм, $\delta_{Fe2Al5}=0,02$ мм)

Результаты проведенного моделирования и построенные распределения напряжений в слоистом композите подтверждаются наблюдаемыми на реальных образцах эффектами, а именно самопроизвольным расслоением ком-

позиции ВТ1-0+АД1+Сталь20880 за счет разрушения интерметаллида Fe_2Al_5 (рис. 15) при толщине алюминиевого слоя менее 0,3 мм и толщине Fe_2Al_5 менее 0,05 мм.

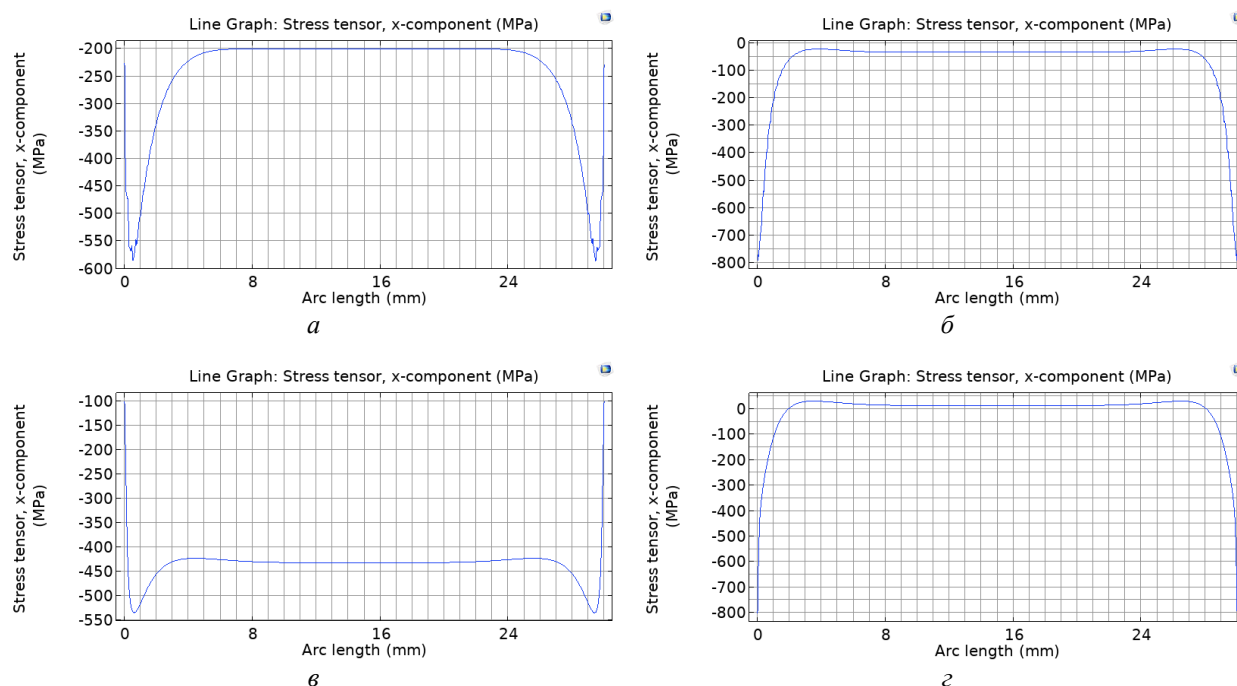


Рис. 14. Распределение напряжений по сечению ИК4 ($\delta_{Al}=0,85$ мм, $\delta_{Fe2Al5}=0,02$ мм) в (а) Fe по границе с Al, (б) Al по границе с Fe, (в) Ti по границе с Al, (г) Al по границе с Ti

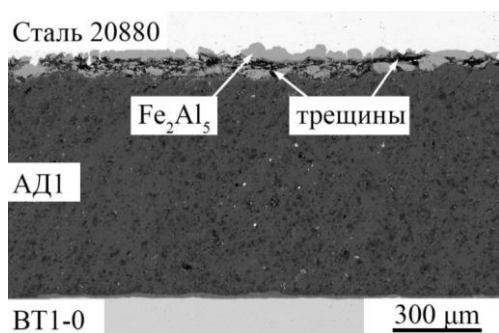


Рис. 15. Структура слоистого композита BT1-0+АД1+Сталь20880 после термообработки при 600 °С, 1 ч

При таких условиях в интерметаллидном Fe_2Al_5 слое возникают растягивающие напряжения, что приводит к его разрушению и самопроизвольному отделению стального слоя.

Увеличение толщины алюминиевого и интерметаллидного Fe_2Al_5 слоев при прочих равных условиях приводит к появлению сжимающих напряжений в интерметаллидной прослойке и отсутствию самопроизвольного отделения стального слоя.

Выводы

Охлаждение трехслойного композита сталь 20880 + алюминий АД1 + титан BT1-0 с толщиной алюминиевого слоя менее 0,3 мм после термообработки (640 °С, 1 ч), обеспечивающей формирование на границе сталь-алюминий слоистой диффузионной зоны ($FeAl_3$ и Fe_2Al_5)

толщиной менее 50 мкм, а на границе алюминий-титан – интерметаллида $TiAl_3$ толщиной 20 мкм, приводит к самопроизвольному отделению алюминиевого слоя от стального в результате разрушения интерметаллидной прослойки Fe_2Al_5 , обусловленного действием растягивающих напряжений, превышающих ее предел текучести.

Увеличение толщины алюминиевого и интерметаллидного Fe_2Al_5 слоев при прочих равных условиях приводит к появлению сжимающих напряжений в интерметаллидной прослойке и отсутствию самопроизвольного отделения стального слоя.

Полученный результат является чрезвычайно важным с точки зрения технологии формирования алитированного слоя на поверхности титана.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Tobita K. et al. Effect of anomalous crystal structure of iron aluminides Fe_2Al_5 and Fe_4Al_{13} : low phonon thermal conductivity and potentiality as thermoelectric materials // Materials Transactions. – 2016. – Т. 57. – №. 7. – С. 1045-1049.
2. Zienert T. et al. Heat capacity of η -AlFe (Fe_2Al_5) // Intermetallics. – 2016. – Т. 77. – С. 14-22.
3. Duan Y. H., Sun Y., Lu L. Thermodynamic properties and thermal conductivities of $TiAl_3$ -type intermetallics in Al-Pt-Ti system // Computational materials science. – 2013. – Т. 68. – С. 229-233.
4. Lopis A. S., Reynolds Q. G., Bisaka K. Computational simulation of molten titanium-aluminium metal and alloys // Conference of Metallurgists. – 2010.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-24-28

*Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. Э. Седов***К ВОПРОСУ ОЦЕНКИ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ СЛОИСТЫХ
МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ И ПОКРЫТИЙ****Волгоградский государственный технический университет**e-mail: leongur@mail.ru, avatar@mail.ru, slautin@vstu.ru,
sedov.dima2003@yandex.ru

Представлены результаты исследования удельной электропроводности в слоистых композициях систем Al-Cu, Cu-Ti и Ti-Fe. Выявлено, что электропроводность диффузионной зоны значительно отличается от электропроводности металлов, образующих слоистый металло-интерметаллидный композит. Установлено, что общая тенденция изменения удельной электрической проводимости диффузионной зоны в СКМ исследуемых систем хорошо коррелирует с ранее выявленным характером изменения значений теплопроводности.

Ключевые слова: слоистые металло-интерметаллидные композиты, диффузионная зона, теплопроводность, электропроводность

*L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, D. E. Sedov***ON THE QUESTION OF ASSESSING THE ELECTRICAL CONDUCTIVITY
OF LAYERED METAL-INTERMETALLIC COMPOSITES AND COATINGS****Volgograd State Technical University**

The results of the study of specific electrical conductivity in layered composites of the Al-Cu, Cu-Ti and Ti-Fe systems are presented. It is revealed that the electrical conductivity of the diffusion zone differs significantly from the electrical conductivity of the metals that form the layered metal-intermetallic composite. It is established that the general trend of change in the specific electrical conductivity of the diffusion zone in the SCM of the studied systems correlates well with the nature of the change in the thermal conductivity values obtained when determining the values of the latter on identical composites using a similar technology.

Keywords: layered metal-intermetallic composites, diffusion zone, thermal conductivity, electrical conductivity

Введение

Многолетний опыт промышленного использования слоистых металлических композиционных материалов (СКМ) различных систем в качестве узлов и конструкций энергетического, нефтехимического и другого оборудования подтвердил их высокую эксплуатационную надежность и определил необходимость проведения в дальнейшем комплексных исследований для оценки их эксплуатационных свойств, в том числе электро- и теплофизических. Для создания на основе СКМ слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ научной школой д.т.н., профессора Ю. П. Трыкова [1–6] была разработана многоэтапная технология получения, включающая сварку взрывом (СВ), горячую прокатку на необходимую толщину и диффузионный отжиг (ДО). Определение теплофизических и электрофизических характеристик СМИК является одной из приоритетных задач, учитывая возможные области их применения. Дальнейшим направлением реали-

зации разработанной технологии является создание функциональных (износостойких, жаростойких) покрытий на поверхности металлов на основе интерметаллидов различных систем в результате гомо- и гетерогенных реакций в слоистых металлических системах с применением высококонцентрированных источников энергии.

При проектировании и создании деталей из практически актуальных СКМ и СМИК, кроме индивидуальных особенностей конструкции и химического состава, многообразие технологических и структурных факторов вносят коррективы в электро- и теплофизические характеристики. К числу таких факторов относятся, например: искажения кристаллической решетки в металле слоев вследствие интенсивной пластической деформации под действием взрывного нагружения свариваемых пластин, наличие зон механического упрочнения (ЗМУ) вблизи границы соединения, сплошные слои и отдельные включения оплавленного металла, образовавшиеся при СВ, диффузионные про-

слойки или диффузионные зоны (ДЗ), возникающие после высокотемпературного нагрева, и наклеп металла при обработке давлением (ОД).

Целью настоящей работы является определение электрофизических свойств СМИК и металло-интерметаллидных покрытий практически-актуальных систем с использованием стандартных методик и их адаптации с учетом осо-

бенностей исследования металло-интерметаллидных систем.

Материалы и методы исследования

Для исследований использовались полученные с помощью СВ СКМ и СМИК систем Cu-Al, Ti-Cu и Ti-Fe, значения толщин слоев которых приведены в таблице.

Характеристики конструкции сваренных взрывом слоистых композитов

Система	Толщины исходных слоев, мм			
	Медь М1	алюминий АД1	титан ВТ1-0	Сталь Ст3
Cu-Al	6,5	5,5	–	–
Ti-Cu	4	–	4	–
Ti-Fe	–	–	4	6

В [7] показано, что искусственно созданные слои, формирующиеся на межслойных границах полученных СВ СКМ и СМИК рассмотренных систем, могут быть результатом либо процесса СВ (появление ЗМУ), либо их ДО по режиму, обеспечивающему твердофазное или жидкофазное взаимодействия составляющих СКМ слоев металлов (появление ДЗ). Синтезированные слои (ЗМУ или ДЗ) обладают значительно меньшими значениями теплопроводности в сравнении с характеристиками исходных металлов, составляющих СКМ (СМИК).

Так как природа тепло- и электропроводности в металлических системах близка, следует ожидать снижения и соответствующих значе-

ний электропроводности для ЗМУ и ДЗ.

Изменение электропроводности СКМ и СМИК оценивали с помощью токовихревого измерителя «Константа-6К» по методике, представленной в [8].

Поскольку глубина проникновения вихревого поля значительно меньше начальных толщин слоев, то измерения проводили на образцах, которые последовательно утонялись механической обработкой (рис. 1). Эксперимент проводился на образцах двух типов (рис. 1): I – с последовательным утонением слоя М1 и II – АД1 (ВТ1-0) с шагом $\approx 0,05$ мм, что позволило получить распределение $\gamma_{СКМ}$ по толщине СКМ (рис. 2 а, в).

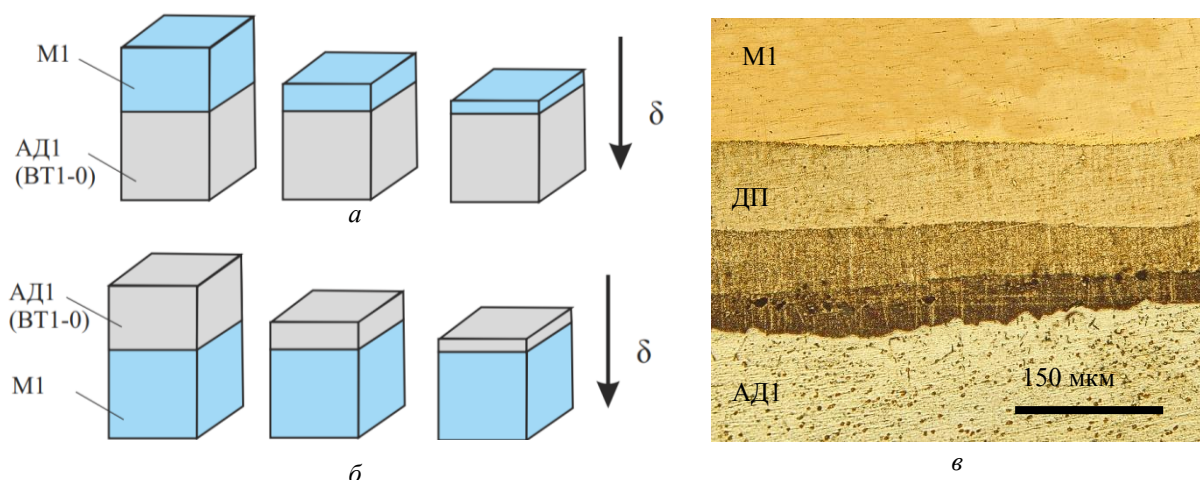


Рис. 1. Схема послойного стачивания образцов СКМ состава М1 + АД1 (ВТ1-0): а – образец I типа; б – образец II типа; в – микроструктура исследуемой области слоистого интерметаллидного композита АД1+М1

Глубину проникновения вихревых токов используемой в токовихревом измерителе «Константа-6К» частоты определяли по зависимости [9]:

$$\delta = \frac{1}{\sqrt{\gamma \cdot \pi \cdot f \cdot \mu_0 \cdot \mu}}, \quad (1)$$

где γ – удельная электрическая проводимость материала ($\text{Ом}^{-1} \cdot \text{м}^{-1}$); f – частота тока, Гц; μ_0 – магнитная постоянная $4\pi \cdot 10^{-7} (\text{Гн/м})$; μ – относительная магнитная проницаемость материала. При частоте 20 кГц, реализованной в приборе «Константа-6К», глубина проникновения вихревых токов в меди составила 0,36 мм, в алюминии – 0,21 мм, и в титане – 1,3 мм.

Измеритель «Константа-6К» не позволяет проводить исследования сплавов на основе железа, поэтому определение значений γ для составляющих титано-стального СКМ, как предложено в [9], осуществляли лишь для слоя ВТ1-0.

Параллельно проводили исследование распределения микротвердости по толщине темплета, поперечного поверхности соединения полученных СВ композитов, с помощью микротвердомера ПМТ-3М.

Результаты и их обсуждение

Установлено, что после СВ в СКМ составов М1 + АД1 и ВТ1-0 + М1 было зафиксировано наличие ЗМУ с толщинами ≈ 190 и ≈ 240 мкм соответственно. В СКМ М1 + АД1 твердость ЗМУ со стороны М1 составила $1,7 \div 1,8$ ГПа, а со стороны АД1 – $0,7 \div 0,75$ ГПа. В СКМ ВТ1-0 + М1 твердость ЗМУ составила $4,2 \div 4,5$ ГПа со стороны ВТ1-0 и $1,9 \div 2,3$ ГПа со стороны М1.

Анализ результатов замера электропроводности в СКМ систем Cu-Al (рис. 2, а) и Cu-Ti (рис. 2, в) после СВ при отсутствии ДЗ на границе соединения слоев показал, что изменение $\gamma_{\text{СКМ}}$ в анализируемом слое подчиняется правилу смеси:

$$\gamma_{\text{СКМ}(\text{Cu-Al})} = n_{\text{Cu}} \cdot \gamma_{\text{Cu}} + n_{\text{Al}} \cdot \gamma_{\text{Al}}; \quad (2)$$

$$\gamma_{\text{СКМ}(\text{Ti-Cu})} = n_{\text{Cu}} \cdot \gamma_{\text{Cu}} + n_{\text{Ti}} \cdot \gamma_{\text{Ti}}, \quad (3)$$

где n_{Cu} , n_{Al} и n_{Ti} – соответственно объемные доли меди М1, алюминия АД1 и титана ВТ1-0, $\gamma_{\text{СКМ}}$, γ_{Cu} , γ_{Al} , γ_{Ti} – соответственно удельная электропроводность СКМ, меди М1, алюминия АД1 и титана ВТ1-0.

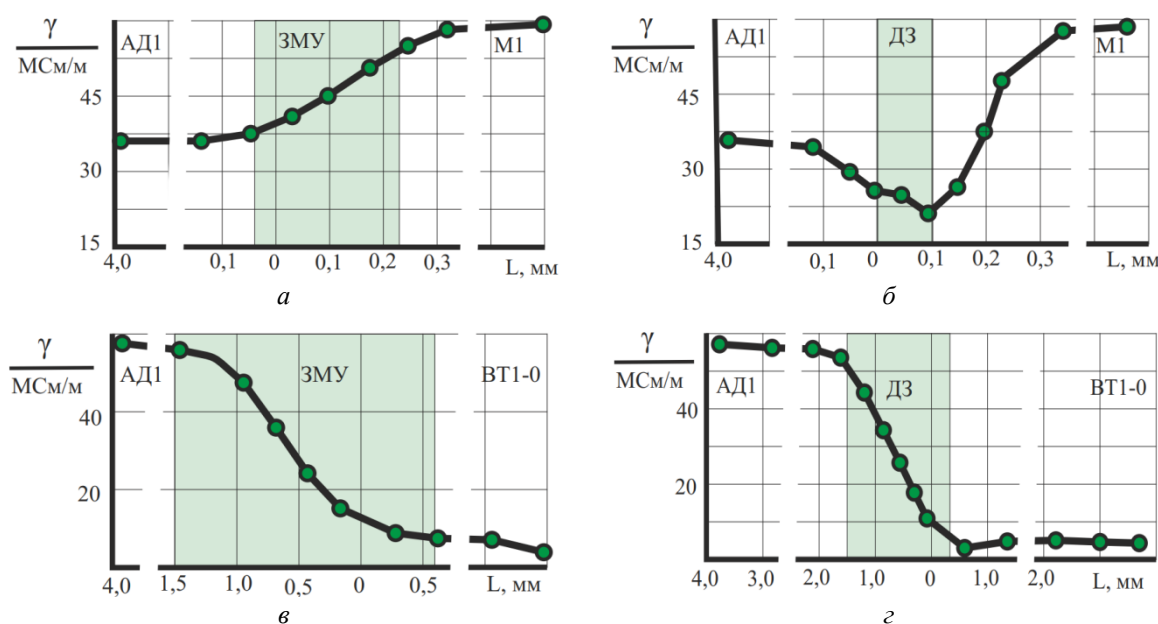


Рис. 2. Распределение удельной электропроводности в ОШЗ СКМ состава М1 + АД1 (а, б) и ВТ1-0 + М1 (в, г) после СВ (а, в) и последующей ТО (б, г) по твердофазному режиму для системы Cu-Al (530° , 30 ч) и по режиму КП для системы Ti-Cu (900° , 1 ч) соответственно

В СКМ М1 + АД1 $\gamma_{\text{СКМ}}$ меняется от 34 МСм/м (для слоя Al) до 59 МСм/м с приближением к слою Cu (рис. 2, а). В СКМ ВТ1-0 + М1 $\gamma_{\text{СКМ}}$ понижается до $1,7\text{--}2,0$ МСм/м с приближением к слою Ti (рис. 2, в). Таким образом ЗМУ, образовавшиеся при СВ, практически не оказывают

влияния на $\gamma_{\text{СКМ}}$. Это не удивительно, так как повышение плотности дислокаций слабо влияет на электропроводность использованных металлов. Например, в электротехнике используют листы меди по ГОСТ 495–92 твердостью примерно 45 МПа, называемую мягкой медью

М1м, и твердостью 110 МПа, называемую твердой М1т. Медь М1м имеет проводимость всего на 3...5 % выше, чем у твердой меди М1т [13].

С целью установления влияния на $\gamma_{СКМ}$ ДЗ, сформированной на межслойной границе СКМ, исследования проводились на образцах после ДО по следующим режимам:

530 °С, 30 ч – для системы Cu-Al, обеспечивающему твердофазное взаимодействие;

900 °С, 1 ч – для системы Ti-Cu, обеспечивающему контактное плавление (КП). При этом определенные металлографически толщины ДЗ имели следующие значения ≈ 160 мкм и $\approx 1,9$ мм соответственно.

Анализ экспериментальных данных показал, что образовавшаяся ДЗ на основе алюминидов меди приводит к существенному изменению характера распределения $\gamma_{СКМ}$ по сравнению с СКМ после СВ. Сами значения $\gamma_{ДЗ}$ оказались на уровне 21÷23 МСм/м, что в 1,5÷1,7 и 2,6–2,8 раза меньше, чем у Al и Cu, соответственно (рис. 2, б). Значения $\gamma_{ДЗ}$, состоящей из купридов титана в СКМ системы Ti-Cu, находились на уровне 0,77÷0,9 МСм/м, что 67÷80 и в 2,0–2,3 раз меньше, чем Cu и Ti, соответственно (рис. 2, в).

Анализ результатов исследований изменения электропроводности, у СКМ состава ВТ1-0 + Ст3 проводился по двум методикам. Первая серия замеров осуществлялась после СВ с поверхности слоя Ti через ≈ 50 мкм в направлении границы раздела металлов. Установлено падение γ Ti слоя (рис. 3, кривая 1) с 1,9 МСм/м (0,55 мм от границы раздела металлов) до нижнего предела измерений прибора 0,6 МСм/м (0,1 мм до границы раздела). После ТО при 1000 °С в течение 10 ч в слое ВТ1-0 сформировалась ДЗ толщиной ≈ 500 мкм (химический и фазовый состав ДЗ приведен в [10–12]). Замеры γ показали, что ее падение начинается на удалении от границы раздела слоев ≈ 1 мм. Полученное значение $\gamma_{ДЗ}$ ниже предела измерений прибора, и, как минимум, в 3 раза ниже соответствующих значений для слоя Ti (кривая 2).

Вторая серия замеров осуществлялась на идентичном образце, но со стороны ДЗ. Анализ полученных данных (кривая 3) показал, что при удалении от ДЗ наблюдается интенсивный рост $\gamma_{ДЗ}$, значения которой на расстоянии 0,45 мм соответствуют γ титана, однако первое регистрируемое прибором «Константа-6К» такое значение появляется только на расстоянии $\approx 0,2$ мм от границы раздела.

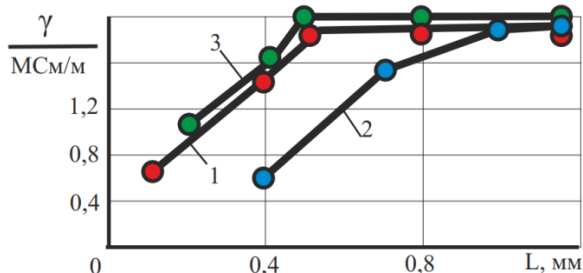


Рис. 3. Изменение величины удельной электрической проводимости в титановом слое от расстояния до границы раздела в титано-стальном СКМ после СВ (1) и ТО (1000 °С, 10 часов) (2, 3). Направление замера: 1, 2 – к границе; 3 – от границы раздела

Выводы

1. Измерение электропроводности слоистых материалов методом вихревых токов в сочетании с послойным стачиванием позволяет определить удельную электропроводность диффузионных прослоек, формирующихся на границе соединения слоев. Полученные экспериментальные данные показывают, что электропроводность диффузионной зоны значительно ниже электропроводности металлов, образующих СММК.

2. Существенным ограничением применяемого метода является невозможность работы с ферромагнитными материалами, в первую очередь с большинством видов сталей. Точность метода в значительной мере определяется удельной проводимостью исследуемых материалов: чем она выше, тем меньше глубина проникновения вихревых токов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев ; Волгоградский государственный технический университет. – Волгоград : Политехник, 2007. – 328 с.
2. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургиздат, 2016. – 346 с.
3. Структура и теплофизические свойства слоистых интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, А. П. Ярошенко, Д. В. Проничев, Р. К. Ткачев // Сварочное производство. – 1997. – № 7. – С. 5–8.
4. Исследование теплопроводности слоистых металлических композитов / Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(31) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – С. 34–36.
5. Исследование теплопроводности сваренного взрывом медно-алюминиевого композита / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 30–34.
6. Исследование теплофизических свойств интерметаллидного композиционного материала титан-медь / Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов [и др.] //

Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 16–19.

7. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова. – Волгоград : Политехник, 2006. – 402 с.

8. Проничев, Д. В. Применение токовихревого метода для исследования удельной электропроводности слоистых интерметаллидных композитов / Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 41–43.

9. Исследование тепло- и электропроводности СИК титан-сталь / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 17–21.

10. Структура и свойства слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Ti - Fe / О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев // XXII Менделеевский съезд по общей и прикладной химии (ф. т. Сириус, 7–12 октября 2024 г.) : сб. тез. докл. В 7 т. Т. 1 / РХО им. Д. И. Менделеева [и др.]. – Москва, 2024. – С. 303.

11. О взаимодействии компонентов в титано-стальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун // Перспективные материалы. – 2004. – № 6. – С. 43–47.

12. Формирование диффузионной прослойки в титаностальном композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 6. – С. 39–42.

13. Никулин, Н. В. Электроматериаловедение / Н. В. Никулин. – Москва : Высшая школа, 1984. – 176 с.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-28-33

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ХАРАКТЕРА РАЗРУШЕНИЯ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ В ОБРАЗЦАХ БИМЕТАЛЛА АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ВБЛИЗИ НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ СВАРИВАЕМОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: avuvan@mail.ru, harlamov_vo@mail.ru, RosseinD8@yandex.ru,
weld@vstu.ru, lysak@vstu.ru

В работе представлены результаты сравнения микроструктуры и количественной фактографии зоны соединения биметалла медь-алюминий методами сканирующей электронной микроскопии. Содержание компонентов в изломе образцов после механических испытаний рассчитывали как отношение площади видимых контрастных областей к общей площади электронного изображения. Выявлено, что при образовании равнопрочного сварного соединения между медью и алюминием вблизи нижней границы свариваемости (W_2 от 0,17 до 0,24 МДж/м²) содержание оплавов в изломе снижается от 55–63 % до 27–21 % при неизменном линейном содержании оплавов равном 56–67 %. При этом количество областей алюминия увеличивается с 34–36 % до 57–73 %, что говорит о смещении зоны разрушения от оплавов вглубь алюминия с изменением преимущественного характера разрушения с хрупкого на вязкий.

Ключевые слова: сварка взрывом, зона соединения, оплав, равнопрочность, химический анализ, фактография, излом, характер разрушения

A. N. Vu Van, V. O. Kharlamov, D. V. Rossein, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak

INVESTIGATION OF THE NATURE OF THE FRACTURE OF THE JOINT ZONE IN SAMPLES OF ALUMINUM-COPPER BIMETAL OBTAINED BY EXPLOSION WELDING NEAR THE LOWER LIMIT OF WELDABILITY

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of quantitative fractography of the copper-aluminum bimetal junction using scanning electron microscopy. The component content in the fracture of the samples after mechanical testing was calculated as the ratio of the area of the visible contrast areas to the total area of the electronic image. It was found that when an equal-strength welded joint is formed between copper and aluminum near the lower limit of weldability (W_2 from 0.17 to 0.24 MJ/m²), the melt content in the fracture decreases from 55–63 % to 27–21 % with a constant linear melt content of 56–67 %. At the same time, the number of aluminum regions increases from 34–36 % to 57–73 %, which indicates a shift in the fracture zone from the melts deeper into the aluminum with a change in the predominant fracture pattern from brittle to viscous.

Keywords: explosion welding, joint zone, melting zone, strength, chemical analysis, fractography, fracture, the nature of destruction

© Ву Ван А. Н., Харламов В. О., Россеин Д. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., 2025.

Авторы статьи выражают благодарность центру коллективного пользования «Физико-химические методы исследования» ВолгГТУ за проведение исследований на электронном микроскопе FEI Versa 3D.

Введение

Биметалл медь-алюминий предназначен для изготовления из него контактных переходников и токоведущих элементов электротехнического назначения с улучшенным комплексом физико-механических характеристик. Применение данного материала делает возможным обеспечение идеального электрического контакта [1–5]. Однако, между медью и алюминием возможно образование хрупких интерметаллидов при локальном оплавлении в результате соударения, препятствующих формированию качественного биметалла. Поэтому целью работы было изучение влияния содержания оплавов на механические свойства и характер разрушения в зоне соединения образцов биметалла полученного при

сварке взрывом меди с алюминием вблизи нижней границы 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 за счет изменения угла соударения γ от $8,95^\circ$ до $12,5^\circ$ при постоянной скорости точки контакта $V_k = D = 1750$ м/с (рис. 2) [7] при этом энергия пластических деформаций W_2 изменялась в диапазоне значений от 0,12 до 0,24 МДж/м².

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	$\geq 99,9$	–	–	–	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 «Интер-

вал». В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь аммонита 6ЖВ с кварцевым песком в соотношении 50/50.

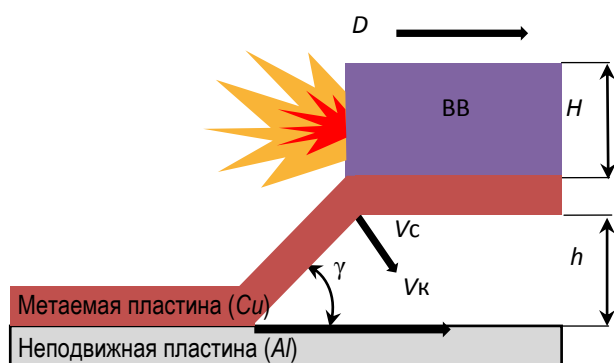


Рис. 1. Схема соударения пластин при сварке взрывом: ВВ – взрывчатое вещество (аммонит 6 ЖВ+песок); D – скорость детонации; V_k – скорость точки контакта; V_c – скорость соударения; γ – угол соударения; H – высота заряда; h – высота зазора

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

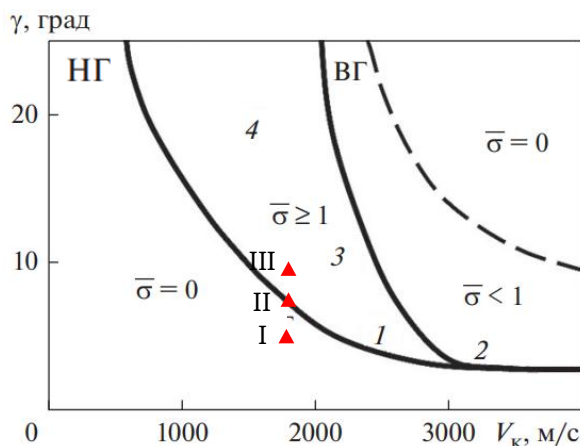


Рис. 2. Область свариваемости меди с алюминием при сварке взрывом [7]:

НГ – нижняя граница, ВГ – верхняя граница. Римскими цифрами обозначены режимы сварки, использованные в опытах

одну пластину композита составляет 4 штуки, из которых один используется для подготовки микрошлифа, а оставшиеся три для подготовки образцов для механических испытаний на отрыв слоев (рис. 3, б).

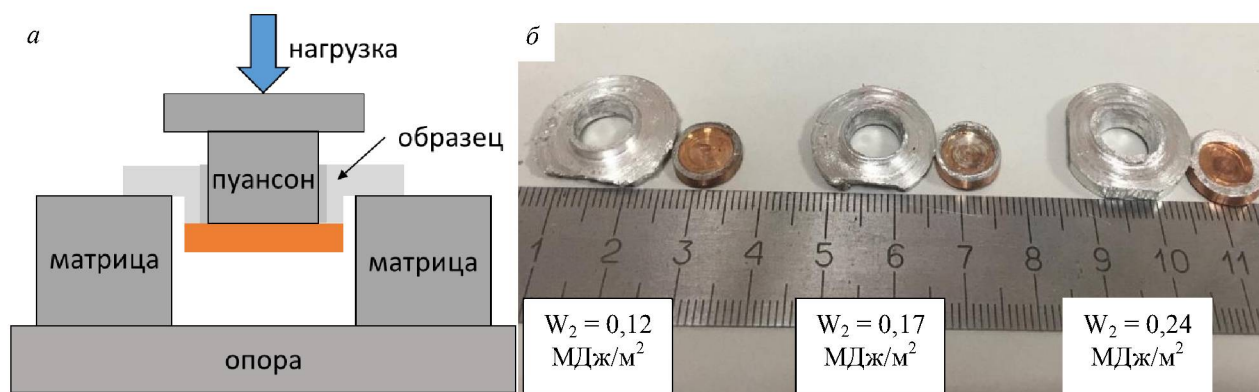
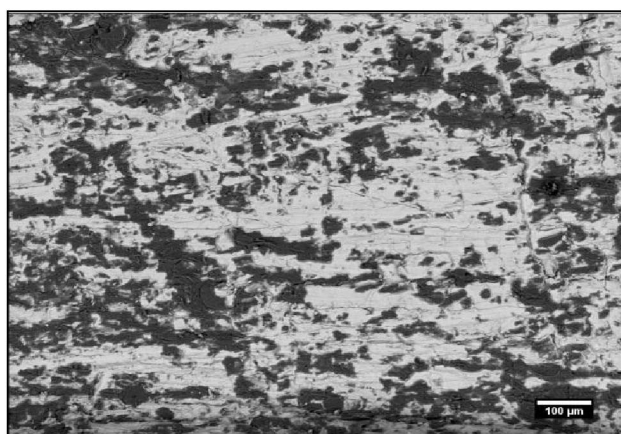


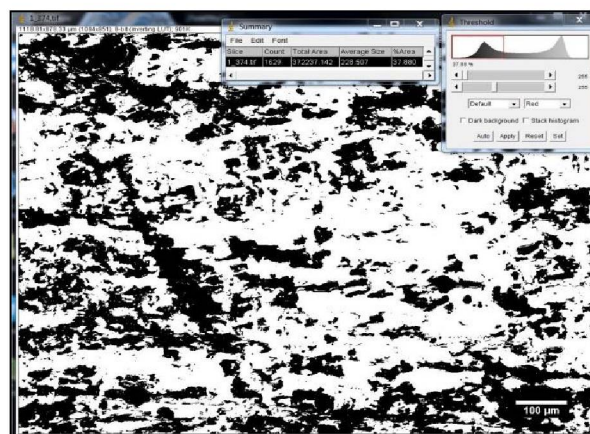
Рис. 3. Схема проведения механических испытаний на отрыв слоев биметалла (а) и внешний вид образцов-выдавок после разрушения (б)

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 ($\text{Cu} - 29$, $\text{Al} - 13$) 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 рас-

пределение поперек границы соединения получены с помощью системы энерго-дисперсионного анализа *Oxford AZtecLive Expert* с детектором *Ultim Max 65*. 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 (рис. 4, а) к общей площади электронного изображения с помощью инструмента *Threshold* программы *ImageJ v1.52* (рис. 4, б).



а



б

Рис. 4. Методика определение содержания компонентов в зоне разрушения:

а – поверхность медной части образца-выдавки после разрушения в ходе механического испытания;

б – результат обработки электронного изображения с помощью инструмента *Threshold* в программе *ImageJ v1.52*

Количественное содержание оплавов вдоль линии соединения определяли линейным методом при обработке в той же программе электронных фотографий полученных на микрошлифах.

Полученные результаты и их обсуждение

Исследование микроструктуры показало, что зона соединения меди с алюминием в исследованном диапазоне низких энергий являет-

ся безволновой (рис. 5, а–в). Однако несмотря на крайне малые энергозатраты, в образце полученном на режиме ниже нижней границы свариваемости ($0,12 \text{ МДж/м}^2$) обнаружены оплавы в количестве 15 %, имеющие мелкодисперсное двухфазное строение (рис. 6, а).

При повышении энергии W_2 с $0,12$ до $0,17$ и $0,24 \text{ МДж/м}^2$ содержание оплавов скачкообразно увеличивается до 56 и 57 % соответственно (рис. 5, б, в), а соотношения элементов в оплавах Al/Cu изменяется от 80/20 до 50/50 ат. % (рис. 6, а–в).

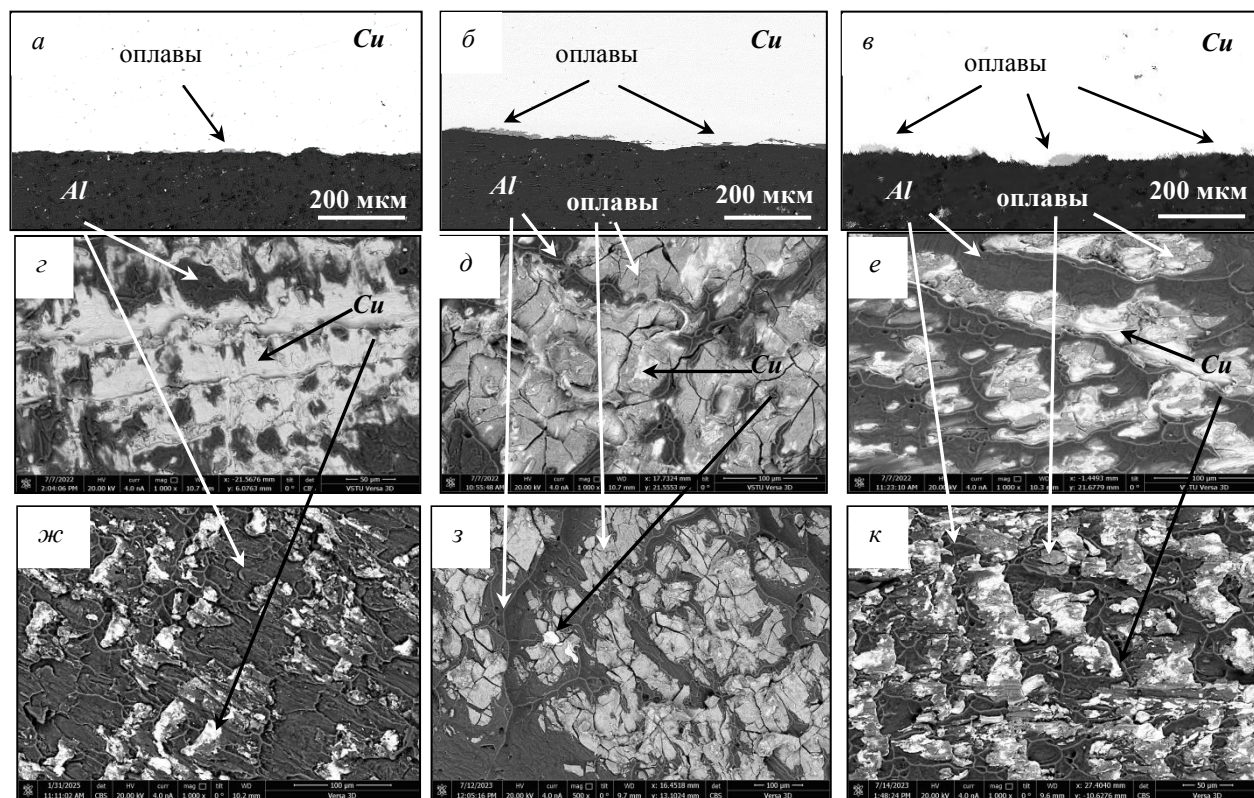


Рис. 5. Микроструктура образцов биметалла $Cu-Al$ при энергиях W_2 [МДж/м^2] $0,12$ (а); $0,17$ (б); $0,24$ (в) и соответствующая им фрактография зоны соединения со стороны меди (г, д, е) и со стороны алюминия (ж, з, к)

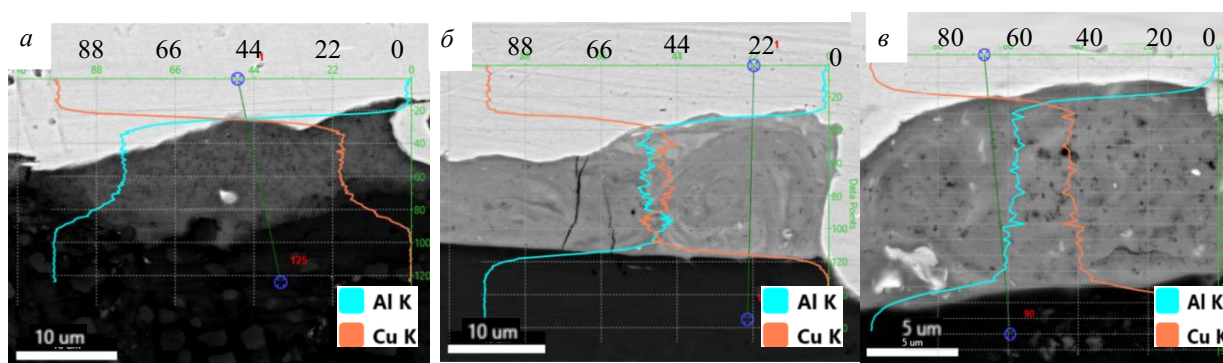


Рис. 6. Микроструктура и распределение элементов внутри оплавов в зоне соединения биметалла $Cu-Al$, полученного вблизи нижней границы свариваемости взрывом при энергиях W_2 (МДж/м^2) $0,12$ (а); $0,17$ (б); $0,24$ (в)

Сопоставление данных EDS анализа с известной диаграммой состояния алюминий-медь [10] позволяет предположить, что при сварке взрывом на режиме ниже нижней границы свариваемости образуются участки локального оплавления, имеющие фазы $(Al)+\theta$ (твёрдый рас-

твор на основе соединения $CuAl_2$) и состав близкий к эвтектическому (рис. 6, а) с температурой плавления 548°C . Однако механические испытания на отрыв слоев показали, что энергии пластической деформации равной $0,12 \text{ МДж/м}^2$ недостаточно для образования

прочного соединения. В изломе (рис. 5 *г, ж*) 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.

Таблица 2

Параметры режимов сварки взрывом, содержание оплавов и механические свойства биметалла медь-алюминий

№	W_2 , МДж/м ²	$D=V_{кз}$, м/с	V_c , м/с	γ , °	σ , МПа	Кол-во оплав., %	Кол-во компонентов в изломе, %					
							Со стороны меди			Со стороны алюминия		
							Al	Cu	Оплав	Al	Cu	Оплав
I	0,12	1700±50	202	8,95	0	15	38	62	—	92	8	—
II	0,17	1700±50	245	10,9	88	56	34	11	55	36	1	63
III	0,24	1700±50	285	12,5	89	57	57	16	27	73	6	21

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. 6, б) до значений соответствующих η -фазе (на основе соединения $AlCu$). Однако механические свойства на отрыв слоев соединения достигают значений равнопрочности. На поверхности разрушенного образца –выдавки (рис. 5 д, з) 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 излома (табл. 2). Это свидетельствует о том, что основная область разрушения теперь проходит по оплавам и имеет хрупкий характер.

При параметрах сварки взрывом соответствующих энергии W_2 равной 0,24 МДж/м² происходит вовлечение в процессы совместной пластической деформации более глубоких слоев соударяемых металлов [7] при неизменном линейном содержании оплавов (57 %). Содержание элементов Al/Cu равно 60/40 ат. % (рис. 6, б) соответствует двухфазной области диаграммы $\eta+\theta$. При механических испытаниях соединение также оказалось равнопрочным (табл. 2). В изломе (рис. 5, е, к) 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 %.

Выводы

При фрактографических исследованиях сваренных взрывом образцов биметалла медь-алюминий после механических испытаний выявлено, что при достижении равнопрочности вблизи нижней границы свариваемости разрушение в основном проходит по оплавам (55–63 %) и имеет хрупкий характер с сеткой трещин, доля вязкого разрушения по алюминию составляет 34–36 %. Повышение энергии пластических деформаций W_2 от 0,17 до 0,24 МДж/м² приводит к снижению содержания оплавов в изломе до 21–27 %, а доля вязкого разрушения по алюминию возрастает до 57–73 %. Отсутствие изменения линейного содержания оплавов в микроструктуре при двукратном снижении содержания оплавов в изломе свидетельствует о смещении зоны разрушения образцов биметалла вглубь алюминия и изменении преимущественного характера излома с хрупкого на вязкий.

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. Кузь-

мин, 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 : учеб. 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. : в 3 т. / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – С. 992.

УДК 621.793.1

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-33-37

М. М. Гребенщикова, Е. В. Кондратьев, М. М. Миронов

ВЛИЯНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИОНОВ НА ВЫХОД НАНОЧАСТИЦ ИЗ ТИТАНОГАФНИЕВОГО НИТРИДНОГО БИМЕДИЦИНСКОГО МАТЕРИАЛА

Казанский национальный исследовательский технологический университет

e-mail: grebenshchikova.marina@yandex.ru, kondr17_00@mail.ru,

mironov.medinstrument@yandex.ru

Металлическая плазма гафния и титана дугового разряда в среде азота позволяет формировать наноконпозиционные многослойные покрытия из нитридов. Толщина индивидуальных слоев таких покрытий составляет от 14 до 25 нм при общей толщине покрытий до 3 мкм. Покрытие содержит наночастицы нитрида гафния размером в 6–20 нм, формирующиеся в процессе конденсации покрытия на поверхность подложки. Наночастицы нитрида гафния мигрируют в водные растворы NaCl (физраствор), который использован как имитатор плазмы крови. Определена скорость миграции наночастиц, она составляет от 35 до 0,34 фмоль/см²·ч. Воздействие потока низкоэнергетических ионов аргона и азота, генерируемых плазмой пониженного давления, с энергией до 70–80 эВ на поверхность нитридного гафниевого покрытия позволяет регулировать скорость миграции, т. е. его биологическую активность, что важно для медицинского применения покрытий.

Ключевые слова: нитрид гафния, нитрид титана, низкоэнергетические ионы, скорость миграции

M. M. Grebenshchikova, E. V. Kondratyev, M. M. Mironov

THE EFFECT OF LOW-ENERGY IONS ON THE YIELD OF NANOPARTICLES FROM TITANIUM-HAFNIUM NITRIDE BIOMEDICAL MATERIAL

Kazan National Research Technological University

Metallic plasma of hafnium and titanium arc discharge in a nitrogen allows to form nanocomposite multilayer coatings from nitrides. The thickness of individual layers of such coatings ranges from 14 to 25 nm, with a total coating thickness of up to 3 μm. The coating contains hafnium nitride nanoparticles with a size of 6–20 nm, formed during the condensation of the coating on the substrate surface. Hafnium nitride nanoparticles migrate into aqueous solutions of NaCl (saline), which is used as a simulator of blood plasma. The migration rate of nanoparticles has been determined; it ranges from 35 to 0.34 fmol/cm² h. The effect of a flow of low-energy argon and nitrogen ions generated by low-pressure plasma with an energy of up to 70–80 eV on the surface of the nitride hafnium coating allows to regulate the migration rate, i.e. its biological activity, which is important for the medical use of coatings.

Keywords: hafnium nitride, titanium nitride, low-energy ions, migration rate

Высокоэнтальпийную плазму генерируют газовые разряды большой плотности мощности. Она характеризуется большим теплосодержанием, но не с точки зрения энергии ионов, которая определяется их кинетической энергией и энергией рекомбинации. Энергия рекомбина-

ции ионов аргона плазмы ВЧЕ и ВЧИ разрядов составляет $W_i = 15,76$ эВ и превосходит энергию рекомбинации ионов титана в электродуговых разрядах (для титана $W_i = 6,8$ эВ) металлической плазмы более, чем в два раза, но уступает последней в плотности тока ионов

(А/м²), т.е. в теплосодержании [1]. Значительное теплосодержание дугового разряда электродуговых плазмотронов позволяет плавить, испарять и ионизировать все тугоплавкие металлы – вольфрам, молибден, гафний с температурой испарения более 5000 °С с образованием металлической высокоэнтальпийной плазмы в реагирующих газах типа N₂, CH₄, O₂ с синтезом в плазмохимических реакциях соединений из сверхтвердых нитридов, карбидов, оксидов по технологии конденсации с ионной бомбардировкой (КИБ, или Metal Vapor Vacuum Arc - MeVVA). Их конденсация позволяет получать тонкопленочные покрытия высокой твердости, термостойкости и износостойкости. Причем значительно больший эффект от конденсации таких покрытий получается при формировании архитектуры покрытий в виде многослойной системы [2].

Многослойные нанокompозитные покрытия значительно отличаются от традиционных материалов, и представляют иное направление изучения свойств материалов. Это особый класс наноматериалов, характеризующийся гетерогенной структурой, которая образована практически не взаимодействующими фазами со средним линейным размером структурных элементов менее 100 нм. Нанокompозитные покрытия могут быть классифицированы согласно трем основным критериям:

1 – твердость; 2 – фазовый состав; 3 – размерность отдельных фаз нанокompозита.

Научные достижения последних десятилетий в области нанотехнологий, признание соотношения Холла-Петча, позволили спрогнозировать оптимальную толщину слоев многослойных нанокompозиционных покрытий, которая должна составлять около 10 нм. При таком строении у наноструктурированного материала достигаются максимальные прочностные показатели из-за самоупрочнения системы за счет сил межмолекулярного взаимодействия. Также повышается их стойкость к коррозии из-за изменения электрохимического потенциала слоев материала в процессе последовательного коррозионного растворения слоев, количество которых может быть более ста [3]. При этом регистрируется два типа структур, приводящих к повышенной прочности нанокompозитов: столбчатая (колонновидная) структура и наноразмерная, состоящая из нанозерен или нанопластин [4]. К преимуществам многослойных

покрытий можно также отнести обрыв распространения микро- и нанотрещин на границах раздела фаз слоев с достижением разрушающих напряжений в материале.

Многослойные нитридные титаногафние-вые покрытия привлекают внимание в биомедицинском материаловедении из-за высокой стойкости нитридов гафния к средам живого организма и отсутствию клеточной токсичности (цитотоксичности) [5]. Значительную роль играет устойчивость биомедицинского материала к средствам стерилизации. Эти свойства обусловлены повышенной молярной стандартной энтальпией образования нитрида гафния, составляющей 88 ккал/моль [1], что больше чем у нитридов циркония и титана и сверхрешетчатой структурой покрытия, состоящей из множества чередующихся попарно слоев с периодом сверхрешетки от нескольких нанометров до ~ 15 нм. Нитрид гафния в нанокompозите придает повышенную биологическую стойкость и совместимость материалов с тканями живого организма и отвечает жестким медикотехническим требованиям и испытаниям [5, 16]. Состав покрытий запатентован [6, 7], впервые обнаружены и исследованы новые свойства и особенности технологии конденсации в вакууме многослойного нитридного титаногафниевого покрытия в структуре нанокompозита.

Конденсация покрытия из нитрида гафния отличается механизмом и течением плазменной фазы при конденсации известных нитридов, в частности эталона таких покрытий – нитрида титана. В отличие от молекулярного течения ионной составляющей титана при формировании покрытия, скорость движения которой достигает 1 км/с, молекулярного течения ионов гафния от источника дугового разряда до подложки не просматривается. Такие предположения не нарушаются, даже если принять во внимание укрупнение ионной составляющей титана до бинарных и тройных соединений с энергией образования 0,2 и 0,3 эВ до Ti₂ и Ti₃ [8]. Течение компонентов, составляющих гафниевую плазму, более сложное – столкновительное и с конденсацией паров металла в кластеры из-за значительного градиента температур при охлаждении паров с температуры 5300 °С [9]. На рис. 1 представлена схема конденсации нитридов гафния и титана с указанием основных температурных переходов систем.

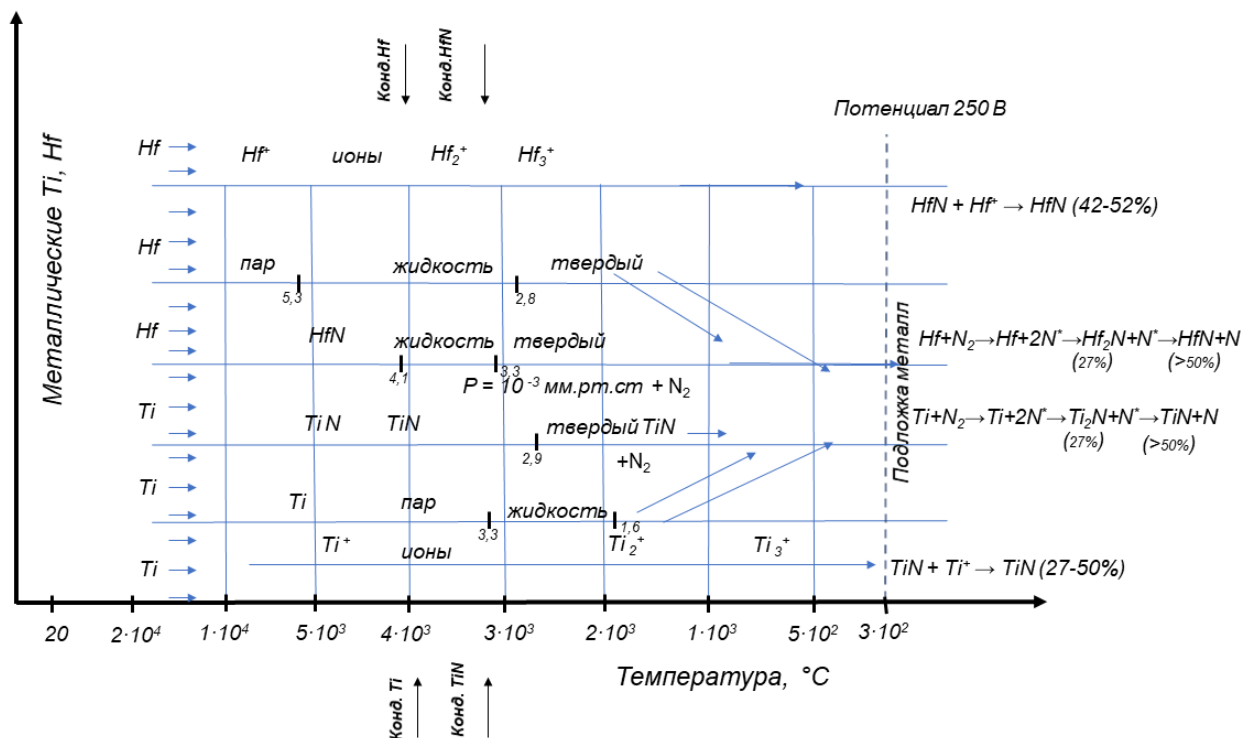


Рис. 1. Схема конденсации нитридов титана и гафния в температурных полях

Видно, что при температуре конденсации гафния из паров, титан и нитрид титана находятся в парообразном состоянии и не могут образовать конденсированных систем. Кластеры нитридов с оценочным количеством атомно-молекулярной фазы около 20–50 единиц образуют наночастицы с размером от 6 до 20 нм. Наночастицы гафния при быстром охлаждении излучением в плазменном потоке до температуры 1000 °С, интенсивно поглощают азот и образуют нитриды в плазмохимических реакциях:

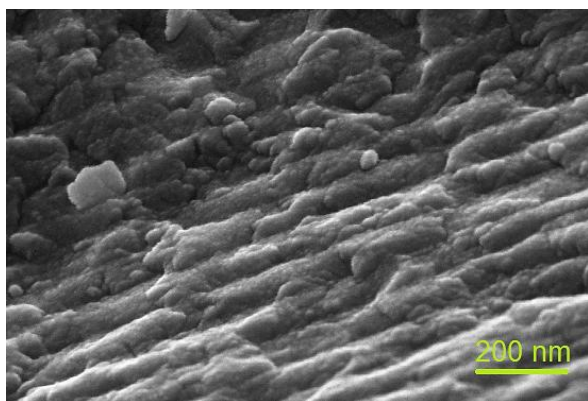
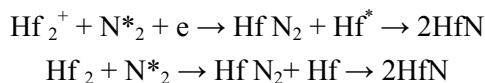


Рис. 2. Многослойное титаногафниево нитридное покрытие с наночастицами, захороненными в слоях покрытия в процессе конденсации из плазменной фазы, увеличение 200 тыс. крат.

Эти наночастицы из нитридов осаждаются на поверхность покрытия и закрываются нитридной фазой, оставаясь в слоях покрытия, как показано на фото сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рис. 2.

Наночастицы размером 6–20 нм хорошо видны во вторичных электронах на СЭМ микроскопе на изломе покрытия. Большинство частиц обнаруживается на границах стыковки фаз HfN/TiN. Материал покрытия включает нитриды гафния и титана близкие по составу к стехиометрическому. Наночастицы состоят из нитридов гафния, что определено спектрометром энергетической дисперсии INCA X-MAX (Oxford Instruments) высокого разрешения с интервалом разрешения энергий 127 эВ. Металлическая фаза гафния и титана в структуре частиц не обнаружена. Наличие многослойной nanoархитектуры подтверждено наноиндентированием, Оже спектроскопией, СЭМ, анализатором наночастиц NanoBrook 90Plus Zeta Particle Size Analyzer, работающим на принципе динамического рассеяния света. Результаты измерений размеров наночастиц имеют хорошую сходимость и размеры наночастиц укладываются в диапазон от 6 до 20 нм, учитывая неопределенность в системе наноизмерений и диапазоны измерений.

Установлено, что многослойные покрытия проявляют биоактивные свойства – угнетают

рост болезнетворной микрофлоры [5, 12, 17]. Бактериостатические свойства подтверждены при экспериментальных исследованиях воздействия на золотистый стафилококк, кишечную палочку и другую микрофлору при непосредственном контакте.

Такие условия соблюдаются у костных имплантатов, когда между костной тканью и металлом развивается пленочная инфекция с ограниченным доступом потоков крови и лимфы. Выход наночастиц из покрытия помогает бороться с инфекцией [12], которая резорбирует костную ткань и ослабляет винтовое крепление инженерной конструкции. Послеоперационные осложнения по поводу остеосинтеза составляют в мире от 8 до 10 %, а длительность реабилитации находится в пределах двух недель [10, 15]. Дальнейшее воздействие (выделение) наночастиц из покрытия в живой организм является небезопасным и малоизученным.

С целью повышения концентрации наночастиц в поверхностном слое покрытия и уменьшения скорости миграции наночастиц в организм со временем, проведены исследования по воздействию потока низкоэнергетических ионов

ВЧЕ плазмы пониженного давления на многослойные покрытия из нитридов титана и гафния с наночастицами нитрида гафния в составе. Энергия ионов аргоново-азотной смеси не может превышать 70–80 эВ, плотность ионного тока $2,5 \text{ А/м}^2$, что гарантирует отсутствие интегрального теплового и деструктивного воздействия на структуру и состав покрытия с наночастицами [11]. Оптимальный режим обработки составлял 20–30 минут при колебательной мощности генератора 1000–1200 Вт, частоте возбуждения разряда 13,56 МГц и давлении аргоново-азотной смеси в вакуумной камере 20 Па. При таком режиме обработки достигается минимальный выход по размерам наночастиц в диапазоне от 7 до 13 нм. Концентрацию наночастиц определяли по содержанию элемента гафния масспектрометром «NexION 300D» при чувствительности по гафнию 0,1 ppt и контакте покрытия с изотоническим раствором NaCl при температуре раствора 35–37 °С в течение 24–720 часов. Скорость миграции гафния рассчитывали с учетом площади подложки и объема экстрагирующей жидкости. Результаты исследований обобщены и представлены на рис. 3.

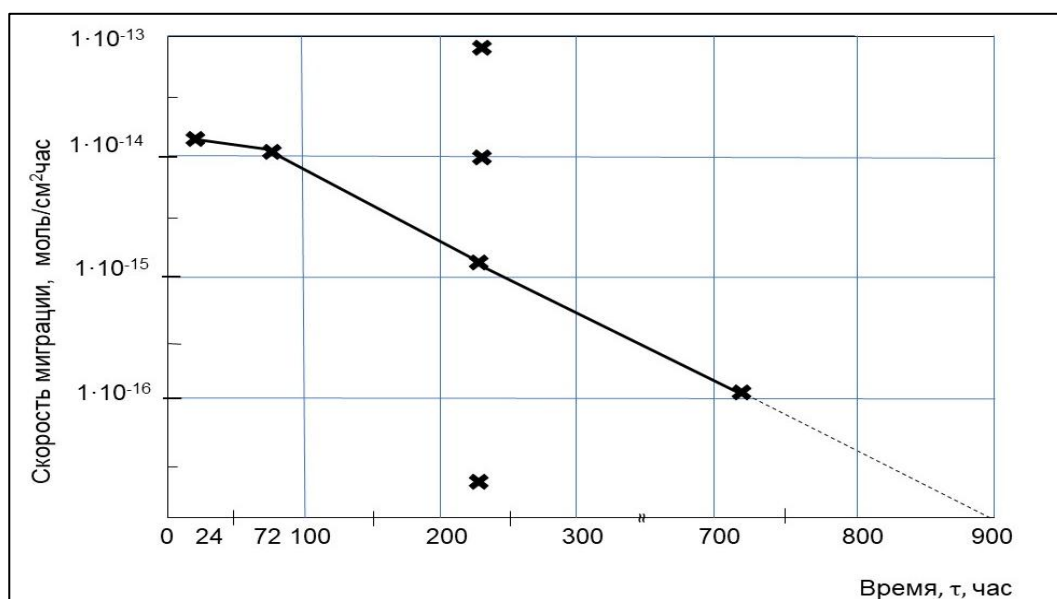


Рис. 3. Влияние времени экстрагирования структур гафния из многослойного нитридного титаногафниевого покрытия на титановой подложке в изотонический раствор NaCl при температуре 35–37 °С

Видно, что скорость выхода гафния в водный раствор уменьшается с течением времени и по экстраполяции зависимости через 800–900 часов достигает экспериментально неопределяемых малых значений 10^{-6} моль/см²·ч. Такие сверхмалые концентрации химических элементов в имитаторе плазмы крови не препятствуют

биологической совместимости нитридов гафния с тканями живого организма, что показано при исследованиях на теплокровных животных и опробованию в медицинских экспериментах [13–16] по заживляемости ран и приживаемости имплантата.

Выводы

1. Высокоэнтальпийные потоки металлической плазмы позволяют формировать наноконпозиционные многослойные покрытия для использования в изделиях медицинской техники.

2. Многослойные титаногафниево-нитридные покрытия в процессе конденсации из плазменной фазы содержат наночастицы нитрида гафния размером от 6 до 20 нм, захороненные преимущественно на стыковочных нитридных слоях толщиной 14–40 нм.

3. Низкоэнергетические ионы азотно-аргоновой ВЧЕ плазмы с энергией 20–50 эВ при обработке нитридного титаногафниевого покрытия позволяют уменьшить скорость выхода наночастиц из покрытия от максимального значения 35 фмоль/см² ч до 0,34 фмоль/см² ч за месяц пребывания в жидких средах организма.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Самсонов, Г. В. Тугоплавкие покрытия / Г. В. Самсонов, А. П. Эпик. – М.: Металлургия, 1973. – 399 с.
2. Верещака, А. А. Функциональные покрытия для режущих инструментов / А. А. Верещака // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2015. – № 4(48). – С. 25.
3. Костржицкий, А. И. Особенности электродных процессов на поверхности стали с ионно-плазменными покрытиями из нитрида титана / А. И. Костржицкий, Т. В. Чебан, О. М. Береговая // Электронная обработка материалов. – 2008. – № 3. – С. 17–24.
4. Нанокристаллические и наноконструктивные покрытия, структура, свойства / В. М. Береснев, А. Д. Погребняк, Н. А. Азаренков, В. И. Фареник, Г. В. Кирик // Физическая инженерия поверхности. – 2007. – Т. 5. – № 1–2. – С. 4.
5. Гребенщикова, М. М. Получение биомедицинских материалов с биосовместимыми и биостойкими свойствами на основе многослойных покрытий / М. М. Гребенщикова // Титан. – 2024. – № 2(82). – С. 37–40.
6. Патент № 2554773 С1 Российская Федерация, МПК А61L 27/06, А61L 27/30, С23С 14/30. Материал бактерицидного покрытия : № 2014108433/15 : заявл. 25.02.2014 : опубл. 27.06.2015 / М. М. Миронов, И. Ф. Файзрахманов, И. И. Васильев [и др.] ; заявитель Общество с ограниченной ответственностью Научно- производственный центр «Технополис».
7. Патент № 2801170 С1 Российская Федерация, МПК С23С 14/14, С23С 14/24, А61L 27/28. Бактерицидное покрытие : № 2023110144 : заявл. 20.04.2023 : опубл. 02.08.2023 / М. М. Гребенщикова, М. М. Миронов ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Казанский национальный исследовательский технологический университет».
8. Упрочнение конструкционных материалов наноразмерными многослойными покрытиями / Л. И. Гречихин, С. А. Иващенко, В. М. Голушко, С. Г. Койда // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2010. – № 9(69). – С. 7–11.
9. Разработка способов изготовления слитков из электролитического порошка гафния и исследование их качества / Н. К. Филатова, В. М. Аржакова, А. А. Кабанов [и др.] // Титан. – 2014. – № 1(43). – С. 13–20.
10. Гипоаллергенные компоненты эндопротеза коленного сустава / Материалы и покрытия. Компания Link [Электронный ресурс]: URL: <https://www.linkorthopaedics.com/ru/dlja-specialistov/produkcija/materialy-i-pokrytija/>
11. Абдуллин, И. Ш. Высокочастотная плазменно-струйная обработка материалов при пониженных давлениях. Теория и практика применения / И. Ш. Абдуллин, В. С. Желтухин, Н. Ф. Кашапов. – Казань : Изд-во Казан. ун-та, 2000. – 348 с.
12. Биологическое действие наночастиц металлов и их оксидов на бактериальные клетки / И. А. Мамонова, И. В. Бабушкина, И. А. Норкин [и др.] // Российские нанотехнологии. – 2015. – Т. 10, № 1-2. – С. 106–110.
13. Ахтямов, И. Ф. Первый опыт апробирования имплантатов с покрытием нитридами титана и гафния / И. Ф. Ахтямов, П. С. Андреев, Э. Б. Гатина и др. // Практическая медицина. – 2015. – № 4. – С. 21–24.
14. Круглова, Е. В. Проблемы биосовместимости металлических имплантатов для остеосинтеза: покрытие на основе нитридов титана и гафния / Е. В. Круглова, В. А. Патрикеев, В. А. Ведин и др. // Молекулярная медицина. – 2017. – Т. 15, № 4. – С. 50–57.
15. Оценка биологической безопасности медицинских изделий (аналитический обзор) / В. И. Севастьянов, Н. В. Перова, Е. В. Арзуманянц [и др.] // Перспективные материалы. – 2024. – № 4. – С. 17–30. – DOI 10.30791/1028-978X-2024-4-17-30.
16. Antimicrobial properties of nanostructured plasma condensates from medical implants / I. I. Shamsutdinov, L. T. Bayazitova, M. M. Grebenschikova, M. M. Mironov // Journal of Physics: Conference Series, Kazan, 05–09 июня 2017 года. Vol. 927. – Kazan: Institute of Physics Publishing, 2017. – P. 012053. – DOI 10.1088/1742-6596/927/1/012053.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-38-42

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. Е. Ефремов, А. С. Чистяков, А. А. Филиппов

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru, inet-agv@mail.ru, korjik.xe.1987@mail.ru, aleksmen20000@yandex.ru

Методами рентгеноструктурного и термомеханического анализов исследовано влияние наполнителей: коксографитового порошка и β -сиалона на кристаллическую структуру и термомеханические свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена после взрывного прессования порошковых композиционных смесей. Исследования проведены с целью разработки технологии взрывного прессования полимерных материалов, обладающих повышенными прочностными и антифрикционными свойствами.

Ключевые слова: взрывное прессование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, β -сиалон, коксографитовый порошок, рентгеноструктурный и термомеханический анализы

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, D. E. Efremov, A. S. Chistyakov, A. A. Filippov

INFLUENCE OF EXPLOSIVE PRESSING ON FINE STRUCTURE CHARACTERISTICS AND THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF UHMWPE-BASED COMPOSITES

Volgograd State Technical University

The influence of fillers: coke-graphite powder and β -sialon on the crystalline structure and thermomechanical properties of ultra-high molecular weight polyethylene after explosive pressing of powder composite mixtures was studied using X-ray diffraction and thermomechanical analysis methods. The studies were conducted with the aim of developing a technology for explosive pressing of polymeric materials with increased strength and antifriction properties.

Keywords: explosive pressing, ultra-high molecular weight polyethylene, β -sialon, coke-graphite powder, X-ray structural and thermomechanical analysis

Введение

С интенсивным развитием техники, требующем более широкое использование полимерных материалов в различных отраслях (ракетостроение, автомобилестроение, строительство, медицина, электротехника и т. д.) становится все более необходимым не только довести до предельно возможных значений показатели их свойств, но и сохранить их в возможно более широком температурном интервале. Эти требования особенно актуальны в тех случаях, когда конструкция предназначена для длительной работы при повышенных температурах или резких сменах температур. Анализ разработок, осуществляемых в области созда-

ния таких полимерных материалов и композиций на их основе, показывает, что для решения поставленных задач необходимо использовать термоустойчивые полимеры, сочетающие высокую деформационную устойчивость (теплостойкость) и высокую химическую стойкость (термостойкость) при нагреве [1–6].

Одним из наиболее распространенных полимеров, соответствующих вышеуказанным требованиям, является сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ). Сочетая в себе высокие деформационно-прочностные характеристики, длительную работоспособность в широком интервале температур, стойкость к воздействию агрессивных сред [3, 4], СВМПЭ уже

применяется во многих отраслях промышленности. При разработке полимерных композиционных материалов (ПКМ) на основе СВМПЭ возникает ряд технологических сложностей. Одна из ключевых проблем – чрезмерно высокая вязкость расплава СВМПЭ, что существенно затрудняет его переработку и снижает технологичность матрицы [2]. Перспективным методом переработки СВМПЭ и создания ПКМ на его основе, является взрывное прессование (ВП), создающее в материале в течение долей секунды давления до нескольких десятков ГПа и температуры до тысячи градусов Цельсия, что способствует протеканию преобразований в структуре и формированию высоких эксплуатационных свойств [8].

В работе проведены сравнительные исследования тонкой структуры и термомеханических свойств компактов ненаполненного СВМПЭ, и его композитов СВМПЭ+5% КГП и СВМПЭ+5% β -сиалона, полученных взрывным прессованием давлением.

Материалы и методы исследования

Исследованные компакты получены при воздействии ударной волны на порошок СВМПЭ и композиционные смеси на его основе, содержащие 5 % наполнителя. В качестве наполнителей использовали: β -сиалон – техническая керамика, оксинитрид алюминия-кремния (SiAlON) и КГП – коксографитовый порошок. Оба наполнителя повышают износостойкость композита вследствие снижения коэффициента трения. Полученные взрывным прессованием исследованные материалы перспективны для многосерийного производства антифрикционных деталей и средненагруженных подшипников трения.

Взрывное прессование проводили методом скользящего ударного нагружения с использованием металлической пластины-ударника [8]. Давление ВП, обеспечивалось применением взрывчатого вещества, и составляло 0,75 ГПа. Параметры ударно-волнового воздействия были выбраны на основе данных предыдущих исследований по взрывному прессованию СВМПЭ [7, 8]. В результате ВП были получены плоские образцы размерами 30×15×3 мм.

Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance Eco (Bruker AXS GmbH) с вертикальным θ - θ гониометром. Съемку осуществляли в излучении медного

анода ($\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$). Напряжение на трубке – 40 кВ, ток накала – 25 мА. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с помощью программного обеспечения Diffraction.EVA (version 4.2.1).

Исследование термомеханических свойств при одноосном сжатии выполняли на анализаторе Netzsch 402 F3 Hyperion. Образцы размерами 5×5×2 мм подвергали нагреву в среде азота с постоянной скоростью 3 °С/мин до температуры 190 °С. В процессе нагрева регистрировали глубину проникновения цилиндрического индентора ($\varnothing$ 1 мм) под постоянной нагрузкой 1 Н. Обработку экспериментальных данных проводили с использованием программного обеспечения Proteus 61.

Результаты и их обсуждение

В результате рентгеноструктурного анализа были получены дифрактограммы СВМПЭ и его композиций после ВП (рис. 1). На дифрактограммах видно, что полимер сохраняет аморфно-кристаллическую структуру с высокой степенью кристалличности (45–56 %). Рассеянием рентгеновских лучей на дифрактограмме формируется широкое аморфное гало при углах $2\theta=12\text{--}28^\circ$. Два наиболее интенсивных рефлекса (110 и 200) принадлежат орторомбической фазе. Центр тяжести рефлекса [110] находится при $2\theta = 21,4^\circ$, а [200] – при $2\theta = 23,9^\circ$, что согласуется с литературными данными [9]. Рефлекс [001] при $2\theta = 23,2^\circ$ принадлежит моноклинной фазе полимера. У исходного порошка эта фаза отсутствует [3], а аналогичные изменения наблюдались лишь после взрывного прессования чистого СВМПЭ и связаны с частичным перестроением орторомбической фазы в моноклинную [8]. Рефлекс [006] при $2\theta = 26,4^\circ$ принадлежит наполнителю КГП и идентифицируется как углерод с гексагональной кристаллической решеткой (рис. 1). На дифрактограммах композиции с 5 % β -сиалона (рис. 1) имеется несколько малоинтенсивных рефлексов наполнителя при углах $2\theta=23,28^\circ$; $2\theta=26,94^\circ$; $2\theta=33,38^\circ$; $2\theta=35,90^\circ$; $2\theta=41,10^\circ$; $2\theta=51,83^\circ$; $2\theta=69,70^\circ$.

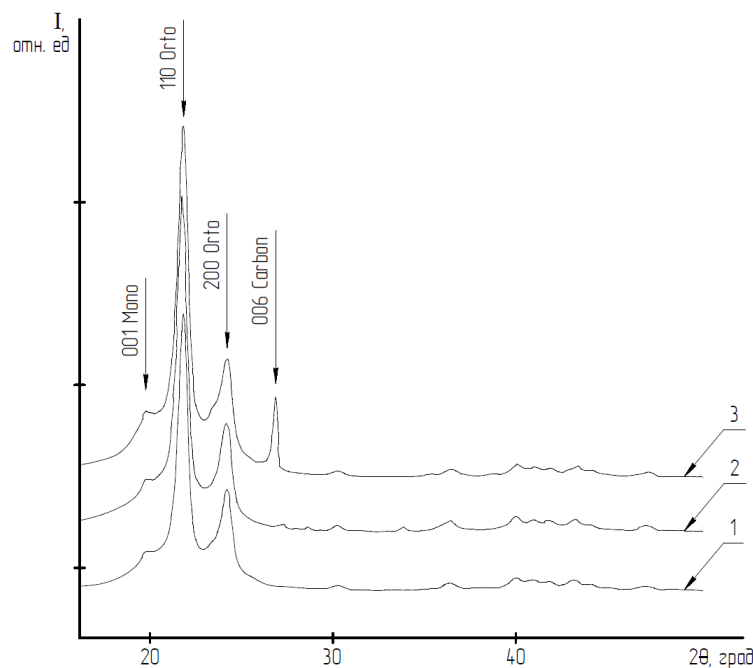


Рис. 1. Дифрактограммы ненаполненного СВМПЭ (1) и его композиций: 2 – СВМПЭ + 5 % β -сиалона; 3 – СВМПЭ + 5 % КГП

Результаты расчетов параметров кристаллической структуры представлены в табл. 1.

Таблица 1

Параметры кристаллической структуры СВМПЭ

Материал	$\chi \pm 1$	$D \pm 0,15$	$\beta \pm 0,15$	$\Delta d/d \cdot 10^{-3} \pm 0,01$
	%	нм	мрад	
СВМПЭ	47,0	14,2	10,4	13,6
СВМПЭ+5 % КГП	45,0	14,3	10,3	13,6
СВМПЭ+5 % β -сиалона	56,0	15,0	9,8	13,1

Установлено, что после ВП степень кристалличности полимера в композиции с 5 % КГП почти уменьшается на 2 % и составляет $\chi=45$ %. У ненаполненного СВМПЭ после ВП $\chi=45$ %, она ниже, чем у исходного полимера на 5-7 % [9]. Снижение кристалличности СВМПЭ обусловлено неоднородностью сжатого состояния при ВП, что приводит к интенсивной деформации полимера и разориентации его упорядоченной фазы. КГП не оказывает влияние на параметры кристаллической структуры полимера после ВП, расчетные значения входят в пределы статистической погрешности. Значения D для ненаполненного СВМПЭ и в композиции с КГП составляют 14,2–14,3 нм; $\beta = 10,3$ –10,4 мрад; $\Delta d/d=13,6 \cdot 10^{-3}$.

β -сиалон, оказывает несколько большее влияние на кристаллическую структуру, в отличие от КГП. Наблюдается увеличение кри-

сталличности до 56 %, что сопровождается снижением дефектности структуры на 5 % ($\beta=9,8$ мрад, $\Delta d/d \cdot 10^{-3}=13,1$) при одновременном увеличении кристаллитов до $D=15,0$ нм. Таким образом керамические частицы β -сиалона оказывают структурообразующее влияние на полимер, способствуют переориентации макромолекул, формируя более крупные кристаллиты, тем самым увеличивая степень кристалличности, что подтверждается снижением β .

Незначительное уменьшение степени кристалличности у композита с КГП связано с тем, что углеродные частицы слабо влияют на нуклеацию и ограничивают подвижность макромолекул [4]. В целом полученные результаты свидетельствуют о высокой стабильности кристаллической структуры СВМПЭ и ее сохранении, в том числе в исследованных композитах, при ударном воздействии.

Анализ результатов термомеханических исследований образцов показал, что независимо от наполнителя общий вид термомеханических кривых (рис. 2) не изменяется. По мере нагрева образцы испытывают незначительное расширение, а интенсивная пенетрация индентора обусловлена размягчением полимера при фазовом переходе. Исследование влияния наполнителей на термодформационные свойства композитов показало, что β -сиалон сдерживает термическое расширение полимера при нагреве и плавлении кристаллической фазы, о чем свидетельствуют деформации, вызванные пенетрацией индентора ($\epsilon_p = -2,3 \%$).

Ненаполненный полимер ($\epsilon_p = 2,0 \%$) и его композит с КГП ($\epsilon_p = 2,9 \%$) в области фазового перехода испытывают деформации, сопровождающиеся расширением образцов (табл. 2) в результате объемных изменений при увеличении

термодинамической подвижности цепочек макромолекул. Незначительно более интенсивные деформации при плавлении испытывает СВМПЭ, наполненный коксографитовым порошком, что возможно обусловлено недостаточным межчастичным и адгезионным взаимодействиями компонентов при такой величине ударного воздействия и требует его некоторого увеличения. Однако теплостойкость всех исследованных материалов, полученных ВП, близка и составляет $141\text{--}145^\circ\text{C}$, что соответствует теплостойкости исходного полимера. Несколько большая $t_p = 145^\circ\text{C}$ наблюдается у композиции с 5% β -сиалона, что согласуется с результатами РСА, так как температура плавления полимерных материалов зависит от надмолекулярной структуры и повышается с увеличением размера и снижением дефектности кристаллов.

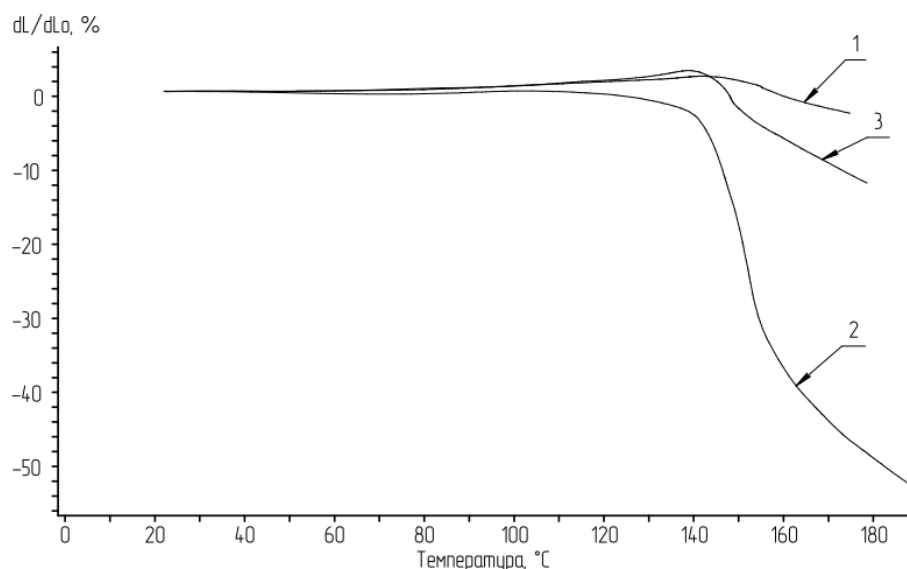


Рис. 2. Термомеханические кривые ненаполненного СВМПЭ (1) и его композиций: 2 – СВМПЭ + 5% β -сиалона; 3 – СВМПЭ + 5% КГП

Таблица 2

Термомеханические характеристики СВМПЭ

Материал	t_p	ϵ_p
	$^\circ\text{C}$	$\%$
СВМПЭ	143	2,0
СВМПЭ+5 % КГП	141	2,9
СВМПЭ+5 % β -сиалона	145	-2,3

Выводы

1. Установлено, что после взрывного пресования порошка СВМПЭ и композиционных смесей, содержащих по 5% оксинитрида алю-

миния-кремния и коксографитового порошка, полимер сохраняет аморфно-кристаллическое строение с высокой степенью кристалличности $45\text{--}56 \%$.

2. Выявлено, что введение наполнителей 5% оксинитрида алюминия-кремния и коксографитового порошка не снижает теплостойкость композита ($141\text{--}145^\circ\text{C}$), характерную для СВМПЭ после ВП (143°C).

3. Установлено, что частицы β -сиалона оказывают структурообразующее влияние на полимер, способствуют переориентации макромолекул, формируя более крупные кристаллиты ($D = 15 \text{ нм}$), тем самым увеличивая степень

кристалличности до 56 %, что сопровождается снижением дефектности кристаллической структуры на 5–7 % и повышением теплостойкости до 145 °C.

4. Установлено, что ВП позволяет получать композиционные компакты СВМПЭ с 5 % оксинитрида алюминия-кремния и 5 % коксографитового порошка с формированием кристаллической структуры и теплостойкостью, характерным для ненаполненного СВМПЭ, что позволяет рекомендовать данный перспективный метод для промышленного применения.

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. Колесова, Е. С. Разработка композитов триботехнического назначения на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена / Е. С. Колесова, П. Н. Петрова, О. В. Гоголева [и др.] // *Материаловедение*. – 2020. – № 9. – С. 34–37.

3. F. S. Senatov, A. A. Baranov, D. S. Muratov, M. V. Gorshenkov, S. D. Kaloshkin, V. V. Tcherdyntsev «Microstructure and properties of composite materials based on UHMWPE after mechanical activation» // *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, V. 615, P. S573-S577

4. Михайлин, Ю. А. Специальные полимерные композиционные материалы / Ю. А. Михайлин. – Санкт-Петербург : Научные основы и технологии, 2008. – 660 с.

5. Макаров, В. Г. Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармусов. – Москва : Химия, 2003. – 208 с.

6. Крыжановский, В. К. Технические свойства полимерных материалов : учебно-справочное пособие / В. К. Крыжановский. – Санкт-Петербург : Профессия, 2003. – 240 с.

7. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров. – Волгоград : ВолгГТУ, 2020. – 240 с.

8. Влияние взрывной обработки на структуру и свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, Д. А. Ан // *Материаловедение*. – 2022. – № 8. – С. 34–42. – DOI 10.31044/1684-579X-2022-0-8-34-42. – EDN SMPBCT.

9. Изменения в насцентной структуре сверхвысокомолекулярного полиэтилена при компактизации и спекании / Л. П. Мясникова, В. Н. Варюхин, В. А. Марихин [и др.] // *Физика и техника высоких давлений*. – 2017. – Т. 27, № 1. – С. 7–15.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-42-46

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. С. Чистяков, Д. Е. Ефремов, А. Ю. Водолазов

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА ПРИ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru, inet-agv@mail.ru, aleksmen20000@yandex.ru, korjik.xe.1987@mail.ru, bla.bla_99@mail.ru

Методом рентгеноструктурного анализа были исследованы полимерные композиционные материалы на основе термопластичного полимера, политетрафторэтилена, наполненные оксидом алюминия Al_2O_3 и β -сиалоном после взрывного прессования. Исследования проведены с целью разработки технологии взрывного прессования полимерных композиционных материалов, обладающих повышенными прочностными и антифрикционными свойствами.

Ключевые слова: взрывное прессование, политетрафторэтилен, оксид алюминия, β -сиалон, рентгеноструктурный анализ

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. S. Chistyakov, D. E. Efremov, A. Yu. Vodolazov

STRUCTURAL CHANGES IN COMPOSITE MATERIALS BASED ON POLYTETRAFLUOROETHYLENE DURING EXPLOSIVE TREATMENT

Volgograd State Technical University

Polymer composite materials based on thermoplastic polymer, polytetrafluoroethylene PTFE filled with aluminum oxide Al_2O_3 and β -sialone after explosive pressing were studied by X-ray diffraction analysis. The research was carried out in order to develop a technology for explosive pressing of polymer composite materials with increased strength and antifriction properties.

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

Введение

Основная цель создания наполненных полимерных композиционных материалов (ПКМ) заключается в повышении их эксплуатационных характеристик. Это включает в себя увеличение прочностных свойств, таких как прочность, жесткость, ударная вязкость и стойкость к длительным нагрузкам, а также придание им необходимых функциональных свойств.

Наполнение полимеров меняет структуру полимера на различных уровнях и главным фактором в этом является выбранный наполнитель. Термопласт политетрафторэтилен (ПТФЭ) модифицируется различными наполнителями, например, коксом, графитом, дисульфидом молибдена, сиалоном, металлическими порошками, оксидами, нитридами и другими наполнителями от 0,5 до 50 % содержания по массе [1, 2].

Проблемы, возникающие при создании ПКМ такие как неоднородность полимерного композита, появление агломераций микро- и наноразмерных частиц наполнителя, низкая адгезионная прочность, а также другие проблемы могут быть решены с помощью механической, химической или высокоэнергетической обработки (ударно-волновая обработка, радиационное, ультрафиолетовое, ионизирующее, лазерное, ультразвуковое облучение и др.) [3–6].

Взрывное прессование (ВП) позволяет получать разнообразные композиционные материалы, сочетающие полимерные, металлические и керамические компоненты. В связи с высокой вязкостью ПТФЭ и его трудноперерабатываемостью, ВП целесообразно для создания ПКМ как создающее необходимые положительные условия для реорганизации структуры и протекания химических реакций, которые влияют на свойства материала [5–8].

Материалы и методы исследования

Выбор ПТФЭ в качестве матрицы обусловлен его уникальными свойствами: способность функционировать как при криогенных (до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$), так и при повышенных температурах (до $280\text{ }^{\circ}\text{C}$), исключительная химическая и климатическая стойкости, высокие электроизоляционные свойства, низкий коэффициент трения, а также биосовместимость и нетоксичность. Материалы на основе ПТФЭ используются для работы в жестких условиях оборудования химического, нефтегазового и энергетического комплексов [3].

В качестве наполнителей использовали: Al_2O_3 – оксид алюминия, продукт механохими-

ческого синтеза с размером частиц 5–50 мкм; β -сиалон – техническая керамика, оксинитрид алюминия-кремния (SiAlON), получен плазмо-химическим синтезом с размером частиц 100–250 нм.

Образцы для исследований получали взрывным прессованием по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной. Полученные плоские прессовки не имели следов расслоения и деструкции. Давление ВП композиций на основе ПТФЭ – 2,8 ГПа.

Структурные изменения композитов изучены после ВП полимерных композиционных смесей ПТФЭ с различным содержанием (5, 10, 20 % об.) Al_2O_3 и с различным содержанием β -сиалона (2, 5, 10, 20 % об.).

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

Степень кристалличности и параметры структуры определяли с использованием рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany), применяя фильтрованное $\text{CuK}\alpha$ излучение (длина волны 0,154 нм), фокусировка по Брэггу–Брентано θ - 2θ – брэгговский угол). Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционночувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с помощью программного обеспечения Diffraction EVA (version 4.2.1).

Микроструктурное исследование композитов на основе ПТФЭ проводили на оптическом микроскопе Olympus 61BX и на сканирующем электронном микроскопе Versa-3D Dual Beam.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования микроструктуры образцов ПТФЭ + 10 % β -сиалон после ВП выявили наличие ультрадисперсного наполнителя (рис. 1, а), который располагается равномерно по границам зерен матрицы, что положительно влияет на структуру композита. Полученный композиционный материал однороден, не имеет следов деструкции и расслоения. Исследования на СЭМ морфологии ПТФЭ + 10 % β -сиалон (рис. 1, б) и ПТФЭ+20 % Al_2O_3 (рис. 1, в) пока-

зали, что образцы имеют структуру, состоящую из монолитной массы ПТФЭ с внедренными частицами наполнителя. При ударном взрывном воздействии, не зависимо от состава ком-

позита, частицы наполнителей сохраняют свою форму, а их исходный размер меняется с 5–50 мкм до 2–20 мкм у Al_2O_3 и со 100–250 нм до 80–200 нм у β -сиалона.

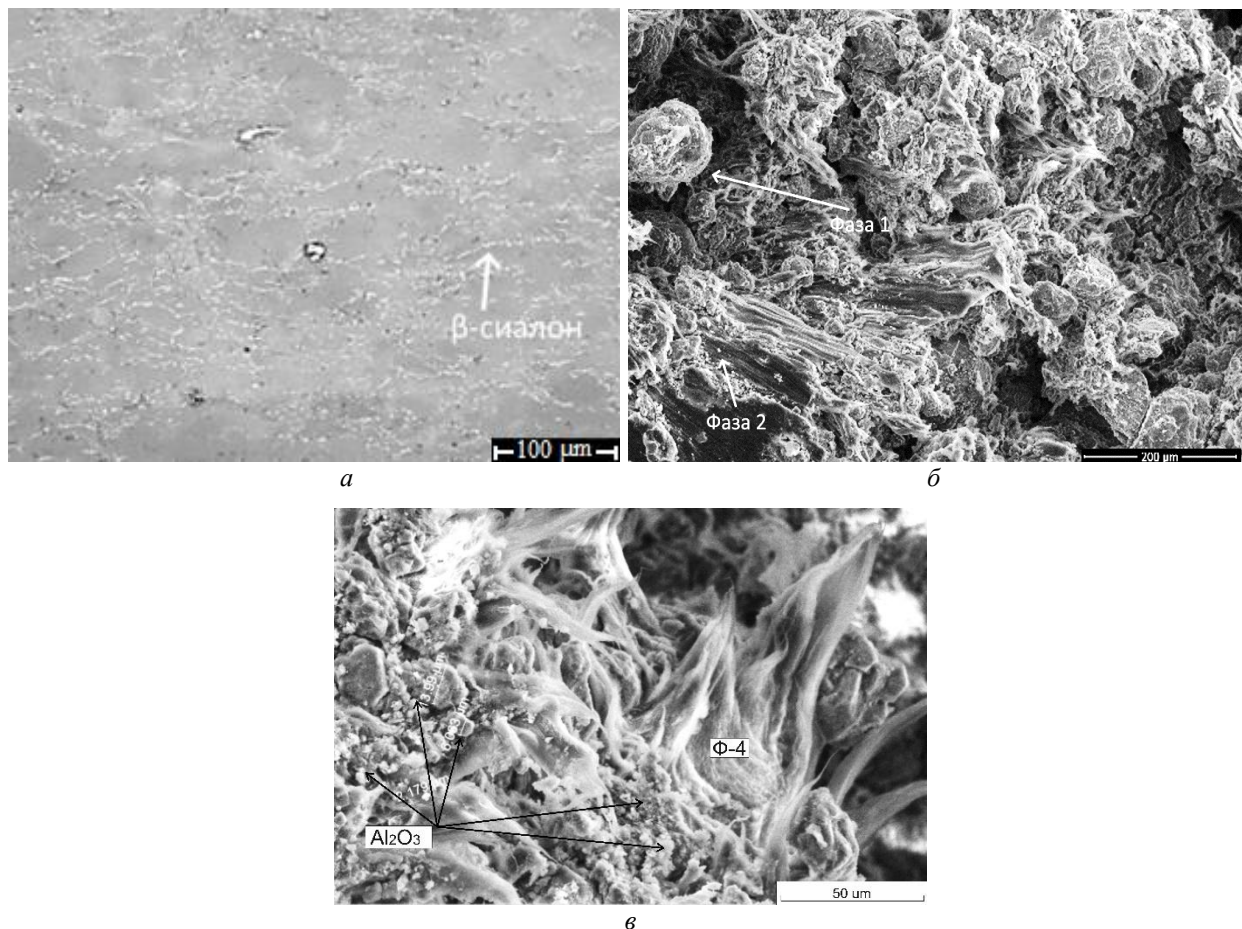


Рис. 1. Микроструктура $\times 200$ (а) и СЭМ-изображение композитов ПТФЭ + 10 % β -сиалон (б): фаза 1 – ПТФЭ, фаза 2 – β -сиалон и ПТФЭ+20 % Al_2O_3 после ВП (в)

Исследования методом РСА композитов ПТФЭ с Al_2O_3 и β -сиалоном после ВП показали, что не зависимо от содержания наполнителя полимер сохраняет аморфно-кристаллическую структуру.

Степень кристалличности после ВП 63–73 %, что свойственно ПТФЭ (рис. 2, табл. 1). Рентгеновские максимумы ПТФЭ отражают картину, характерную для полимера: интенсивный кристаллический пик $2\theta \approx 18^\circ$ и ряд менее интенсивных максимумов 2θ около 32° ; 37° ; 42° . Рефлексы оксид α алюминия находятся при углах $2\theta=25,57^\circ$; $2\theta=35,15^\circ$; $2\theta=37,77^\circ$; $2\theta=43,35^\circ$; $2\theta=52,50^\circ$; $2\theta=57,50^\circ$; $2\theta=66,52^\circ$. Рефлексы β -сиалона имеют очень малую интенсивность и лежат при углах $2\theta=23,28^\circ$; $2\theta=26,94^\circ$;

$2\theta=33,38^\circ$; $2\theta=41,10^\circ$. Анализ дифракционной картины свидетельствует о большой стабильности надмолекулярной структуры ПТФЭ при ударном воздействии давлением 2,8 ГПа. Влияние наполнителей на аморфную часть полимера отражается уменьшением интенсивности гало в области $2\theta = 30\text{--}50^\circ$ с увеличением содержания наполнителя. Увеличение в композициях с ПТФЭ объемной доли Al_2O_3 приводит к увеличению его рефлексов (рис. 2), а в композициях с β -сиалоном дифракционные максимумы наполнителя слабо идентифицируются и в зависимости от содержания β -сиалона имеют малую интенсивность (рис. 3), что вероятно обусловлено высокой дисперсностью наполнителя.

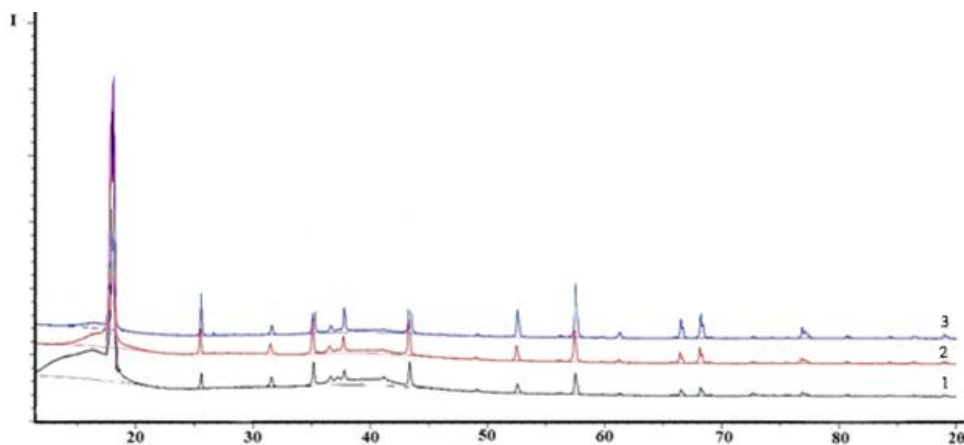


Рис. 2. Дифрактограммы композитов ПТФЭ с Al_2O_3 , полученных ВП, с содержанием: 1 – 5 %; 2 – 10 %; 3 – 20 % наполнителя

Увеличение содержания Al_2O_3 приводит к росту степени кристалличности полимера с 63 до 73 %, что свидетельствует о повышении доли регулярно упакованных молекул, одновременно наблюдается рост кристаллитов с 21 нм до 29 нм и уменьшение интегральной характеристики структурных искажений кристаллической решетки полимера – физического уширения с 7,0 до 5,0 мрад (табл. 1). Снижение дефектности структуры ПТФЭ обусловлено как формированием крупнокристаллической струк-

туры, так и снижением искажений кристаллической решетки полимера с $11,0$ до $7,8 \cdot 10^{-3}$. С увеличением содержания Al_2O_3 наблюдается и закономерное снижение напряжений второго рода, вызванное уменьшением дефектности полимера. На изменения рассчитанных параметров кристаллической структуры, вероятно, оказывает влияние структурообразующее воздействие частиц оксида алюминия и увеличение упорядоченной кристаллической фазы полимера.

Таблица 1

Характеристики структуры композиций ПТФЭ + Al_2O_3

Содержание наполнителя	Результаты расчета				
	χ_c , %	D, нм	β , мрад	$\Delta d/d$, 10^{-3}	σ_{II} , МПа
5	63	21	7,0	11,0	4,6
10	69	25	5,9	9,3	3,9
20	73	29	5,0	7,8	3,3

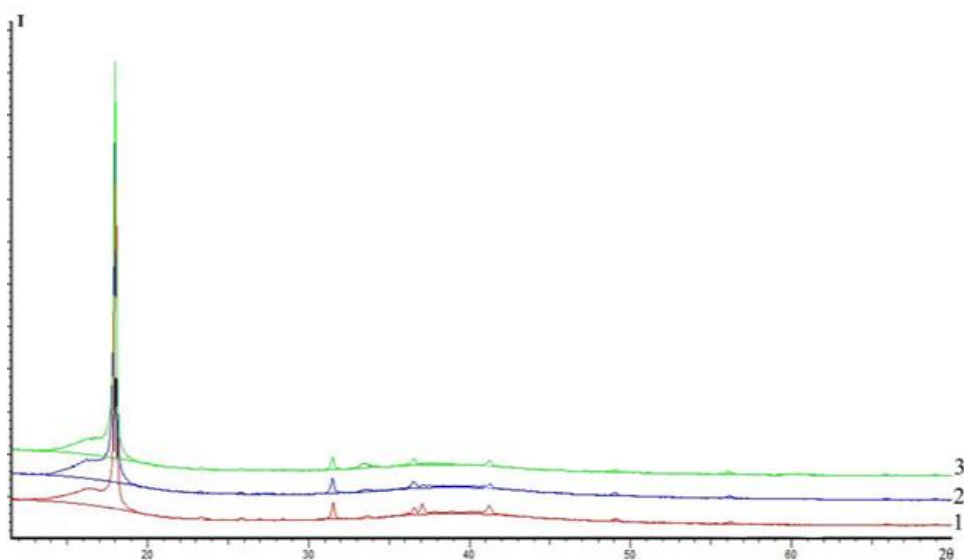


Рис. 3. Дифрактограммы композитов ПТФЭ с β -сиалоном, полученных ВП, с содержанием: 1 – 5 %; 2 – 10 %; 3 – 20 % наполнителя

Результаты РСА композиций ПТФЭ с β -сиалоном после ВП показали, что при ВП формируется крупнокристаллическая структура ($D = 39\text{--}41$ нм) с высокой степенью кристалличности 82–85 %. Причем содержание наполнителя практически не влияет на рассчитанные параметры кристаллической структуры. Формирующаяся структура в композиции с β -сиалоном менее дефектная, что подтверждается в 1,3–

1,5 раз меньшей величиной β и $\Delta d/d$, а размер кристаллитов в 1,5–2,0 раза больше, чем в композициях с Al_2O_3 с аналогичным содержанием наполнителя. Такие изменения супрамолекулярной структуры обусловлены модифицирующим действием ультрадисперсных частиц наполнителя, которые способствуют переориентации макромолекул, формируя более упорядоченную крупнокристаллическую структуру.

Таблица 2

Характеристики структуры композиций ПТФЭ + β -сиалон после ВП

Содержание наполнителя	Результаты расчета				
	χ , %	D, нм	β , мрад	$\Delta d/d$, 10^{-3}	$\sigma_{\text{п}}$, МПа
5	83	39	3,8	5,9	2,5
10	85	41	3,6	5,6	2,3
20	82	40	3,7	5,8	2,4

Выводы

1. ВП полимерных композиционных смесей ПТФЭ с 5–20 % Al_2O_3 и β -сиалона не изменяет аморфно-кристаллическое строение полимера, формируя структуру с высокой степенью кристалличности 63–85 %.

2. Увеличение содержания Al_2O_3 с 5 до 20 % в композиции с ПТФЭ приводит к росту степени кристалличности полимера с 63 до 73 %, увеличению размера кристаллитов с 21 нм до 29 нм и уменьшению физического уширения с 7,0 до 5,0 мрад.

3. Выявлено модифицирующее влияние ультрадисперсного β -сиалона на ПТФЭ, способствующего формированию более упорядоченной структуры ($\chi = 82\text{--}85$ %) в 1,3–1,5 раз менее дефектной, чем в композициях с Al_2O_3 с аналогичным содержанием наполнителя.

4. Установлено, что ВП позволяет получать качественные ПКМ ПТФЭ с оксидом алюминия и β -сиалоном с формированием однородной структуры с высокой степенью кристалличности, что позволяет рекомендовать данный перспективный метод для промышленного применения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Машков, Ю. К. Композиционные материалы на основе политетрафторэтилена / Ю. К. Машков, З. Н. Овчар, В. И. Суриков, Л. Ф. Калистратова. – М. : Машиностроение, 2005. – 240 с.
2. Gogoleva O. V., Okhlopko A. A., Petrova P. N. Development of Self-Lubricating Antifricition Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // Journal of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388.
3. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 1999. – 162 с.
4. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Большасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
5. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на структуру и термомеханические свойства наполненного политетрафторэтилена / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // Пластические массы. – 2017. – № 1–2. – С. 9–11.
6. Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 9–11.
7. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Adamenko N.A., Kazurov A.V., Agafonova G.V. // International Conference on Innovations and Prospects of Development of Mining Machinery and Electrical Engineering 2017, IPDME 2017 Sep. "IOP Conference Series: Earth and Environmental Science" 2017. C.
8. Адаменко, Н. А. Influence of explosive pressing on the formation of structure and properties of PTFE-based composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Э. В. Седов // Materials Today: Proceedings. Vol. 11, 2019. – P. 276–280.

УДК 620.191.33:666.974.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-47-51

*Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, О. В. Душко, В. Г. Поляков***ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СТРУКТУРЫ И ПОРИСТОСТИ
ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: burkhanov@inbox.ru, smist2012-2013@yandex.ru, dushko@vgasu.ru

strf.vgasu@yandex.ru

В статье приведены результаты исследования распределения объемов твердой фазы и порового пространства в цементном камне и бетоне в зависимости от В/Ц, полученные с помощью разработанного авторами метода оценки распределения пор по их размерам. Представлен расчетно-экспериментальный метод определения пористости жаростойких бетонов в зависимости от температуры нагрева.

Ключевые слова: жаростойкий бетон, структура, пористость, температура, нагрев

*R. A. Burkhanova, T. K. Akchurin, O. V. Dushko, V. G. Polyakov***DETERMINATION OF STRUCTURE AND POROSITY PARAMETERS
OF HEAT-RESISTANT CONCRETE DEPENDING ON HEATING TEMPERATURE****Volgograd State Technical University**

The article presents the results of the study of the distribution of solid phase volumes and pore space in cement stone and concrete depending on W/C, obtained using the method developed by the authors for assessing the distribution of pores by their sizes. A calculation and experimental method for determining the porosity of heat-resistant concretes depending on the heating temperature is presented.

Keywords: heat-resistant concrete, structure, porosity, temperature, heating

Введение

Структура бетона, определяющая его трещиностойкость и долговечность при нормальной и высоких температурах, в значительной степени неоднородна и включает в себя твердую фазу (гидратные новообразования, негидратированный цемент, микронаполнитель, мелкий и крупный заполнители), поровое пространство (глеевые и капиллярные поры, поры воздухововлечения), а также микротрещины [1].

Основным компонентом затвердевшего портландцементного камня являются гидросиликаты кальция группы тоберморита – цементный гель слоисто-волокнистого строения, содержание которого примерно составляет до 75 % от объема твердой фазы; до 15–20 % занимает $\text{Ca}(\text{OH})_2$ и остальной объем приходится на другие гидратные соединения [2]. Стехиометрический подсчет показывает, что C_3S и C_2S в процессе гидратации связывают примерно одинаковое количество воды, но при этом C_2S образует в 2 раза меньше $\text{Ca}(\text{OH})_2$, чем C_3S и примерно на 25 % больше гелевой составляющей. В то же время одна часть C_4AF связывает 0,31 часть $\text{Ca}(\text{OH})_2$ что имеет важное значение в технологии получения жаростойких бетонов

на портландцементном вяжущем. Количество микронаполнителя, необходимое для связывания $\text{Ca}(\text{OH})_2$ при нагревании в зависимости от минералогического состава цемента определяется расчетным путем. В [3] показано, что оптимальным минералогическим составом жаростойкого цемента может быть двуминеральный клинкер, состоящий из C_3S и C_4AF . Это возможно за счет того, что C_3S имеет высокую прочность до нагрева, значительно превышающую прочность других клинкерных материалов, а C_4AF , не снижая значительно прочность, при нагревании в смеси с микронаполнителями не дает усадки, что важно, поскольку усадка цементного камня является одной из причин снижения прочности жаростойкого бетона.

Материалы и методы исследования

Авторами было проведено исследование структуры бетонов на основе данных сорбционных измерений по парам воды с последующим определением удельной поверхности усовершенствованным методом капиллярной конденсации [4]. Он позволяет получить полную информацию об объеме порового пространства в материале, а также существенно уточнить ее в диапазоне размеров пор до 10^{-7} м .

В работе были исследованы жаростойкие бетоны на портландцементе, на глиноземистом цементе и обычный бетон. Также определялись сорбционные свойства модифицированного жаростойкого бетона на жидком стекле и шлаковых заполнителях, с тонкомолотой шлаковой добавкой Волжского трубного завода (ОАО «ВТЗ»). Выявлялись особенности изменения сорбционных свойств указанных видов бетонов в результате высокотемпературного нагрева.

Принятый для исследований бетон предварительно нагревали до температур 105, 300 и 800 °С. Скорость подъема температуры была задана 100 °С в час, выдержка при заданной температуре 72 часа, охлаждение со скоростью 40 °С в час. Использовались две серии навесок

по 30 – 50 г. Одна серия предназначалась для получения данных адсорбции, другая – десорбции. Точку на кривых десорбции ($P/P_s = 0,98$) получали после предварительного насыщения бетона водой под вакуумом.

Сушку образцов для получения исходной точки на кривой адсорбции для бетона не подвергавшегося нагреванию, а также определение равновесной влажности (количество испаряемой влаги) при всех принятых значениях (P/P_s) вели «Д»-методом (рис. 1), за счет разности давлений и температур в эксикаторе и окружающей среде. Охлаждение ловушки – влагоуловителя производилось над сухим льдом при температуре – 79 °С (давление паров воды в эксикаторе над образцами 5,10 мм.рт.ст.).

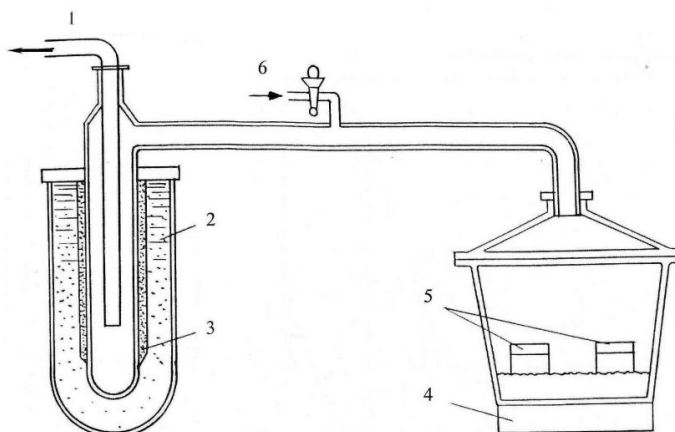


Рис. 1. Схема установки для сушки образцов:

1 – к насосу; 2 – сухой лед со спиртом; 3 – изоляция; 4 – эксикатор; 5 – образцы; для впуска воздуха

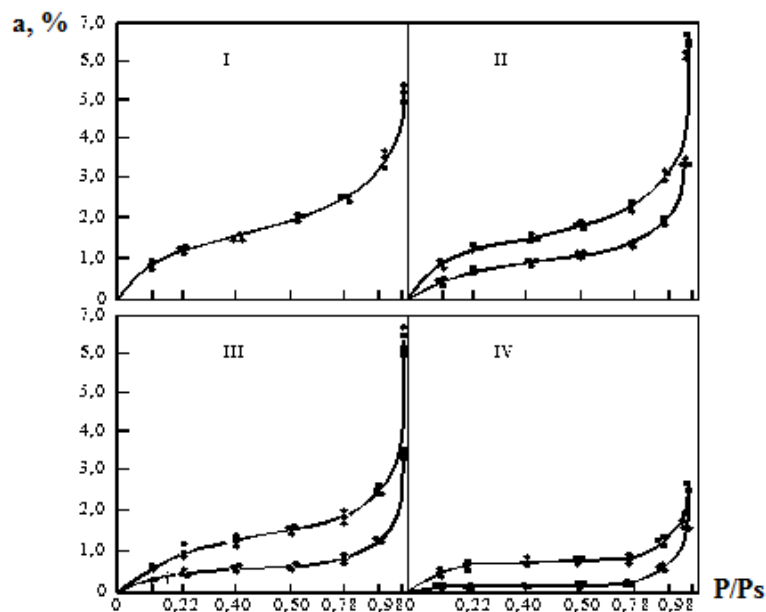


Рис. 2:

I – изотерма десорбции жаростойкого бетона на портландцементе, не подвергавшегося нагреванию;
 II – изотермы адсорбции и десорбции после нагрева при температуре 105 °С;
 III – изотермы адсорбции и десорбции после нагрева при температуре 300 °С;
 IV – изотермы адсорбции и десорбции после нагрева при температуре 800 °С

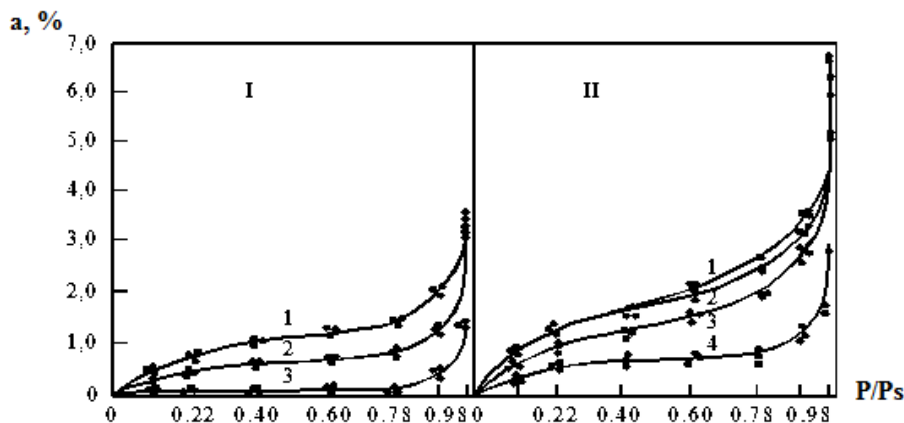


Рис. 3. Влияние нагрева на изменение сорбционных свойств жаростойкого бетона на портландцементе:

I – адсорбция: 1, 2, 3 – после нагрева при температуре 105, 300, 800 °C;

II – десорбция: 1 – бетон не подвергался нагреванию, 2, 3, 4 – после нагрева при температуре 105, 300, 800 °C

Изотермы сорбции паров воды были получены по равновесной влажности бетона над насыщенными растворами солей (рис. 2, 3). Температура в камерах поддерживалась постоянной (20°C), контроль влажности вели датчиками влажности и одновременно по температуре сухого и мокрого термометра.

По результатам исследований сорбционные характеристики жаростойких бетонов на жидком стекле на шлаковых заполнителях, на портландцементе, на глиноземистом цементе и обычного бетона отличаются в зависимости от вида, состава и гигроскопических свойств входящих компонентов. Для изотерм адсорбции жаростойких и обычного бетонов, а также пористых заполнителей характерен гистерезис.

Удельную поверхность бетона получали по данным сорбционных измерений усовершенствованным методом капиллярной конденсации [4], основное уравнение для расчета удельной поверхности (S) капиллярно – пористых материалов имеет вид [3]:

$$S = \frac{a_m N}{M} \cdot A_m, \quad (1)$$

где a_m – емкость мономолекулярного слоя; M – молекулярная масса адсорбата; A_m – площадь, занимаемая молекулой адсорбата в заполненном монослое; N – число Авогадро.

Значение a_m – определяли из уравнения:

$$\frac{P/P_s}{a(1-P/P_s)} = \frac{1}{a_m C} + \frac{C-1}{a_m C} \cdot P/P_s, \quad (2)$$

где a – адсорбция при соответствующем относительном давлении P/P_s на единицу массы адсорбента (бетона); C – константа, связанная с теплотой адсорбции и температурой.

Распределение объемов пор в цементном камне и общая пористость бетона до нагревания определялись по известным формулам [5], которые дают близкие результаты, т.к. при их выводе приняты примерно одни и те же допущения, а именно: 1. При полной гидратации вяжущего количество не испаряемой при 105 °C воды $V_n/V_c = 0,25$; 2. Удельный объем не испаряемой воды составляет 75 %, а гелевой воды – 90 % от объема воды в свободном состоянии. 3. Масса воды, заключенной в цементном геле достигает 15 % от массы гидратированного цемента. 4. Водоотделения в процессе гидратации не происходит. Из этих положений следует, что при $V/V_c < 0,4$ полная гидратация не может произойти. Количественные показатели структуры цементного камня и бетона в зависимости от V/V_c приведены на рис. 4.

Расчетные значения количества не испаряемой воды в портландцементном камне, параметра a_m , пропорционального количеству не испаряемой воды в цементном камне, а также его удельной поверхности, определяли по формулам [4]. При этом для использованного портландцемента производства АО «Себряковцемент» марки 500, имеющего минералогический состав $C_3S = 64$ %; $C_2S = 12,0$ %; $C_3A = 4,29$ %; $C_4AF = 14,0$ % получено близкое совпадение с экспериментальными данными [4, 6].

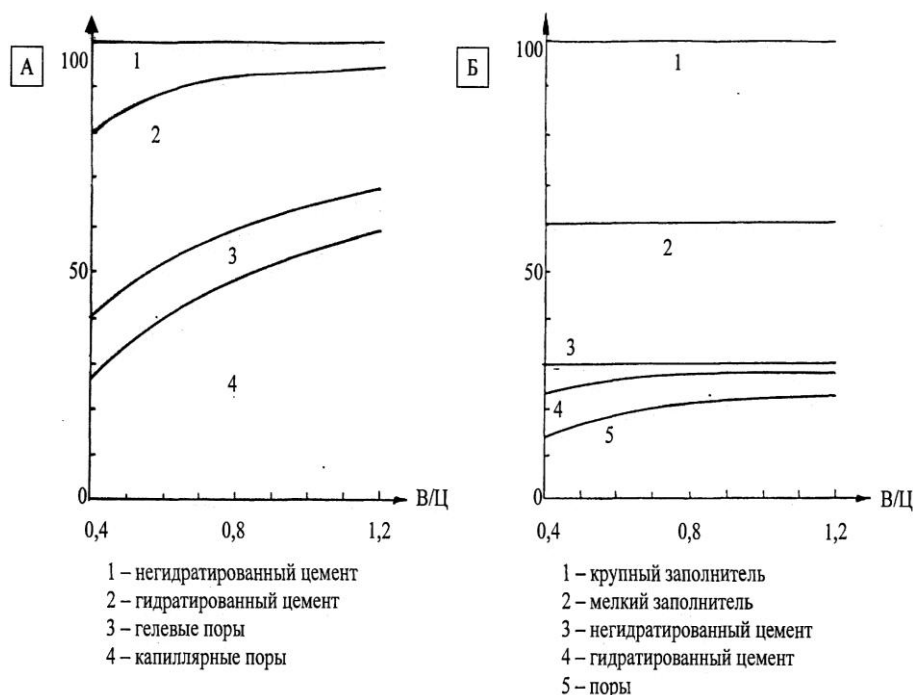


Рис. 4. Распределение объемов твердой фазы и порового пространства в цементном камне (А) и бетоне (Б) в зависимости от В/Ц

Результаты исследований и их обсуждение

Таким образом, авторами установлено влияние условий твердения на взаимосвязь «степень гидратации – пористость» цементного камня в зависимости от В/Ц. Согласно экспериментальным данным степень гидратации α является функцией В/Ц:

$$\alpha = k(B / Ц)^{1/4}, \quad (3)$$

а также связана с общей и капиллярной пористостью уравнениями:

$$\alpha = k(\Pi_{\text{общ}})^{1/2}, \quad (4)$$

$$\alpha = k(\Pi_{\text{кап}})^{1/4}, \quad (5)$$

где $k = 0,6-1,0$ в зависимости от вида, сроков и условий твердения цемента.

Для того, чтобы учесть влияние нагрева на изменение сорбционных свойств бетонов необходимо знать соответствующее изменение их общей пористости Π'_o . Для этого при расчете Π'_o по формуле:

$$\Pi'_o = \frac{C}{10}(W / C - 0,19\alpha) + Q, \quad (6)$$

где Q – объем пор воздухововлечения, необходимо знать степень дегидратации вяжущего в бетоне α^t и сделать поправку на величину усадки. Переход от линейной усадки ε_y^t к объемной

$$V_y^t = 1 - (1 - \varepsilon_y^t)^3. \quad (7)$$

Тогда формула (6) для определения пористости бетона с плотным заполнителем в зависимости от температуры нагрева принимает вид:

$$\Pi'_o = \Pi'_i 1 - (1 - \varepsilon_y^t)^3, \quad (8)$$

где Π'_i – пористость бетона, определенная по формуле (6), но с параметром α^t , соответствующим температуре нагрева бетона.

Пористость жаростойких бетонов, например, с пористым шамотным заполнителем можно определить по формуле:

$$\Pi'_o = \Pi'_{\text{цк}} \cdot V_{\text{цк}} + \Pi_3 \cdot V_3 + Q, \quad (9)$$

где $\Pi'_{\text{цк}}$ и Π_3 соответственно пористость цементного камня и заполнителя; $V_{\text{цк}}$ и V_3 – объемные части цементного камня и заполнителя.

Авторами была определена пористость жаростойкого бетона на портландцементе с шамотными заполнителями в зависимости от температуры его нагрева. Состав жаростойкого бетона на портландцементе в кг/м³: Ц = 436кг; Д=131кг; П+Щ=1233кг; В/Ц = 0,63; В_н/Ц=0,23; $\alpha = 0,92$.

Изменение относительной линейной усадки E_y^t , степени дегидратации цемента α^t и пористости бетона в зависимости от температуры приведены в таблице.

**Расчетные данные при определении пористости жаростойкого бетона
на портландцементе с шамотными заполнителями**

T, °C	α'	$(1 - E_y')^3$	Π'_6 , % (расч.)	Π_6 , % (эксп.)
20	0,92	–	27,48	27,40
100	0,92	0,979	26,90	26,30
200	0,58	0,979	29,71	–
300	0,46	0,979	30,69	29,48
400	0,40	0,979	31,16	–
500	0,34	0,979	31,65	30,60
600	0,22	0,978	32,57	–
700	0,14	0,976	33,19	–
800	0,08	0,974	33,59	33,1
900	0,04	0,973	33,77	–

Для математической обработки экспериментальных данных на ПК использовали математический пакет Mathcad PLUS 6.0 и электронные таблицы Microsoft Excel. Сопоставление расчетных и экспериментально замеренных значений изменения пористости дает близкое совпадение. Наибольшее отклонение 4,5 %. При этом с увеличением пористости происходит уменьшение прочности бетона при нагреве.

Выводы

1. Нагрев бетонов приводит к снижению их сорбционного влагосодержания, особенно после 800 °C. Это позволяет количественно оценить структурные изменения, происходящие в бетоне в результате нагрева. В зависимости от вида и состава, удельная поверхность жаростойких бетонов до нагревания составляет 40–80 м²/г и существенно уменьшается при нагреве.

2. Нагрев бетонов при высоких температурах приводит к изменению их структуры. Происходит перераспределение объемов пор по их размерам за счет уменьшения объемов мелких пор и увеличение макро- и крупных пор, наблюдается увеличение среднего радиуса пор и изменение общей пористости бетона.

3. Разработанный расчетно-экспериментальный метод определения пористости бетонов в зависимости от температуры их нагрева дает

близкие значения с экспериментальными данными. Он прост, и может быть использован в дополнении к Пособию по технологии изготовления жаростойких бетонов СНиП 3.09.01–85 «Производство сборных железобетонных конструкций и изделий».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Волженский, А. В. Минеральные вяжущие вещества. Технология и свойства / А. В. Волженский, Ю. С. Буров, В. С. Колокольников. – М. : Транспортная компания, 2023. – 476 с.
2. Мчедлов-Петросян, О. П. Химия неорганических строительных материалов / О. П. Мчедлов-Петросян. – М. : Стройиздат, 1988. – 304 с.
3. Некрасов, К. Д. Жароупорный бетон / К. Д. Некрасов. – М. : Промстройиздат, 1977. – 283 с.
4. Бурханова, Р. А. Определение интегральной и дифференциальной пористости жаростойких бетонов усовершенствованным методом конденсации / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, И. В. Стефаненко, О. В. Душко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (289) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 44–49.
5. Миккульский, В. Г. Строительные материалы / В. Г. Миккульский, Г. И. Горчаков, В. В. Козлов. – М. : АСВ, 2011. – С. 521.
6. Бурханова, Р. А. Взаимосвязь структуры, процессов тепломассопереноса и трещиностойкости жаростойких бетонов при их первом нагревании / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, В. Г. Поляков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (277) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»).

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.315.1:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-52-56

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. Е. Кобышев

ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ ДИАМЕТРОВ ПРОВОЛОК В СЛОЯХ ГРОЗОЗАЩИТНОГО ТРОСА НА ПЛОТНОСТЬ ПОЛОЖЕНИЯ СМЕЖНЫХ СЛОЕВ ПОСЛЕ СВИВКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru, leongur@mail.ru, koby01@mail.ru

В работе приведены расчетные формулы для определения средних радиусов слоев после свивки двух-слойного грозозащитного троса с линейным касанием проволок между слоями при различном соотношении диаметров проволок δ_1/δ_2 .

Показано, что плотность свивки зависит от соотношения диаметров проволок δ_1/δ_2 . Для троса конструкции $3,0+9 \times 1,68+9 \times 3,0$ ($\delta_1/\delta_2=0,56$) выполняется условие плотной свивки элементов троса. При свивке троса конструкции $3,0+9 \times 1,6+9 \times 3,0$ ($\delta_1/\delta_2=0,533$) между слоями троса образуется радиальный зазор, величина которого превышает допуск на диаметр проволоки.

Ключевые слова: грозозащитный трос, оптический кабель, проволока, слой, диаметр, радиус, зазор, плотная свивка

V. F. Danenko, L. M. Gurevich, A. E. Kobyshev

THE INFLUENCE OF THE RATIO OF THE WIRE DIAMETERS IN THE LAYERS OF THE LIGHTNING PROTECTION CABLE ON THE DENSITY OF THE POSITION OF ADJACENT LAYERS AFTER WINDING

Volgograd State Technical University

The paper presents calculation formulas for determining the average radii of the layers after twisting a two-layer lightning protection cable with a linear tangle of wires between the layers with a different ratio of wire diameters δ_1/δ_2 .

It is shown that the density of the twisting depends on the ratio of wire diameters δ_1/δ_2 . For cable construction $3,0+9 \times 1,68+9 \times 3,0$ ($\delta_1/\delta_2=0,56$) the condition of tight coiling of the cable elements is fulfilled. When twisting the construction cable $3,0+9 \times 1,6+9 \times 3,0$ ($\delta_1/\delta_2=0,533$) a radial gap is formed between the cable layers, the value of which exceeds the tolerance for the wire diameter.

Keywords: lightning protection cable, optical cable, wire, layer, diameter, radius, gap, dense bundle

Грозозащитный трос со встроенным оптическим кабелем (ОКГТ) представляет собой трос из нескольких слоев стальных проволок и трубчатый корпус из алюминия или нержавеющей стали (центральный или в повиве), заполненный гидрофобным гелем и оптическими волокнами (ОВ) [1–3]. ОКГТ обеспечивает защиту линий электропередачи от ударов молнии и позволяет организовать волоконно-оптические линии связи (ВОЛС) на линиях электропередачи.

Согласно [1], до 80 % всех оптических кабелей (ОК), совмещенных с воздушными ли-

ниями (ВЛ), монтируется путем встраивания оптического кабеля в грозозащитный трос. При этом ОВ располагают внутри центральной трубки. Особенностью конструкции пластически деформированного ОКГТ с центральным оптическим кабелем является выполнение всех повивов с одинаковым шагом свивки в одном направлении с линейным касанием проволок соседних слоев [4–6].

При круговом радиальном обжати ОКГТ слои проволок уплотняются за счет заполнения зазоров между линейно-контактирующими первоначально круглыми проволоками, деформа-

ция проволок происходит практически без уменьшения площади поперечного сечения. Переход к удлинению проволок, вызывающему уменьшение их продольной жесткости [7], происходит при уровне заполнения зазоров 70–75 % [8]. Важной характеристикой ОК является его стойкость к раздавливающим нагрузкам, вызывающим приращение затухания ОВ [9].

Большое значение для обеспечения требуемой структурной плотности двухслойного грозозащитного троса имеет рациональный выбор диаметра проволок в каждом слое. Диаметр проволок рассчитывают из условия отсутствия в слое излишних зазоров и защемления проволок при свивке. Для наружного слоя целесообразно использовать проволоки диаметром не менее 2,5 мм [3], в связи с частым действием разрядов молний. Соотношение диаметров проволок наружного и внутреннего слоев отражается на процессе формообразования проволок и условиях передачи радиального давления внутрь троса при круговом обжатии [10–12]. Неравномерность проработки поперечного сечения по слоям вызывает неоднородность напряженного состояния проволок в поперечном сечении троса [8].

Цель работы – определение расчетным методом влияния соотношения диаметров проволок наружного и внутреннего слоя ОКГТ конструкции 1+9+9 на плотность взаимного расположения смежных слоев проволок троса после свивки.

Методика исследования

Одним из условий, определяющих высокое качество стальных тросов, является плотная

свивка проволок между отдельными слоями [13]. Для плотной свивки троса необходимо соблюдение определенного соотношения между диаметрами проволок первого δ_1 и второго δ_2 слоев. При кратности свивки $K_t=8,0$ для троса конструкции 1+9+9 рекомендуется выполнение принятого в заводской практике соотношения $\delta_1/\delta_2=0,5644$ [14]. Проволоки наружного слоя должны вписываться в окружность диаметром d_n .

Расчеты средних радиусов слоев троса проводили для двух типов конструкции: 3,0+9×1,68+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,56$; вариант 1) и 3,0+9×1,6+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,533$; вариант 2) при кратности свивки $K_t=8,0$, числе проволок в слое $n=9$ и углах свивки $\alpha_1=9,23^\circ$ и $\alpha_2=16,45^\circ$ [14]. При равенстве значений диаметра сердечника $\delta_c=3,0$ мм и проволок второго слоя $\delta_2=3,0$ мм, диаметр проволок первого слоя принимали $\delta_1=1,68$ мм (вариант 1), с учетом допускаемого отклонения по диаметру +0,08 мм (ГОСТ 7372–79), и $\delta_1=1,6$ мм (вариант 2).

Средние радиусы слоев троса конструкции 1+9+9 определяли из предложенной Д. Г. Житковым схемы поперечного сечения двух смежных слоев проволок, находящихся в линейном контакте (рис. 1). Нормальное сечение проволок слоев троса, свитых под углами α_1 и α_2 , для упрощения принимали в виде эллипса. При этом малая ось эллипса равна диаметру проволоки $a=\delta$, а большая – $b=\delta/\cos\alpha$. Следует отметить, что увеличение большой оси эллипса по отношению к малой не превышает 3 %, поэтому погрешности в расчетах параметров троса, в случае принятия поперечного сечения проволок за круг, получаются незначительными и ими часто пренебрегают.

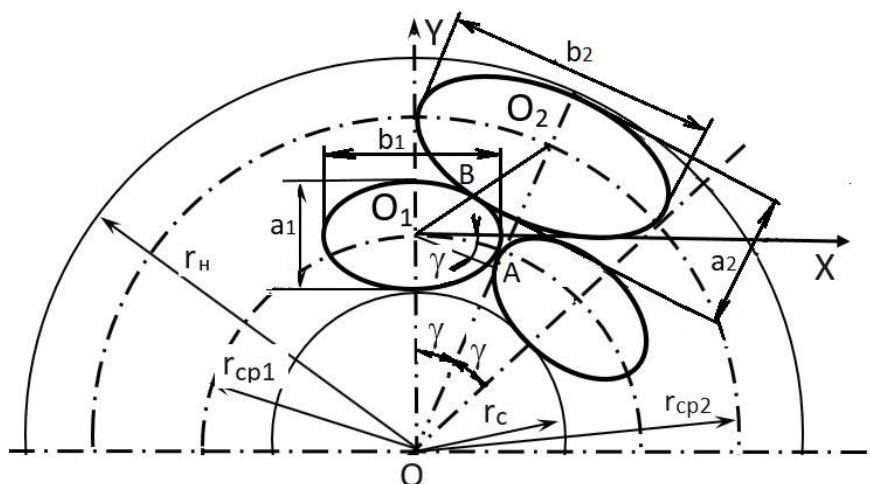


Рис. 1. Расчетная схема к определению средних радиусов слоев троса конструкции 1+9+9

Полярный радиус эллипсов ρ первого слоя троса (отрезок O_1A на рис. 1), в зависимости от угла свивки α и диаметра проволок δ слоя, определяли по уравнению [14]

$$\rho = \frac{\delta}{2 \cos \gamma \sqrt{\cos^2 \alpha + \tan^2 \gamma}} \quad (1)$$

Средний радиус первого слоя троса

$$r_{cp1} = \rho / \sin \gamma, \quad (2)$$

где центральный угол $\gamma = 180^\circ/n$.

При определении среднего радиуса второго слоя принимали, что точка соприкосновения

двух проволок соседних слоев троса при линейном касании (точка B) лежит на линии O_1O_2 , соединяющей центры их сечений, при условии $O_1B=r_1$ и $O_2B=r_2$. Такое допущение не дает значительной погрешности при расчете.

Из прямоугольного треугольника O_1O_2A средний радиус слоя 2

$$r_{cp2} = \sqrt{(r_1 + r_2)^2 - \rho^2} \quad (3)$$

Наружный диаметр троса определяли по уравнению $d_n = 2(r_{cp2} + r_2)$.

Расчетные значения средних радиусов слоев троса приведены в табл. 1.

Таблица 1

Геометрические параметры троса конструкции 1+9+9

Конструкция троса	Диаметр проволок, δ , мм		Соотношение диаметров проволок, δ_1/δ_2	Угол свивки α , град.		Значения средних радиусов слоев r_{cp} , полученные расчетом			
	слой 1	слой 2		слой 1	слой 2	по уравнениям (1–3)		по уравнению (4)	
						$r_{cp,1}$, мм	$r_{cp,2}$, мм	$r_{cp,1}$, мм	$r_{cp,2}$, мм
3,0+9×1,68+9×3,0	1,68	3,0	0,56	9,23	16,45	2,484	4,552	2,484	4,552
3,0+9×1,6+9×3,0	1,6		0,533			2,366	4,412	2,366	

Средние радиусы слоев троса r_{cp} определяли также по предложенному П. П. Нестеровым варианту расчета, полученному из условия плотного касания проволок в слоях и между слоями [13]

$$r_{cp} = \frac{\delta}{2} \sqrt{1 + \left(\frac{\operatorname{ctg} \pi/n}{\cos \alpha} \right)^2} \quad (4)$$

Формула (4) также выведена на основании допущения, что поперечное сечение свитой проволоки в плоскости нормальной к оси троса имеет вид эллипса. Расчеты по уравнениям (1–3) и (4) дают одинаковые значения среднего радиуса слоев r_{cp} для обоих вариантов конструкции троса, за исключением среднего радиуса

второго слоя $r_{cp2} = 4,412$ мм троса конструкции 3,0+9×1,6+9×3,0 (табл. 1).

При использовании приведенных выше формул подразумевалось, что параметры свивки слоев троса связаны условием плотного касания проволок. Для проверки влияния соотношения диаметра проволок δ_1/δ_2 на величину зазора между проволоками Δ_τ определяли значение суммарного зазора $\Sigma \Delta_\tau$ в слоях троса в тангенциальном направлении по уравнению

$$\Sigma \Delta_\tau = 2\pi \cdot r_{cp} - \frac{n\delta}{\cos \alpha} \quad (5)$$

Расчетные значения зазоров Δ_τ , полученные при определении средних радиусов слоя r_{cp} троса по уравнению (4), приведены в табл. 2.

Таблица 2

Зазоры между проволоками в слоях троса

Конструкция троса	Большая ось эллипса $b=\delta/\cos \alpha$, мм		Суммарный зазор между проволоками в слоях троса $\Sigma \Delta_\tau$, мм		Зазор между проволоками в слоях троса, Δ_τ , мм	
	слой 1	слой 2	слой 1	слой 2	слой 1	слой 2
3,0+9×1,68+9×3,0	1,702	3,128	0,282	0,435	0,031	0,048
3,0+9×1,6+9×3,0	1,621		0,271		0,030	

Анализ данных табл. 2 говорит о достаточно плотной свивке проволок в тангенциальном направлении. Величина зазоров между проволоками слоя 1 ($\Delta_\tau=0,031$ и $0,030$ мм) и слоя 2

($\Delta_\tau=0,048$ мм) не превышает верхнее предельное отклонение диаметров проволоки (ГОСТ 7372–79). Отрицательное значение зазора между проволоками слоя 2 троса конструкции

3,0+9×1,6+9×3,0 ($\Delta\tau=-0,049$ мм), полученное при расчете $r_{ср}$ по уравнению (3), говорит о переполнении слоя, что связывается с отклонением соотношения диаметров проволок δ_1/δ_2 от стандартного ($\delta_1/\delta_2=0,533 < \delta_1/\delta_2=0,5644$).

При равенстве значений среднего радиуса $r_{ср2} = 4,552$ мм исследуемых конструкций троса и плотном касании проволок смежных слоев троса конструкции 3,0+9×1,68+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,56$), зазор между смежными слоями троса конструкции 3,0+9×1,6+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,533$) после свивки

равен разности значений средних радиусов $r_{ср1}$ внутреннего слоя $\Delta=2,484-2,366=0,118$ мм, определенных по уравнению (3) (см. табл. 1). Величина зазора превышает допускаемые отклонения по диаметру проволок (ГОСТ 7372-79).

Моделирование процесса свивки исследуемых тросов с различным соотношением диаметров проволок δ_1/δ_2 показало, что до начала пластической деформации плотная укладка элементов достигается для троса конструкции 3,0+9×1,68+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,56$) (рис. 2, а).

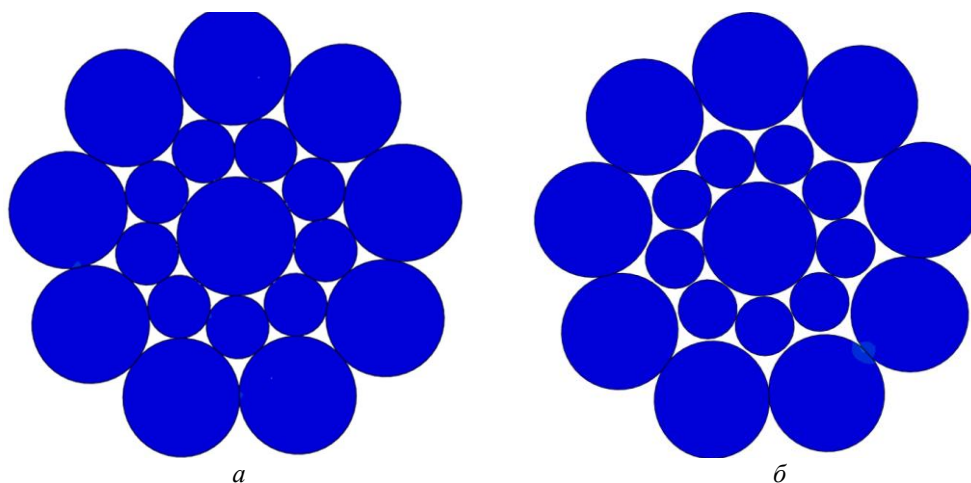


Рис. 2. Поперечное сечение троса конструкции 1+9+9 до кругового обжатия:
а – 3,0+9×1,68+9×3,0; б – 3,0+9×1,6+9×3,0

В поперечном сечении троса конструкции 3,0+9×1,6+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,533$) между проволоками наружного и внутреннего слоя образуется зазор величиной $\Delta=0,088$ мм (рис. 2, б), что согласуется с приведенными выше результатами расчета.

Наличие исходного зазора между слоями троса оказывает влияние на величину передаваемого вглубь троса радиального давления и степень деформации поверхности сердечника при круговом обжатии троса.

Выводы

В работе определены средние радиусы слоев грозозащитного троса конструкции 1+9+9 с различным соотношением диаметров проволок δ_1/δ_2 .

Расчетные формулы выведены с допущениями, что в плоскости, нормальной к оси троса, свитые проволоки имеют поперечное сечение в виде эллипса, а точки соприкосновения двух проволок смежных слоев троса лежат на линии, соединяющей центры их сечения.

Показано, что плотность свивки элементов троса зависит от соотношения диаметров

проволок δ_1/δ_2 . Для троса конструкции 3,0+9×1,68+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,56$) выполняется условие плотной свивки элементов троса. При свивке троса конструкции 3,0+9×1,6+9×3,0 ($\delta_1/\delta_2=0,533$) между проволоками смежных слоев образуется зазор $\Delta=0,118$ мм, величина которого превышает допуск на диаметр проволоки. Нарушение плотности положения смежных слоев троса подтверждается результатами моделирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Боксимер, М. Э. Преимущества оптического кабеля ОКГТ / М. Э. Боксимер // Электротехнический рынок. – 2007. – № 7–8. – С. 11–13.
2. 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.
3. Дубицкий, С. Д. Грозозащитный трос с оптическим волокном. Термическая стойкость к прямому удару молнии / С. Д. Дубицкий, Н. В. Коровкин, Е. Бабков // Новости электротехники. – 2011. – № 4 <http://www.news.elteh.ru/arh/2011/70/07.php>.
4. 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.; заявлено 03.11.2010, опубл. 27.01.2012, Бюл. № 3.

5. П. м. 161760 РФ, МПК H01B 11/22, G02B 6/44 Молниезащитный трос с оптическим кабелем связи / Власов А. К., Фокин В. А., Фролов В. И. ; заявлено 08.09.2015, опубл. 10.05.2016, Бюл. № 13.
6. Пат. 2784837 С1 РФ, СПК H01B 11/22. Грозозащитный трос со встроенным волоконно-оптическим кабелем связи (варианты) / Кулеш С. В. ; заявлено 27.12.2021, опубл. 30.11.2022, Бюл. № 34.
7. А. с. 867976 СССР. Способ изготовления проволоочного каната / D 07 B 7/02 / М. Ф. Глушко, В. А. Малиновский, Ю. В. Кобяков [и др.] // Открытия. Изобретения. – 1981, Бюл. № 36. – С. 101.
8. Харитонов, В. А. Закономерности распределения деформации проволок в многослойной пряди при круговом калибрующем обжатии / В. А. Харитонов, А. Б. Иванов, Т. А. Лаптева // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Том 62. – № 9. – С. 691–697.
9. Никулина, Т. Г. Исследование приращений затухания ОВ при деформациях модуля оптического кабеля / Т. Г. Никулина, Н. С. Лиманский, А. Г. Никулин // Информационные технологии. – Том 7. – № 2. – 2009. – С. 46–49.
10. 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.
11. 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 ВолгГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 97–102.
12. О расширении области применения пластически обжатых стальных прядей и изготовленных из них канатов / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Е. Ю. Кушкина, Э. Б. Гладских // Известия вузов. Черная металлургия. – 2016. – Т. 59, № 11. – С. 764–772.
13. Ветров, А. П. Определение причин появления дефектов в закрытых канатах / А. П. Ветров, Л. Ф. Каноненко // Сб. тр. «Стальные канаты». – Вып. 8. – Киев : Техника, 1971. – С. 54–59.
14. Букштейн, М. А. Производство и использование стальных канатов. – 2-е изд. / М. А. Букштейн. – М. : Металлургия, 1973. – 360 с.

УДК 669.14:539.431

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-56-60

К. А. Бадиков, А. Н. Савкин, А. А. Седов, А. И. Лебедев

ОЦЕНКА РОСТА ТРЕЩИНЫ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВАНИИ УЧЕТА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ АМПЛИТУД НАГРУЖЕНИЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: badikov_kirill@mail.ru; savkin@vstu.ru; sedoff@yandex.ru; djalixsander@gmail.com

В данной работе рассматривается проблема учета последовательности нагружения, возникающая при расчете долговечности элементов с дефектом в виде трещины в алюминиевом сплаве. Предложена модель определения продолжительности роста усталостных трещин, основанная на связи напряжения раскрытия в окрестности вершины трещины с пороговым значением размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН). Представлены результаты сравнения экспериментальных и расчетных данных долговечности роста трещины по модели, полученные при регулярном нагружении с перегрузками/недогрузками в различных вариациях. Во всех случаях получено удовлетворительное соответствие с высоким значением коэффициента корреляции.

Ключевые слова: усталостное испытание, перегрузка, околопороговая скорость роста, алюминиевый сплав, взаимодействие амплитуд нагружений

К. А. Badikov, A. N. Savkin, A. A. Sedov, A. I. Lebedev

EVALUATION OF CRACK GROWTH IN ALUMINUM ALLOY BASED ON CONSIDERATION OF LOAD AMPLITUDE INTERACTION

Volgograd State Technical University

This article considers the problem of taking into account the loading sequence that arises when calculating the durability of elements with a defect in the form of a crack in an aluminum alloy. A model for determining the duration of fatigue crack growth is proposed, based on the relationship between the opening stress in the vicinity of the crack tip and the threshold value of the stress intensity factor (SIF) range. The results of comparing the experimental and calculated data on the durability of crack growth according to the model, obtained under regular loading with overloads/underloads in various variations, are presented. In all cases, satisfactory agreement with a high value of the correlation coefficient was obtained.

Keywords: fatigue test, overload, near-threshold growth rate, aluminum alloy, interaction of loading amplitudes

© Бадиков К. А., Савкин А. Н., Седов А. А., Лебедев. А. И., 2025.

* Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (РНФ), проект 23-79-01269.

Введение

В машинах и конструкциях, испытывающих переменные нагрузки в эксплуатации, на поверхности и под поверхностью конструктивных элементов в областях локальных концентраторов напряжений, которыми служат перенапряженные микрообъемы структуры металла, могут возникать микротрещины. Кинетика развития трещин в этих областях существенно зависит от взаимодействия амплитуд внешних нагрузок, окружающей среды и других факторов [1]. Так перегрузочные воздействия способствуют замедлению роста трещины, недогрузочные могут ее увеличивать. Режимы перегрузка-недогрузка, недогрузка-перегрузка также неоднозначно влияют на ее продолжительность. Это вызывает необходимость разработки модели трещиностойкости, учитывающей характер такого силового взаимодействия и его влияния на кинетику роста трещины. В настоящее время среди прочих моделей прогнозирования роста трещины более популярны модели закрытия трещины, учитывающие уменьшение размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН), связанного с асимметрией циклического

нагружения [2]. Одним из недостатков этих моделей является невозможность учета последовательности в истории нагружения.

Модель трещиностойкости Р. Сундера, учитывающая местные напряжения в вершине трещины объясняет природу замедления трещины на основе отложения активных частиц из влаги у вершины трещины и их скопления в наиболее напряженных объемах при росте нагрузки (см. схему модели), что сказывается на зависимости порогового КИН $K_{th}=f(\sigma^*)$ от напряжения вблизи трещины [3, 4]. Эта теория объясняет природу замедления трещины процессами вблизи ее кончика, а именно поглощением активных частиц кислорода и водорода, выделяющихся в результате химических реакций атмосферной влаги и поверхности около кончика трещины с образованием оксидов и гидроксидов (рис. 1, а). Также теория связала величину порогового размаха КИН ΔK_{th} и местных напряжений вблизи вершины, наводимые перегрузками, и постулировала, что эффект перегрузки в околопороговой области скоростей роста вызывается и остаточными местными напряжениями.

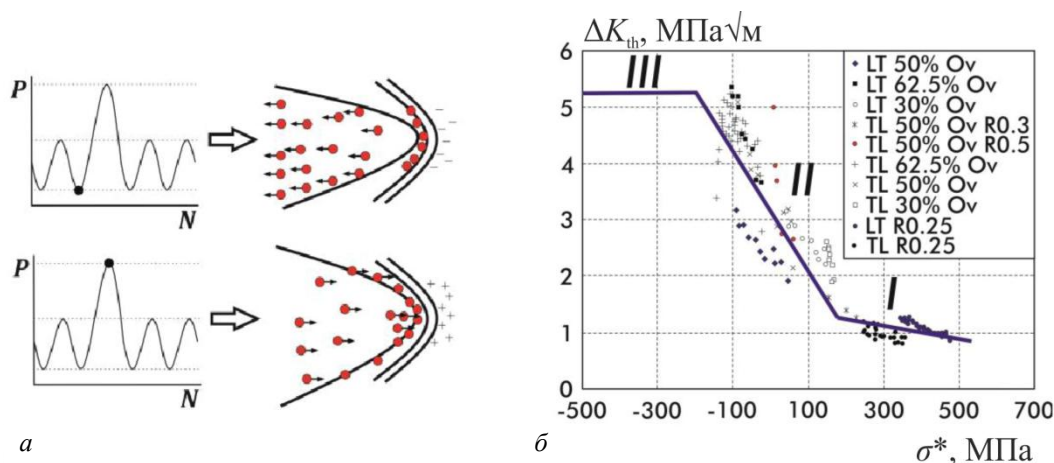


Рис. 1:

а – отложение активных частиц из влаги вершины трещины при минимальной нагрузке и их скопление в наиболее напряженных объемах у вершины при росте нагрузки; б – зависимость порогового размаха КИН от напряжения вблизи трещины σ^* для алюминиевого сплава 2024-T3

Методика исследования

Предлагаемая модель применяет подход учета местных напряжений и деформаций для оценки напряжения σ^* в области концентратора напряжений при анализе усталости. Для данного парциального давления активных частиц и температуры распространение диффузионной

поверхности зависит от градиента упругой деформации в материале на возрастающем полцикле нагрузки. Эта область характеризуется местным напряжением около вершины трещины σ^* , амплитуда которого определяется циклической неупругой реакцией в вершине трещины (рис. 2).

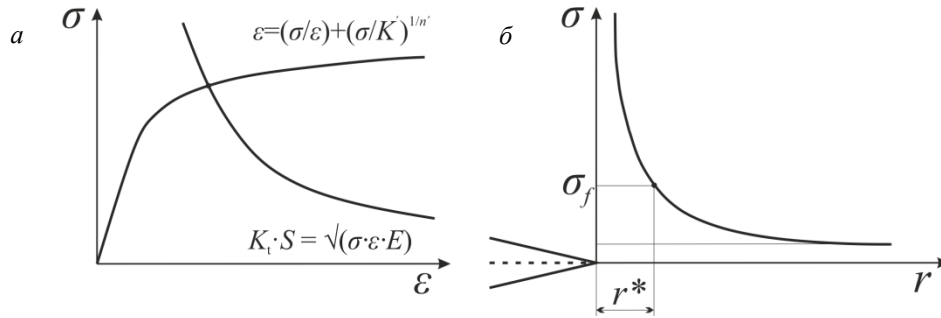


Рис. 2. Иллюстрация сочетания правила Нойбера и уравнения Рэмберга–Осгуда (а); местное напряжение вблизи вершины трещины на некотором удалении от нее (б) [3]

Используя уравнения Нойбера и Рэмберга–Осгуда, можно связать КИН K или его размах ΔK с местным напряжением σ^* на удалении от вершины трещины r^* для монотонного и циклического нагружений соответственно:

$$K = \sqrt{2\pi \cdot r^* \cdot E \cdot \sigma^* \cdot \left(\frac{\sigma^*}{E} + \left(\frac{\sigma^*}{K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \right)}, \quad (1)$$

$$\Delta K = \sqrt{2\pi \cdot r^* \cdot E \cdot \Delta \sigma^* \cdot \left(\frac{\Delta \sigma^*}{E} + 2 \left(\frac{\Delta \sigma^*}{2K'} \right)^{\frac{1}{n'}} \right)}. \quad (2)$$

Дальнейшее развитие модели связано с учетом переменного характера порогового размаха КИН ΔK_{th} . Ниже приведено уравнение, предлагаемое для расчета скорости роста усталостной трещины:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{эфф}^n \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{эфф}} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{max}}{K_c} \right)^q}, \quad (3)$$

За основу была принята формула Формана–Метту, описывающая КДУР на всех трех участках изменения скоростей роста усталостной трещины. Коэффициенты Пэриса C и n предлагается определять по так называемому методу трех испытаний. Была проведена серия из 3 регулярных нагружений компактных образцов из алюминиевого сплава 2024-T3 с максимальной нагрузкой $P_{max} = 2$ кН, частотами нагружения $F = 5$ Гц и записи данных $F_{DAQ} = 2500$ Гц и асимметриями цикла $R_1 = 0,1$, $R_2 = 0,3$ и $R_3 = 0,5$. Значения оказались приблизительно равными значениям, полученными другими авторами. Величины коэффициента p , q и вязкости разрушения K_c приняты постоянными. В испытаниях с перегрузками, проведенных

в рамках настоящей работы, асимметрия цикла изменялась от 0 до 0.75, Размах ΔK определялся размахом нагрузки ΔP истории нагружения. Учет закрытия трещины определяли по уравнению Схайве с учетом асимметрии полуцикла $U=f(R)$, а эффективный КИН оценивали $\Delta K_{эфф} = \Delta K \cdot U$. При известном размахе КИН ΔK для каждого полуцикла по формуле (2) определяли значение местного напряжения σ^* на удалении от вершины трещины r^* , а на основании аналитической зависимости $K_{th}=f(\sigma^*)$ оценивали пороговый КИН, подставляя его в уравнение (3). Таким образом, при прогнозировании усталостной долговечности известная история нагружения позволяла определить $\Delta K_{эфф}$, K_{max} и K_{th} на каждом цикле [5].

При расчете кинетики роста трещины величины C , n , p , q и K_c постоянны и известны, а вводимая история нагружения задает изменение ΔK , K_{max} и ΔK_{th} . Суммирование приращений длин трещин на каждом цикле или в результате каждого повторения истории нагружения позволяет определить долговечность:

$$N_f = \frac{a_f - a_0}{\sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^n \left(\frac{da}{dN} \right)_{ij}} \quad (4)$$

где a_f – критическая длина трещины; a_0 – начальная длина трещины; n – число циклов истории нагружения; m – число повторений истории нагружения; $(da/dN)_{ij}$ – скорость роста трещины и приращение на i цикле j повторения истории нагружения.

Результаты исследования

Были проведены испытания компактных образцов типа С(Т) толщиной 5 мм на трещиностойкость согласно стандарту ASTM E647 при различных видах регулярного и нерегулярного циклического нагружения с изменением различных силовых параметров P_{max} , характера

переменного нагружения OV и асимметрии R . Был проведен проверочный расчет на базе экспериментальных данных и сравнение его с данными, полученными по предлагаемой модели.

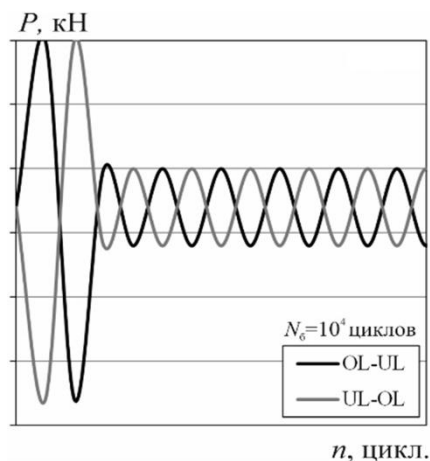


Рис. 3. Схемы режимов нагружения с перегрузками UL-OL и OL-UL

Сравнение производилось на алюминиевом сплаве AL 2024-T3. Начальная длина трещины $a_0 = 14$ мм. План испытаний представлен регулярным нагружением CAL (Constant amplitude loading), а также комбинациями растягивающих и сжимающих полуциклов нагружений типа недогрузка-перегрузка (UL-OL), перегрузка-недогрузка (OL-UL), где уровень перегрузки OV 30-50% по отношению к максимальному базовому регулярному нагружению. После перегрузок частотой $f_1=0.1$ Гц происходило регулярное нагружение частотой 25 Гц в течение $N_0 = 10^4$ циклов, а затем нагружение повторялось. Схема режимов нагружения представлены на рис. 3.

В таблице приведены численные значения экспериментальных и расчетных результатов по представленной модели. В испытаниях с 1 по 4 величина $P_{\max}$ базового регулярного нагружения составляла 1,7 кН, с 5 по 10 – 2 кН.

Результаты продолжительности роста трещины AL 2024-T3
(экспериментальные $N_{\text{эксп}}$ и по модели учета локальных напряжений $N_{\text{расч}}$)

№ п/п	Нагружение	$N_{\text{эксп}}$, млн. цикл	$N_{\text{расч}}$, млн. цикл
1	UL-OL $R=0.7$ 50% OV	34.3	31.2
2	OL-UL $R=0.7$ 50% OV	3.28	2.8
3	UL-OL $R=0.7$ 30% OV	2.39	2.12
4	OL-UL $R=0.7$ 30% OV	1.97	1.56
5	UL-OL $R=0.75$ 50% OV	30.4	28.7
6	OL-UL $R=0.75$ 50% OV	3.18	2.72
7	UL-OL $R=0.75$ 40% OV	7.84	6.53
8	OL-UL $R=0.75$ 40% OV	2.09	1.81
9	UL-OL $R=0.75$ 30% OV	3.26	3.01
10	OL-UL $R=0.75$ 30% OV	1.77	1.52
11	CAL $R=0.7$ $P_{\max}=1.7$ кН	1.91	1.9
12	CAL $R=0.75$ $P_{\max}=2$ кН	1.75	1.75
13	CAL $R=0.7$ $P_{\max}=1.5$ кН	2.49	2.49
14	CAL $R=0.1$ $P_{\max}=2.5$ кН	0.046	0.038
15	CAL $R=0.3$ $P_{\max}=2.5$ кН	0.08	0.072
16	CAL $R=0.5$ $P_{\max}=2.5$ кН	0.153	0.141

На рис. 4 показаны результаты расчета по представленной модели в сравнении с экспериментальными данными $N_{\text{экс.}}$.

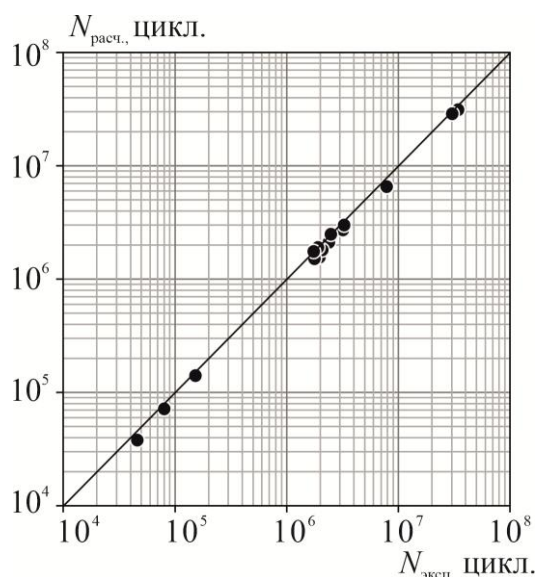


Рис. 4. Взаимосвязь продолжительности роста трещины по предлагаемой модели пластичности экспериментальными данными из работы

Выводы

Полученные результаты по предложенной модели пластичности с учетом локальных напряжений обладают значением коэффициента корреляции равным 0,96. Модель показыва-

ет хорошие результаты, что свидетельствует о том, что физические аспекты, заложенные в ней, позволяют решить проблему учета последовательности нагрузок при разных типах нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Панасюк, В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов / В. В. Панасюк. – Киев : Наукова думка, 1991. – 416 с.
2. Kiciak, A. Calculation of stress intensity factors and crack opening displacements for cracks subjected to complex stress fields / A. Kiciak, G. Glinka, D. J. Burns // Journal of Pressure Vessel Technology. – Vol. 125. – 2003. – P. 260-266.
3. Sunder, R. Unraveling the Science of Variable Amplitude Fatigue / R. Sunder // Journal of ASTM International. – 2012. – Vol. 9, №1, – 32 p.
4. Sunder, R. Fatigue as process of brittle micro-fracture / R. Sunder // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 2005. – Vol. 28, №3. – P. 289-300.
5. Савкин, А. Н. Approximation Algorithms of Crack Growth Rate Curve Based on Crack Size Variations / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, R. Koraddi // Journal of Testing and Evaluation. – 2016. – Vol. 44, No. 1. – С. 310–319.
6. Влияние перегрузок на околопороговую скорость роста усталостных трещин в алюминиевом сплаве 2024-Т3 / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, А. А. Седов, К. А. Бадиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 102–109.
7. Швечков, Е. И. Характеристики трещиностойкости металлических материалов / Е. И. Швечков // Технология легких сплавов. – 2023. – № 2. – С. 62–69.

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-61-68

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич², Р. Р. Нугманов¹

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ШОВНОЙ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ

¹ Астраханский государственный университет

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: radmir.82@mail.ru, leongur@mail.ru

В статье рассматриваются результаты компьютерного моделирования температурных полей при шовной сварке трением с перемешиванием (СТП) соединений алюминия АД1 и меди М1 с использованием трехмерной конечно-элементной модели, основанной на подходе связанного Эйлера–Лагранжа (CEL).

В работе моделируется влияние параметров СТП на распределение и пиковые значения температуры в зонах сварного шва. Изменение скорости вращения инструмента от 700 до 1500 об/мин приводит к увеличению пиковой температуры от 391 °С при 800 об/мин до 546 °С на поверхности алюминиевой пластины при 1500 об/мин. Анализ полученных при моделировании поверхностей и срезов пластин показал, что при увеличении частоты вращения сварочного инструмента от 1100 об/мин до 1500 об/мин образуются поверхностные дефекты.

При скорости вращения 1000 об/мин максимальная температура сварного шва достигает температуры перехода в сверхпластическое состояние и образуется бездефектное шовное соединение.

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

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich², R. R. Nugmanov¹

COMPUTER SIMULATION OF TEMPERATURE FIELDS IN FRICTION STIR SEAM WELDING OF ALUMINUM AND COPPER

¹ Astrakhan State University

² Volgograd State Technical University

The article discusses the results of computer modeling of temperature fields during seam friction stir seam welding (FSW) of AD1 aluminum and M1 copper joints using a three-dimensional finite element model based on the coupled Euler-Lagrange (CEL) approach.

In this paper, the effect of FSW parameters on the distribution and peak temperature values in the lap weld zones are modeled. A change in tool speed from 600 rpm to 1500 rpm leads to an increase in peak temperature from 391 °C (800 rpm) to 546 °C at the surface of the aluminum plate (1500 rpm). Examination of the modeled surfaces and plate slices showed that when the welding tool speed increases from 1100 rpm to 1500 rpm, the formation of surface defects occurs.

At a rotation speed of 1000 rpm the maximum temperature of the weld reaches the temperature of transition to the plastic state and a defect-free lap joint is formed.

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

Сварные соединения разнородных металлов (медь и алюминий), обладающих высокими электрическими и механическими свойствами, могут применяться в энергетической и аэрокосмической промышленности [1, 2]. Однако получение соединений меди с алюминием с помощью сварки плавлением затруднено по

следующим причинам: различия в теплофизических свойствах материалов, формирования остаточных напряжений и образования хрупких интерметаллидных соединений [3, 4]

Сварка в твердофазном состоянии является одним из часто используемых процессов получения неразъемных соединений алюминия с дру-

гими металлами при температурах в интервале 0,75–0,9 от температуры его плавления. Одним из этих способов соединения является сварка трением с перемешиванием (СТП), которая может успешно сваривать разнородные металлов, в том числе аналогов, получаемых шовной контактной сваркой соединений меди с алюминием [2–7]. Показатели механической прочности у качественного сварного соединения обычно соответствуют характеристикам алюминия.

Моделирование распределение температур в металлах при СТП является полезным инструментом для оптимизации параметров шовной сварки соединений и улучшения понимания процессов, определяющих тепловыделение и перемещение металлов [8]. Знания о процессе, предоставляемые результатами компьютерного моделирования, сложно получить при натурном эксперименте. Например, из-за сильной деформации металла в зоне термомеханического влияния (ЗТДВ) и ядра сварного шва (ЯСШ) сложно разместить термопары, и, следовательно, экспериментально измерить пиковую температуру во время процесса СТП. Для этой цели исследователи пытаются предсказать температуру во время СТП, используя компьютерные модели и улучшая их возможности за счет использования методов конечных элементов (FEM) [8–13].

Целью работы является изучение влияния параметра СТП на температурные поля при шовной сварке алюминия и меди методом СТП.

Методика проведения эксперимента и моделирования

При подходе СЕЛ 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 [14].

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 лагранжев инструмент накладываются вращательные и поступательные граничные условия, как показано на рис. 1. Эйлерова деталь имеет габаритные размеры $400 \times 50 \times 10$ мм³. Толщина медной и алюминиевой пластин 3 мм.

Уставлено, что при СТП необходимо более твердый материал (медь) с меньшей пластичностью и более высокой температурой перехода в СПС располагать в нижней части СС (рис. 1). 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 СИ.

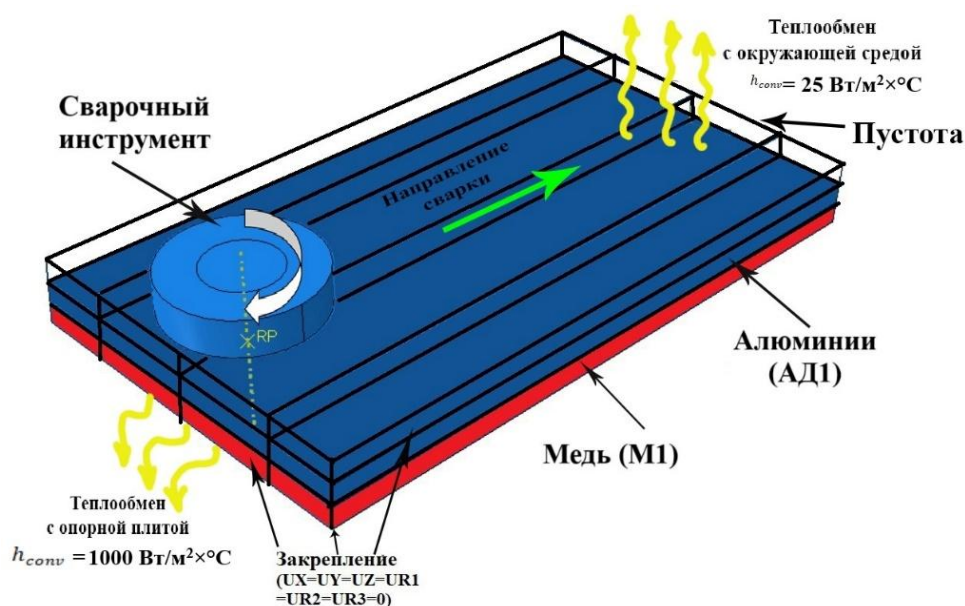


Рис. 1. Сборка лагранжевого инструмента и эйлеровой заготовки

При противоположной схеме расположения материалов возможно появление в сварном шве таких дефектов, как туннельные несплошности (полости) и корневые непровары. Их появление вызвано недостаточной интенсивностью перераспределения металлов, вовлекаемых в формирование сварного шва.

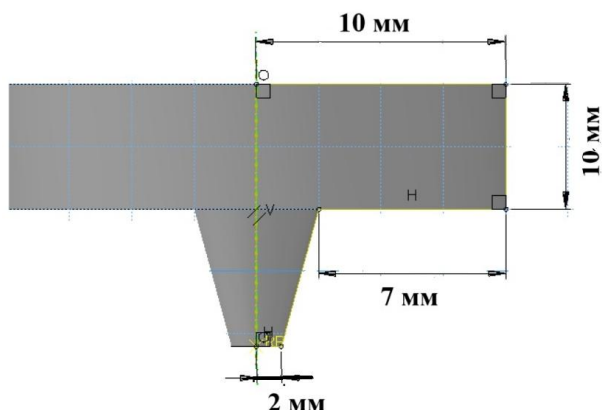


Рис. 2. Чертеж лагранжевого инструмента

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 $h_{conv} = 25 \text{ Вт/м}^2 \cdot ^\circ\text{C}$ [13].

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 (рис. 2).

По литературным источникам при моделировании СТП игнорируется теплообмен между СИ и заготовкой, рассматривая инструмент 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.

Для упрощения расчетов компьютерной модели было решено использовать значения ряда физических свойств алюминия, меди и стали независимыми 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 – шовная сварка при скорости вращения СИ от 700 до 1500 об/мин и скорости перемещения от 25 мм/мин до 63 мм/мин в течение 50 с.

Таблица 1

Значения параметров модели пластичности ДК для алюминия, меди и стали [15, 16]

Материал	A, МПа	B, МПа	C	m	n	$\dot{\epsilon}_0$	T_r (°C)	T_m (°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

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/°С)	2.3×10^{-5}	1.67×10^{-5}	1.2×10^{-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 [17, 18]. Приращение плотности выражалось как [19, 20]:

$$\rho' = k_\rho \cdot \rho, \quad (4)$$

где ρ' – фиктивная плотность; k_ρ – коэффициент масштабирования плотности, влияющий во сколько примерно раз будет сокращено время расчета ($k_\rho > 1$). Коэффициент масштабирования теплоемкости k_c принимался равным коэффициенту масштабирования плотности $k_\rho = 100$.

Локальное сгущение сетки 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.

Результаты исследования и их обсуждение

Увеличение скорости вращения сварочного инструмента при СТП с 700 до 1500 об/мин

приводит возрастанию тепловой мощности, генерируемой заплечиком. Вследствие увеличения выделяемой энергии фрикционного нагрева происходит возрастание пиковых температур в сварном шве алюминия и меди. Распределение температуры на поверхности свариваемых образцов при изменениях частоты вращения и фиксированной скорости сварки 25 мм/мин представлено на рис. 3. Максимальные значения пиковой температуры наблюдаются на отходящей стороне. Это вызвано тем, что инструмент захватывает материал с отходящей стороны и направляет на сторону набегания. Изменение скорости вращения СИ от 700 об/мин до 1500 об/мин приводит к увеличению пиковой температуры от 392 °С (800 об/мин) до 550 °С (1500 об/мин) на поверхности алюминиевой пластины. На верхней части сварных швов образовывались туннельные дефекты, длина которого увеличивается до 50 мм (рис. 3, з). Наименьший размер поверхностного дефекта составляет 8 мм при скорости вращения инструмента 1200 (рис. 3, в). Большие размеры поверхностных дефектов на рис. 3, б, в и г вызвано перегревом алюминия и выталкиванием его в виде грата.

Для получения швов с высокими механическими свойствами необходимо достижения в зонах сварки температуры сверхпластического состояния (СПС). Заглубление заплечика и скорость вращения инструмента в алюминий позволяет получить температуры свариваемых материалов до сверхпластичности.

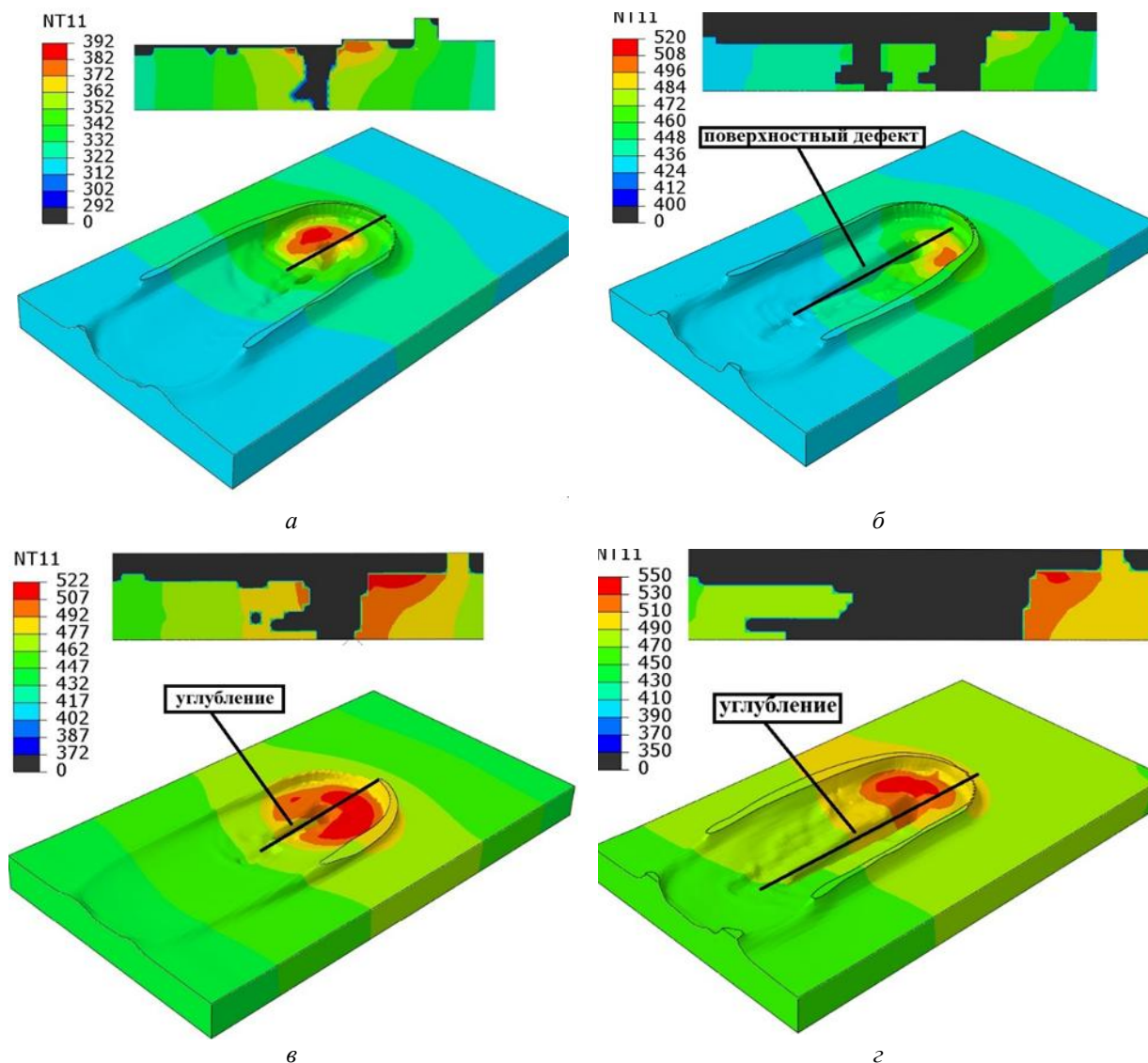


Рис. 3. Зависимость распределения узловой температуры (NT11) от частоты вращения инструмента ($v = 25$ мм/мин, $\alpha = 3^\circ$, алюминий сверху) при СТП алюминиевых и медных пластин:
а – 700 об/мин; б – 1100 об/мин; в – 1200 об/мин; г – 1500 об/мин (линии показывают направления разреза)

При частоте вращения инструмента от 800 до 1000 об/мин и линейной скорости 25 мм/мин на поверхности алюминиевого образца отсутствует внешний туннельный дефект (рис. 4). На рис. 4 представлено распределение температуры на поверхности алюминиевой пластины и разрезы шовного соединения при скорости вращения 900 и 1000 об/мин. Максимальная температура на поверхности алюминиевой пластины при 800 об/мин составило 399°C , а пиковое значение температура была на 36°C меньше на медной пластине. Медь не достигает сверхпластического состояния, поэтому возникает внутренний дефект на набегающей стороне шва.

При скорости вращения 900 об/мин возникает пустота на отходящей стороне сварного соединения, так как максимальное значение температуры на меди 394°C , а на алюминии 430°C (рис. 4, а). С увеличением частоты вращения СИ до 1000 об/мин моделированное значение температуры было на поверхности алюминия 485°C , а внутри меди 440°C . Медь достигла температуры перехода в СПС и металл заполняет весь шов, из-за этого в сварном соединении отсутствуют туннельные дефекты.

При частоте вращения 1000 об/мин и линейной скорости 25 мм/мин формируется бездефектное сварное соединение алюминия и меди (рис. 4, б).

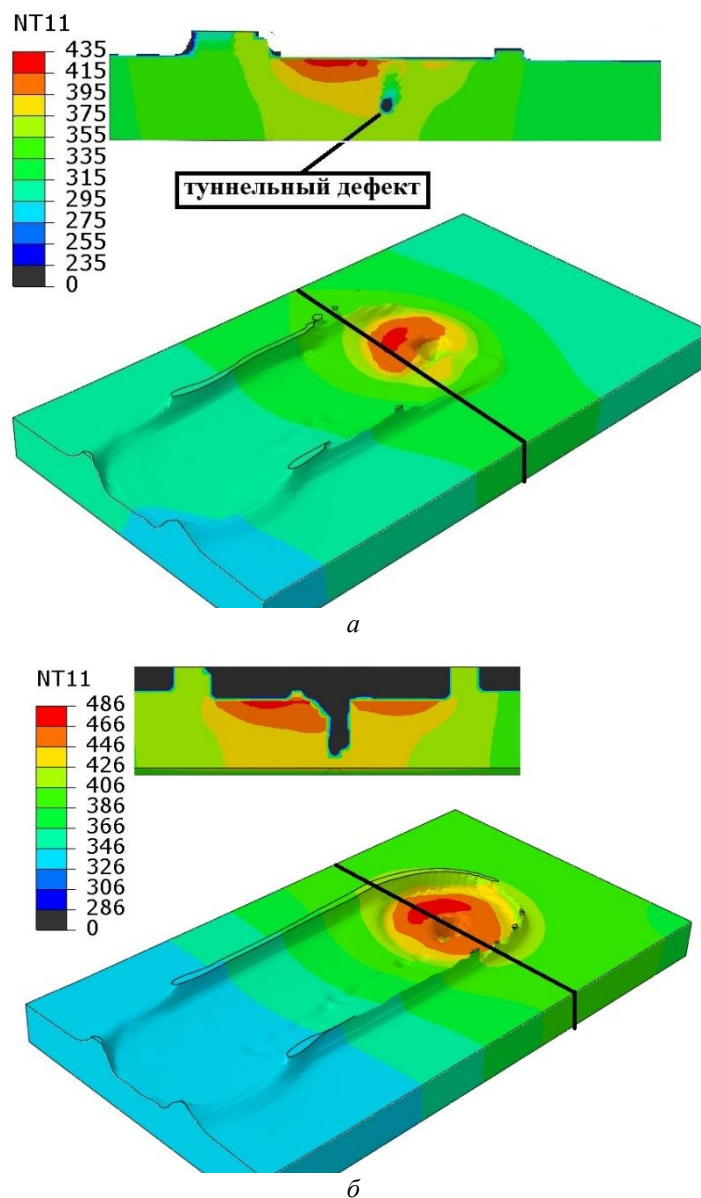


Рис. 4. Зависимость узловой температуры (NT11) от частоты вращения инструмента ($v=25$ мм/мин, $\alpha=3^\circ$, алюминий сверху) при СТП алюминиевых и медных пластин:
a – 900 об/мин; *б* – 900 об/мин

При фиксированном значении скорости вращения 1000 об/мин и росте скорости сварки от 25 до 63 мм/мин происходит уменьшение вводимой тепловой энергии на единицу длины образца, приводящее к образованию полости (41 мм/мин) и не заполнению (63 мм/мин) в яд-

ре сварного шва (рис. 5, *a* и *б*). При этом пиковая температура ниже на 5 и 11 % по сравнению со скоростью 25 мм/мин. Температура на медной пластине для 41 и 63 мм/мин ниже температуры перехода в пластическое состояние.

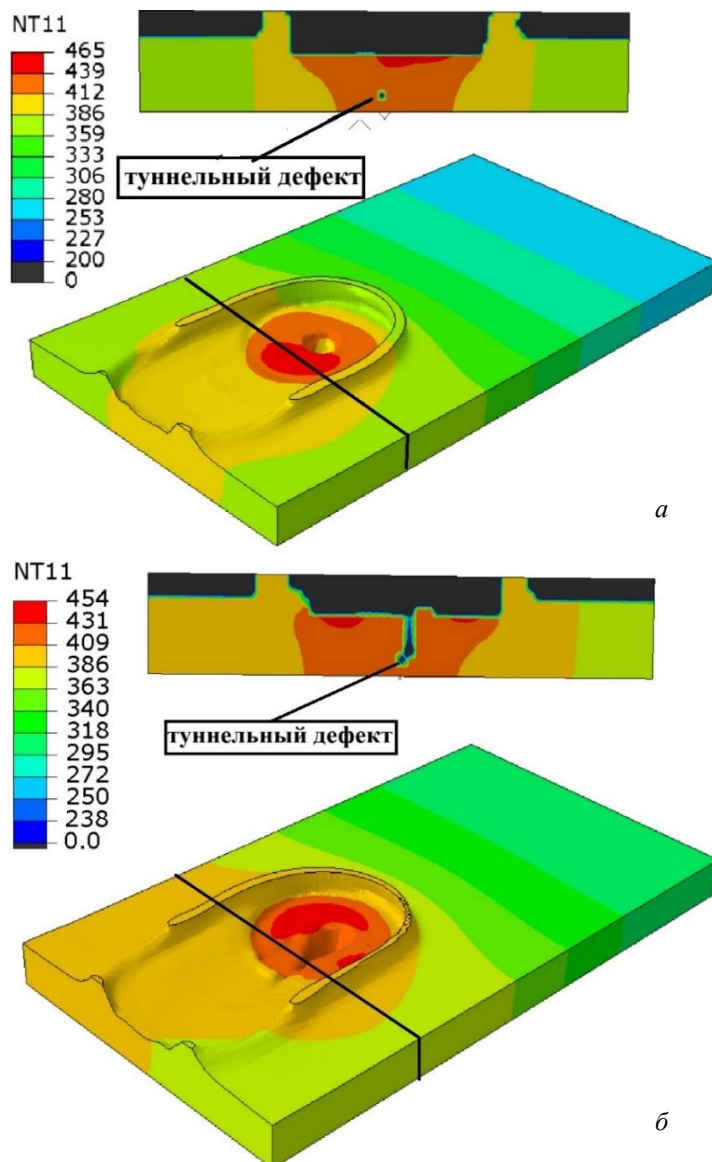


Рис. 5. Распределение узловой температуры (NT11) от скорости сварки инструмента ($\omega = 1000$ об/мин, $\alpha = 3^\circ$, алюминий сверху) при СТП алюминиевых и медных пластин:
а – 41 мм/мин; б – 63 мм/мин

Выводы

1. Трехмерное моделирование температурных полей при шовной СТП соединений алюминия и меди с помощью МКЭ, показало, что изменение скорости вращения СИ от 700 об/мин до 1500 об/мин и фиксированной скорости сварки 25 мм/мин приводит к увеличению пиковой температуры от 391°C (800 об/мин) до 546°C на поверхности алюминиевой пластины (1500 об/мин).

2. Анализ вида промоделированных поверхностей и сечений пластин показал, что при увеличении частоты вращения СИ от 1100 до 1500 об/мин происходит образование поверхностных дефектов. При скорости вращения 1000 об/мин максимальная температура свар-

ного шва достигает температуры перехода в сверхпластическое состояние и образуется бездефектное соединение.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Isa M. S. M., Moghadasi K., Ariffin M. A., Raja S., Muhammad M. R., Yusof F., Jamaludin, M. F. Yusoff N., Ab Karim M. S. Recent research progress in friction stir welding of aluminium and copper dissimilar joint: a review// Journal of Materials Research and Technology.- 2021. - №15.- pp. 2735–2780.
2. Joshi G. R., Badheka V. J., Darji R. S., Oza A. D., Pathak V. J. The Joining of Copper to Stainless Steel by Solid-State Welding Processes// A Review. Materials. – 2022. №15 (20).- 7234.
3. Singh V. P., Patel S. K., Ranjan A., Kuriachen B. Recent research progress in solid state friction-stir welding of aluminium– magnesium alloys// a critical review. Journal of Materials Research and Technology.- 2020.- №9 (3).- pp. 6217–6256.

4. Aghajani Derazkola H., Khodabakhshi F., Gerlich A.P., Friction-forging tubular additive manufacturing (FFTAM): A new route of solid-state layer-upon-layer metal deposition// Journal of Materials Research and Technology.- 2020.- №9 (6). – pp. 15273–15285.
5. Sharma C., Tripathi A., Upadhyay V., Verma V., Sharma S. K. Friction stir spot welding-process and weld properties// a review. Journal of The Institution of Engineers (India): Series D.- 2021.- №102.- pp. 549–565.
6. Balamurugan M.S.G., Mohan D. G. Influence of tool pin profiles on the filler added friction stir spot welded dissimilar aluminium alloy joints// Materials Research Express.- 2021.- №8. 096531.
7. Muzakki H., Millaili I. A.S., Bale J. S. Macrostructure and shear strength analysis on Cu-Al joint of micro friction stir spot welding// Key Engineering Materials.- 2023.- №943.- pp. 41–46.
8. Turkan M., Karakas U. Two different finite element models investigation of the plunge stage in joining AZ31B magnesium alloy with friction stir welding// SN Applied Sciences.- 2021.- №3(165).
9. Zolghadr P., Akbari M., Asadi P. Formation of thermomechanically affected zone in friction stir welding// Materials Research Express.- 2019.- №6. 086558.
10. Akbari M., Asadi P. Dissimilar friction stir lap welding of aluminum to brass: Modeling of material mixing using coupled Eulerian–Lagrangian method with experimental verifications// Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L. Journal of Materials: Design and Applications.- 2020.- №234 (8). 1117.
11. Akbari M., Asadi P., Behnagh R. A. Modeling of material flow in dissimilar friction stir lap welding of aluminum and brass using coupled Eulerian and Lagrangian method// International Journal of Advanced Manufacturing Technology.- 2021.- №113.- pp. 721–734.
12. Akbari M., Asiabaraki H. R., Aliha M. Investigation of the effect of welding and rotational speed on strain and temperature during friction stir welding of AA5083 and AA7075 using the CEL approach// Engineering Research Express.- 2023.- №5 (2). 025012.
13. 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.
14. 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.
15. 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 ВолГТУ : научный журнал № 5 (160) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 96–99.
16. Гуревич, Л. М. Влияние пластического обжатия на поведение медно-стального несущего троса при нагружении / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Р. Е. Новиков // Известия ВолГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 86–92.
17. 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.
18. 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.
19. 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.
20. 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.

УДК 621.791.92; 536.413.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-68-75

Д. А. Дунаев, С. С. Жаткин, К. В. Никитин

**ПРИМЕНЕНИЕ ГИБРИДНОГО КОМПЛЕКСА
«ОБЪЕМНАЯ ЭЛЕКТРОДУГОВАЯ НАПЛАВКА + ПОВЕРХНОСТНОЕ
ЭЛЕКТРОДУГОВОЕ УПРОЧНЕНИЕ»
ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ХАРАКТЕРИСТИК АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АК5**

Самарский государственный технический университет (СамГТУ)

e-mail: dimjkee830@gmail.com, sergejat@mail.ru, kvn-6411@mail.ru

В работе рассматривается применение гибридного технологического комплекса, сочетающего объемную электродуговую наплавку и поверхностное термоупрочнение неплавящимся электродом, с целью улучшения эксплуатационных характеристик алюминиевого сплава АК5. Анализируются особенности данного метода в сравнении с традиционными технологиями упрочнения и восстановления поверхностей, включая лазерную наплавку, плазменное напыление и химико-термическую обработку. Показано, что использование комбинированного подхода позволяет формировать более плотную и однородную структуру наплавленного слоя, повышая его адгезию, прочность, износостойкость и коррозионную стойкость. Показано влияние скоростного теплоотвода и баланса полярности дуги от неплавящегося электрода на изменение микроструктуры и размеров зерен α -фазы и эвтектики наплавленного по WAAM-технологии сплава АК5. Результаты исследования демонстрируют перспективность данного подхода для повышения долговечности и эксплуатационной надежности изделий из алюминиевого сплава АК5 в различных отраслях промышленности. Отмечается перспективность применения данной гибридной технологии для улучшения структуры и свойств изделий из алюминиевых сплавов, полученных по WAAM-технологии.

Ключевые слова: аддитивные технологии; WAAM-наплавка; неплавящийся электрод; микроструктура; импульсная наплавка; гибридные технологии; алюминиевые сплавы

D. A. Dunaev, S. S. Zhatkin, K. V. Nikitin

**APPLICATION OF HYBRID TECHNOLOGY "VOLUMETRIC ELECTRIC
ARC SURFACING + SURFACE ELECTRIC ARC HARDENING"
TO IMPROVE THE CHARACTERISTICS OF AK5 ALUMINUM ALLOY**

Samara State Technical University (SamSTU)

The paper considers the use of a hybrid technological complex combining volumetric electric arc surfacing and surface thermal hardening with a non-melting electrode in order to improve the performance characteristics of the AK5 aluminum alloy. The features of this method are analyzed in comparison with traditional technologies of surface hardening and restoration, including laser surfacing, plasma spraying and chemical-thermal treatment. It is shown that using a combined approach makes it possible to form a more dense and homogeneous structure of the deposited layer, increasing its adhesion, strength, wear resistance and corrosion resistance. The effect of high-speed heat dissipation and the balance of arc polarity from a non-melting electrode on changes in the microstructure and grain sizes of the phase and eutectic of the AK5 alloy deposited using WAAM technology is shown. The results of the study demonstrate the prospects of this approach for increasing the durability and operational reliability of AK5 aluminum alloy products in various industries. The prospects of using this hybrid technology to improve the structure and properties of aluminum alloy products obtained using WAAM technology are noted.

Keywords: additive technologies; WAAM-surfacing; non-melting electrode; microstructure; pulse surfacing; hybrid technologies; aluminum alloys

Введение

В настоящее время существует целый ряд разнообразных способов повышения долговечности изделий из алюминиевых сплавов.

Наряду с традиционными методами поверхностного упрочнения, такими как термическая, химико-термическая наплавка, напыление, все более широкое распространение находят технологии с использованием концентрированных источников энергии, такие как упрочнение поверхности неплавящимся электродом.

Для изменения структуры и свойств поверхностных слоев изделий современное материаловедение использует два пути: поиск новых эффективных составов и совершенствование методов упрочняющей технологии существующих сплавов.

Процессы, протекающие в металлических изделиях под воздействием источников КПЭ весьма многообразны, но цель их сводится к созданию в поверхностных слоях метастабильного структурного состояния, обладающего нетривиальными механическими, физическими и другими свойствами, в результате скоростного нагрева и охлаждения.

С помощью локальных источников энергии можно нагревать материалы со скоростями на несколько порядков, превышающими скорости нагрева при всех ранее известных видах обработки, обрабатывать очень малые поверхности. Это дает возможность обрабатывать миниатюрные детали, наружные и внутренние поверхности деталей, создавать отверстия с упрочненной поверхностью и т. д. [1].

Анализ состояния современных методов упрочнения поверхности алюминиевых изде-

лий показывает, что одним из наиболее перспективных является метод упрочнения локальными источниками энергии. Это обусловлено тем, что в последнее время основным направлением развития новых методов обработки является стремление повысить скорости нагрева, охлаждения. Это позволяет снизить концентрацию дефектов кристаллической решетки в упрочненных материалах, изменить их распределение в материале и в результате улучшить их механические и другие важные для техники свойства материалов.

Применение гибридного технологического комплекса, включающего объемную электродуговую наплавку и поверхностное термоупрочнение неплавящимся электродом, является перспективным направлением для повышения эксплуатационных характеристик алюминиевого сплава АК5. Данный подход обусловлен необходимостью улучшения механических и функциональных свойств материала, что критично для его широкого использования в различных отраслях промышленности, включая машиностроение, авиационную и автомобильную сферы.

Алюминиевые сплавы, в том числе АК5, обладают рядом преимуществ, таких как высокая удельная прочность, низкая плотность и хорошая коррозионная стойкость. Однако их недостаточная твердость и износостойкость существенно ограничивают эксплуатационный ресурс изделий, особенно в условиях значительных механических и термических нагрузок. В этой связи комбинированное воздействие наплавки и термоупрочнения позволяет модифицировать структуру материала на макро- и микроуровне, создавая упрочненный поверх-

ностный слой с оптимизированными механическими характеристиками.

Объемная электродуговая наплавка обеспечивает формирование прочного и износостойкого покрытия, обладающего высокой адгезией к основному металлу. Этот процесс позволяет варьировать химический состав наплавленного слоя, добиваясь заданных эксплуатационных свойств. Дополнительное поверхностное термоупрочнение неплавящимся электродом приводит к изменению структуры верхнего слоя за счет термомеханического воздействия, что способствует увеличению твердости, повышению сопротивляемости к абразивному износу и улучшению усталостной прочности.

Применение данной технологии не только повышает надежность и долговечность алюминиевых деталей, но и обеспечивает экономическую эффективность за счет снижения затрат на изготовление новых компонентов и уменьшения объема ремонтных работ. Кроме того, возможность локального упрочнения функциональных зон деталей, позволяет целенаправленно улучшать их эксплуатационные свойства без существенного увеличения массы конструкции, что особенно важно для авиационной и транспортной отраслей [2].

Гибридный технологический комплекс, сочетающий объемную электродуговую наплавку и поверхностное термоупрочнение неплавящимся электродом, обладает рядом преимуществ перед традиционными методами обработки алюминиевых сплавов, в том числе сплава АК5. В отличие от классической электродуговой наплавки, которая характеризуется высокой пористостью наплавленного слоя и риском образования трещин, комбинированный метод обеспечивает более плотную и однородную структуру покрытия за счет термомеханического воздействия. Это позволяет значительно улучшить адгезию наплавленного слоя к основному металлу и повысить его эксплуатационные характеристики.

По сравнению с лазерной наплавкой, данный метод отличается экономической эффективностью, так как не требует дорогостоящего оборудования и сложных систем контроля. Несмотря на высокую точность лазерных технологий, их применение ограничено глубиной проплавления и толщиной наплавляемого слоя, что снижает эффективность упрочнения. Гибридный комплекс, в свою очередь, позволяет формировать более износостойкие покрытия, сохраняя технологическую гибкость и доступность [3].

Альтернативные методы, такие как плазменное напыление, обеспечивают высокую твердость покрытия, однако обладают недостаточной механической прочностью и адгезией, что приводит к отслаиванию при эксплуатации. В отличие от них, комбинированный метод не только формирует прочный поверхностный слой, но и изменяет структуру материала на микроуровне, повышая его износостойкость и усталостную прочность.

Сравнение размеров зерен до и после TIG обработки показывает их измельчение в зоне плавления. В наших исследованиях по модифицированию алюминиевого сплава АК7ч было установлено, что после TIG обработанная зона характеризуется более мелкой структурой. Это связано не только с воздействием самого процесса сварки, но и с улучшенными условиями теплоотвода, что способствует ускоренной кристаллизации.

Установлено существенное изменение морфологии зерен твердого раствора (α -фазы), а также уменьшение размеров эвтектики по сравнению с исходной литой структурой сплава АК7ч [4].

Следует отметить, что гибридные технологии становятся актуальными в аддитивном производстве и особенно при WAAM-наплавке алюминиевых сплавов [4-8], так как в процессе аддитивного производства заготовок из них часто формируется структура с выраженной пористостью, а также наблюдается снижение пластичности и прочности наплавленных слоев.

Материалы и методика исследований

Для исследований использовались образцы, выращенные при токе дуги 100 А по WAAM-технологии. Для наплавки использовалась алюминиевая проволока марки Св-АК5 (ГОСТ 7871–2019) (ER4043), химический состав которой приведен в табл. 1. Наплавка проводилась на подложку в виде плиты толщиной 10 мм из сплава АМг5. Для исследований были выращены образцы размерами 50×11×16 мм.

Наплавка проводилась на роботизированном комплексе, включающем в себя коллаборативный робот-манипулятор DOBOT CR10 (Китай) и сварочный инверторный полуавтомат EWM Titan 350 XQ puls D (Германия) при токе дуги 100 А, напряжении 19 В, скорости подачи проволоки 6,2 м/мин, и скорости печати 600 мм/мин. Расход аргона составлял 15 л/мин. Был реализован импульсный режим наплавки.

Таблица 1

Химический состав присадочной проволоки Св-АК5 (ГОСТ 7871–2019)

Основные легирующие, %		Примеси, %, не более			Al
Si	Ti	Mn	Zn	Fe	
4,5–6,0	0,1–0,2	0,01	0,01	0,2	Основа

Поверхностное термоупрочнение было реализовано на промышленном роботе манипуляторе Kuka Kr 200 (Германия) и сварочном аппарате Сварог TIG 200 Р AC/DC.

Обработка проводилась на переменном токе, что позволяло регулировать на аппарате баланс полярности дуги. Режимы обработки указаны в табл. 2.

Таблица 2

Режимы поверхностной термообработки

№ образца	Ток дуги, А	Скорость движения робота, мм/мин	Расход газа, л/мин	Баланс полярности, %
1	80	600	20	50
2				30
3				70

Анализ микроструктуры зон упрочнения изучали на микроскопе МЕТАМ ЛВ 34 в программном комплексе СИАМС 800. Измерения микротвердости полученных образцов производили на микротвердомере ПМТ-3.

Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура исходной проволоки представлена на рис. 1, WAAM-наплавки без термоупрочнения – на рис. 2, тестовых образцов, полученных по гибридной технологии, приведена на рис. 3.

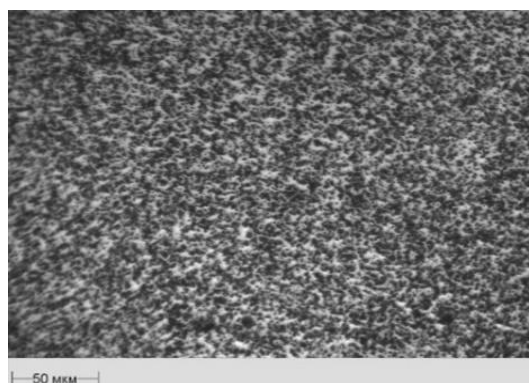
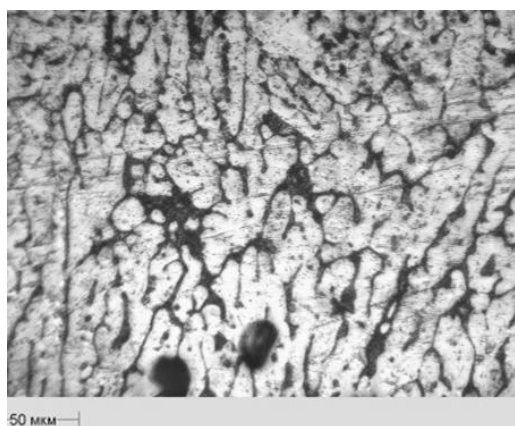
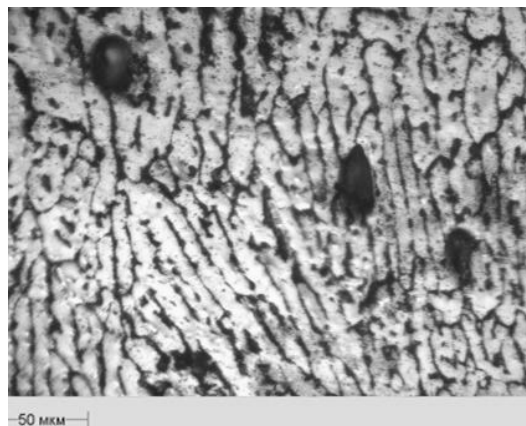


Рис. 1. Микроструктура исходной проволоки



а



б

Рис. 2. Микроструктура сплава АК5 после наплавки:
а – структура верхних слоев наплавки; б – структура нижних слоев наплавки

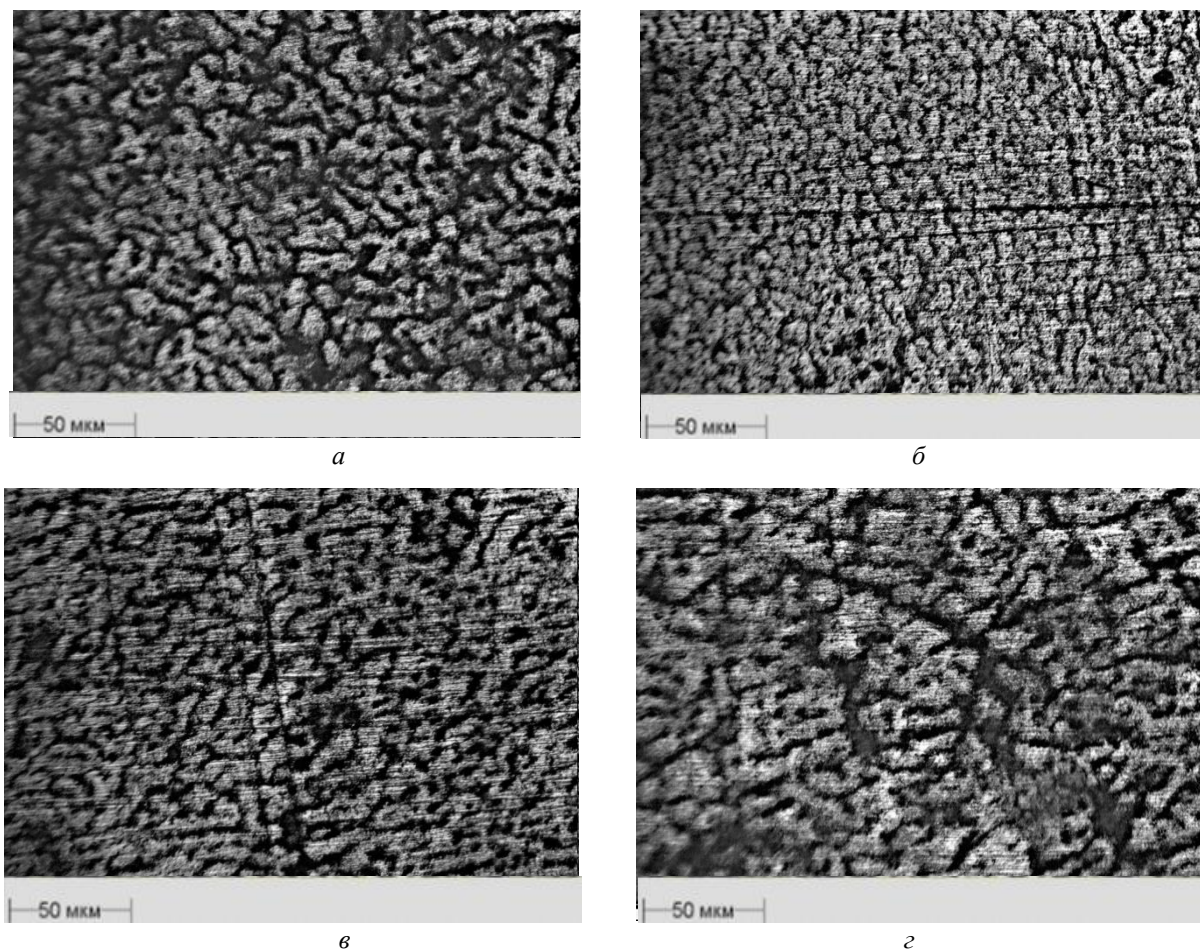


Рис. 3. Микроструктура сплава АК5 после термоупрочнения:
а-в – верхняя часть зоны наплавки после поверхностного термоупрочнения; *а* – при балансе полярности 50 %, *б* – при балансе полярности 30 %, *в* – при балансе полярности 70 %, *г* – нижняя часть зоны наплавки после поверхностного термоупрочнения

Анализ микроструктуры зон упрочнения (рис. 3) свидетельствует о формировании равномерной и стабильной двухфазной структуры, характерной для доэвтектического алюминиевого сплава. В процессе термоповерхностного упрочнения наблюдается значительное измельчение структурных составляющих, что обусловлено ускоренной кристаллизацией и увеличением числа центров зародышеобразования. Дисперсность фаз возрастает, что приводит к равномерному распределению эвтектических областей и дендритов алюминиевой матрицы, ограничивает их рост и способствует повышению однородности структуры.

Дополнительным следствием упрочняющей обработки становится снижение пористости, что подтверждается сравнением зон без обработки и с упрочнением (рис. 2, 3). В результате изменения условий кристаллизации увеличивается плотность структуры, уменьшается объем междендритных пустот, что повышает общую

целостность материала. Уменьшение размеров зерна, сопровождающееся снижением пористости, указывает на интенсификацию процессов рекристаллизации и перераспределение легирующих компонентов в объеме металла.

Наибольшие изменения микроструктуры наблюдаются на образце 2 (рис. 3, б), обработанном при балансе полярности дуги 30 %. Это указывает на высокую чувствительность сплава к данному параметру, что приводит к значительному изменению морфологии фазовых включений и уменьшению междендритных промежутков. Структурные изменения наблюдаются также и при балансе полярности 50 и 70 %, но в меньшей степени (рис. 3, а, в). В нижних слоях зон наплавки после поверхностного упрочнения структурные изменения слабо выражены из-за незначительного теплового воздействия на нижние слои (рис. 3, г).

Микроструктура исходной проволоки (рис. 1) демонстрирует однородное строение, которое

подвергается трансформации в процессе наплавки под влиянием условий теплоотвода. Образцы после наплавки (рис. 2) имеют выраженную столбчатую структуру, обусловленную градиентом температур в процессе затвердевания. Верхние слои наплавки (рис. 2, а), характеризуются более укрупненной структурой вследствие снижения скорости охлаждения в нижние прогретые слои. В нижних слоях (рис. 2, б), где теплоотвод идет в подложку и максимален, формируется более выраженная столбчатая структура. Кроме того, здесь наблюдаются более крупные газовые поры, чем в верхних слоях, поскольку из-за ускоренного теплоотвода выделяющийся газ не успевает подняться вверх.

Таким образом, анализ структуры показывает, что поверхностное термоупрочнение оказывает существенное влияние на морфологию и размеры структурных составляющих сплава АК5, приводя к формированию мелкозернистой структуры с высокой степенью равномерности. Снижение пористости и измельчение зерна в зонах упрочнения подтверждают эффективность данного метода обработки, что потенциально способствует повышению механических свойств и эксплуатационной надежности материала.

Результаты измерения микротвердости (МПа) полученных образцов представлены на рис. 4.

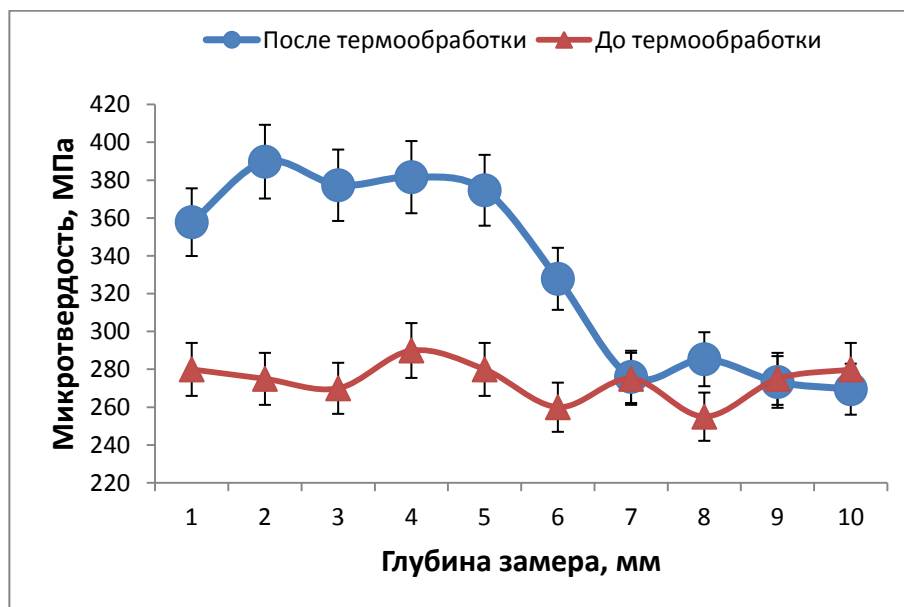


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине образцов

График демонстрирует характер изменения микротвердости в зависимости от глубины замера. Видно, что в поверхностных слоях (зона термоупрочнения) материал обладает повышенной микротвердостью, значения которой составляют около 380–400 МПа. По глубине микротвердость сохраняется на достаточно высоком уровне до 3–4 мм, после чего начинается ее постепенное снижение до 280–300 МПа. Это снижение обусловлено уменьшением степени термического воздействия на более глубокие слои материала, что приводит к менее выраженному измельчению микроструктуры и снижению концентрации твердых включений эвтектического кремния.

Таким образом, установлено, что термоповерхностное упрочнение наплавленного АК5 при приведенных выше режимах обеспечивает выраженное повышение микротвердости на глубине до 3 мм. Однако на глубине свыше 4–5 мм эффект упрочнения снижается, что необходимо учитывать при проектировании режимов обработки для достижения равномерного распределения механических свойств по сечению материала.

На рис. 5 представлена зависимость среднего размера зерен фаз α -Al и эвтектики α -Al+Si от условий обработки, отражающая различия в морфологии микроструктуры между зонами термоупрочнения и необработанным состоянием.

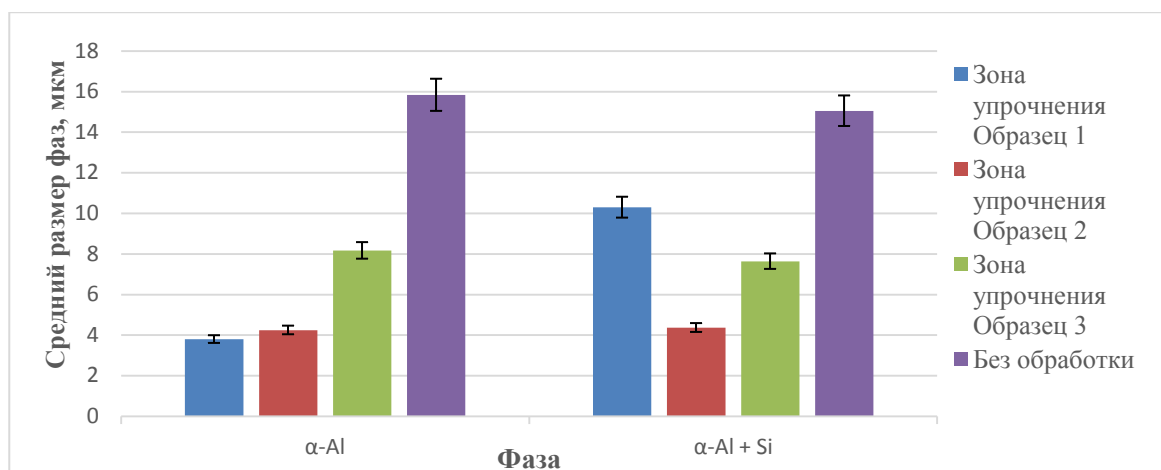


Рис. 5. Фазовый анализ сплава АК5 в зоне упрочнения и без обработки

Поверхностная термообработка приводит к выраженному измельчению зерна, наиболее значительному в матричной фазе. Величина зерна в зоне упрочнения существенно ниже, чем в необработанном состоянии, что указывает на активное влияние дисперсионного упрочнения и процессов рекристаллизации. В результате обработки границы зерен становятся более стабильными, ограничивая их рост, что приводит к значительному уменьшению их среднего размера.

В эвтектической смеси изменение структуры выражено менее интенсивно, что свидетельствует о меньшей подвижности границ зерен и большей устойчивости эвтектической фазы к измельчению. Это может быть связано с особенностями распределения кремния в алюминиевой матрице, создающими дополнительные барьеры для коагуляции зерен. В целом упрочняющая обработка оказывает заметное влияние на микроструктуру, формируя более равномерное и мелкозернистое строение, что потенциально может привести к изменению механических характеристик.

Полученные данные свидетельствуют о том, что изменение параметров термоповерхностного упрочнения позволяет целенаправленно регулировать структуру и свойства материала. Выявленные закономерности формирования микроструктуры могут быть использованы для оптимизации технологических режимов упрочняющей обработки, обеспечивая повышение эксплуатационных свойств материала в зависимости от требований к конечному изделию.

Таким образом, установленные изменения микроструктуры в зоне упрочнения подтверждают эффективность термоповерхностной об-

работки для модификации структуры доэвтектического сплава.

Заключение

1. Анализ микроструктуры сплава АК5, полученного с использованием гибридной технологии упрочнения, показал, что в зоне термоупрочнения формируется мелкодисперсная стабильная двухфазная структура, состоящая из дендритов α -Al и эвтектики. Образование более дисперсной структуры в результате обработки свидетельствует о ее положительном влиянии на механические свойства материала.

2. Наибольшие изменения структуры наблюдаются при балансе полярности 30%, что подчеркивает важность этого параметра для изменения процессов кристаллизации и перераспределения фаз. Это дает возможность управлять структурой и свойствами материала путем изменения условий термоповерхностного упрочнения.

3. Измерения микротвердости сплава АК5 после поверхностного термоупрочнения в указанных выше режимах показали повышение ее значений в поверхностных слоях (до 3 мм).

4. Данная гибридная технология «объемная электродуговая наплавка + поверхностное термоупрочнение неплавящимся электродом» может быть адаптирована для процессов аддитивного производства методом WAAM, что открывает новые возможности для управления структурой и свойствами наплавленного металла. В условиях WAAM-технологии, характеризующейся послойным формированием изделия и циклическим термическим воздействием, применение термоповерхностного упрочнения позволит снизить пористость, повысить одно-

родность структуры и механических характеристик наплавленных слоев.

5. Требуется дополнительные исследования с целью повышения эффективности гибридной технологии «объемная электродуговая наплавка + поверхностное термоупрочнение неплавящимся электродом» на алюминиевых сплавах других систем.

В целом, результаты исследования на сплаве АК5 подтверждают эффективность термоповерхностного упрочнения для улучшения структуры и свойств алюминиевых сплавов, что открывает возможности их использования в ответственных и высоконагруженных областях.

Авторы благодарят компанию ООО «Велдинг-Групп Самара» за поддержку и предоставленное оборудование для проведения исследований по гибридной технологии поверхностного термоупрочнения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ельцов, В. В. Ремонтная сварка и наплавка деталей машин и механизмов / В. В. Ельцов. – Тольятти : Издательство ТГУ, 2012.
2. Ельцов, В. В. Восстановление и упрочнение деталей

машин / В. В. Ельцов. – Тольятти : Издательство ТГУ, 2015. – С. 236–238.

3. Патент РФ 2708715. Способ гибридной лазерной-дуговой наплавки изделия из металла / Киреев Р. Ю., Сухочев А. С. ; заявл. 22.11.2018 ; опубл. 11.12.2019.

4. Никитин, К. В. Гибридизации технологии объемной электродуговой наплавки для получения заготовок из алюминиевых сплавов системы Al-Si / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. А. Дунаев, Д. Г. Черников // Труды XII Международной научно-практической конференции «Прогрессивные литейные технологии». – М. : МИСИС, 2024. – С. 210–217.

5. Zhang H., Qian Y., Wang G., Zheng Q. The characteristics of arc beam shaping in hybrid plasma and laser deposition manufacturing. Science in China, Series E: Technological Sciences. 2006. Vol. 49, Iss. 2. P. 238-247.

6. Colegrove P. A., Donoghue J., Martina F., Gu J., Prangnell P., Hönnige J. Application of bulk deformation methods for microstructural and material property improvement and residual stress and distortion control in additively manufactured components. ScriptaMaterialia. 2017. V. 135. P. 111-118.

7. Bamberg J., Hess T., Hessert R., Satzger W. Verfahren-zumherstellen, repariere noderaustauscheneinesbauteilsmitverfestigenmittelsdruckbeaufschlagung. German Patent Application WO 2012152259 A1, 2012.

8. Никитин, К. В. Применение магнитно-импульсной обработки при электродуговой сварке сплава АД1Н / К. В. Никитин, С. С. Жаткин, Д. Г. Черников, А. К. Скороумов, Д. А. Дунаев, В. А. Новиков // Литье и металлургия. – 2023. – № 4. – С. 101–108.

УДК 621.791.042.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-75-80

М. А. Шекшеев

ВЛИЯНИЕ ПОРОШКОВ ТУГОПЛАВКИХ МАТЕРИАЛОВ НА ПЕРЕНОС ЭЛЕКТРОДНОГО МЕТАЛЛА И СТРУКТУРУ СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Магнитогорский государственный технический университет
им. Г. И. Носова

e-mail: shecsheev@yandex.ru

Настоящая статья посвящена исследованиям влияния порошков тугоплавких материалов на структуру и механические свойства наплавленного металла сварных швов низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей, а также на характер переноса электродного металла в процессе сварки. Установлено, что добавки порошков WC, VC, TiC в основное покрытие сварочных электродов приводят уменьшению размеров капель электродного металла на 14–17 % на токе 110 А. Показано, что макроструктура сварных швов низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей, выполненных экспериментальными электродами, характеризуется наличием крупной кристаллической структуры. Кристаллиты металла сварных швов, выполненных с инокулирующими добавками, приняли более равновесное состояние, а максимальная площадь их сечения уменьшилась в 6–8 раз в сравнении с базовым образцом. Микроструктура металла сварных швов характеризуется наличием мелкодисперсного феррито-бейнита преимущественно игольчатой морфологии. Показано, что добавки тугоплавких материалов в покрытие электродов привели к повышению значений временного сопротивления, предела текучести и твердости по Виккерсу металла сварных швов. При этом наблюдается снижение уровня ударной вязкости в 1,5–3 раза в зависимости от типа порошковой добавки.

Ключевые слова: сварка, наплавка, покрытый электрод, инокулирование, модифицирование, сварочно-технологические свойства, плавление электрода, карбид вольфрама, карбид ванадия, карбид титана, структура металла, механические свойства

M. A. Sheksheev

THE EFFECT OF POWDERS OF REFRACTORY MATERIALS ON THE TRANSFER OF ELECTRODE METAL AND THE STRUCTURE OF WELDS OF LOW-CARBON LOW-ALLOY STEELS

Nosov Magnitogorsk State Technical University

This article is devoted to studies of the effect of powders of refractory materials on the structure and mechanical properties of the deposited metal of welds of low-carbon low-alloy high-strength steels, as well as on the nature of electrode metal transfer during welding. It was found that the addition of WC, VC, TiC powders to the main coating of welding electrodes reduces the size of droplets of electrode metal by 14–17 % at a current of 110 A. It is shown that the macrostructure of welds of low-carbon low-alloy high-strength steels made using experimental electrodes is characterized by the presence of a large crystalline structure. The metal crystallites of the welds made with inoculating additives assumed a more stable state, and their maximum cross-sectional area decreased by 6–8 times compared to the base sample. The microstructure of the weld metal is characterized by the presence of finely dispersed ferrite-bainite of predominantly needle-like morphology. It is shown that the addition of refractory materials to the electrode coating led to an increase in the values of temporary resistance, yield strength, and Vickers hardness of the weld metal. At the same time, there is a decrease in the level of impact strength by 1,5 – 3 times, depending on the type of powder additive.

Keywords: welding, surfacing, coated electrode, inoculation, modification, welding and technological properties, melting of the electrode, tungsten carbide, vanadium carbide, titanium carbide, metal structure, mechanical properties

Введение

Магистральные нефте- и газопроводы относятся к технологическим комплексам высокой степени надежности. Указанные объекты изготавливают из труб, выполненных из низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей с интерметаллидным армированием, получаемых методом контролируемой прокатки [1, 2].

При осуществлении монтажа и ремонта трубопроводов и трубопроводных систем нефти и газа широкое применение нашла ручная дуговая сварка электродами с основным покрытием [3]. Сварные швы должны обеспечивать требуемый комплекс механических свойств, не ниже уровня основного металла [4].

Для улучшения структуры и механических свойств металла швов применяют послесварочную термическую обработку. Однако это приводит к увеличению затрат времени на работы и удорожанию технологического процесса. В конечном счете указанные факторы приводят к повышению итоговой стоимости объекта капитального строительства.

В связи с этим к покрытым сварочным электродам предъявляют требования по обеспечению эффективной структуры металла шва, которая гарантирует необходимые механические характеристики без применения дополнительной термической обработки. При этом электроды должны обладать хорошими сварочно-технологическими свойствами.

Перспективным методом улучшения структуры и механических свойств металла сварных швов непосредственно в процессе сварки является инокулирование расплава сварочной ванны частицами порошков тугоплавких материа-

лов [5, 6]. Частицы, введенные в расплав через электродное покрытие, выступают в роли искусственных центров кристаллизации и приводят к измельчению первичной и вторичной структуры наплавленного металла [7, 8].

Настоящая статья посвящена сравнительным исследованиям влияния порошков различных тугоплавких материалов на структуру и механические свойства наплавленного металла сварных швов низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей, а также на характер переноса электродного металла в процессе сварки.

Материалы и методы исследования

Экспериментальные электроды диаметром 4,00 мм, обладающие основным покрытием с коэффициентом $D/d \sim 1,6$, изготавливали методом опрессовки с помощью специального лабораторного пресса.

В качестве инокулирующих добавок использовали порошки карбидов тугоплавких металлов (рис. 1): монокарбид вольфрама WC, монокарбид ванадия VC и монокарбид титана TiC. Эти материалы обладают хорошей термической стабильностью, которая необходима для условий дугового промежутка и сварочной ванны. Размер тугоплавких частиц не превышал критического для низкоуглеродистых, низколегированных сталей [9], чтобы повысить эффективность добавок.

Таким образом, было изготовлено четыре партии электродов, содержащих различные инокулирующие добавки. Образец № 1 имел базовый состав покрытия и добавок не содержал, а образцы № 2, 3 и 4 содержали по 1,0 % порошка WC, VC и TiC соответственно.

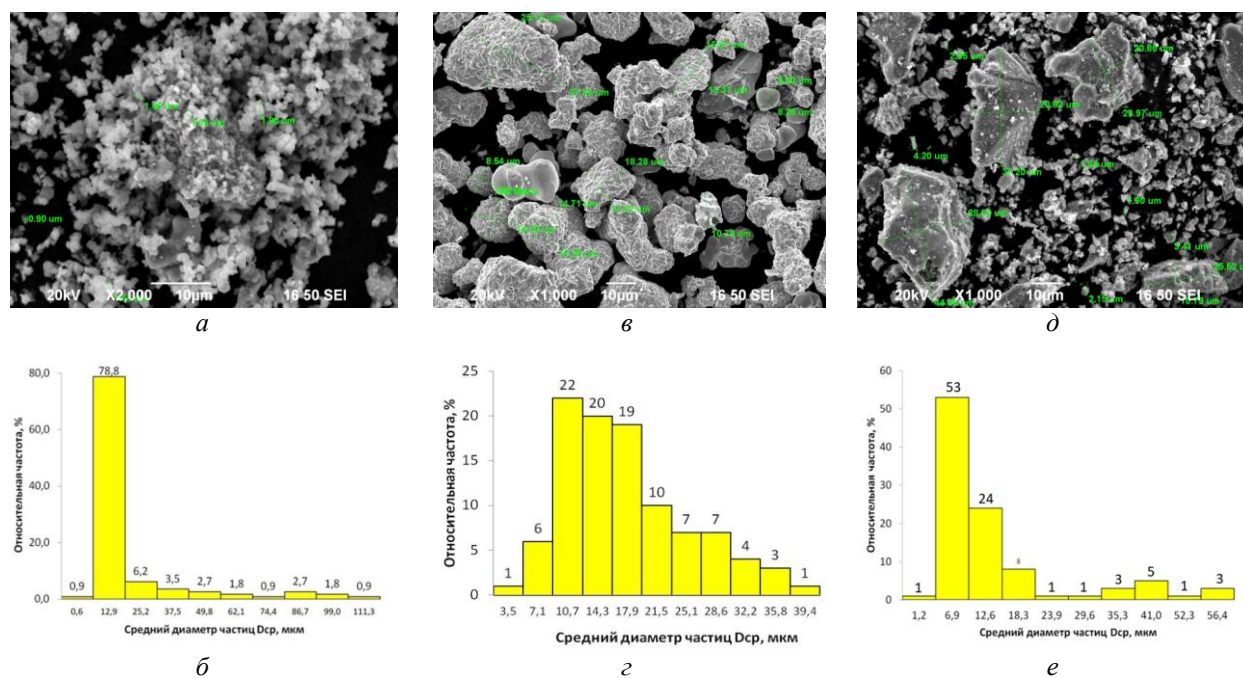


Рис. 1. Внешний вид и относительная частота распределения частиц в объеме порошка:
а, б – TiC; в, г – WC; д, е – VC

Экспериментальные исследования проводили в два этапа. В качестве источника питания постоянного тока во всех опытах применяли сварочный аппарат инверторного типа.

На первом этапе оценивали влияние тугоплавких частиц на сварочно-технологические свойства, в частности на характер каплепереноса в процессе плавления электрода. Исследование вели методом прямой оценки с помощью специального стенда [10].

Капли металла получали путем расплавления электродов на пластину из сплава М1, толщиной 8,0 мм. Образующиеся капли расплавленного металла свободно опадали в емкость с водой. Расплавление электродов каждого состава вели на токе (110, 160, 200 А) обратной полярности. Полученные образцы просушивали, очищали и подвергали обмеру и взвешиванию. В качестве показателей плавления были приняты диаметр D_k и масса M_k электродных капель.

На втором этапе производили сварку фрагментов проката из трубной стали класса прочности К60 размерами 330×200×20 мм с V-образной разделкой на подложке в нижнем положении на токах 100 – 120 А обратной полярности. Из сваренных пластин изготавливали образцы для механических испытаний по ГОСТ 6996 – 66, а также темплеты для металлографических исследований и измерений твердости металла.

Для анализа структуры металла использовался оптический микроскоп Axio Observer

с применением системы компьютерного анализа изображений Thixomet PRO.

Анализ порошков тугоплавких металлов проводили методом растровой электронной микроскопии с применением прибора JSM 6490 LV В, оснащенного системой энергодисперсионного микроанализа INCA Energy 450 x-MAX 50 Premium.

Временное сопротивление разрыву и предел текучести металла сварных швов определяли с помощью универсальной испытательной машины AG-AC 300 фирмы Shimadzu, а также ZWICK серии Z2000 фирмы GmbH&Co.

Твердость по Виккерсу HV10 определяли на твердомере Buchler Mikromet методом вдавливания алмазной пирамидки.

Определение ударной вязкости на образцах Шарпи с V-образным надрезом проводили на маятниковом копре при температуре образцов – 40 °С.

Результаты исследований и их обсуждение

Анализ данных измерения диаметров и массы электродных капель показал, что с увеличением сварочного тока $I_{св}$ от 110 до 200 А значения D_k и M_k уменьшаются для всех рассмотренных составов.

Для оценки влияния количества инокулирующих добавок на перенос электродного металла были построены диаграммы рассеяния параметров D_k и M_k при различных значениях

сварочного тока (рис. 2). Области построения диаграмм были разделены на пять зон размерности, в которых локализованы значения. Проводили подсчет количества капель, попадающих в каждую из зон, на основании чего делались выводы о влиянии порошков WC, VC, TiC в покрытии электродов на параметры каплепереноса. Результаты подсчетов приведены в табл. 1.

Анализ распределения капель электродного металла (табл. 1) по зонам размерности на токе 110 А показывает, что при использовании элект-

родов с базовым составом покрытия порядка 71,25 % капель сосредоточено в мелкогазразмерных зонах № 1 и 2, а остальное количество локализуется в крупногазразмерных зонах № 3–5. При добавке 1,0 % порошка WC количество электродных капель в мелкогазразмерных зонах увеличилось до 85,93 %. Добавка 1,0 % порошка VC привела практически к такому же повышению локализации капель в зонах № 1 и 2, до 85,22 %. Порошок TiC привел к увеличению количества капель в зонах № 1 и 2 до 88,81 %.

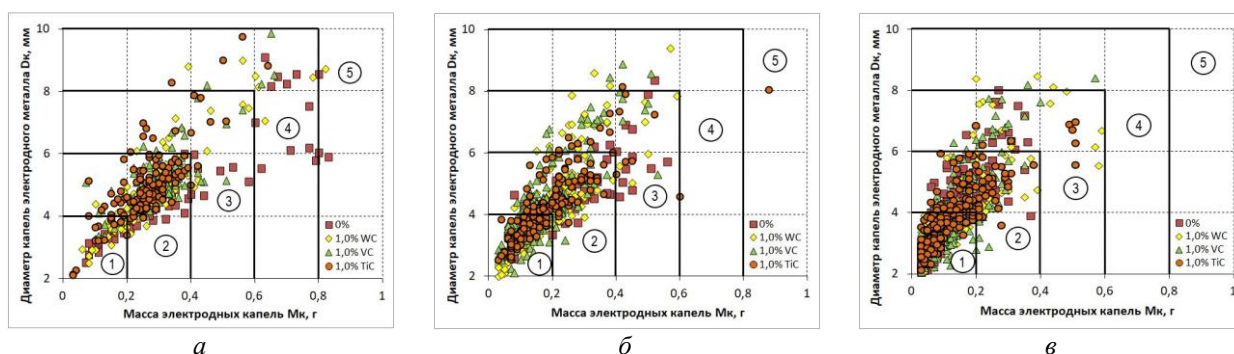


Рис. 2. Зависимость показателей переноса электродного металла от содержания в покрытии порошков тугоплавких материалов при различных значениях силы сварочного тока, А:
а – 110; б – 160; в – 200

При увеличении силы тока влияние порошковых добавок на размер капель снижается. Максимальная разница в сравнении с базовым

составом покрытия по количеству капель в зонах № 1 и 2 составляет 5,21 и 4,49 % при токах 160 и 200 А соответственно.

Таблица 1

Распределение электродных капель по зонам размерности

№ образца	I _{св} = 110 А					I _{св} = 160 А					I _{св} = 200 А				
	№ зоны размерности														
	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5	1	2	3	4	5
	Распределение электродных капель по зонам размерности, %														
1	21,25	50	8,75	15	5	33	53	13	1	–	59,15	32,77	5,53	2,55	–
2	21,09	64,84	8,6	4,69	0,78	49,23	36,92	12,31	1,54	–	68,39	21,29	7,74	2,58	–
3	4,35	80,87	11,3	3,48	–	45,6	41,45	11,4	1,55	–	60,62	30,05	8,29	1,06	–
4	10,49	78,32	8,39	2,8	–	40,66	50,55	7,69	0,55	0,55	56,41	40,0	3,59	–	–

Макроанализ анализ показал, что металл сварных швов не имеет внутренних дефектов и обладает плотной структурой. Швы состоят из более чем 20 слоев наплавленного металла.

В металле шва образца № 1 (рис. 3, а) наблюдаются крупные столбчатые кристаллы, окруженные сеткой периферийного феррита, выделившегося по границам первичных зерен. Ре-

зультаты количественного анализа показали, что площадь сечения кристаллитов изменяется от 30544 до 267990 мкм².

Образец № 2 (рис. 3, б) характеризуется наличием крупнокристаллической структуры, однако кристаллиты приняли более равновесное состояние, а площадь их сечения уменьшилась и находится в диапазоне от 1486 до 44425 мкм².

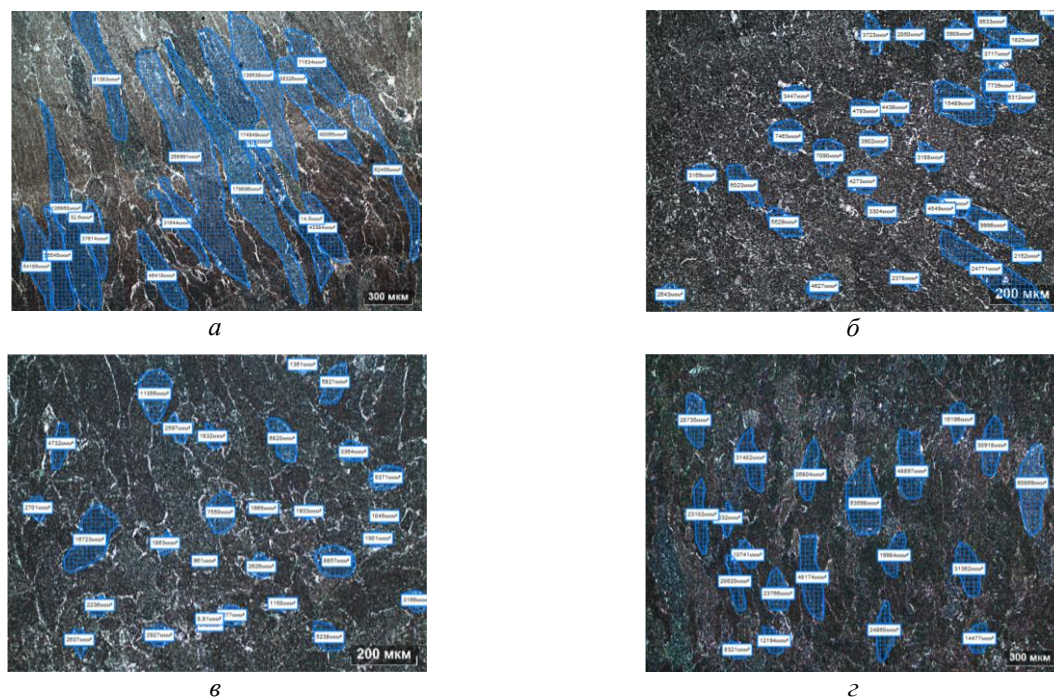


Рис. 3. Макроструктура металла сварных швов выполненных электродами с различными порошковыми добавками:
а – 0 %; б – 1,0 % WC; в – 1,0 % VC; з – 1,0 % TiC

В образцах № 3 (рис. 3, в) и 4 (рис. 3, з) также наблюдается уменьшение площади сечения кристаллитов в сравнении с базовым образцом, она находится в диапазоне от 673 до 30019 мкм² и от 3189 до 63598 мкм² соответственно.

Микроструктура металла сварных швов характеризуется наличием мелкодисперсного феррито-бейнита преимущественно игольчатой морфологии (рис. 4). Также наблюдаются локальные участки видманшеттового феррита с характерными игольчатыми образованиями (рис. 4, а).

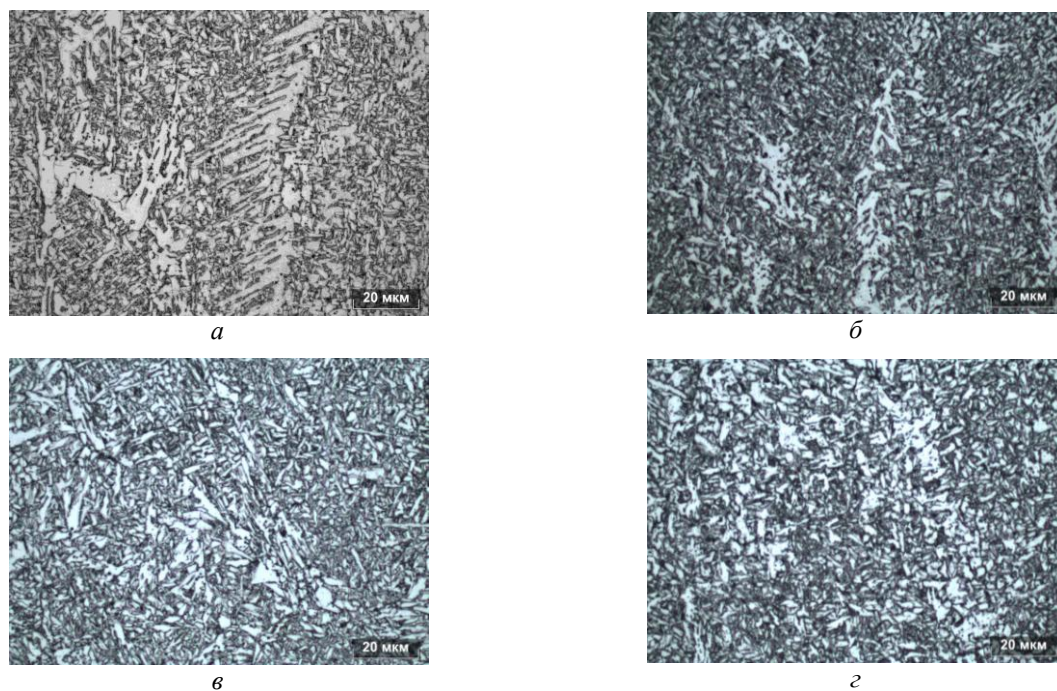


Рис. 4. Микроструктура металла сварных швов, выполненных электродами с различными инокулирующими добавками:
а – 0 %; б – 1,0 % WC; в – 1,0 % VC; з – 1,0 % TiC

Результаты механических испытаний металла сварных швов приведены в табл. 2. Анализ данных показывает, что при добавле-

нии порошков тугоплавких материалов привело к повышению прочностных свойств металла швов.

Таблица 2

Результаты механических испытаний металла сварных швов

№ образца	Временное сопротивление σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Ударная вязкость KCV ⁻⁴⁰ , Дж/см ²	Твердость по Виккерсу HV
1	686–692	575–589	109–115	238–254
2	760–785	680–700	57–77	259–263
3	830–860	730–770	31,5–38	238–263
4	758–773	633–641	39–50	250–277

Временное сопротивление разрыву возросло, в сравнении с базовым образцом, при добавлении 1,0 % WC на 74–93 МПа; при добавлении 1,0 % VC на 144–168 МПа; при добавлении 1,0 % TiC на 72–81 МПа. Предел текучести увеличился при добавлении 1,0 % WC на 105 – 111 МПа; при добавлении 1,0 % VC на 155 – 181 МПа; при добавлении 1,0 % TiC на 52–58 МПа. Твердость по Виккерсу возросла на 9–23 единицы HV, при этом максимальные значения не превышают 300 HV. Наблюдается снижение уровня ударной вязкости. В сравнении с базовым образцом значения KCV⁻⁴⁰ уменьшились в 1,5–2 раза при добавлении порошка 1,0 % WC и в 2,5–3 раза при добавлении 1,0 % порошков VC и TiC.

Выводы

Таким образом, на основе результатов проведенных исследований можно сформулировать следующие выводы:

1. Каждая из добавок порошков WC, VC, TiC в основное покрытие электродов обеспечила мелкокапельный перенос во время процесса сварки на токе 110А. При добавке 1,0 % порошка WC количество мелкогазовых электродных капель увеличилось на 14,68 %; при добавке 1,0 % порошка VC на 13,97 %; при добавке 1,0 % порошка TiC на 17,56 %.

2. В результате добавок порошков WC, VC, TiC кристаллиты металла сварных швов приняли более равновесное состояние, а максимальная площадь их сечения уменьшилась в 6–8 раз в сравнении с базовым образцом.

3. Добавки тугоплавких материалов в покрытие электродов привели к повышению значений временного сопротивления, предела текучести и твердости по Виккерсу металла сварных швов. При этом наблюдается снижение уровня ударной вязкости в 1,5–3 раза в зависимости от типа порошковой добавки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Имитация процессов структурообразования в трубных сталях при контролируемой прокатке с ускоренным охлаждением / М. Ю. Матросов, А. А. Кичкина [и др.] // *Металлург.* – 2007. – № 7. – С. 52–58.
2. Особенности подхода к оценке свариваемости низкоуглеродистых высокопрочных трубных сталей / Л. А. Ефименко, О. Ю. Елагина [и др.] // *Сварочное производство.* – 2010. – № 5. – С. 5–11.
3. Сварочные электроды для нефтегазового комплекса / И. Н. Зверева, А. Д. Картунов [и др.] // *Сварочное производство.* – 2016. – № 5. – С. 36–38.
4. Особенности структуры и свойства сварных швов трубной стали, выполненных электродами различных марок / И. Н. Зверева, А. Д. Картунов [и др.] // *Сварочное производство.* – 2017. – № 11. – С. 37–40.
5. Инокулирование сварочной ванны низкоуглеродистой стали ультрадисперсными тугоплавкими компонентами / М. А. Шекшеев, М. А. Полякова [и др.] // *Металлург.* – 2022. – № 12. – С. 63–68.
6. Шекшеев, М. А. Формирование структуры наплавленного металла низкоуглеродистой стали при различных технологических воздействиях / М. А. Шекшеев, Е. Н. Ширяева // *Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова.* – 2021. – Т. 19. – № 1. – С. 42–47.
7. Феноменологическая модель формирования центров кристаллизации в металлическом расплаве при сварке под влиянием ультрадисперсных тугоплавких компонентов / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак [и др.] // *Вопросы материаловедения.* – 2015. – № 4. – С. 159–168.
8. Перспективы применения расщепленного электрода для введения в сварочную ванну модификатора при наплавке сплава на основе Ni₃Al / И. В. Зорин, Ю. Н. Дубцов [и др.] // *Сварка и диагностика.* – 2021. – № 5. – С. 30–34.
9. Шекшеев, М. А. Опыт применения тугоплавких инокулирующих добавок при разработке покрытых электродов для сварки высокопрочных трубных сталей / М. А. Шекшеев // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение.* – 2023. – Т. 25. – № 2. – С. 87–93.
10. Шекшеев, М. А. Исследование влияния тугоплавких инокулирующих добавок на кинетику плавления сварочных покрытых электродов / М. А. Шекшеев // *Сварка и диагностика.* – 2024. – № 2. – С. 24–28.

УДК 620.174.25

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-81-86

*А. И. Горунов, О. А. Нюхляев***ВЛИЯНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 12X18H10T****Казанский национальный исследовательский технический университет
имени А. Н. Туполева – КАИ**

e-mail: aigorunov@kai.ru, 9wikolega@gmail.com

В работе изучено влияние ультразвуковых колебаний на структуру и механические свойства образцов из стали 12X18H10T.

Ключевые слова: акустические колебания, трехточечный изгиб, микротвердость, аустенитная сталь

*A. I. Gorunov, O. A. Nyukhlyayev***INFLUENCE OF ACOUSTIC VIBRATIONS ON THE STRUCTURE
AND PROPERTIES OF 12Cr18Ni10Ti STEEL SAMPLES****Kazan National Research Technical University named after A. N. Tupolev – KAI**

The paper studies the influence of ultrasonic vibrations on the structure and mechanical properties of 12X18H10T steel samples.

Keywords: acoustic vibrations, three-point bending, microhardness, austenitic steel

Требования к получению качественных сварных соединений для машиностроительных предприятий постоянно возрастают. Для создания глубокого проплавления металла с узкой зоной термического влияния требуются фокусированные источники лазерного излучения [1, 2].

Для обеспечения качественного сварного соединения требуется правильный выбор присадочных материалов, инструментов и оборудования, а также подходящая подготовка образцов. Для улучшения качества металла сварного шва может быть использованы дополнительные внешние воздействия такие как ультразвуковые колебания. Они влияют на конвекцию расплава и последующий процесс за твердевания за счет специфического воздействия кавитационных и акустических течений [3–5]. Применение ультразвуковых колебаний получило широкое распространение в литье. Применение ультразвука используется при дуговой и лазерной сварке. Однако большинство исследований проводится на фиксированной частоте в относительно узком диапазоне колебаний 20–40 кГц [6, 7]. Ранние исследования показывают, что влияние ультразвука на расплавы металлов может осуществляться в широком диапазоне [7, 8].

В настоящей работе проведено исследование влияния ультразвуковых колебаний на

структуру и свойства аустенитной нержавеющей стали марки 12X18H10T в процессе лазерной сварки. Для осуществления лазерно-акустической сварки использовались соноотроды с собственной частотой колебаний 15 (ниже ультразвука), 22, 40, 80, 100 кГц [9, 10].

На рис. 1 представлена микроструктура основного металла исходных образцов непосредственно перед сваркой. Микроструктура металла образца, предварительно полученного методом прокатки, состоит из α - и γ -фаз, а также наблюдаются двойники [11].

На рис. 2 представлены изображения микроструктуры металла в поперечном сечении сварных швов, полученных при различных акустических воздействиях. Форма швов во всех случаях одинакова с некоторыми изменениями геометрических размеров (рис. 4). Однако структура металла шва и его форма существенно изменяются при наложении акустических колебаний с частотой звука 15 кГц (рис. 2, б).

На рис. 2 показано распределение микротвердости в поперечном сечении шва на различной глубине образцов.

При этом можно видеть, что в центральной части шва образцов полученных лазерной сваркой, без дополнительной обработки ультразвуковыми колебаниями, происходит увеличение твердости (рис. 2, а).

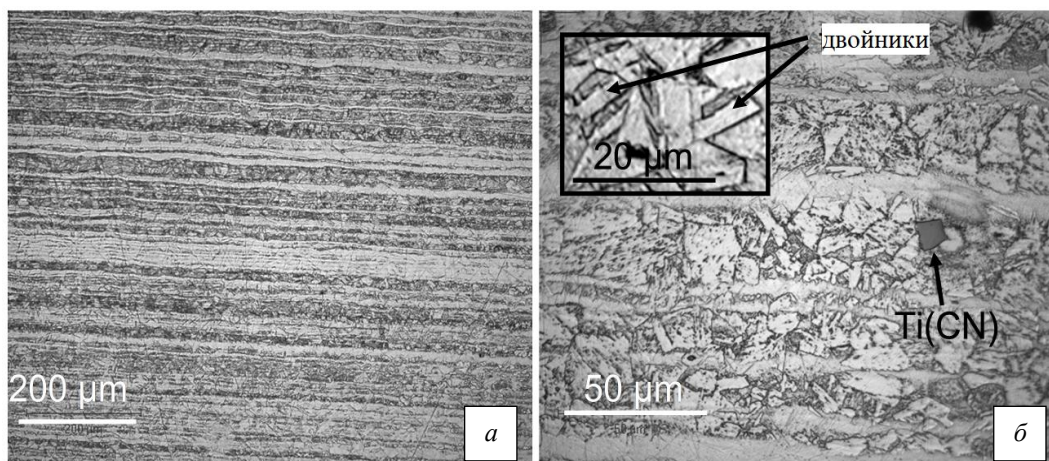


Рис. 1. Микроструктура основного металла из стали 12X18H10T при различном увеличении

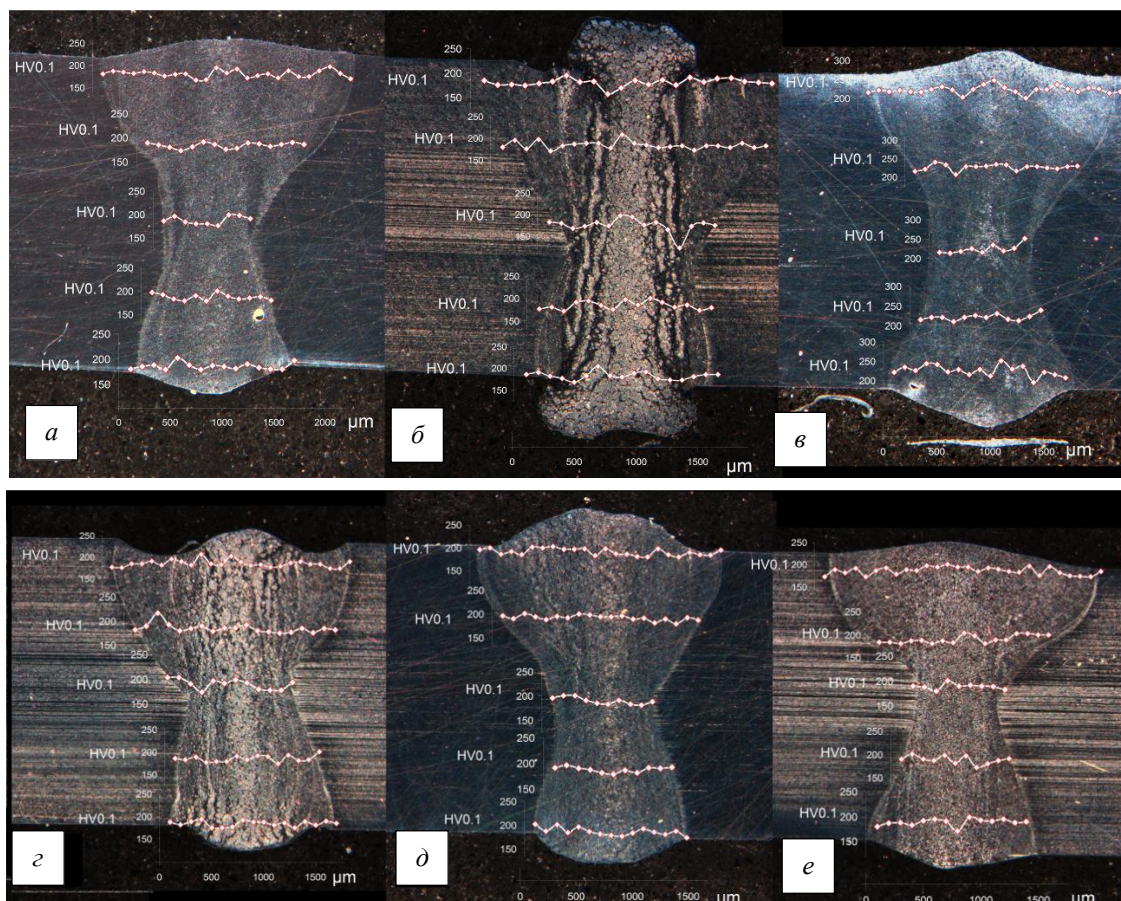


Рис. 2. Изображения сечений швов и распределения микротвердости при разной глубине шва: без акустического воздействия (а) и разных частотах наложенных акустических колебаний: 15 кГц (б); 22 кГц (в); 40 кГц (г); 80 кГц (д); 100 кГц (е)

Частота акустических колебаний 15 кГц при лазерной сварке приводит к увеличению разброса значений твердости в сварном шве по сравнению со сварным швом полученным лазерной сваркой без ультразвуковой обработки. Это можно объяснить локализацией ликвации

на границе зерен. При этом четко выражены вытянутые чередующиеся светлые и темные участки различного травления вдоль шва. Верхняя и нижняя части шва выступают за поверхность заготовки примерно на 1000 мкм, что в 3 раза больше, чем у шва, полученного без

наложенных акустических колебаний (рис. 3). Предположительно, это можно объяснить сонокапиллярным эффектом. Сонокапиллярный эффект представляет собой повышенное проникновение жидкости в капилляр, щель или трещину под действием приложенного акустического поля [12]. Явление наблюдается и в жидких металлах [12]. Можно предположить, что 15 кГц является «резонансной» частотой, благоприятной для проявления данного

эффекта в случае расплавления нержавеющей стали 12X18H10T [13].

На рис. 3 можно видеть исследование основных структурных зон металла сварных швов. На рис. 3, *а* видно, что при лазерной сварке без ультразвуковых колебаний в структуре шва присутствуют темные и светлые участки повышенного травления. При этом можно наблюдать разнотернистость металла (области отмечены красными пунктирными линиями).

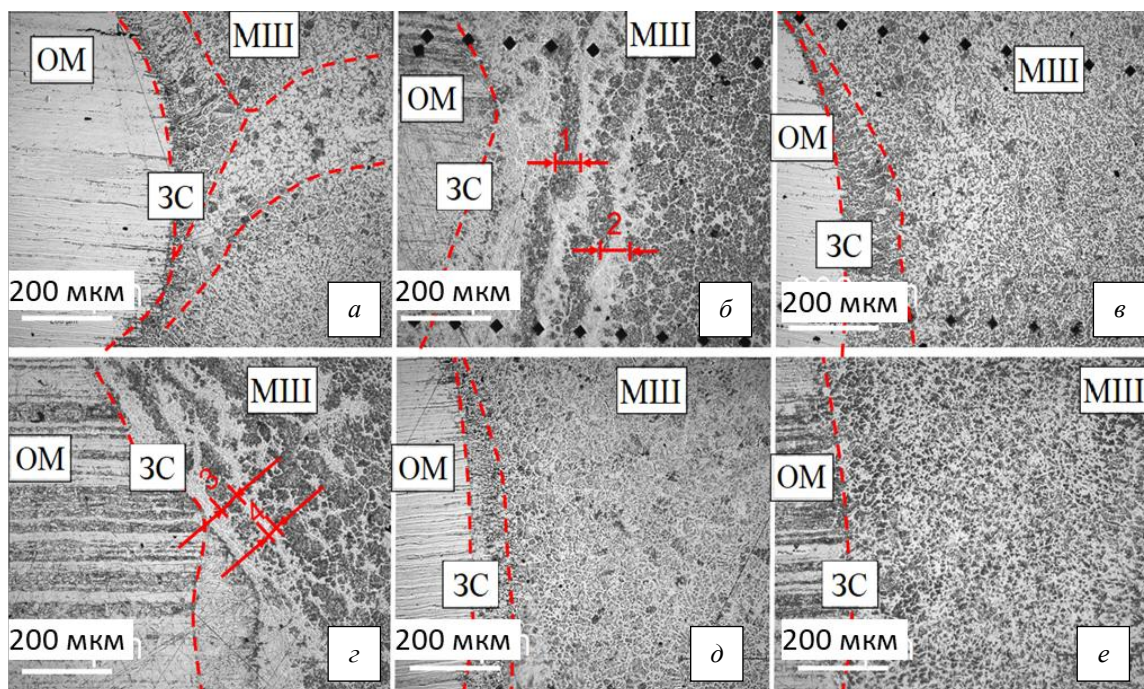


Рис. 3. Микроструктура зоны сплавления (ЗС) между основным металлом (ОМ) и металлом шва (МШ) без акустического воздействия (*а*) и на разных частотах акустических волн: 15 кГц (*б*); 22 кГц (*в*); 40 кГц (*г*); 80 кГц (*д*); 100 кГц (*е*)

На рис. 3, *б* показано воздействие ультразвуковых колебаний с частотой 15 кГц на микроструктуру сварного шва. В результате воздействия ультразвуковых колебаний образуются полосы различной травимости, характерные для темных (феррит + бейнит) и светлых (аустенит) фаз. Ширина темных полос составляет ~50 мкм, светлых ~100 мкм. В случае использования акустических колебаний с частотой 40 кГц, как показано на рис. 3, *г*, размеры этих полос заметно уменьшаются, достигая 20 мкм для светлых участков и 50 мкм для темных участков. На этом же изображении видно наличие более протяженной области с крупнозернистой структурой в зоне сварного шва. Максимальная ширина этой зоны в сварном шве, полученном без ультразвуковой обработки, составляет 210 мкм. Для сварного шва, подвергнутого воздействию ультразвуковых колебаний с частотой

22 кГц, ширина этой зоны уменьшается до 170 мкм. При обработке ультразвуком с частотой 80 кГц ширина этой зоны составляет всего 20–70 мкм, как показано на рис. 3, *д*. При введении акустических колебаний с частотой 100 кГц структура сварного шва становится однородной, а различные структурные зоны практически исчезают, что видно на рис. 3, *е*. Далее рассмотрим детальное исследование микроструктуры металла, полученного в результате сварки с использованием акустических колебаний разной частоты (рис. 4). На рис. 4, *а* показано наличие δ -феррита в микроструктуре сварного шва, который представлен сетчатой морфологией, причем размер его пластин достигает 50 мкм. Введение в зону расплава ультразвуковых колебаний частотой 15 кГц при лазерной сварке существенно изменяет характер формирования структуры. На рис. 4, *б* видно, что темные

и светлые полосы соответствуют областям аустенита и феррито-бенитной смеси, что подтверждается результатами измерений микротвердости. В этих областях твердость снижена по сравнению с аустенитной матрицей.

Использование ультразвуковых колебаний частотой 22 кГц в расплавленной ванне при лазерной сварке приводит к значительному разрушению и фрагментации пластинчатого δ -феррита, что продемонстрировано на рис. 4, в. Размер δ -феррита при этом уменьшается до 5–10 мкм, что в 10 раз меньше по сравнению с образцами, сваренными без применения ультразвука. На рис. 4, г показано, что воздействие ультразвука с частотой 40 кГц приводит к обра-

зованию высокодисперсного игольчатого феррита, а также появляются небольшие участки бейнита. Твердость темных участков в этих зонах также повышена по сравнению с аустенитной матрицей.

Применение ультразвуковых колебаний с частотой 80 кГц, как показано на рис. 4, е, способствует значительному измельчению структуры. В этих образцах наблюдается наличие скелетного δ -феррита по всей линии сварки. Наконец, при воздействии акустических колебаний с частотой 100 кГц, как видно на рис. 4, е, происходит образование высокодисперсного игольчатого феррита, который присутствует на фоне аустенитной матрицы.

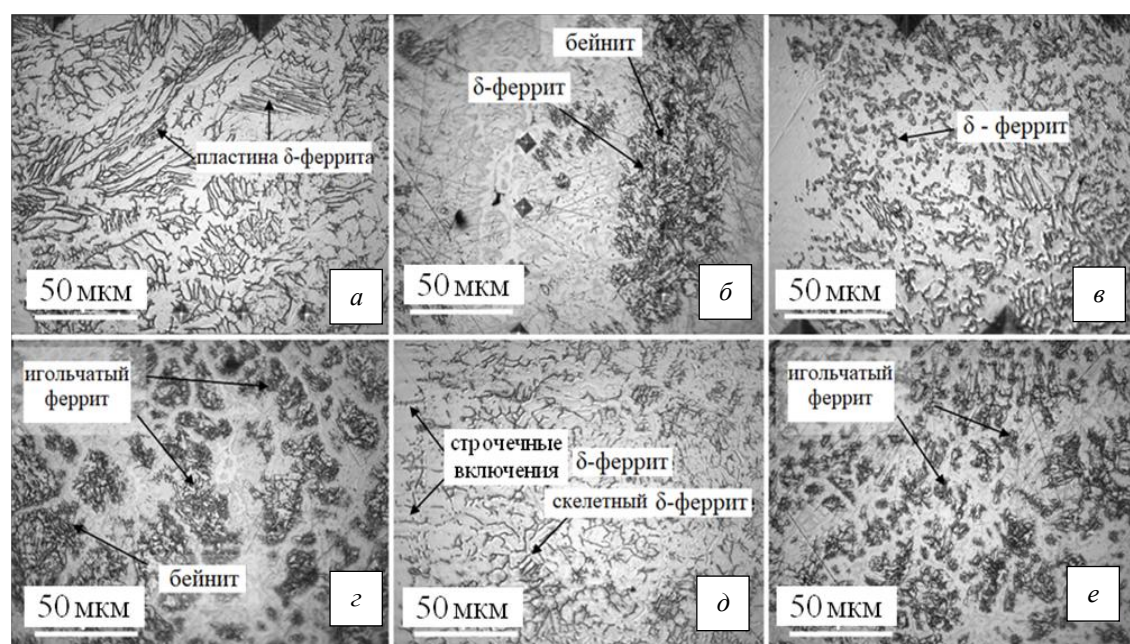


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения, полученного без применения акустических колебаний (а) и при разных частотах акустических колебаний: 15 кГц (б); 22 кГц (в); 40 кГц (г); 80 кГц (д); 100 кГц (е)

Для оценки влияния ультразвука на размеры и распределение твердости сварных соединений необходимо отдельно рассмотреть тип фаз, образующихся при акустической обработке сварных соединений. На рис. 5, а показано, что исходный металл содержит включения карбидов TiN и TiC, твердость которых в 10–12 раз превышает твердость α -фазы. Это свидетельствует о значительно большей твердости этих включений по сравнению с основным металлом. На рис. 5, б показано, что твердость пластинчатого феррита также выше, чем твердость аустенитной матрицы, что, в свою очередь, влияет на общую твердость сварного шва. Введение в процесс сварки акустических колебаний с частотой 15 кГц при-

водит к появлению химической неоднородности. На рис. 5, д, показано, что значение твердости бейнита выше по отношению к аустенитной матрице. Кроме того, на рис. 5, в видны крупные карбиды Ti(C,N), которые могут существенно влиять на физико-механические свойства сварного шва. На рис. 5, е можно наблюдать дисперсные глобулярные карбиды, образовавшиеся в металле швов, полученных лазерной сваркой под действием акустических колебаний с частотой 100 кГц. Это свидетельствует о том, что акустические колебания, вводимые в зону расплавленного металла, способствуют измельчению карбидов Ti(C,N), что может существенно влиять на качество сварки.

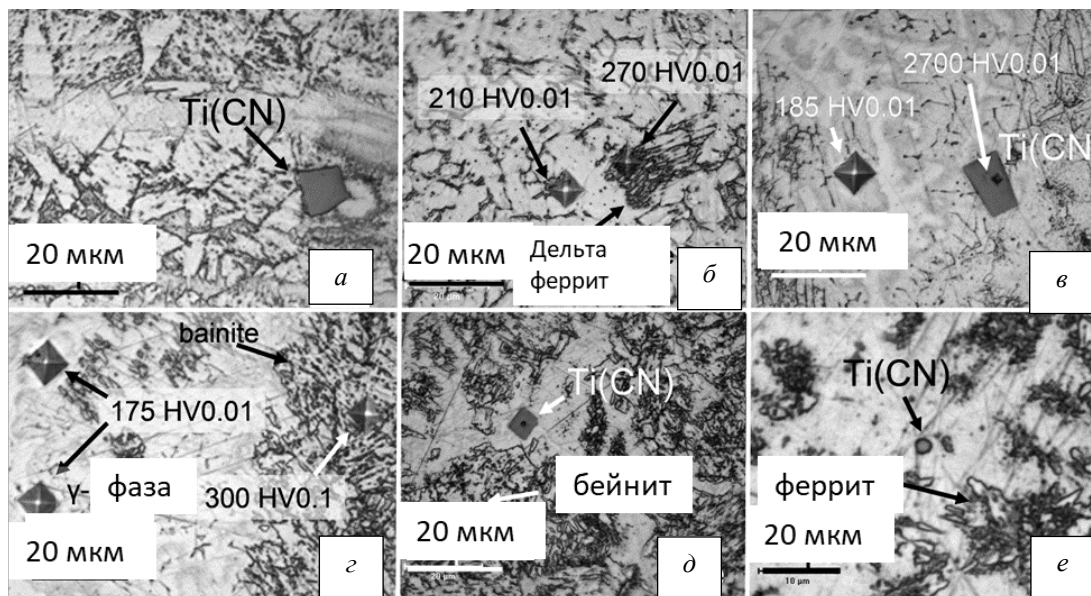


Рис. 5. Основной металл разной фазовой твердости из стали 12X18H10T (а), металл шва без акустики (б), 15 кГц (в, з), 40 кГц (д), 100 кГц (е)

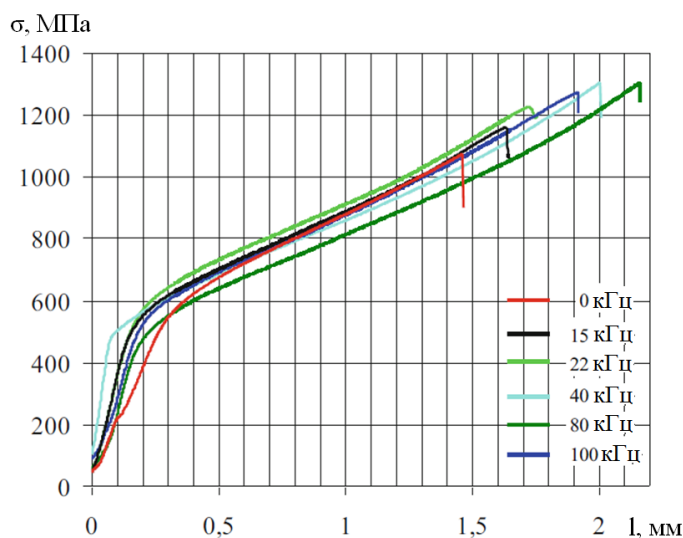


Рис. 6. Кривые трехточечного изгиба в координатах нагрузка-перемещение для образцов, сваренных при различных частотах ультразвуковой обработки сварного шва

Важным вопросом является то, как изменения микроструктуры сварного шва, вызванные ультразвуковой обработкой, влияют на его механические свойства. На рис. 6 показаны испытания сварных образцов на трехточечный изгиб, полученные при различных лазерно-акустических воздействиях. Кривая для образца, сваренного без акустического воздействия, показана красным цветом. Испытание на трехточечный изгиб показало, что все испытанные образцы имели хорошие пластические характеристики. Однако, как видно из рисунка, все образцы, сваренные с применением ультразвуковых колебаний, показали хорошую стойкость

к разрушению при изгибе. Максимальное значение прочности достигается при сварке образцов на частотах 80 и 40 кГц. Однако величина смещения образца, сваренного на частоте 80 кГц, имеет максимальное значение относительно других образцов. Снижение пластичности образца, сваренного при 40 и 100 кГц относительно образца, сваренного при 80 кГц можно объяснить наличием пор и трещин, как это было показано ранее. Видно, что напряжения и деформации образцов, сваренных с ультразвуковыми колебаниями частотой 80 кГц, соответственно в 1,3 и 1,5 раза выше по сравнению с образцом, сваренным без обработки ультра-

звук. Предположительно, повышение пластичности и прочности связано с отмеченным выше снижением пористости, фрагментацией пластин δ -феррита и снижением химической неоднородности в сварном шве.

Выводы

1. Применение ультразвуковых колебаний частотой 80 кГц в процессе лазерной сварки позволяет получить металл сварного шва с однородной структурой и химическим составом по сечению. С ростом частоты колебаний средние значения твердости уменьшаются, а максимальное значение твердости достигается при лазерной сварке с акустическими колебаниями с частотой 22 кГц. При этом в структуре металла обнаруживается скелетный δ -феррит, присутствующий по всему сварному шву.

2. Кавитация, вызванная акустическими колебаниями в расплавленном металле, приводит к схлопыванию крупных пузырьков. При этом микропоры, образующиеся в результате кавитации, служат центрами кристаллизации, что может объяснить эффекты измельчения микроструктуры и уменьшение размеров ферритных пластин. Предполагается, что при лазерной сварке с частотой ультразвуковых колебаний 15 кГц происходит возникновение сонокапиллярного эффекта в жидком металле.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Y. J. Chen, T. M. Yue, Z. N. Guo Laser joining of metals to plastics with ultrasound vibration Journal of Materials Processing Technology 2017; 249:441-451
2. D. M. Gureev Prospects for laser-ultrasound treatment for surface modification, welding modification, welding, and pattern

cutting, Journal of Russian Laser Research 1999;20:28-66

3. S. Yu. Tarasov, A. V. Vorontsov, S. V. Fortuna, V. E. Rubtsov, V. A. Krasnoveikin, E. A. Kolubaev Ultrasonic-assisted laser welding on AISI 321 stainless steel, Welding in the World 2019;63,3:875-886

4. Hung, J.C., Tsai, Y. P. and Hung, C. Development of a new apparatus for ultrasound vibration-assisted glass hot embossing process, Precision Engineering 2013;37:222-227.

5. Tsai, Y. P., Hung, J. C., Yin, L. C. and Hung, C. Ultrasound vibration-assisted optical glass hot embossing process, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 2012;60,12:1207-1213

6. Mousavi, S. A., Feizi, H. and Madoliat, R. Investigations on the effects of ultrasound vibrations in the extrusion process, Journal of Materials Processing Technology 2007;187:657-661.

7. Laugier, P., Haïat, G. Introduction to the Physics of Ultrasound, In Bone Quantitative Ultrasound, Springer, Dordrecht, Netherlands, 2011:29-45

8. Babitsky, V. I. and Kalashnikov, A. N. Ultrasound assisted turning of aviation materials, Journal of Materials Processing Technology, 2003, 132,1 :3157-3167.

9. Liao, Y. S., Chen, Y. C. and Lin, H. M. Feasibility study of the ultrasound vibration assisted drilling of Inconel superalloy, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2007;47,12:1988-1996.

10. Meiyang Li, Bin Han, Yong Wang, Lixin Song, Lanyang Guo Investigation on laser cladding high-hardness nanoceramic coating assisted by ultrasonic vibration processing, Optik - International Journal for Light and Electron Optics, 2016;127, 11:4596-4600

11. Rosenberg D. Physics and technology of powerful ultrasound. Volume 2. Powerful ultrasonic fields / Rosenberg D. - M.: Book on Demand, 2012. - 268 p.

12. Dmitry G. Eskin, Jiawei Mi Solidification Processing of Metallic Alloys Under External Fields, Part of the Springer Series in Materials Science book series (SSMATERIALS, volume 273) :2018,

13. Горюнов, А. И. Лазерная сварка образцов, полученных методами аддитивного производства / А. И. Горюнов, О. А. Нюхляев, О. В. Кудимов, А. Х. Гильмутдинов // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. – 2022. – Т. 78. – № 1. – С. 52–56.

УДК 544.6.018.4: 620.193

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-6-301-86-94

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

СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ОСАДКОВ СПЛАВА МЕДЬ – ЦИНК – НИКЕЛЬ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: valerifomichev@yandex.ru, savtchenko2@mail.ru, gap-vlg2001@mail.ru,
ggubarevich@mail.ru

Изучена структура электролитического осадка медь – цинк – никель. Исследовано влияние различных форм токов на процесс электроосаждения и свойства (твердость, внутренние напряжения) гальванических осадков медь – цинк – никель. Проведена оценка коррозионной стойкости полученных гальванических покрытий.

Ключевые слова: медь, цинк, никель, состав электролита, нестационарный электролиз, электроосаждение, твердость, внутренние напряжения, коррозионная стойкость

V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, A. P. Gubarevich, G. P. Gubarevich

STRUCTURE AND PHYSICAL-MECHANICAL PROPERTIES OF ELECTROLYTIC DEPOSITS OF COPPER – ZINC – NICKEL ALLOY

Volgograd State Technical University

The structure of copper – zinc – nickel electrolytic deposit was studied. The influence of different forms of currents on the process of electrodeposition and properties (hardness, internal stresses) of copper – zinc – nickel galvanic deposits was investigated. The corrosion resistance of the obtained galvanic coatings was assessed.

Keywords: copper, zinc, nickel, electrolyte composition, non-stationary electrolysis, electrodeposition, hardness, internal stresses, corrosion resistance

Введение

Физико-механические свойства электролитических металлов и сплавов (внутренние напряжения, твердость, прочность сцепления, пористость и т. д.) являются очень важной характеристикой качества покрытия, так как они определяют способность его противостоять внешним воздействиям и возможность применения в той или иной области техники [1].

Физико-механические свойства электролитических осадков могут значительно изменяться в зависимости от условий их электроосаждения, в частности, от природы и состава электролита, режима электролиза. Электролитический способ позволяет получать металлические покрытия с очень разнообразными, заранее заданными свойствами [2].

Развитие и совершенствование процесса электроосаждения металлов из водных растворов солей, а также их интенсификация идет по разным направлениям, в зависимости от специфики требований, предъявляемых к свойствам получаемых осадков [3].

Для получения электролитических осадков различных сплавов удобно было бы использовать технологические процессы, при которых электролиз проводился бы с простым составом электролита, а изменение свойств катодных осадков осуществлялось изменением электрического режима питания ванны. Использование нестационарных электрических режимов открывает такую возможность.

Применение периодически изменяющегося тока оказывает существенное влияние на электродный процесс. В этом случае по сравнению с электролизом на постоянном токе нарушается обычный ход и образование и рост кристаллов происходит при периодическом перераспределении центров кристаллизации и росте граней кристалла, что может приводить к изменению структуры катодного отложения и его свойств [4, 5].

Периодические изменения потенциала электрода, а следовательно, и заряда поверхности

может влиять на адсорбционные и поверхностные явления, что отражается на кинетике разряда ионов.

В свою очередь, чередование на электроде процессов разряда и ионизации, связанное с колебанием потенциала в процессе электролиза, может приводить к изменению состава катодного отложения в случае сопряженных систем. Поэтому особое значение имеет нестационарность процессов, вызванное периодическим током, которое может происходить, когда на катоде одновременно протекают две или более реакции [6].

Влияние форм тока на структуру и свойства гальванических осадков латуни, легированных никелем

Нами был выполнен фазовый анализ электролитических осадков латуни, легированной никелем. Тройной сплав медь-цинк – никель получали из электролита состава (г/л):

$\text{NiSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O} - 42; \text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O} - 25;$

$\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O} - 10; \text{KNaC}_4\text{H}_4\text{O}_6 \times 4\text{H}_2\text{O} - 250;$

$\text{NaOH} - 40; \text{pH } 13 - 13,5;$

температура 50 °С.

Рентгенографические исследования структуры осадков сплава проводились с применением метода дифракции рентгеновских лучей. Рентгенограммы снимались на приборе ДРОН-3.

Рентгенограмма металлургического сплава представляет собой ряд твердых растворов и имеет в зависимости от состава фазы α , β , γ , ϵ , η , где α -фаза является твердым раствором цинка в меди, а η -фаза – раствором меди в цинке, а остальные фазы представляют собой твердые растворы, но на основе интерметаллических соединений электронного типа, растворяющие чистые компоненты [7].

Для повышения механических качеств и химической стойкости латуни в нее вводят специальные добавки: алюминий, олово, марганец, никель и др. Из сравнения механических свойств латуни известно, что обрабатываться

могут только α и $(\alpha + \beta)$ -сплавы. Наиболее широкое применение на практике находят сплавы с содержанием цинка до 47 %. Каждый из добавленных специальных элементов сдвигает границу α и $(\alpha + \beta)$ -областей, поэтому при таком содержании цинка, при котором обычно получается α -латунь, в присутствии добавок может появиться $(\alpha + \beta)$ -структура. Однако, использование в качестве легирующей добавки никеля действует в обратном направлении. Если постепенно добавлять никель к $(\alpha + \beta)$ -латуни, то при определенном содержании никеля β исчезает и сплав становится однородной α -латунью [8].

Таким образом, представляется возможность путем изменения параметров периодического тока управлять составом продукта катодной реакции.

На основании вышеизложенного большой интерес представляет изучение влияния на фазовый состав сплава медь–цинк–никель (сплав латуни – многокомпонентный), полученный при использовании постоянного, однополупериодного, периодического с обратным импульсом и импульсного тока третьего компонента, т. е. никеля.

При осаждении сплава медь–цинк–никель при плотностях тока 1, 2 и 5 А/дм² для всех используемых форм и параметров тока (рис. 1) установлено, что сплав представляет собой неупорядоченный твердый раствор цинка в меди. На дифрактограмме обнаружено значительное размытие рефлексов твердого раствора, обусловленное малыми размерами блоков мозаики и значительными микроискажениями решетки твердого раствора [9].

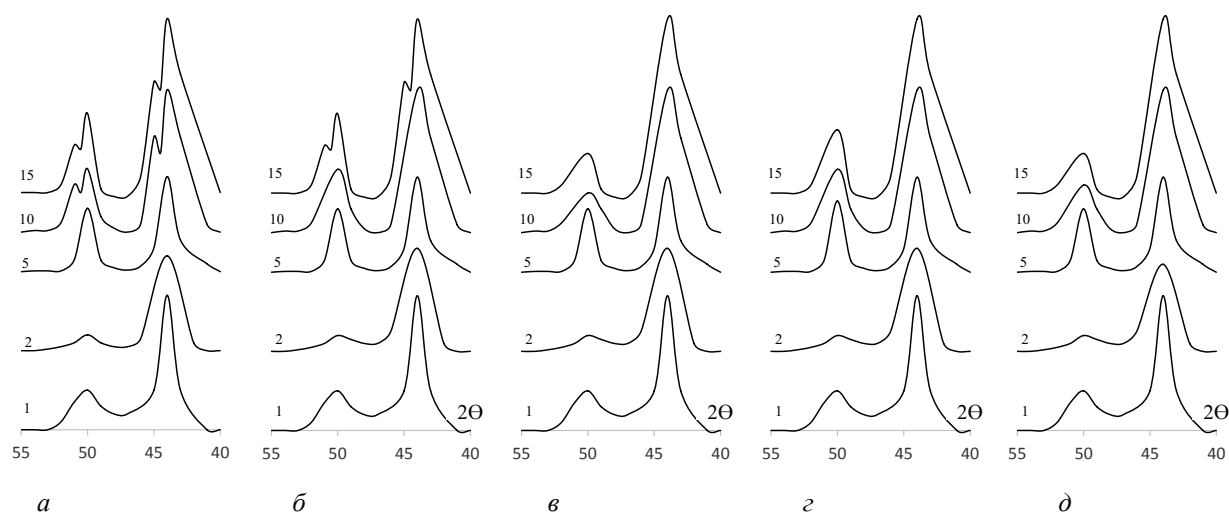


Рис. 1. Фрагменты дифрактограмм сплава медь – цинк – никель, полученного при плотностях тока, указанных числами у кривых (1, 2, 5, 10, 15 А/дм²):
а – на постоянном токе; б – на однополупериодном токе; в, г – на периодическом токе с обратным импульсом с $I_m^{np}/I_m^{обp}$ соответственно равным 6 и 2; д – на импульсном токе с $\nu = 50$ Гц, $\tau = 10^{-3}$ с

На больших скоростях осаждения сплава (10 и 15 А/дм²) на постоянном и однополупериодном токе образуется система двух твердых растворов с параметрами кристаллической решетки, равными 3,69 и 3,63 Å. Следует отметить, что при электроосаждении сплава на периодическом токе с обратным импульсом и на импульсном токе однородный твердый раствор образуется во всем интервале используемых плотностей тока, причем при $I_m^{np}/I_m^{обp} = 6$ осадки сплава заметно текстурированы.

Таким образом, на основании рентгенофазового анализа электролитического сплава медь–цинк–никель, полученного из тартратно-

го электролита, установлено, что осаждение сплава постоянным и однополупериодным током не позволяет получить однородный твердый раствор цинка в меди во всем интервале используемых плотностей тока. Применение же периодического тока с обратным импульсом и импульсного тока дает возможность получать однородный раствор.

Микротвердость и микроструктура сплава медь – цинк – никель

Твердость гальванических покрытий находится в самой тесной связи со структурой электролитических осадков, которая в свою очередь

зависит от условий электролиза (состава электролита, температуры электролита, плотности тока и т. д.) [10].

Известно также, что по абсолютному значению твердость электролитических сплавов несколько больше, чем у соответствующих металлургических сплавов. Это можно объяснить различной величиной зерна. У электролитических сплавов размер кристаллов значительно меньше, чем у металлургических, что связано с включением в них водорода и различных примесей, которые вызывают искажение кристаллической решетки [11, 12].

Использование для электроосаждения металлов и сплавов нестационарных электрических режимов оказывает влияние на твердость

электролитических осадков. Влияние периодического тока связывают с характером анодного процесса [13]. В тех случаях, когда анодный цикл способствует включению посторонних частиц в осадок, происходит увеличение твердости, а когда количество включений уменьшается – твердость снижается.

На рис. 2 представлены экспериментальные данные по изучению зависимости микротвердости осадков сплава медь–цинк–никель от плотности тока при использовании постоянного, однополупериодного, периодического с обратным импульсом и импульсного тока, которые показывают, что с увеличением плотности тока твердость сплава увеличивается для всех используемых форм тока.

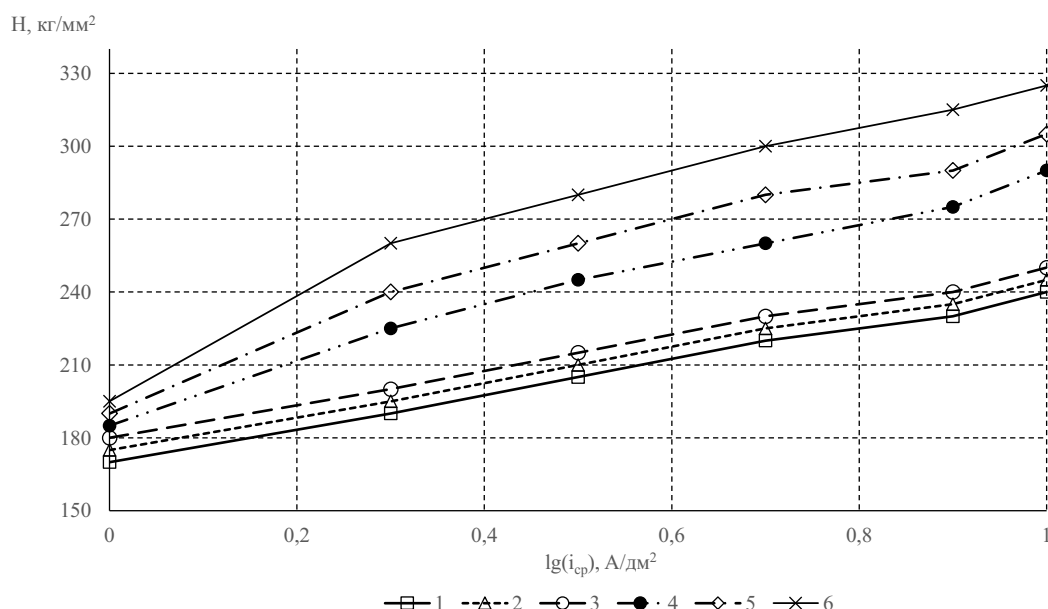


Рис. 2. Зависимость микротвердости (H , кг/мм²) осадков сплава медь – цинк – никель от плотности тока ($\lg i_{кр}$; $i_{кр}$ в А/дм²), полученных:
 1 – на постоянном токе; 2 – на однополупериодном пульсирующем токе; 3, 4, 5 – на периодическом токе с обратным импульсом с I_m^{np}/I_m^{op} соответственно равным 10, 6, 2; 6 – на импульсном токе с $\nu = 50$ Гц, $\tau = 10^{-3}$ с

Однако твердость электролитических осадков, полученных на периодическом токе, выше, чем у осадков, полученных на постоянном токе (при всех прочих одинаковых условиях). Так при одних и тех же средних за период плотностях тока, чем больше амплитудная плотность тока во время прямого импульса, тем выше твердость осадков сплава. Подобная зависимость объясняется тем, что с ростом амплитудной плотности тока в сплаве увеличивается содержание никеля, а также увеличением катодной поляризации при электроосаждении сплава, а следовательно, и уменьшением размеров кристаллов, что согла-

суется с данными по изучению микроструктуры осадков сплава медь–цинк–никель [9, 14].

Представленные на рис. 3 данные по изучению микроструктуры сплава показывают, что осадки, полученные при плотности 5 А/дм² на постоянном токе имеют более крупнозернистую структуру. Применение при электроосаждении сплава периодического тока позволяет получать осадки менее шероховатые, более мелкокристаллические и практически беспористые. Структура осадка из кристаллической переходит в рентгеноаморфную, текстурная ориентация нарушается.

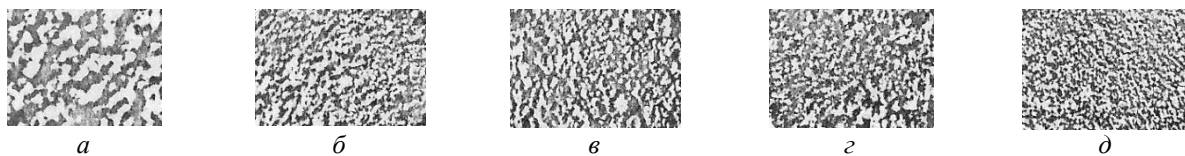


Рис. 3. Микроструктура осадков сплава медь – цинк – никель, полученных при $i_{cp} = i_{пост} = 5 \text{ A/дм}^2$:
 а – на постоянном токе; б – на однополупериодном пульсирующем токе; в, г – на периодическом токе с обратным импульсом с $I_m^{np}/I_m^{обp}$ соответственно равным 6 и 2; д – на импульсном токе с $\nu = 50 \text{ Гц}$, $\tau = 10^{-3} \text{ с}$

Таким образом, применение при электроосаждении сплава периодического тока позволяет воздействовать на процесс электрокристаллизации осадка сплава медь–цинк–никель, а через него на механические и эксплуатационные характеристики покрытия.

Внутренние напряжения электролитических осадков сплава медь – цинк – никель

Под внутренними напряжениями, которые оказывают значительное влияние на качество электролитических покрытий, понимают напряженное состояние осадка (результат различных структурных искажений), выражающееся в сжатости или растянутости осадка по сравнению с нормальным состоянием. Искажение структуры электролитических осадков может возникнуть в результате изменения параметров кристаллической решетки, изменения размера кристаллов, образования химических соединений металла с примесями, находящимися в электролите [15].

Существенное влияние на внутренние напряжения электролитических осадков оказы-

вает используемая при их электроосаждении форма тока.

Так, например, при электроосаждении никеля наблюдается снижение внутренних напряжений в осадках при наложении переменного тока на постоянный [16]. Причем, наибольший эффект снижения внутренних напряжений в никелевых осадках наблюдается при соотношении напряжений переменного и постоянного тока равном шести.

При изучении внутренних напряжений в осадках меди при электролизе реверсированным током установлено, что при напряжениях растяжения реверсированный ток увеличивает внутренние напряжения, а при напряжениях сжатия уменьшает их по сравнению с электролизом на постоянном токе [17].

В работе были измерены внутренние напряжения осадков сплава медь-цинк-никель методом деформации гибкого катода при плотности тока 5 A/дм^2 . Установлено, что электролитических осадков сплава характерны внутренние напряжения (рис. 4).

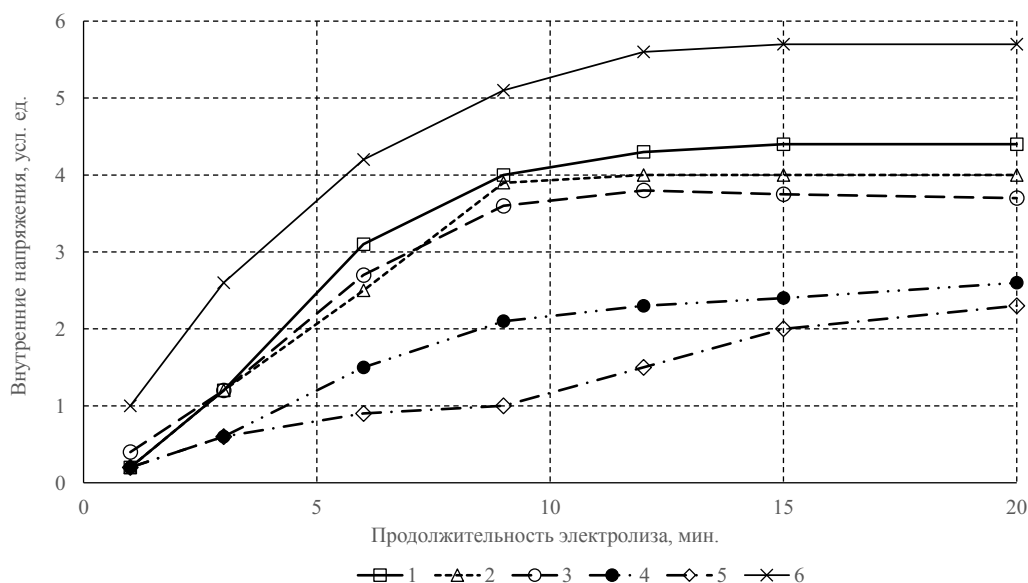


Рис. 4. Зависимость внутренних напряжений осадков сплава медь – цинк – никель от продолжительности электролиза при $i_{cp} = i_{пост} = 5 \text{ A/дм}^2$, полученных:

1 – на постоянном токе; 2 – на однополупериодном пульсирующем токе; 3, 4, 5 – на периодическом токе с обратным импульсом с $I_m^{np}/I_m^{обp}$ соответственно равным 10, 6, 2; 6 – на импульсном токе с $\nu = 50 \text{ Гц}$, $\tau = 10^{-3} \text{ с}$

Использование при электролизе однополупериодного и периодического тока с обратным импульсом приводит к снижению внутренних напряжений в сплаве по сравнению с электролизом на постоянном токе (кривая 1 в сравнении с кривыми 2–4), причем с уменьшением соотношения прямого и обратного импульсов происходит уменьшение внутренних напряжений в осадках сплава. Наибольшие внутренние напряжения наблюдаются у покрытий, полученных на импульсном токе (кривая 5), что вероятно связано со значительно большим содержанием в сплаве никеля по сравнению с использованием для электролиза других форм тока. Известно, что электролитические осадки никеля обладают большими внутренними напряжениями [16].

Коррозионные испытания сплава медь – цинк – никель

Для изучения защитных свойств гальванического сплава медь–цинк–никель были замечены изменения потенциала во времени для системы «основа – металлическое покрытие», что позволяет определять суммарный коррозионный ток и характер защиты гальванического покрытия [18].

Методика исследования

На стальную основу (сталь 10) наносились гальванические покрытия сплавом толщиной 1, 5, 10, 20 и 50 мкм из тартратного электролита. Потенциалы образцов с покрытиями измерялись компенсационным методом в 0.1 моль-экв./л растворе хлорида натрия. Образцы выдерживались без тока 10 минут, а при каждой плотности тока 5 минут.

Для сравнения коррозионной стойкости образцов, покрытых сплавом медь–цинк–никель, исследования проводились на образцах, полученных на постоянном токе, на периодическом с обратным импульсом (при $I^{np}/I^{obr}=6$) и на импульсном токе.

На рис. 5–7 представлены зависимости потенциала основы (кривая 1) и системы «сплав – основа» (кривые 2–6) при различных толщинах гальванического покрытия от времени для указанных выше форм тока.

Наиболее заметное изменение потенциала системы «сплав – основа» происходит в течение первого часа коррозионных испытаний; при дальнейшем увеличении времени выдержки образцов с покрытием в растворе хлорида натрия изменение потенциала системы во времени становится менее значительным.

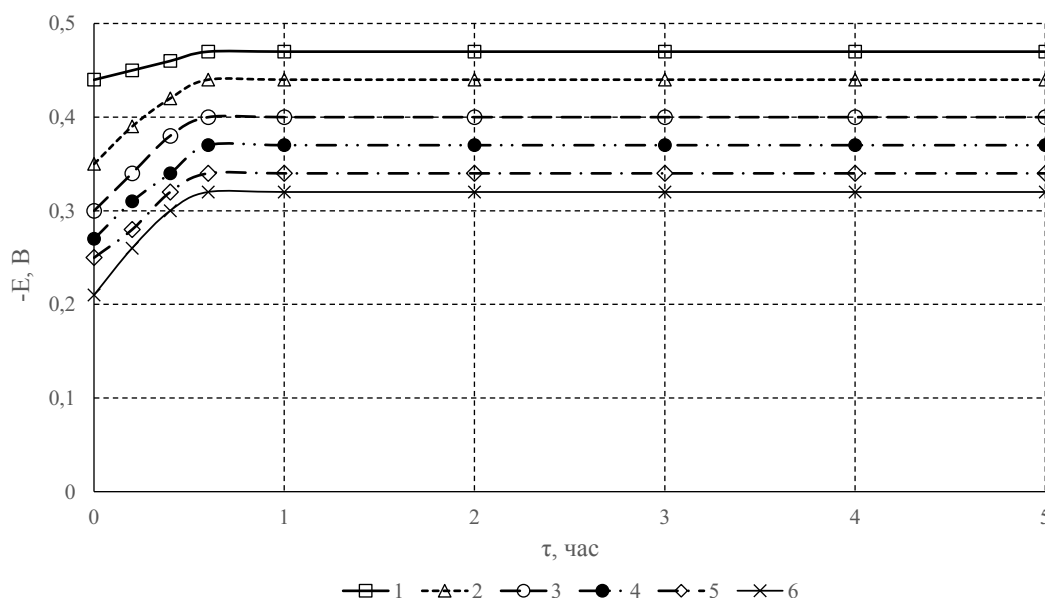


Рис. 5. Изменение потенциалов двухэлектродной системы во времени при температуре 25 °С, включающей гальванические покрытия, в растворе NaCl 0.1 моль-экв./л:
1 – сталь; 2–6 – сплав медь – цинк – никель, полученный на постоянном токе толщиной соответственно 1, 5, 10, 20, 50 мкм

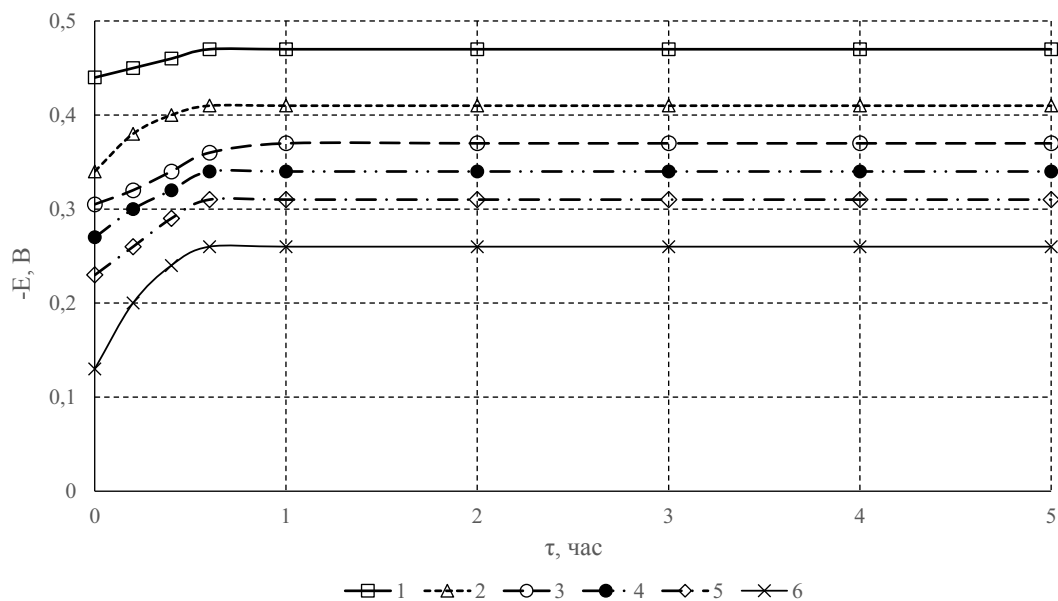


Рис. 6. Изменение потенциалов двухэлектродной системы во времени при температуре 25°C , включающей гальванические покрытия, в растворе NaCl 0.1 моль-экв./л. :
 1 – сталь; 2–6 – сплав медь – цинк – никель, полученный на периодическом токе с обратным импульсом с $I_m^{\text{пр}}/I_m^{\text{обр}} = 6$, толщиной соответственно 1, 5, 10, 20, 50 мкм

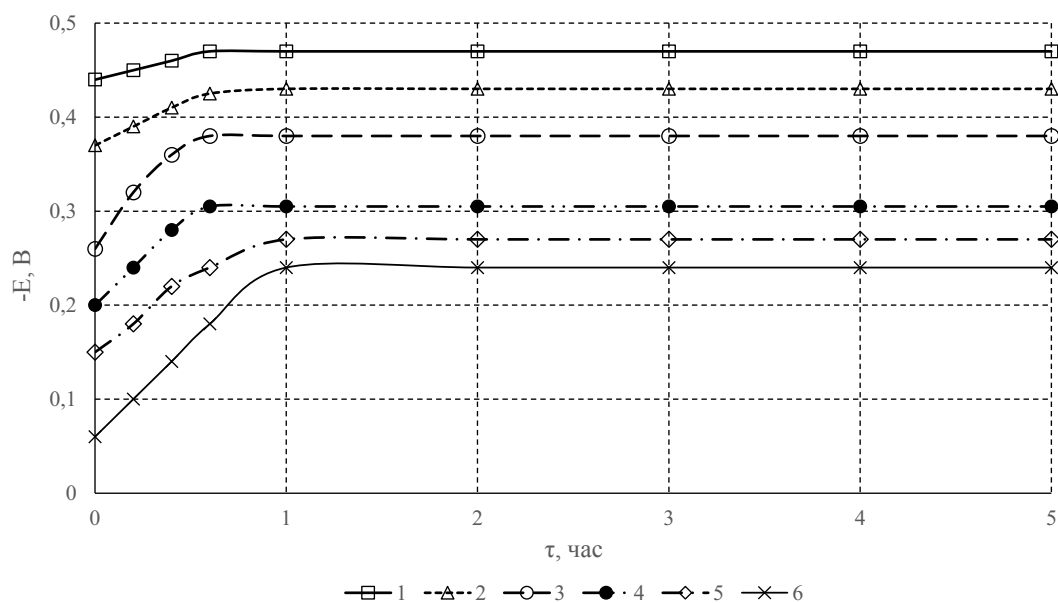


Рис. 7. Изменение потенциалов двухэлектродной системы во времени при температуре 25°C , включающей гальванические покрытия, в растворе NaCl 0.1 моль-экв./л. :
 1 – сталь; 2–6 – сплав медь – цинк – никель, полученный на импульсном токе толщиной соответственно 1, 5, 10, 20, 50 мкм

Влияние форм тока и его параметров на защитные свойства сплава медь – цинк – никель, полученного из электролита, состава, г/л:
42 – NiSO₄×7H₂O, 25 – CuSO₄×5H₂O, 10 – ZnSO₄×7H₂O, 250 – KNaC₄H₄O₆×4H₂O, 40 – NaOH;
при pH = 13-13,5, температуре 50 °C, $i_{\text{кр}} = i_{\text{пост}} = 5 \text{ А/дм}^2$

Форма тока	Толщина покрытия	Коррозионный ток, мкА/см ²
постоянный	1	27
	5	22
	10	20
	20	9
	50	5
периодический с обратным импульсом с $I_{\text{м}}^{\text{пр}}/I_{\text{м}}^{\text{обр}} = 6$	1	23,5
	5	18,5
	10	16
	20	5
	50	3
импульсный ($\nu = 50 \text{ Гц}$, $\tau = 10^{-3} \text{ с}$)	1	23
	5	14
	10	3
	20	2
	50	1

Экспериментальные данные, характеризующие зависимость тока коррозионных элементов от толщины покрытия для различных форм тока, приведены в таблице. Данные таблицы показывают, что увеличение толщины покрытия снижает коррозионный ток, т. е. увеличивает его защитные свойства, а использование нестационарных режимов электролиза позволяет получать сплав, обладающий более высокими защитными свойствами по сравнению с использованием постоянного тока. Это объясняется тем, что осадки сплава, полученные на периодическом токе, имеют более мелкозернистую структуру, а увеличение толщины покрытия делает осадки менее пористыми.

Выводы

1. Рентгенофазовым анализом установлено, что электролитический сплав медь–цинк–никель, полученный на постоянном и пульсирующем (однополупериодном) токе представляет собой неупорядоченный твердый раствор цинка в меди (α – твердый раствор). Применение периодического тока с обратным импульсом и импульсного тока в интервале плотностей тока 1.0 – 10 А/дм² позволяет получать однородный α – твердый раствор сплава.

2. Установлено, что при всех прочих одинаковых условиях твердость электролитических осадков, полученных на периодическом токе выше, чем у осадков, полученных на постоянном токе. Чем больше амплитудная плотность

тока (при одной и той же средней за период плотности тока), тем выше твердость сплава. Осадки сплава, полученные при электролизе как постоянным, так и периодическим током, практически беспористы и обладают хорошим сцеплением с основой.

3. Для электролитического сплава медь–цинк–никель характерны внутренние напряжения сжатия, которые в случае использования однополупериодного и периодического тока с обратным импульсом меньше, а в случае электролиза на импульсном токе больше, чем при электроосаждении сплава на постоянном токе.

4. Установлено, что использование для электроосаждения сплава периодического тока позволяет получать покрытия, обладающие более высокими защитными свойствами по сравнению с использованием постоянного тока.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вячеславов, П. М. Электролитическое осаждение сплавов / П. М. Вячеславов. – Л. : Машиностроение, 1986. – 112 с.
2. Рачинская, В. С. Исследования в области электроосаждения металлов / В. С. Рачинская, Н. А. Бучене, Ю. Ю. Матулис // Материалы 11 республиканской конференции по электрохимии. – Литовская ССР, Вильнюс, 1971. – С. 51.
3. Ваграмян, А. Т. Методы исследования электроосаждения металлов / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева. – М. : АН СССР, 1960. – 448 с.
4. 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.

5. Bradley P., Roy S., Landolt D. Pulse Plating of Copper-Nickel Alloys from a Sulfamate Solution. // J. of the Chemical Society, Faraday Transactions. - 1996. - Vol.92, P. 4015-4019.
6. Пурин, Б. А. Электроосаждение металлов из пирофосфатных электролитов / Б. А. Пурин. – Рига : Зинатне, 1975. – 196 с.
7. Гамбург, Ю. Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов / Ю. Д. Гамбург. – М. : Янус-К, 1997. – 296 с.
8. Hanwei Hey, Shoya Jia. Direkt Elektrodeposition of Cu-Ni-W Alloys for the Liners for Shaped Charges // J. Mater. Sci. Technol. - 2010. - V. 26. №5, P. 429-432.
9. Патент SU №4846387/26, 03.07.1990. Способ электроосаждения сплава медь–никель // Патент СССР №1756384, 23.08.1992. Бюл. №31 / Качурина О. М., Втюрин А. П., Петряев С. В.
10. Севастьянов, Н. В. Электроосаждение и физико-механические свойства сплава медь–никель из сульфосалицилатно-аммиачного электролита / Н. В. Севастьянов // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение. – 2015. – № 6. – С. 112–120.
11. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ. : в 3 т. / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 2001. – Т. 1, кн. 1. – 872 с.
12. Hanwei Hey, Shoya Jia. Direkt Elektrodeposition of Cu-Ni-W Alloys for the Liners for Shaped Charges // J. Mater. Sci. Technol. - 2010. - V. 26, №5. - P. 429-432.
13. Rode, S., Henninot, C., Matlosz, M. Complexation Chemistrie in Nickel and Copper Nickel alloy Plating from Citrate Baths//J. of The Electrochemical Society. - 2005. - Vol.152. P. 248-254.
14. Никифорова, Е. Ю. Закономерности электрохимического поведения металлов при наложении переменного тока / Е. Ю. Никифорова, А. Б. Климик // Вестник Тамбовского государственного технического университета, 2009. – Т. 15, № 3. – С. 604–613.
15. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений : монография / Н. Б. Березин [и др.]. – Казань : Казанский государственный технологический университет, 2006. – 282 с.
16. Кутыгин, Е. Н. Расчет внутренних напряжений электролитических осадков / Е. Н. Кутыгин, В. А. Зыбин, В. Т. Фомичев // Защита металлов. – 1982. – Т. 18, № 4. – С. 661–664.
17. Ковенский, И. М. О природе внутренних напряжений в электролитических осадках / И. М. Ковенский, В. В. Поветкин // Журн. прикл. химии. –1989. – № 1. – С. 1283–1290.
18. Власов, Д. Ю. Обеспечение эксплуатационных свойств покрытий цинком, никелем и сплавом цинк–никель с использованием потенциостатического импульсного электролиза : дис. канд. техн. наук / Д. Ю. Власов. – Пенза : Пенз. гос. ун-т, 2014. – 201 с.

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 2025 г. Поз. № 5ж. Дата выхода в свет 30.06.2025 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л. 11,48
. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 271.

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.