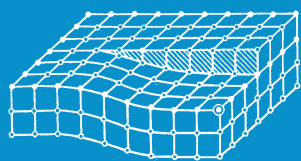


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия

Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 2 (285)

2024

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук,
президент 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
Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
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., 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., 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)

Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук,
(Институт физики металлов УрО РАН
г. Екатеринбург, Россия)

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.: 8-960-893-73-96

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

№ 2 (285)

Февраль 2024

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: president@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*

© Волгоградский государственный технический университет,
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2024

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, President 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

Grinberg B. A., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS (Ekaterinburg, Russia)

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., 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)

Navrotskiy A. V., 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)

Pustovoit 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)

Truel 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 Federation, D. Sc. (Engineering), Prof.

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), (Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS, Komsomolsk-on-Amur)

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

Grinberg B. A., D. Sc. Physical and Mathematical Sciences, (Institute of Metal Physics, Ural Division of RAS Ekaterinburg, Russia)

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 Material Science named after A. A. Baykov)

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

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.

Index of the magazine according to the united catalog
«Press of Russia» – 80811.
https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 2 (285)
February
2024

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: president@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. 25, 28
Адаменко Н. А. 25, 28
Аскарова Р. Н. 47
Бекренев Н. В. 32
Богданов А. И. 6
Гильмутдинов И. М. 47
Гребенщикова М. М. 36
Гринцов В. Д. 6
Губаревич Г. П. 77
Гуревич Л. М. 64
Гурулев Д. Н. 20
Даненко В. Ф. 54
Дробот Л. Ю. 25
Егоров А. С. 32
Злобина И. В. 32
Казанкин В. А. 52
Казанкина Е. Н. 52
Красиков П. П. 60
Крохалев М. В. 11
Кузнецов С. А. 11
Кулевич В. П. 6
Куц Л. Е. 41
Лапин И. В. 47
Лысак В. И. 60
Людмирский Ю. Г. 70
Миронов Н. О. 25
Мордовцев Н. А. 70
Муругов Д. А. 60
Нескоромный С. В. 70
Палагин Н. А. 25
Перинская И. В. 41
Полесский О. А. 60
Разуваев М. А. 6
Рзаев Р. А. 64
Рогачев С. А. 20
Родионов И. В. 41
Савинов А. В. 60
Савченко А. В. 77
Слаутин О. В. 11
Стрижаков Е. Л. 70
Тумашев А. С. 54
Устинов П. Н. 41
Фомичев В. Т. 77
Чистяков А. С. 28
Чудин А. А. 60
Шариков А. А. 54
Шморгун В. Г. 6, 11
Шолохова Н. Е. 54

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгул В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Разуваев М. А., Гринцов В. Д.</i> Исследование структуры и состава покрытия на титане VT1-0 после жидкостного алитирования.....	6
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Кузнецов С. А., Крохалев М. В.</i> Моделирование температурного поля при лазерном поверхностном легировании титана VT1-0.....	11
<i>Гурулев Д. Н., Рогачев С. А.</i> Поведение титано-алюминиевого композиционного материала при холодной прокатке.....	20

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Дробот Л. Ю., Палагин Н. А., Миронов Н. О.</i> Влияние взрывной обработки на структуру и свойства вторичного фторопласта-4.....	25
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С.</i> Взрывное прессование полисульфона.....	28
<i>Злобина И. В., Бекренев Н. В., Егоров А. С.</i> Влияние ультразвуковой обработки монослоя, сформированного путем трехмерной печати из композиционного препрега, на его повреждение при воздействии перерезывающих нагрузок.....	32
<i>Гребенищикова М. М.</i> Получение наноструктурированных биологически активных покрытий на основе нитрида гафния для медицинских имплантатов и медицинских инструментов за счет активации поверхности потоком низкоэнергетических ионов.....	36
<i>Родионов И. В., Устинов П. Н., Перинская И. В., Куц Л. Е.</i> Влияние режимов лазерной наплавки порошка карбида вольфрама на характеристики поверхности стали 12X18H10T.....	41
<i>Лапин И. В., Гильмутдинов И. М., Аскарова Р. Н.</i> Получение пористой меди разложением порообразующих частиц.....	47

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i> Исследование параметров контакта при сплющивании единичного конуса плоской поверхностью.....	52
<i>Тумашев А. С., Даненко В. Ф., Шолохова Н. Е., Шариков А. А.</i> Об использовании отработанных оправок прокатного стана для изготовления матричных колец прессовых линий ТПЦ-2 в условиях АО «ВТЗ».....	54

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

<i>Савинов А. В., Полесский О. А., Лысак В. И., Чудин А. А., Красиков П. П., Муругов Д. А.</i> Статические характеристики дуги переменного тока с неплавящимся электродом.....	60
<i>Рзаев Р. А., Гуревич Л. М.</i> Методы моделирования температуры и перемещения материала при сварке трением с перемешиванием.....	64
<i>Стрижаков Е. Л., Нескоромный С. В., Людмирский Ю. Г., Мордовцев Н. А.</i> Методы магнитно-импульсной сварки.....	70
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Исследование коррозионной стойкости гальванических покрытий сплавом кобальт-молибден.....	77

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.793.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-6-11

В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, М. А. Разуваев, В. Д. Гринцов

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА ПОКРЫТИЯ НА ТИТАНЕ VT1-0 ПОСЛЕ ЖИДКОСТНОГО АЛИТИРОВАНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Приведены результаты исследований структуры, химического и фазового состава покрытия, сформированного на поверхности технического титана VT1-0 после его алитирования погружением в расплав. Показано, что в результате алитирования на поверхности титана формируется сплошное покрытие толщиной ~15–30 мкм без дефектов кристаллизационного характера. На границе раздела «покрытие-титан» присутствуют глобулярные наноразмерные включения состава ~83–84 ат. % Al и ~16–17-ат. % Ti, соответствующие соединению TiAl₃, наиболее богатому алюминием.

Ключевые слова: алитирование, титан VT1-0, диффузия, покрытие.

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, M. A. Razuvaev, V. D. Grintsov

STUDY OF THE STRUCTURE AND COMPOSITION OF COATING ON VT1-0 TITANIUM AFTER LIQUID ALUMINIZING

Volgograd State Technical University

The studies results of the structure, chemical and phase composition of the coating formed on the surface of technical VT1-0 titanium after its aluminizing by immersion in the melt are presented. It has been shown that as a result of aluminizing, a continuous coating with a thickness of ~15–30 μm without crystallization defects is formed on the titanium surface. At the “coating-titanium” interface there are globular nanosized inclusions with a composition of ~83–84 at. % Al and ~16–17-at. % Ti, corresponding to the TiAl₃ intermetallic, which is the richest in aluminum.

Keywords: aluminizing, titanium VT1-0, diffusion, coating.

Одним из эффективных способов повышения эксплуатационной надежности и срока службы деталей из титановых сплавов, работающих в условиях высокотемпературного окисления, является создание на их поверхности покрытий на основе алюминидов титана [1]. Основными технологиями получения таких покрытий являются лазерный синтез [2, 3], напыление [4–6], СВС [7], различные варианты осаждения [8–11], наплавки [12]. К главным недостаткам указанных технологических приемов следует отнести высокую энергоемкость, сложность оборудования, ограниченные возможности при формообразовании и переделах готового изделия.

Наиболее простым и технологически доступным методом насыщения алюминием яв-

ляется алитирование методом погружения заготовки в расплав [13]. Однако, литературные данные, касающиеся процессов, происходящих при взаимодействии титана с алюминием в условиях жидкостного алитирования, весьма ограничены [14, 15].

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, химического и фазового состава покрытия, формируемого на поверхности титана VT1-0 после его алитирования погружением в расплав.

Материалы и методы исследования

Алитирование образцов из технического титана VT1-0 (табл. 1) размером 10×10×2 мм осуществляли при их погружении в расплав

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Разуваев М. А., Гринцов В. Д., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10246, [https:// rscf.ru/project/21-79-10246/](https://rscf.ru/project/21-79-10246/)

алюминиевого сплава марки АД31 (табл. 2). Образцы предварительно были отшлифованы на наждачной бумаге и обезжирены. Для защиты от окисления на их поверхность наносили слой флюса на основе полиэфирной смолы. Для получения расплава навеску сплава марки

АД31 массой 100 г нагревали в печи SNOL 8.2/1100 до температуры 740 °С в керамическом тигле. Образцы погружали в расплав через слой флюса и выдерживали в течение 10 мин. Далее образцы извлекались из тигля и охлаждались на воздухе.

Таблица 1

Химический состав титана BT1-0 (мас. %) ГОСТ 19807-91

Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Примесей
до 0,25	до 0,07	до 0,1	до 0,04	99,24–99,7	до 0,2	до 0,01	прочих 0,3

Таблица 2

Химический состав алюминиевого сплава марки АД31 (мас. %) ГОСТ 4784-97

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0,3–0,6	0,15–0,35	0,10	0,15	0,60–0,90	0,05	0,15	0,10	Ост.

Электроннооптические исследования и определение химического состава (ЭДС анализ) осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{\AA}$). В качестве монохроматора на первичном пучке устанавливалось зеркало Гебеля. Регистрация дифракционной картины осуществлялась с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160. Съемку производили коллимированным (диаметр 1 мм) пучком рентгеновского излучения с алитированной поверхности, которую предварительно шлифовали на наждачной бумаге для удаления оксидного слоя. Микродюретрические исследования проводили на приборе ПМТ-3М.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования (рис. 1) показали, что в результате взаимодействия титана с расплавленным алюминием на поверхности первого формируется диффузионный слой (покрытие) толщиной ~ 15–30 мкм. Поры и трещины в покрытии не визуализируются. Микродюретрические исследования показали, что микротвердость покрытия составляет – 0,67 ГПа, титана – 1,68 ГПа, что соответствует твердости исходных сплавов.

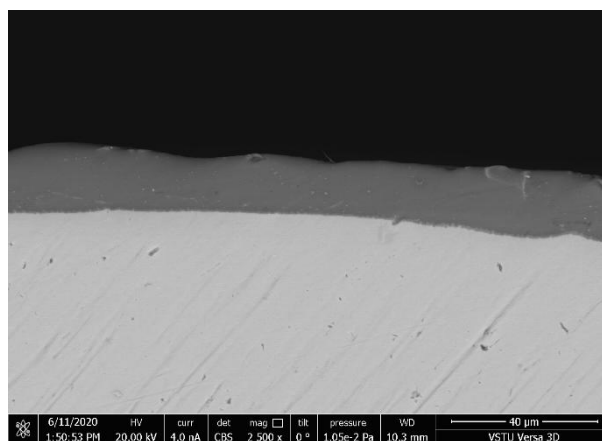
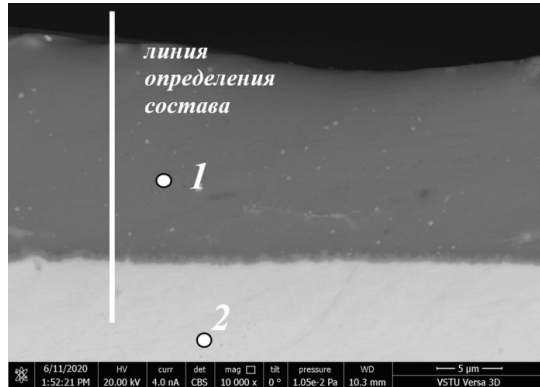


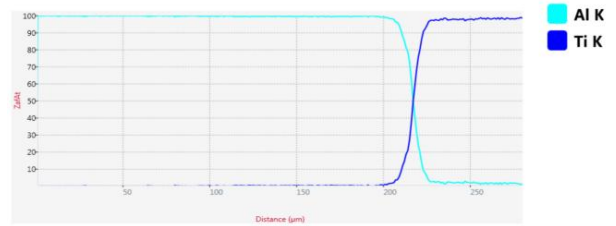
Рис. 1. СЭМ изображение покрытия на поверхности титана BT1-0 после алитирования

Более детальный анализ полученных СЭМ изображений (рис. 2) показывает, что структура покрытия имеет преимущественно гомогенное строение. В непосредственной близости к границе соединения присутствует слой из более светлых по отношению к матричному слою включений округлой формы размером 250–400 нм.

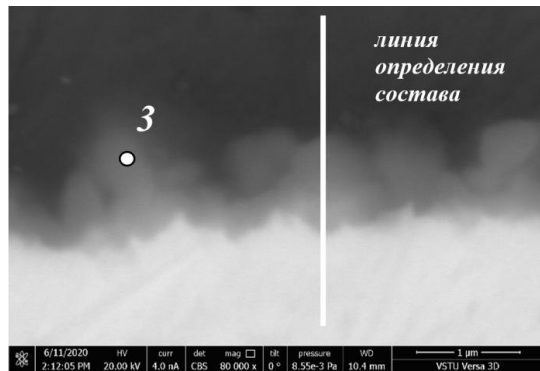
Анализ химического состава покрытия проводили ЭДС сканированием как по линии, так и в точечном режиме (см. рис. 2). Полученные в точечном режиме эмиссионные спектры приведены на рис. 3, а результаты их обработки сведены в табл. 3.



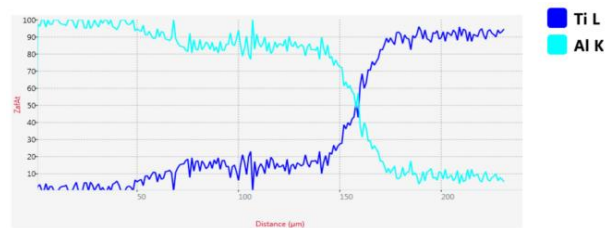
а



б



в



г

Рис. 2. СЭМ изображения структуры покрытия на поверхности титана ВТ1-0 после алитирования и результаты ЭДС анализа, полученные при сканировании по линии

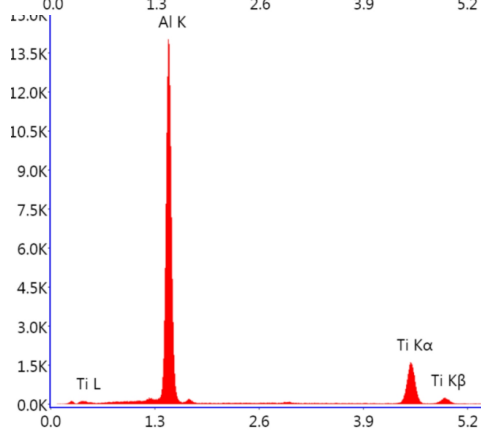
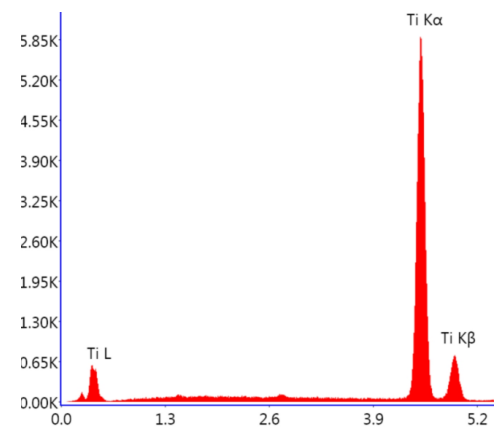
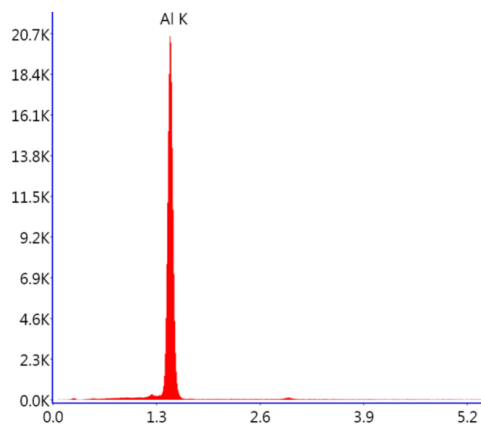


Рис. 3. Эмиссионные спектры, полученные при точечном анализе химического состава (точки сканирования указаны на рис. 2).

Таблица 3

Результаты точечного ЭДС анализа

Анализируемая точка (см. рис. 2)	Содержание элемента, ат. %		Предполагаемая фаза
	Al	Ti	
1	100	–	(Al)
2	–	100	(Ti)
3	83,35	16,65	TiAl ₃

Исходя из полученных данных, можно заключить, что внешний слой состоит из закристаллизовавшейся алюминиевой матрицы. Присутствующие на границе включения имеют состав ~83–84 ат. % Al и ~16–17-ат. % Ti.

Согласно диаграмме состояния (рис. 4) Al-Ti алюминий и титан могут образовывать следующие химические соединения: TiAl₃, TiAl₂, TiAl и Ti₃Al [16]. Соединения TiAl и Ti₃Al имеют широкие области гомогенности. При 500 °C они простираются в интервалах 49–55,5

и 22–35 ат.% соответственно для TiAl и Ti₃Al. Растворимость алюминия в α-титане при этой температуре составляет 11 ат.%. Титан же в алюминии растворяется совсем незначительно. Соединения TiAl₃, TiAl₂ имеют очень узкие области существования при всех температурах. Поэтому образование твердого раствора Al (Ti) маловероятно даже с учетом влияния неравновесности кристаллизации. Указанный состав включений, вероятно, соответствует соединению TiAl₃, наиболее богатому алюминием.

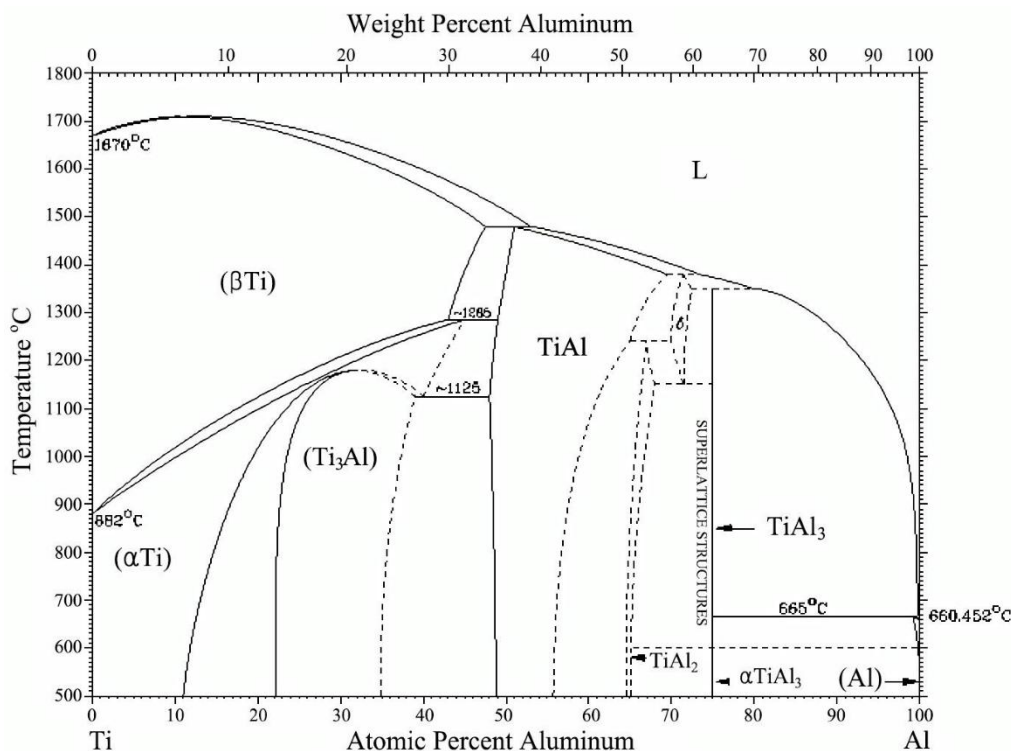


Рис. 4. Диаграмма состояния системы Al-Ti [16]

Интерпретация результатов ЭДС анализа состава мелкодисперсной области затруднена ввиду очень малого размера отдельных частичек (в некоторых случаях менее 200 нм), т.к. в область генерации характеристического излучения могут вовлекаться соседние участки с другим химическим составом.

Для уточнения полученных данных по химическому составу проводили рентгенофазовый анализ в двух сечениях: с поверхности покрытия (рис. 5, а) и в непосредственной близости к границе раздела (часть слоя покрытия сошлифовывали) (рис. 5, б). На полученных дифрактограммах присутствуют только рефлек-

сы алюминия, титана и интерметаллида $TiAl_3$ (карточка PDF #03-065-0429). Последний пред- ставлен тетрагональной ячейкой с параметрами $a=3,846\text{\AA}$ и $c=8,594\text{\AA}$.

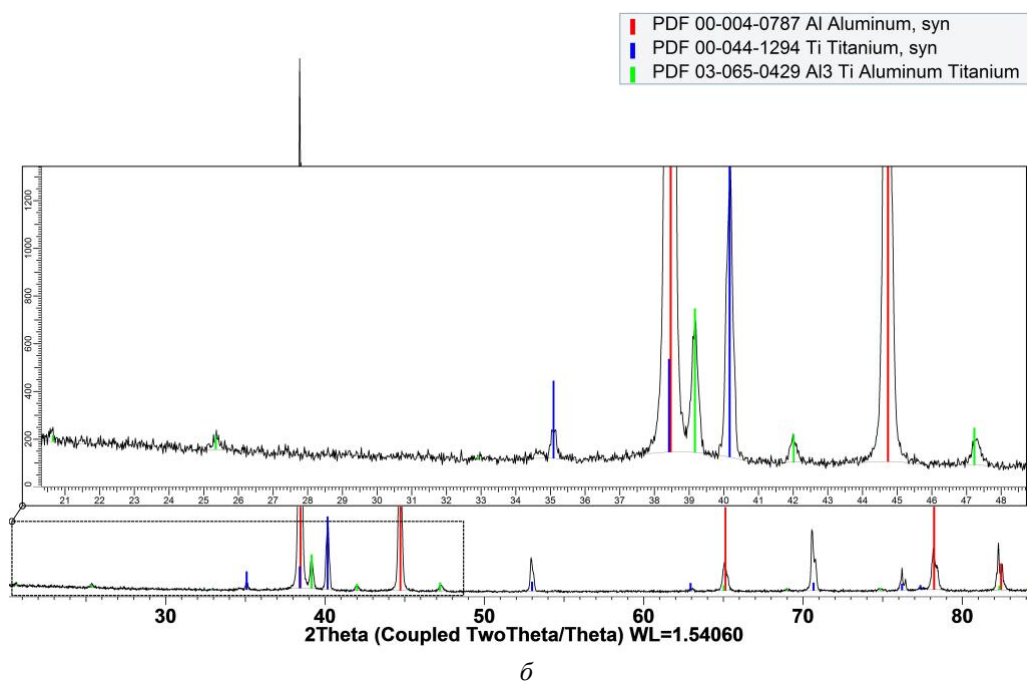
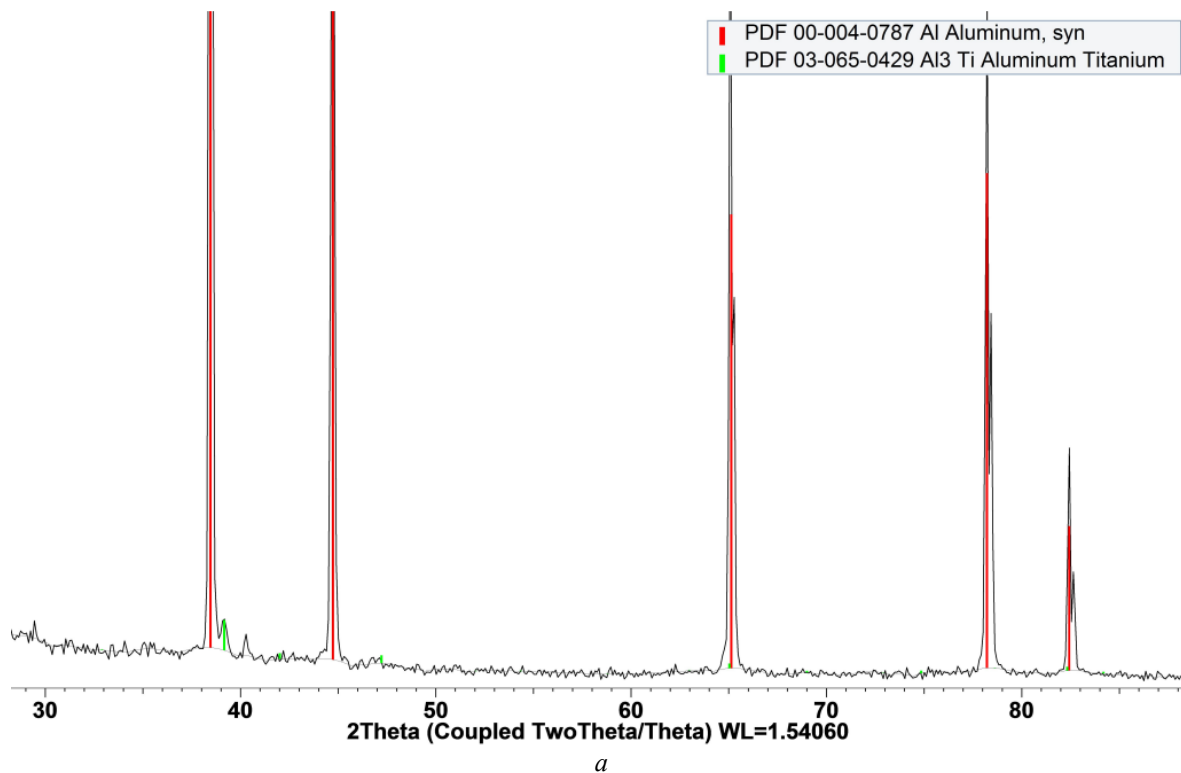


Рис. 5. Дифрактограммы, полученные с поверхности покрытия (*a*) и в непосредственной близости к границе раздела (*b*)

Полученный результат показывает принципиальную возможность получения в поверхностном слое титана ВТ1-0 диффузионного металл-интерметаллидного покрытия на базе алюминия

и соединения $TiAl_3$. Очевидно, что формируемые в условиях быстротечной кристаллизации состав и структура покрытия требуют проведения стабилизирующей термической обработки.

Выводы

1. В результате жидкостного алитирования при температуре 740 °С на поверхности титана VT1-0 происходит формирование сплошного покрытия толщиной ~ 15–30 мкм без дефектов в виде пор и трещин. Микротвердость покрытия составила 0,67 ГПа, что соответствует твердости алюминиевого сплава АД31.

2. Рентгеноструктурные исследования показали наличие на границе раздела «покрытие-титан» глобулярных наноразмерных включений состава ~83–84 ат. % Al и ~16–17-ат. % Ti, соответствующих соединению TiAl₃, наиболее богатому алюминием.

3. Ускоренная кристаллизация формирующегося диффузионного металло-интерметаллического покрытия требует проведения стабилизирующей термической обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Titanium Alloys: Modelling of microstructure, properties and applications, W. Sha and S. Malinov, Woodhead Publishing, Abington Hall, Abington, Cambridge, CB21 6AH, UK. 2009. 569pp.
2. Heat Treatment of In Situ Laser-Fabricated Titanium Aluminide/ Shaik E. Hoosain, Sisa Pityana, Christopher S. Freemantle and Monnamme Tlotleng// Metals 2018, 8, 655.
3. Structure and oxidation behavior of γ -TiAl coating produced by laser cladding on titanium alloy / I. N. Malutina, H. Si-Mohand, J. Sijobert, P. Bertrand, D. V. Lazurenko, I. A. Bataev // Surface & Coatings Technology (Surface and Coatings Technology). – 2017. – Vol. 319. – P. 136–144.
4. Effect of surface aluminizing on long-term high-temperature thermal stability of TC4 titanium alloy/ Jingjie Dai, Jiyun Zhu, Lei Zhuang and Shouying Li// Surface Review and Letters, Vol. 23, No. 2 (2016) 1550102.
5. Aluminizing of TiAl-Based Alloy Using Thermal Spray Coating /Tomohiro Sasaki, Takahiro Yagi and Takehiko Watanabe// Materials Science Forum. Vols. 654–656, pp 1884–1887.
6. Tribological properties of detonation coatings based on titanium aluminides and aluminum titanate / V. E. Olikier [et al] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 44, Nos. 11–12, 2005, pp. 531–536.
7. Synthesis of porous Al/Al₃Ti composite with hierarchical open-cell structure for combining with phase change material/ Asuka Suzuki, Shohei Miyake, Wataru Naruse, Naoki Takata, Makoto Kobashi// Journal of Alloys and Compounds 770 (2019) 1100–1111.
8. In situ synthesis of titanium-aluminides in coating with supersonic free-jet PVD using Ti and Al nanoparticles / A. Yumoto, F. Hiroki, I. Shiota, N. Niwa// Surface and Coatings Technology 169 – 170(2003)499–503.
9. Formation and Study of Electrospark Coatings Based on Titanium Aluminides/S. A. Pyachin, A. A. Burkov and V. S. Komarova// Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, 2013, Vol.7, No. 3, pp. 515–522.
10. Effect of oxidation resistant Al₃Ti coating on tensile properties of a near α -Ti alloy/ Chandrakant Parlikar, MdZafir Alam, Rajdeep Sarkar, Dipak K. Das// Surface & Coatings Technology 236 (2013) 107–117.
11. Thermodynamic study on pack aluminizing systems of pure titanium and nickel / H. R. KARIMI ZARCHI, M. SOLTANIEH, M. R. ABOUTALEBI, X. GUO// Trans. Non-ferrous Met. Soc. China 23(2013) 1838–1846
12. Titanium aluminide coating on titanium surface using three-dimensional microwelder/ Naoki Mizutaa, Kiyotaka Matsuura, Soshu Kirihara, Yoshinari Miyamoto// Materials Science and Engineering A 492 (2008) 199–204.
13. V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, L. D. Iskhakova, A. O. Taube, Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing, Surfaces and Interfaces, 2021, Volume 23, 100988.
14. Deqing W., Ziyuan S., Yingli T. Microstructure and oxidation of hot-dip aluminized titanium at high temperature // Applied Surface Science. – 2005. – Т. 250. – №. 1–4. – С. 238–246.
15. Wang Y. et al. Oxidation resistance and corrosion behavior of hot-dip aluminized coatings on commercial-purity titanium //Surface and coatings technology. – 2011. – Т. 206. – №. 6. – С. 1277–1282.
16. ASM Handbook. Alloy Phase Diagrams; ASM International: Novelly, OH, USA, 1992.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-11-20

В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, С. А. Кузнецов, М. В. Крохале́в

**МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ
ПРИ ЛАЗЕРНОМ ПОВЕРХНОСТНОМ ЛЕГИРОВАНИИ ТИТАНА VT1-0***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлена компьютерная модель тепловых полей в биметалле титан VT1-0 + сплав МН19, формирующихся при лазерном нагреве поверхности сплава МН19, реализованная в программной среде COMSOL Multiphysics®. Показано, что увеличение скорости движения лазерного источника может приводить к получению неоднородной по сечению микроструктуры ванны переплава из-за уменьшения времени цикла нагрев-охлаждение. Разработанная модель позволяет прогнозировать температуру нагрева материала при лазерной обработке, а также осуществлять подбор ее режимов.

Ключевые слова: моделирование, титан, медно никелевый сплав, лазерная обработка, биметалл.

© Шморгу́н В. Г., Слау́тин О. В., Кузнецов С. А., Крохале́в М. В., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00231, <https://rscf.ru/project/24-29-00231/>.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, S. A. Kuznetsov, M. V. Krokhalev

MODELING OF THE TEMPERATURE FIELD DURING LASER SURFACE ALLOYING OF TITANIUM VT1-0

Volgograd State Technical University

A computer model of thermal fields in bimetal titanium VT1-0 + alloy MN19, formed by laser heating of the surface of the alloy MN19, implemented in the COMSOL Multiphysics® software environment, is presented. It is shown that an increase in the velocity of the laser source can lead to a nonuniform cross-sectional microstructure of the remelting bath due to a decrease in the heating-cooling cycle time. The developed model makes it possible to predict the heating temperature of the material during laser processing, as well as to select its modes.

Keywords: modeling, titanium, copper-nickel alloy, laser processing, bimetal.

Лазерное легирование титана и сплавов на его основе заключается в насыщении поверхностного слоя легирующими элементами посредством диффузии предварительно нанесенного слоя под воздействием лазерного пучка [1–5]. Преимущества лазерного поверхностного легирования заключаются в следующем: при локальном нагреве и скоростном охлаждении в поверхностных слоях достигается высокая концентрация легирующих компонентов; хорошая воспроизводимость параметров и свойств поверхностного слоя; большая скорость процесса и достижение высокого качества поверхностного слоя; возможность получения узких локальных зон с заданным химическим составом; экономия дорогостоящего легирующего материала; отсутствие необходимости в последующей термообработке; минимизация негативного влияния повышенных температур на основной металл. В настоящей работе выполнено моделирование температурных полей и формы ванны расплава на поверхности титана в зависимости от скорости движения лазерного источника по поверхности биметалла при прочих равных параметрах лазерной обработки.

Материалы и методы исследования

Для моделирования использовали программу COMSOL Multiphysics с применением мо-

дуля «Heat Transfer in Solids», включающего себя элементы: Boundary Heat Source (тепловой поток лазерного излучения), Heat Flux (тепловой поток конвективного охлаждения поверхности), Thermal insulation (теплоизоляция), Open Boundary (свободная граница) и Diffuse Surface (рассеивание тепла посредством излучения).

Геометрия расчетной области задавалась в трехмерном виде, модель имитировала прохождение лазерного луча заданной мощности и диаметра по поверхности сплава MN19. Размер титановой основы 10x100x2 мм, материал «Ti Grade 1 [solid,not oxidized]» из встроенной библиотеки материалов с добавлением отсутствующих теплофизических свойств, а именно: tangent coefficient of thermal expansion $8.6 \cdot 10^{-6}$ [1/K]; isotropic tangent coefficient of thermal expansion $8.6 \cdot 10^{-6}$ [1/K]. Размер медно-никелевого сплава 10x100x0,3 мм, материал «UNS C71000 [solid,hot rolled]» из встроенной библиотеки материалов с добавлением отсутствующих теплофизических свойств, а именно: poisson's ratio 0,33; isotropic tangent modulus = 1,25 [ГПа]; kinematic tangent modulus = 2,5 [ГПа]; hardening function = 40 [Па].

Источник лазерного излучения был задан как перемещающийся источник тепла с заданной мощностью и радиусом. Параметры источника лазерного воздействия приведены на рис. 1 и 2.

Parameters			
Name	Expression	Value	Description
Rq	1[mm]	0.001 m	Радиус пятна контакта лазерного луча
vq	1.2 [m/min]	0.02 m/s	Скорость движения лазерного луча
qtot	1400[W]	1400 W	Мощность лазерного излучения
q0	$qtot^2/pi/Rq^2$	8.9127E8 W/m ²	Удельная мощность лазерного воздействия

Рис. 1. Параметры, описывающие подвижный источник тепла

Variables			
Name	Expression	Unit	Description
r	$\sqrt{(y-vq*t)^2+x^2}$	m	

Рис. 2. Задание переменной локальной радиальной координаты в виде математического выражения расстояния от центра подвижного источника тепла

При моделировании отображаемый температурный диапазон был выбран от 800 до 2000 °С. За цикл нагрев-охлаждение принимался временной промежуток, между началом нагрева и охлаждением всего образца до температуры ниже полиморфного превращения.

Для верификации результатов моделирования была проведена лазерная обработка биметалла ВТ1-0+МН19 с толщиной лакирующего слоя 0,3 мм на установке ТЛ 1200. Режим обработки: мощность лазерного излучения 1400 Вт, диаметр пятна 2 мм, скорость движения лазерного луча 0,8–1,2 м/мин

Образцы сплав МН19 (1 мм) + титан ВТ1-0 (2 мм) были получены сваркой взрывом по плоско-параллельной схеме. Взрывчатое вещество – смесь аммонита 6ЖВ с кварцевым песком в соотношении 70/30, высота заряда ВВ 20 мм, зазор между пластинами – 3 мм. Скорость детонации 2500 м/с, скорость соударения 762 м/с. Уменьшение толщины лакирующего слоя до 0,3 мм производилось путем прокатки биметалла на двухвалковом стане.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61.

Большой интерес в результатах моделирования представляли кадры пиков нагрева с максимальным удалением температур выше

2000 °С от точки воздействия лазерного луча и пики охлаждения с максимальным удалением температурного поля 880 °С от центральной оси ванны переплава.

Данными подтверждающими адекватность модели считались:

1. Совпадение области температуры плавления сплава МН19 (1200 °С) в модели с границей оплавления лакирующего слоя в эксперименте.

2. Совпадение области температур активного роста зерна титана (880 °С) в модели с границей зоны увеличенного размера зерна в эксперименте.

Результаты и их обсуждение

На рис. 3 и 4 показано распределение температурных полей в продольном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью движения лазерного луча 0,8 м/мин. Анализ представленных на рис. 3 данных показывает, что время выхода на стабильный режим нагрева занимает порядка 0,2 с. Пиковая температура достигает 9000 °С, скорость нагрева составляет порядка 40000 °С/с. Из-за отвода тепла на расстоянии 1,5 мм от центра воздействия лазерного луча происходит предварительный подогрев лакирующего слоя до 800 °С (рис. 4).

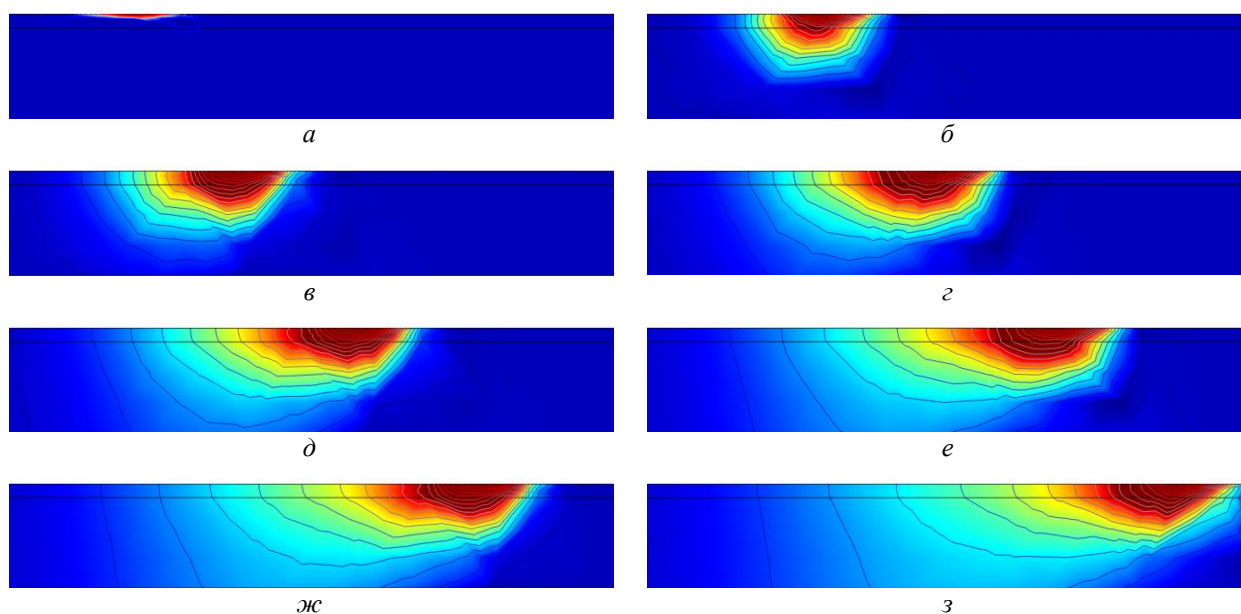


Рис. 3. Визуализация процесса нагрева в продольном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью движения лазерного луча 0,8 м/мин с разницей в 0,1 с

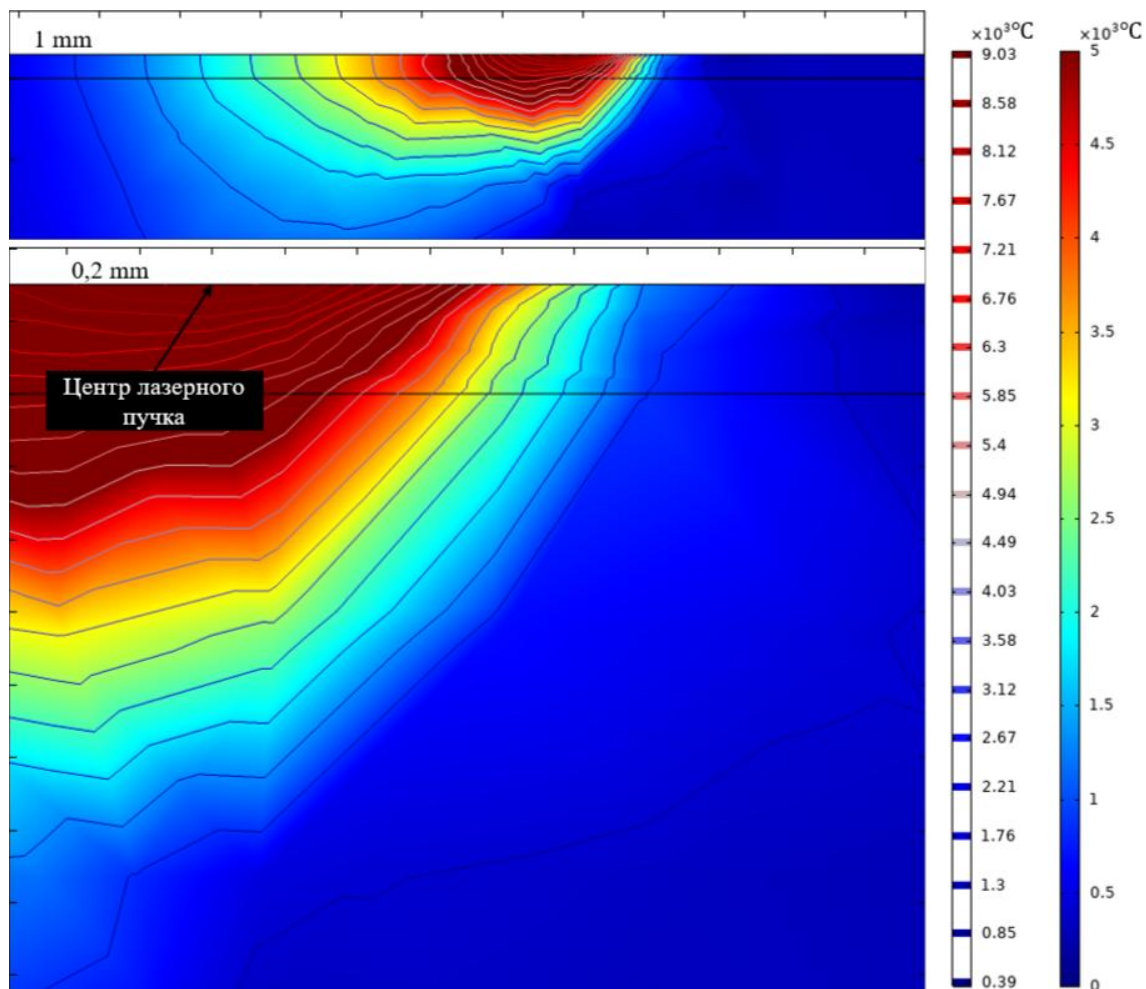


Рис. 4. Распределение температурных полей в продольном сечении при лазерной обработке, со скоростью движения лазерного луча 0,8 м/мин

На рис. 5–9 показано распределение температурных полей в поперечном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью движения лазерного луча 0,6–1,2 м/мин. Их анализ показал, что при прочих равных параметрах лазерной обработки увеличение скорости дви-

жения лазерного луча приводит к уменьшению толщины слоя титана, нагретого до температуры выше 2000 °С, и уменьшению времени воздействия пиковых температур. При этом максимальные температуры в пике нагрева находятся в диапазоне от 3890 до 4300 °С.

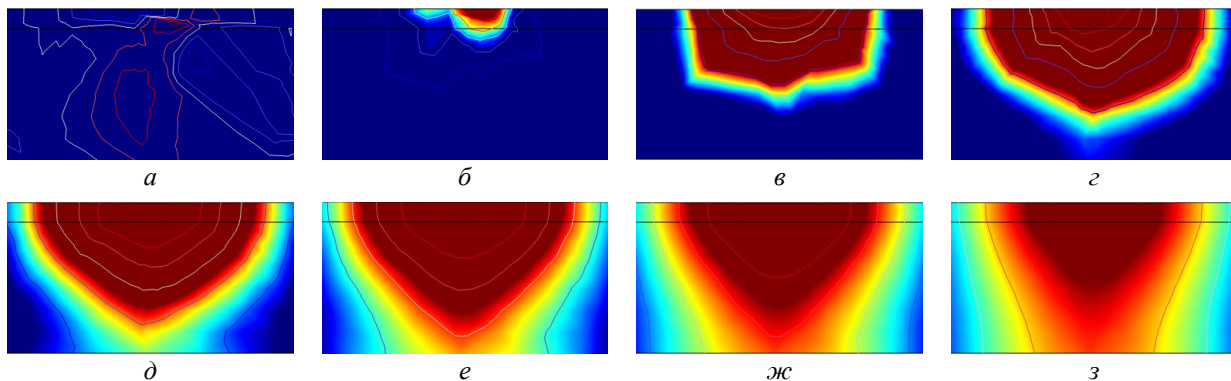


Рис. 5. Визуализация процесса нагрева и охлаждения с разницей в 0,1 с в поперечном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью 0,6 м/мин:
a – 0,1 с до начала нагрева; *б* – *з* – начало нагрева; *д* – пик нагрева; *е* – *р* – охлаждение; *о* – пик охлаждения.
 Общее время цикла нагрев-охлаждение 9 с (см. также с. 15)

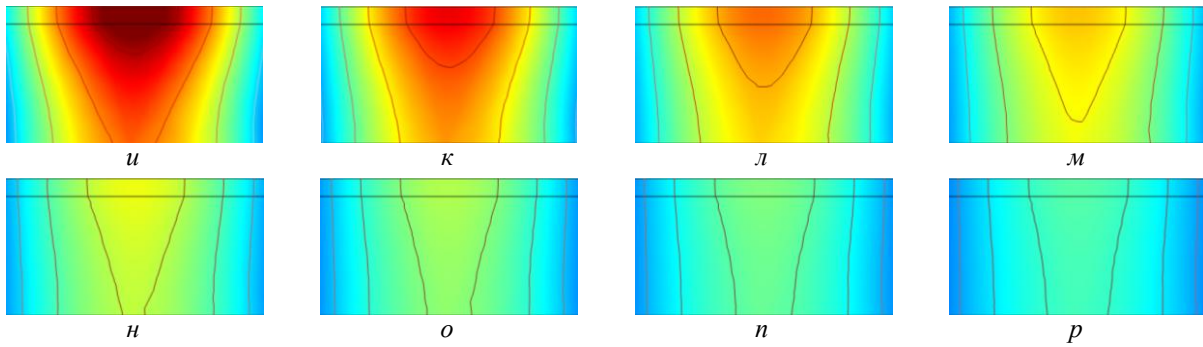


Рис. 5. Окончание

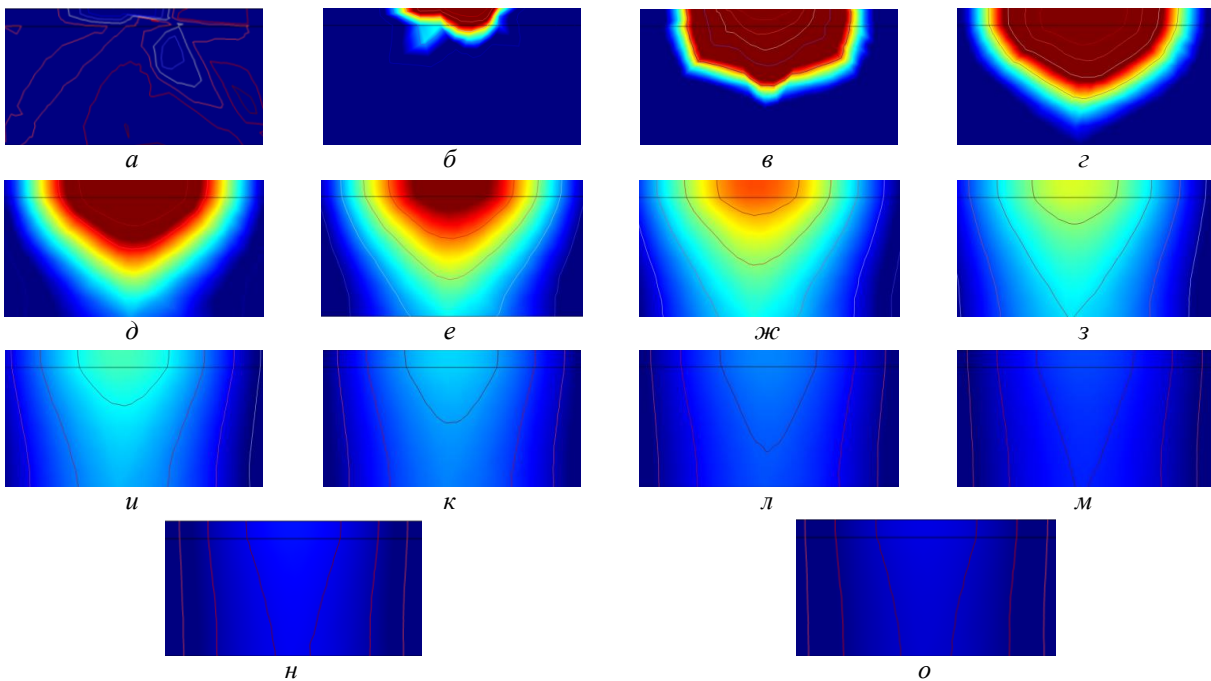


Рис. 6. Визуализация процесса нагрева и охлаждения с разницей в 0,1 с в поперечном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью 0,8 м/мин:
а – 0,1 с до начала нагрева; *б* – *в* – начало нагрева; *г* – пик нагрева; *д* – *о* – охлаждение; *ж* – пик охлаждения; *о* – конец охлаждения.
 Общее время цикла нагрев-охлаждение 1,3 с

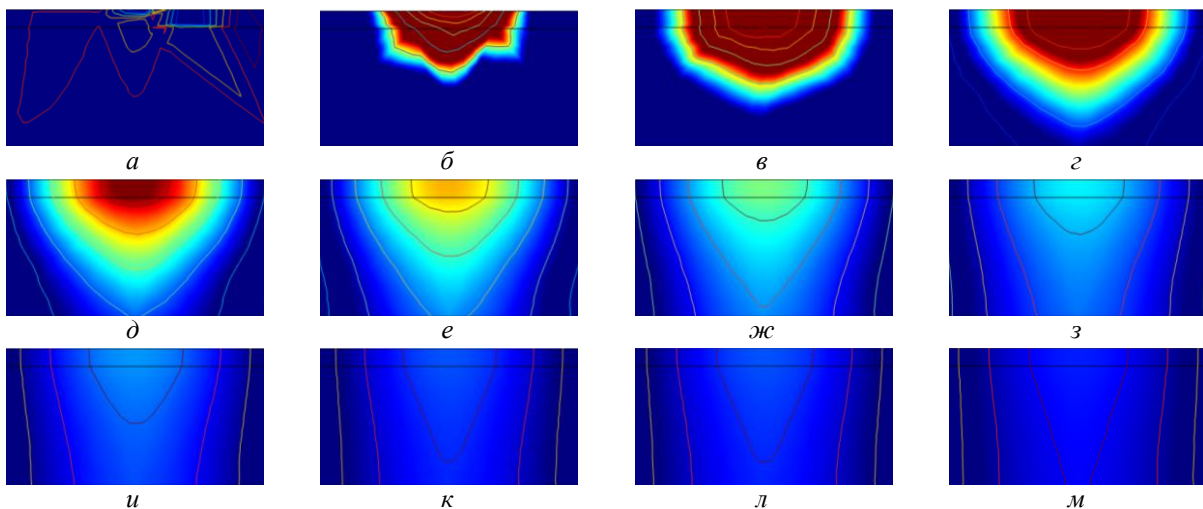


Рис. 7. Визуализация процесса нагрева и охлаждения с разницей в 0,1 с в поперечном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью 1 м/мин:
а – за 0,1 секунды до начала нагрева; *б* – начало нагрева; *в* – пик нагрева; *г* – *м* – охлаждение; *ж* – пик охлаждения; *м* – конец охлаждения всего сечения до температуры 880 °С. Общее время цикла нагрев-охлаждение 1,1 с

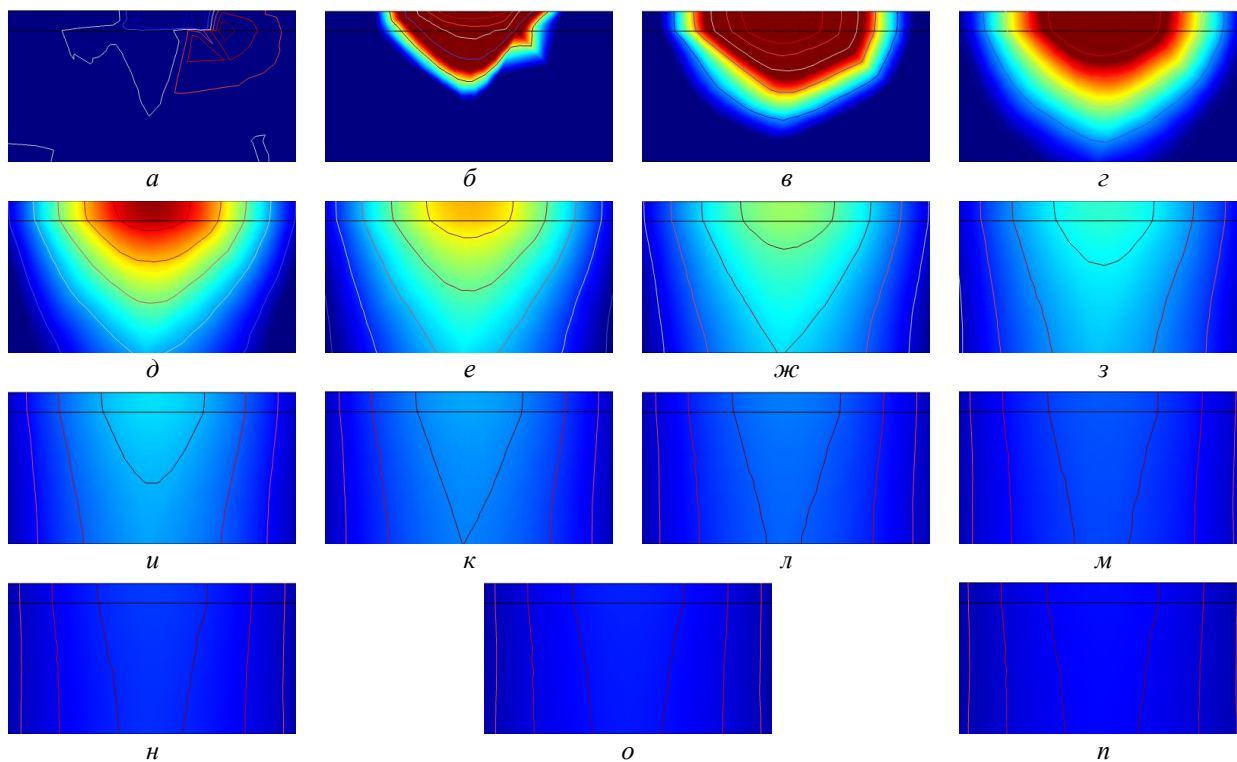


Рис. 8. Визуализация процесса нагрева и охлаждения с разницей в 0,1 с в поперечном сечении биметалла при лазерной обработке со скоростью 1,2 м/мин:
a – за 0,1 с до начала нагрева; *б* – начало нагрева; *в* – пик нагрева; *г* – *п* – охлаждение; *и* – пик охлаждения;
п – конец охлаждения всего сечения до температуры 880 °С. Общее время цикла нагрев-охлаждение 1,4 с

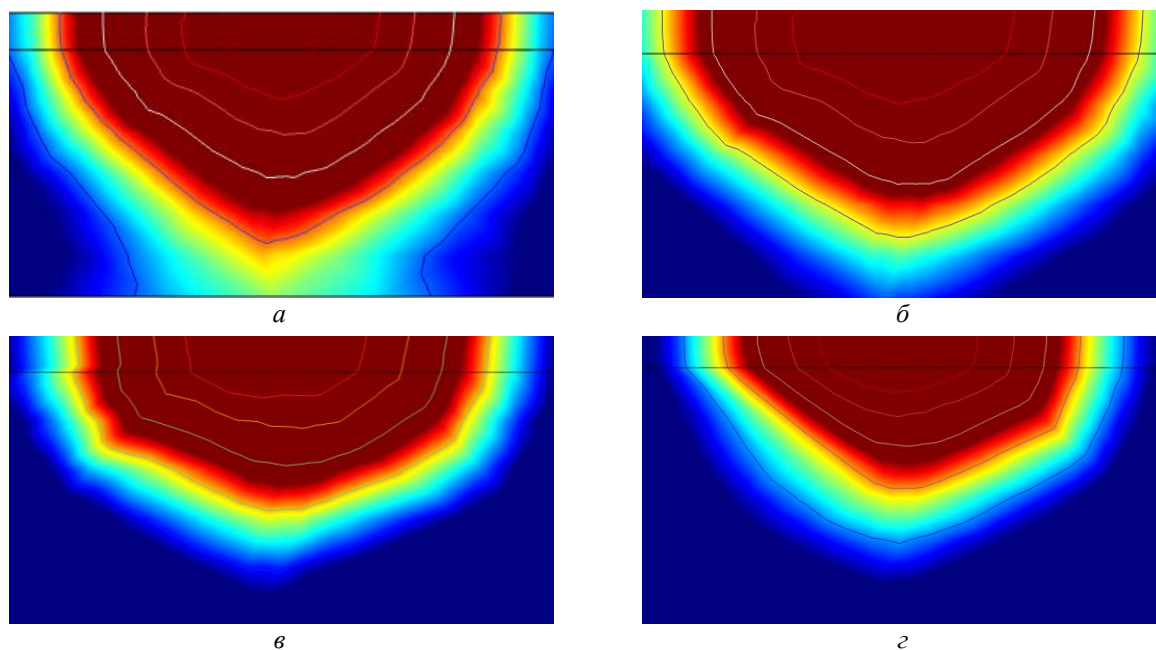


Рис. 9. Распределение температурных полей в пике нагрева при скорости движения лазерного луча 0,6 (*a*), 0,8 (*б*), 1,0 (*в*) и 1,2 (*г*) м/мин

Сопоставление результатов моделирования с экспериментальными данными, полученными при лазерной обработке биметалла ВТ1-0+МН19 со скоростью движения лазерного луча 0,8–1,2 м/мин (рис. 10–12) показало следу-

ющее. Область температурных полей 1200 °С в пиках нагрева совпадает с границей оплавления сплава МН19, а область температурного поля 900 °С в пике охлаждения совпадает с границей области увеличенного размера зерна ти-

тана, что свидетельствует об адекватности данных, полученных при моделировании. Увеличение скорости движения лазерного источника приводит к уменьшению времени цикла нагрев-охлаждение, ранней кристаллизации ванны расплава и получению неоднородной по сечению микроструктуры. В исследованном диапазоне скоростей однородная структура ванны

переплава была получена при скорости движения лазерного источника 0,8 м/мин (рис. 13). Образование неоднородной структуры ванны переплава при обработке с более высокими скоростями может быть связано с недостатком времени воздействия пиковых температур, необходимого для завершения процесса структурных превращений.

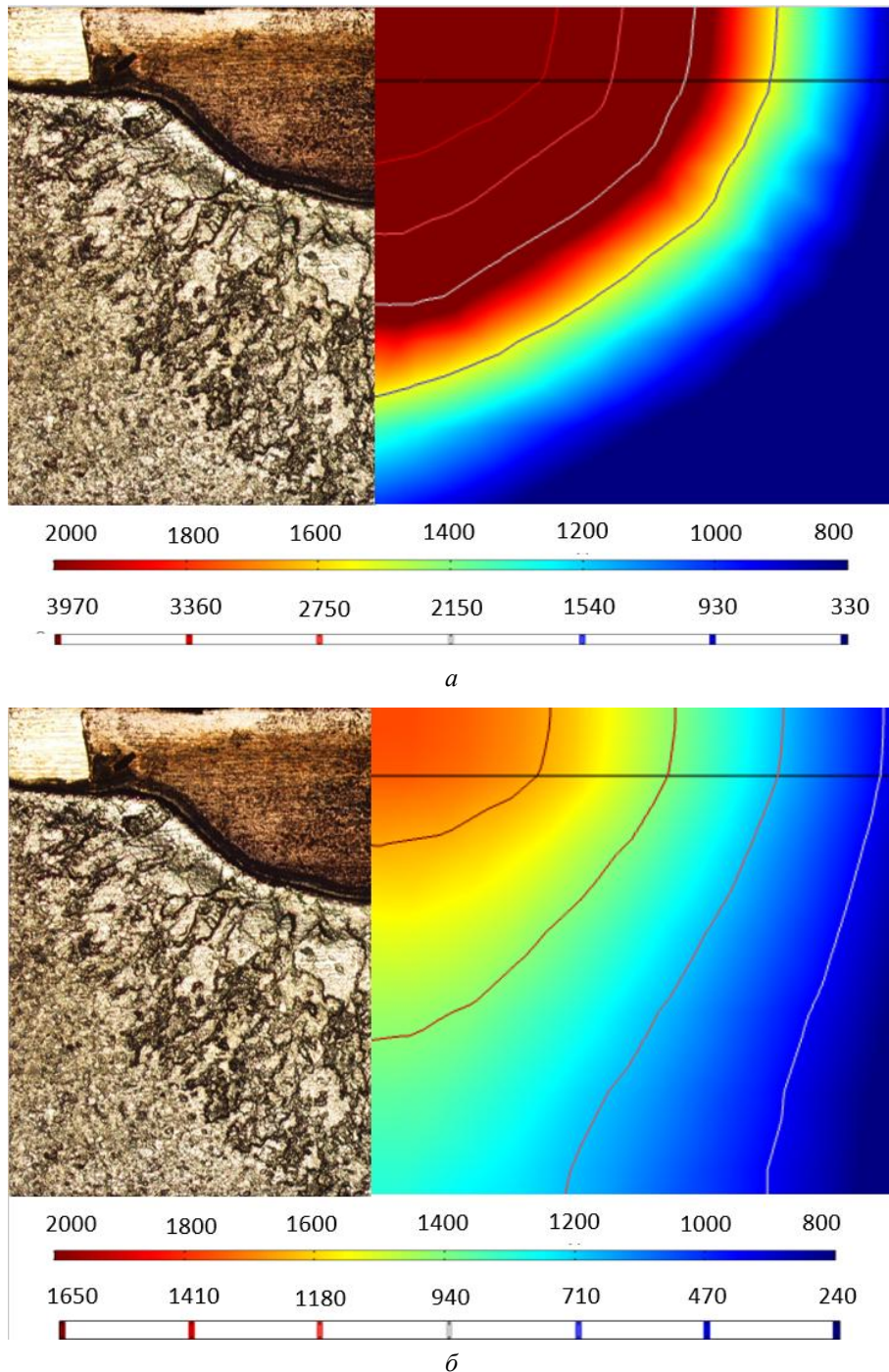


Рис. 10. Сопоставление распределения температурных полей при обработке со скоростью движения лазерного луча 0,8 м/мин в пиках нагрева (а) и охлаждения (б) со структурой ванны переплава и зоны термического влияния

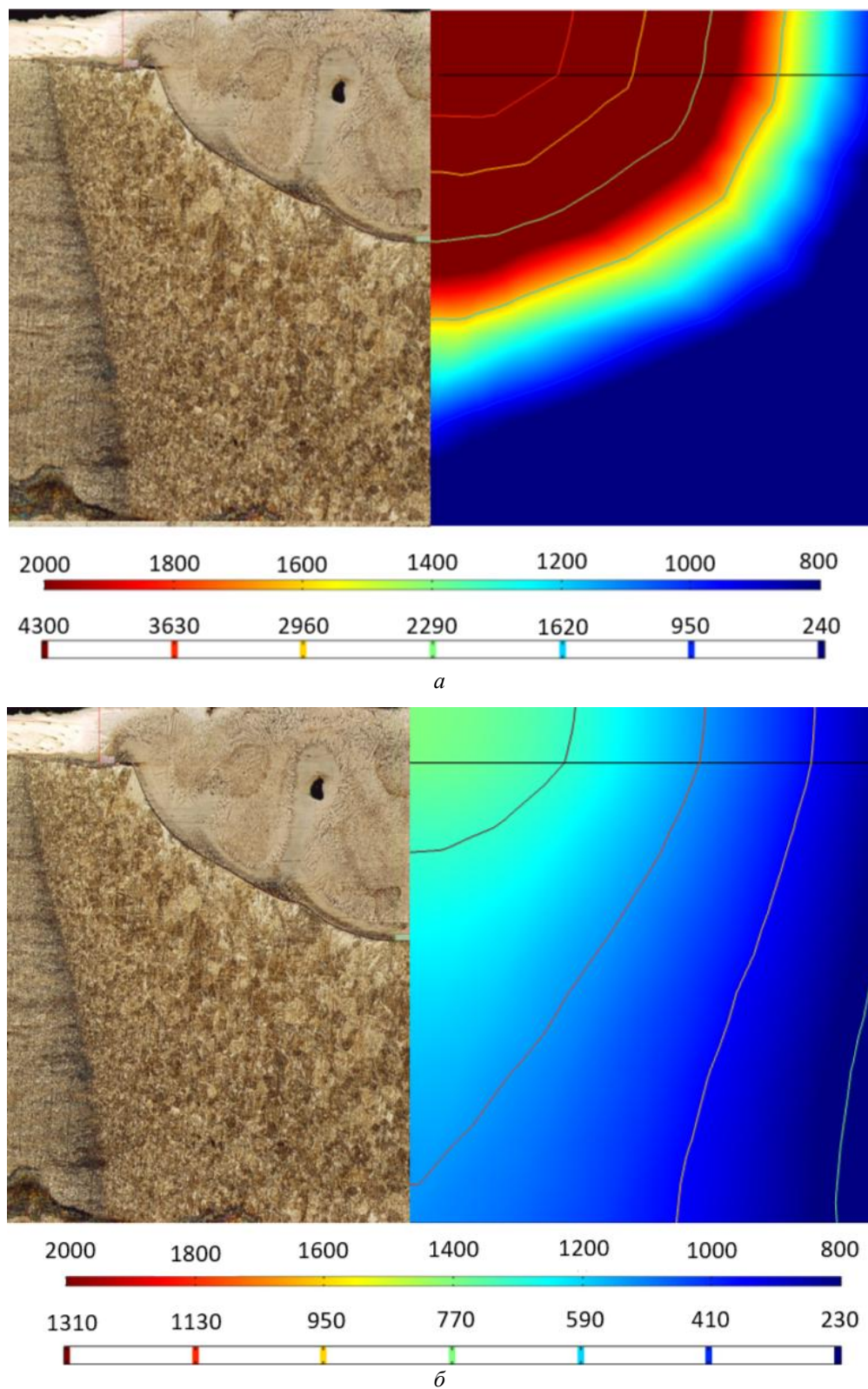


Рис. 11. Сопоставление распределения температурных полей при обработке со скоростью движения лазерного луча 1,0 м/мин в пиках нагрева (а) и охлаждения (б)

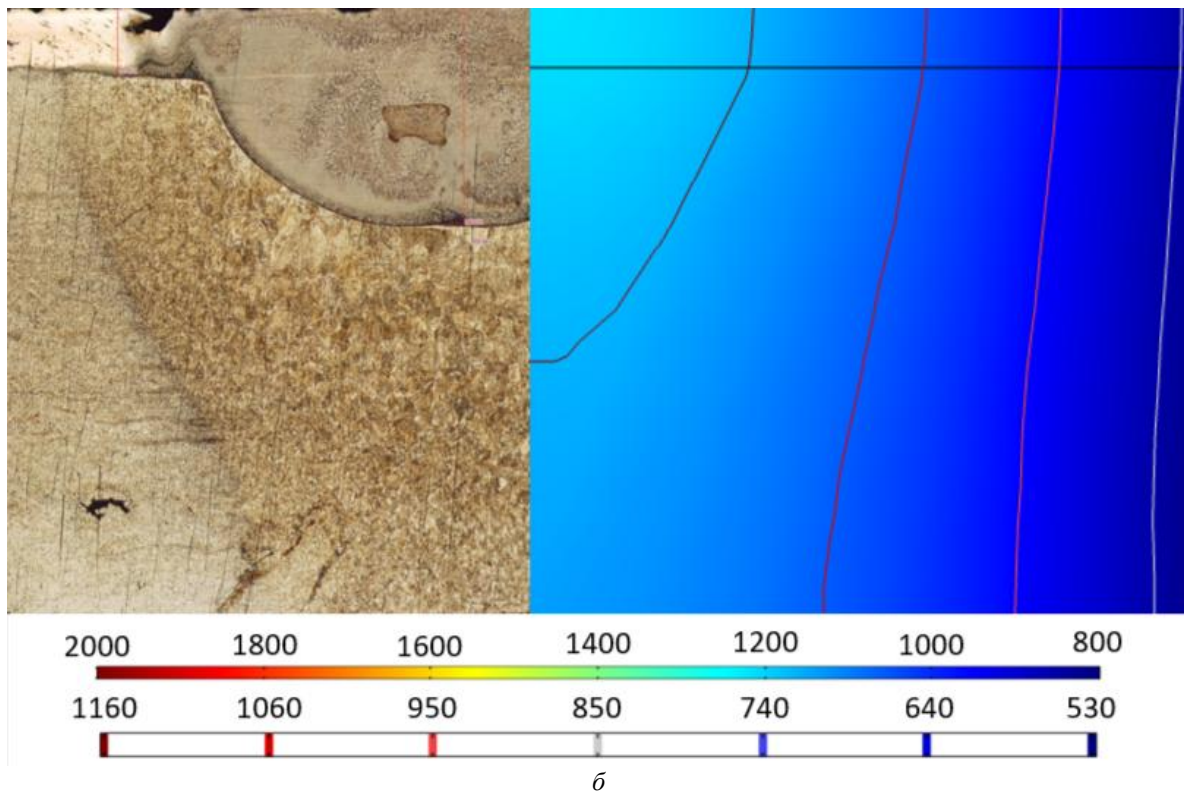
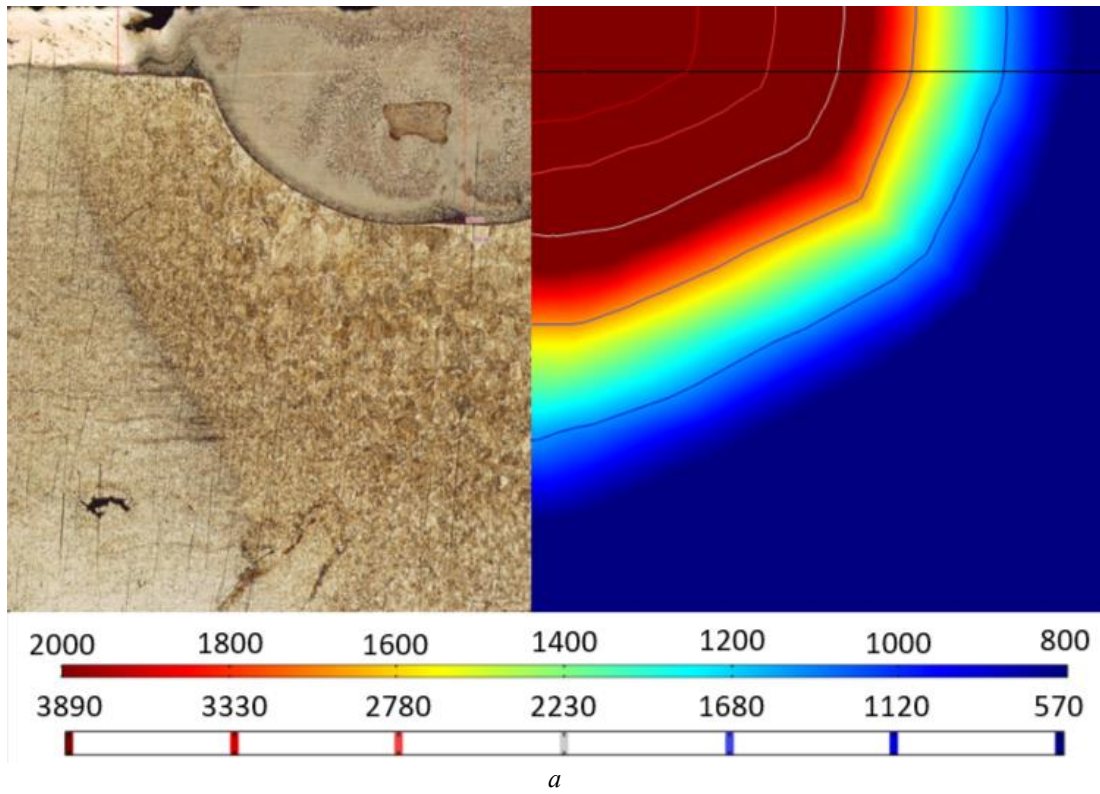


Рис. 12. Сопоставление распределения температурных полей при обработке со скоростью движения лазерного луча 1,2 м/мин в пиках нагрева (*a*) и охлаждения (*б*)

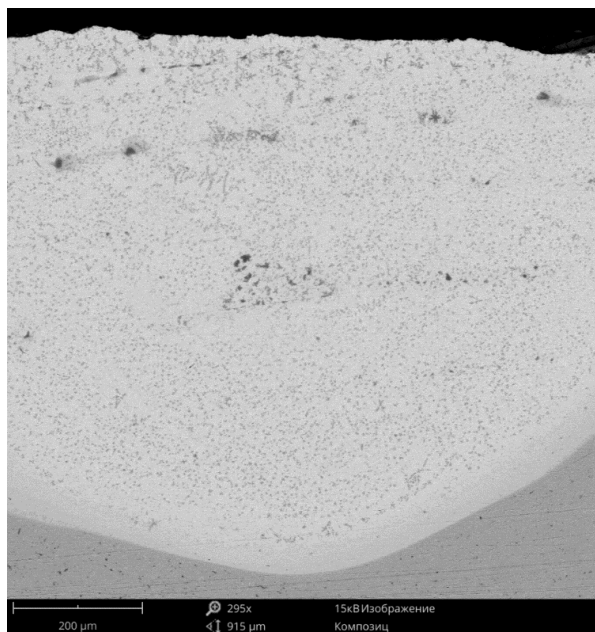


Рис. 13. СЭМ-изображение ванны переплава после обработки со скоростью движения лазерного источника 0,8 м/мин

Выводы

1. Разработанная модель позволяет прогнозировать температуру нагрева биметалла ВТ1-0+МН19 при лазерной обработке, а также осуществлять подбор ее режимов.

2. При прочих равных параметрах лазерной обработки увеличение скорости движения лазерного луча приводит к уменьшению расстояния до слоев титана, нагретых до пиковых температур, и уменьшению времени их воздействия.

3. В исследованном диапазоне скоростей однородная структура ванны переплава получена при скорости движения лазерного источника

0,8 м/мин. Образование неоднородной структуры ванны переплава при обработке с более высокими скоростями может быть связано с недостатком времени воздействия пиковых температур, необходимого для завершения процесса структурных превращений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Формирование диффузионной пролойки при лазерном нагреве композита медь–титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, А. Н. Романов // Известия ВолГГУ : научный журнал № 6 (229) / ВолГГУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–14.
2. Шморгун, В. Г. Локальное легирование титана медью / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, П. Е. Новиков / Известия ВолГГУ : научный журнал № 2 (237) / ВолГГУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–16.
3. Шморгун, В. Г. Structure and properties of intermetallic coatings formed by laser alloying of a titanium surface with copper / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, // Materials Today: Proceedings. Vol. 25, part 3 : III All-Russian Conference (with International Participation) Hot Topics of Solid State Chemistry : From New Ideas to New Materials (Novosibirsk, Russia, October 1-5, 2019) / ed. by T. Shakhshneider [et al.] ; Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk State University. – [Publisher: Elsevier], 2020. – P. 493–496.
4. Шморгун, В. Г. Formation of coatings based on titanium cuprides by explosive welding with subsequent laser treatment / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. О. Харламов, А. С. Кайгородов // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – Vol. 62, No. 5-6 (September). – P. 387–392.
5. Шморгун, В. Г. Влияние конструктивно-технологических факторов на структуру и фазовый состав зоны переплава при лазерной обработке поверхности титана с медной плакировкой / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. С. Кузнецов, А. Г. Серов // Известия ВолГГУ : научный журнал № 2 (261) / ВолГГУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–19.

УДК: 669.13.62

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-20-24

Д. Н. Гурулев, С. А. Рогачев

ПОВЕДЕНИЕ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПРИ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: rct2005@yandex.ru

Исследовано деформационное поведение слоистого композиционного материала АМг2-ВТ1, полученного сваркой взрывом на оптимальных режимах при холодной прокатке. Определены предельно-допустимые режимы обжатия при холодной прокатке слоистого титано-алюминиевого композиционного материала. Полученные данные могут служить ориентиром технологам при разработке узлов и деталей различных машин с применением методов обработки металлов давлением.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционный материал, холодная прокатка, предельно-допустимое обжатие, разрушение.

D. N. Gurulev, S. A. Rogachev

BEHAVIOR OF TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE MATERIAL DURING COLD ROLLING

Volgograd State Technical University

The deformation behavior of the layered composite material AMg2-AD1 obtained by explosion welding at optimal conditions during cold rolling is investigated. The maximum permissible modes of compression during cold rolling of layered titanium-aluminum composite material are determined. The data obtained can serve as a guide for technologists in the development of components and parts of various machines, using methods of metal processing by pressure.

Keywords: explosion welding, composite material, cold rolling, maximum permissible compression, destruction.

Введение

Легкие сплавы, используемые в различных узлах и агрегатах, практически достигли своей максимальной конструкционной прочности. Использование различных технологий для упрочнения материала, таких как легирование, термическая обработка и др., не всегда позволяют достичь нужных конструкционных свойств, а порой приводят к повышенной склонности образцов к разрушению, снижению предела ударной вязкости и усталости [2]. Одно из перспективных направлений, позволяющее решать подобные задачи – создание и использование композиционных материалов. Существуют разнообразные способы получения последних, среди которых можно выделить получение композиционного материала с помощью сварки взрывом [1–2]. Для получения изделий из такого композиционного материала его в дальнейшем могут подвергать обработке давлением – прокатке, штамповке, прессованию и т.д. Как правило деформационное воздействие приводит к изменению различных характеристик материала, таких как, пластичность, прочность, твердость. Поэтому изучение поведения композиционного материала, полученного сваркой взрывом, при дальнейших переделах является актуальной задачей.

Слоистые композиционные материалы позволяют рассмотреть создание ответственных деталей и узлов машин совершенно иначе, при этом значительно повысив их работоспособность и долговечность. Полученные толщины слоев КМ после сварки взрывом, как правило, не соответствуют конструкционным особенностям деталей и узлов закладываемых при их проектировании и производстве. В случае, ко-

гда толщина композита больше, чем это требуется, возможно прибегнуть к методам обработки металлов давлением, в частности прокатке. Однако, для проведения прокатки с сохранением качественного соединения слоев композита, его структуры (разрыв, трещины, расслоение и т.д.), необходимо знать особенности процесса деформации, допустимое обжатие для данного материала, закономерности изменения микромеханических характеристик.

В связи с этим, целью исследования было изучить поведение титано-алюминиевого композита при прокатке, изучить деформацию составляющих КМ и определить его предельно допустимую деформацию.

Методика исследований

В настоящей работе исследовалось деформационное поведение титано-алюминиевого композиционного материала AMg2-BT1, полученного сваркой взрывом на оптимальных режимах ($V_c=342$ м/с, $\gamma = 11,1^\circ$, $W_2=0,47$ МДж/м²).

Для проведения исследования из полученного материала были вырезаны пластины размером 78×70×8 мм (рис. 1, а), одна из которых была разделена на 4 равные части размером 70×19×8 мм (рис. 1, б) циркулярной пилой. Заусенцы после разделки были зашлифованы, либо удалены. Исходя из пластических свойств составляющих композита [3] были определены обжатия для холодной прокатки трех образцов: 8, 18, 30 %. Образцы прокатывали на лабораторном двухвалковом стане (гладкая бочка) с диаметром валков 120 мм за один проход в холодном состоянии задавая образцы в валки прокатного стана слоем AMg2 вверх. Четвертый образец прокатывался в несколько проходов вплоть до его разрушения.

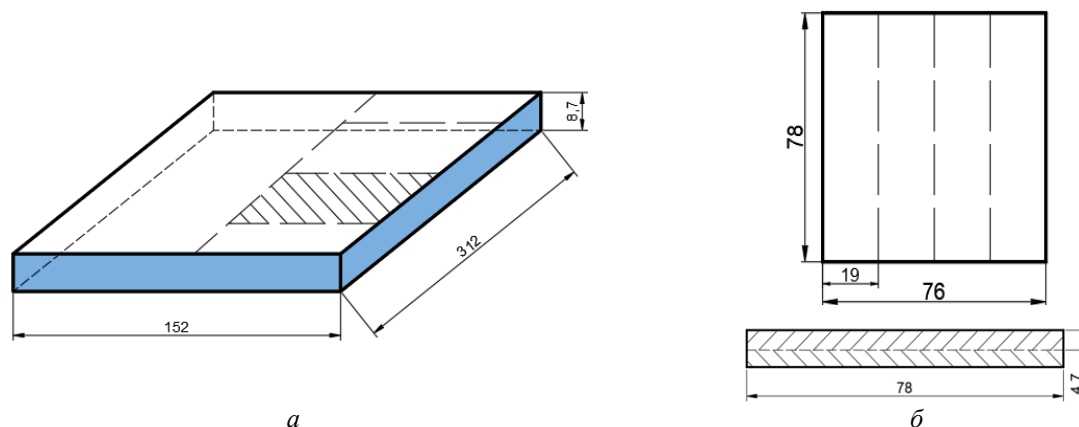


Рис. 1. Схема вырезки образца из сваренного КМ (а) и подготовка образцов для прокатки (б)

Результаты исследований

После прокатки производилось измерение толщины всего образца и каждого слоя в отдельности с помощью микроскопа Mitutoyo

C/N 164-163 в трех точках и определялось среднее значение. Толщина слоев до и после прокатки приведены в таблице.

Толщина образцов до и после прокатки

ε , %	Ширина слоев (b), мм.		Толщина слоев (s), мм.		Изменение ширины слоев Δb , мм.		Изменение толщины слоев Δs , мм.	
	AMg2	BT1	AMg2	BT1	AMg2	BT1	AMg2	BT1
Исх. образец	17	17,34	4	4,7	0	0	0	0
8	20	17,6	3,50	4,45	3	0,26	0,50	0,25
18	23,96	18,96	3,00	4,20	6,96	1,62	1,00	0,50
30	28,7	20,4	2,50	3,90	11,7	3,06	1,50	0,80

На рис. 2 показана зависимость обжатия слоев композиционного материала от суммарного обжатия КМ. Как видно из графика (рис. 2, а), с увеличением обжатия композита слои титана и алюминиевого сплава АМг2 деформируются неравномерно. В большей степени деформации подвергается АМг2, толщина которого изменяется на 5 %, в то время как толщина титана уменьшилась всего на 2 % (рис. 2, б). В абсолютных величинах изменение толщины слоя АМг2 – 1,5 мм, изменение твердого слоя ВТ1 практически в два раза меньше, – 0,8 мм (рис. 2, а). Следует отметить, наличие труднодеформируемого титана и прочной связи слоев затрудняет деформацию более легкодеформируемого слоя АМг2 с одной стороны, с другой стороны при холодной деформации слой титана является продолжением инструмента, что позволяет сосредоточить деформацию в слое алюминиевого сплава. При этом разница видна не только в поперечной деформации слоя АМг2, но и в продольной.

Аналогичное поведение наблюдается с уширением слоев КМ после прокатки с различными обжатиями (рис. 3). При относительно небольших обжатиях (8–18 %), ширина слоя ВТ1 практически не меняется и составляет 0,26 мм от начального значения. В то время, как при тех же обжатиях слой АМг2 уширяется уже намного значительнее, а разница от начального значения составляет 3 мм.

Стоит отметить, что при обжатии в 30 % на образце заметно расслаивание по границе соединения композиционного материала. Расслаивание зарождается на торце заготовки, причем на том, которым заготовка подавалась в валки прокатного стана. Расслаивание незначительное, составляет около 1 % от всей длины образца. При механической обработке достаточно просто устранить недостаток, для сохранения целостности пластины.

Наличие легкодеформируемого сплава АМг2 затруднило продольную и поперечную деформацию слоя ВТ1.

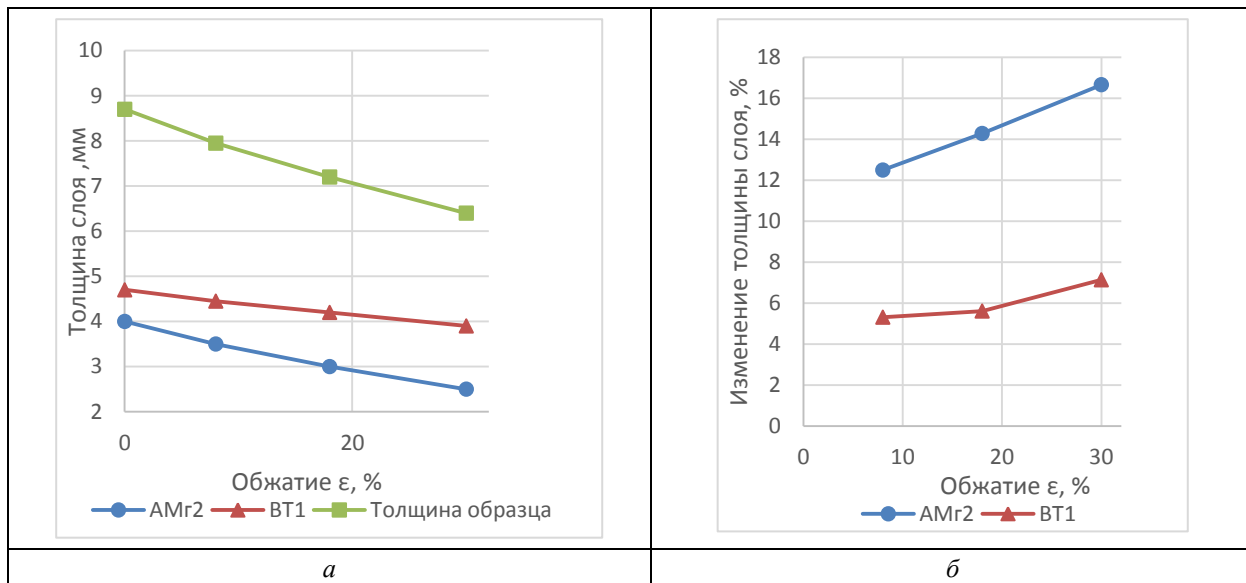


Рис. 2. Зависимость толщины слоев от обжатия

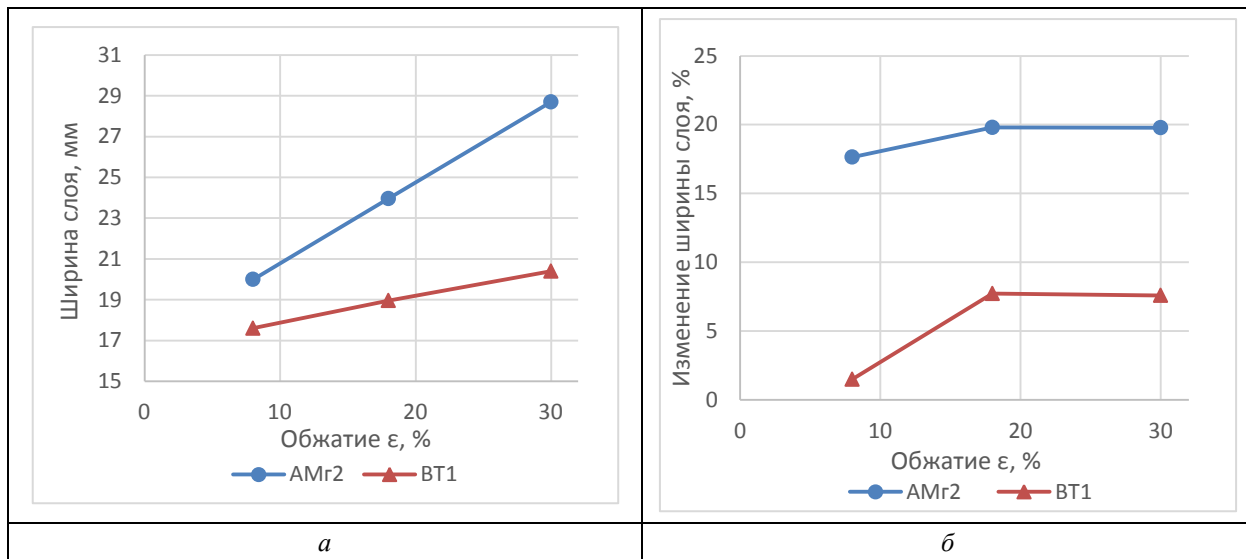


Рис. 3. Зависимость ширины слоев от обжатия

Помимо трех образцов, прокатанных с указанными режимами обжатий, был прокатан также и четвертый образец. Экспериментальным путем было установлено, что прокатка с обжатием в 32 % приводит к зарождению трещин и как следствие к разрушению композиционного материала. На рис. 4 представлен характер и вид разрушения образца. Видно, что на торце, которым образец подавался в валки прокатного стана, образовался разрыв, при этом слой АМг2 потерял зацепление с слоем ВТ1, вследствие чего произошло разрушение. При этом, наблюдалось не только значительное удлинение слоя АМг2, но и значительное его уширение. В то время, как в слое ВТ1 значительного уширения или удлинения не наблюдалось.

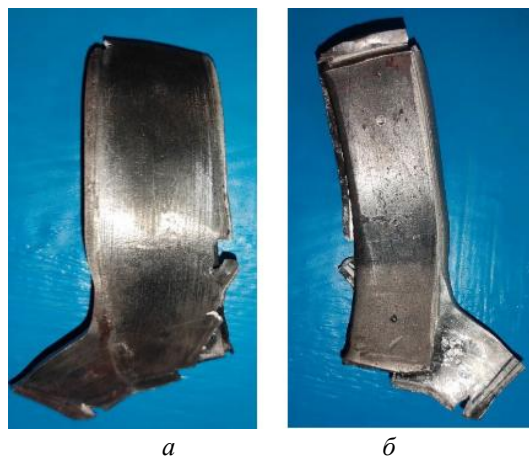


Рис. 4. Образец № 4 после прокатки: а – слой АМг2 сверху; б – слой ВТ1 сверху

Заключение

1. Холодная прокатка сваренного взрывом титано-алюминиевого композита АМг2 – ВТ1 приводит к неравномерной деформации, зависящей от обжатия и соотношения прочностных характеристик слоев.

2. Высокие прочностные характеристики ВТ1, а также наличие пластичного сплава АМг2 существенно затрудняют поперечное течение титана и способствует реализации преимущественно его продольной деформации.

3. Предельно допустимое обжатие для слоистого композиционного материала АМг2 – ВТ1 составляет 30 %. Обжатие с большим показателем приводит к разрушению материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Гурулев, Д. Н.* О предельной деформационной способности титано-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / Д. Н. Гурулев, К. В. Картушин // Научные исследования и их практическое применение. Современное состояние и пути развития` 2007: сб. науч. тр. по матер. междунар. науч.-практ. конф., 1–15 окт. 2007 г. / Одес. нац. морской ун-т [и др.]. – Одесса, 2007. – Т. 2. – С. 30–31.
2. Композиционные материалы: справ. / под общ. ред. В. В. Васильева, Ю. М. Тарнопольского. – М. : Машиностроение, 1990. – 510 с.
3. *Лившиц, Б. Г.* Физические свойства металлов и сплавов / Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Липецкий. – М. : «Металлургия», 1980. – 320 с.
4. *Куркин, С. Э.* Исследование структуры и свойств композиционного материала системы алюминий-титан / С. Э. Куркин, М. С. Холин // Вестник науки и образования. – 2015. – № 5 (7).
5. *Козлов, Д. В.* Расчет напряженно-деформированного состояния композиционного материала системы титан-алюминий с интерметаллическим упрочнением / Д. В. Козлов, И. С. Лось // Вестник Пензенского государственного университета. – 2018. – № 3 (23). – 82–87.
6. *Гуськов, Д. О.* Анализ способов создания композиционных материалов на основе сплавов титана и алюминия и перспективы применения технологии сварки взрывом / Д. О. Гуськов, Д. Б. Крюков, П. Е. Егоршин // Теория и практика современной науки, 2018. – № 2 (32). – 112–116.
7. Прокатка слоистого композиционного материала титан-алюминий с интерметаллидным упрочнением / Г. В. Смирнов, Ф. Р. Карелин, В. Ф. Чопоров, В. С. Юсупов // Производство проката. – 2013. – № 11. – С. 19–22.
8. *Крюков, Д. Б.* Исследование влияния термической обработки на структурные превращения и физико-механические свойства композиционного материала титан-алюминий / Д. Б. Крюков, М. С. Гуськов, Д. С. Гуськов // Модели, системы, сети в экономике, технике, природе и обществе. – 2016. – № 1(17). – С. 290–298.
9. Перспективы использования титановых сплавов в слоистых композиционных материалах / А. А. Арисланов, Л. Ю. Гончарова, Н. А. Ночовная, В. А. Гончаров // Труды ВИАМ. – 2015. – № 10. – С. 4.
10. Структура сварного соединения алюминий-титан / А. А. Худяева, М. С. Дмитриев, М. Б. Лесков [и др.] // Новые материалы и технологии, Барнаул, 01–31 января 2017 года. Выпуск V. – Барнаул : Алтайский государственный университет, 2017. – С. 161–166.
11. *Гуревич, Л. М.* Исследование состава локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите / Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, М. В. Босов // Известия ВолгГТУ : сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Т. 8. – С. 12–15.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-25-28

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот, Н. А. Палагин, Н. О. Миронов

ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ВТОРИЧНОГО ФТОРОПЛАСТА-4

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Данное исследование посвящено изучению влияния взрывной обработки на структуру и свойства вторичного фторопласта-4 (ВФ-4). В работе были проведены комплексные исследования с использованием методов микроструктурного, рентгеноструктурного и термомеханического анализов. Полученные результаты имеют важное значение для разработки и усовершенствования технологий переработки полимерных отходов.

Ключевые слова: взрывная обработка, вторичный фторопласт, ВФ-4, теплостойкость, термомеханические свойства, рентгеноструктурный анализ.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, L. Yu. Drobot, N. A. Palagin, N. O. Mironov

INFLUENCE OF EXPLOSIVE TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF SECONDARY FLUOROPLASTICS-4

Volgograd State Technical University

This study is dedicated to investigating the influence of explosive treatment on the structure and properties of secondary fluoroplastic-4 (VF-4). Comprehensive research was conducted using microstructural analysis, X-ray structural analysis, and thermomechanical analysis methods. The obtained results are of great significance for the development and improvement of polymer waste recycling technologies.

Keywords: explosive processing, secondary fluoroplastic, VF-4, heat resistance, thermomechanical properties, X-ray diffraction analysis.

Введение

В последнее время активно проводится поиск эффективных методов переработки промышленных полимерных отходов с целью получения полезных продуктов [1]. Одним из сложноперабатываемых перспективных полимеров является фторопласт-4 (Ф-4, ПТФЭ). Ф-4 обладает уникальными химическими и физическими свойствами, которые в свою очередь создают трудности в его переработке. Например, высокая термическая стабильность и химическая инертность, высокая вязкость расплава фторопласта-4 затрудняют его растворение, переход в вязкотекучее состояние или разложение в процессе переработки. Вследствие чего рециклинг полимера затруднен, а имеющиеся способы не обеспечивают высоких свойств вторичных продуктов, требуют дорогостоящего высокотехнологического оборудования [1, 2]. Перспективным способом вторичной пере-

работки полимерных материалов является взрывная обработка (ВО), позволяющая благоприятно изменять и улучшить их свойства [3–5].

Несмотря на сложности рециклинга фторопласта-4 его переработка имеет важное значение. Во-первых, за счет повторного использования полимера будет обеспечено снижение потребления сырьевых материалов, что сократит нагрузку на природные ресурсы. Во-вторых, будет снижено негативное влияние на окружающую среду и здоровье людей путем уменьшения количества отходов Ф-4, которые могли бы попасть на свалку или быть сожжены. В-третьих, сократится выброс парниковых газов, связанный с производством новых материалов.

Целью данной работы является изучение структуры и свойств вторичного фторопласта-4, полученного взрывной обработкой промышленных отходов.

Материалы и методы исследования

Образцы вторичного фторопласта-4 были получены взрывной обработкой в цилиндрической стальной ампуле давлением 0,2–0,8 ГПа промышленной стружки. После ВО полученные полимерные прессовки спекали при температуре 380 °С с выдержкой 10 минут на каждый миллиметр толщины образца.

Микроструктура образцов была исследована с использованием оптического микроскопа OLIMPUS BX – 61. Это позволило визуально изучить структуру материала и выявить особенности его внутреннего строения.

Для проведения рентгеноструктурного анализа (РСА) и оценки степени кристалличности полимера были использованы дифрактограммы, полученные на дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany) с использованием фильтрованного $\text{CuK}\alpha$ -излучения (длина волны 0,154 нм). Интенсивность дифракционной картины была зарегистрирована с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа, который имел 160 каналов. Для идентификации фаз использовалась порошковая база ICDD PDF-2 (2016). Дифрактограммы были проанализированы с использованием программного обеспечения Diffraс.EVA (версия 4.2.1).

Термические свойства материала оценивались при помощи термомеханического анализа (ТМА) на установке Netzsch 402 F3 Hyperion. Процесс включал измерение глубины пенетрации индентора диаметром 1,0 мм в образец размером 5×5 мм и высотой 2 мм. Нагрузка во

время измерения составляла 1 Н, а скорость нагрева составляла 5 °С/мин. Данные, полученные в результате измерений, были обработаны с использованием программного обеспечения Proteus 61. Приведенные термомеханические кривые были получены на основе экспериментальных данных трех одинаковых образцов, и их анализ позволил получить дополнительные сведения о термических свойствах и поведении вторичного материала.

Результаты исследований

Изучение структуры полученных прессовок, позволило выявить ее неоднородность по сечению. В периферийной зоне ампулы ударная волна распространяется более равномерно, создавая боковое гидростатическое давление 0,2–0,4 ГПа, которое обеспечивает плотное упаковывание цепочек полимера. За счет низких градиентов давления (0,2–0,4 ГПа) и температуры в периферийной зоне прессовки формируется структурно однородный монолит (рис. 1, а). В центре ампулы ударные волны сходятся, интенсивно сжимая, деформируя материал, здесь резко возрастают давление до 0,8 ГПа и температура до 1000 °С, превышая критические значения для полимера. Это может приводить к локальной разориентации макромолекул, их деформации, разрыву и даже деструкции. Наблюдается локальная более темная зона в центральной части прессовки (рис. 1, б, в), цвет которой возможно связан с образованием остаточных графитоподобных структур в результате частичной деструкции полимера [6].

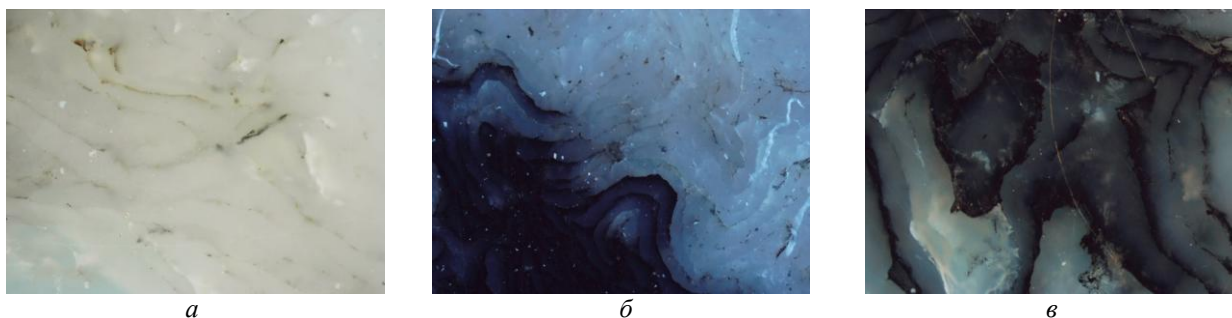


Рис. 1. Микроструктуры вторичного Ф-4:
а – периферия; б – промежуточная зона; в – центр; а, в – х100, б – х50

Исследование тонкой структуры полимера методом РСА показало (табл. 1), что полимер после ВО по всему сечению сохраняет аморфно-кристаллическую структуру с высокой степенью кристалличности 58–75 %.

Установлено, что увеличение интенсивности высокоэнергетического воздействия оказы-

вает влияние как на аморфную, так и на кристаллическую часть. Межслоевое расстояние аморфной фазы после ВО меньше, чем у исходной стружки (0,523 нм) и снижается с увеличением интенсивности взрывного воздействия с 0,519 нм до 0,515 нм. Однако ВО большее влияние оказывает на кристаллическую часть

Таблица 1

Параметры кристаллической структуры вторичного Ф4, полученного ВО

Образец	χ , %	Сам, нм	β , мрад	D, нм	$\Delta d/d \cdot 10^{-3}$
Исходная стружка	81	0,523	1,9	75	3,1
Периферия	75	0,519	2,9	49	4,6
Центр	58	0,515	3,6	41	5,7

полимера, которое возрастает с увеличением давления обработки. В периферийной части прессовки наблюдается снижение степени кристалличности с 81 до 75 %, уменьшение размера кристаллитов с 75 до 49 нм, относительная деформация кристаллической решетки возрастает с $3,1 \cdot 10^{-3}$ до $4,6 \cdot 10^{-3}$. Повышение давления в центральной части до 1,2 ГПа, привело к снижению степени кристалличности до 58 %, по сравнению с исходной стружкой в 1,4 раза и в 1,3 раза по сравнению с периферией прессовки, размер кристаллитов уменьшается до 41 нм, увеличивается относительная деформацией кристаллической решетки в 1,8 раз. Эти изменения согласуются с микроструктурными исследованиями и свидетельствуют о значительной дефектности кристаллической структуры в центральной части прессовки. Подобные изменения наблюдаются при взрывной обработке порошка ПТФЭ и его композиций с различными наполнителями [4, 6–7].

Исследования термомеханических свойств показали (рис. 2, табл. 2), что все образцы при нагреве до температуры плавления кристаллической фазы (t_1) испытывают незначительные деформации (до 1,3–3,2 %), связанные с увеличением подвижности макромолекул полимера. Несколько большие деформации исходной стружки в этом интервале температур вероятно вызваны большим содержанием аморфной фазы по сравнению с ВФ-4.

Выше температуры (t_1) образцы исходной стружки интенсивно расширяются, деформации при 350 °С достигают 11,44 %, что вызвано плавлением высококристаллического полимера ($\chi = 81$ %). После t_2 с окончанием плавления кристаллической фазы интенсивность деформации снижается.

У образцов после ВО при температуре фазового перехода t_1 деформации менее значительны: при $P=0,2-0,4$ ГПа – 2,8 %, при $P = 0,6-0,8$ % – 1,9 %. Нагрев выше t_1 приводит к интенсивному увеличению деформаций, обусловленные размягчением аморфной фазы полимера и сопровождающиеся внедрением индентора, что согласуется с величиной кристаллической фазы по данным РСА (табл. 1). У образцов периферийной части при t_2 величина деформации около 0 %, следовательно отрицательные деформации при размягчении аморфной фазы нивелируются положительными деформациями при плавлении кристаллической фазы и полимер демонстрирует высокую термическую стабильность. Пенетрация индентора максимальна (-6,9 %) при t_2 у образцов центральной части степень кристалличности которых минимальна (58 %) и характеризуется большей дефектностью кристаллической структуры. Выше t_2 образцы после ВО, аналогично исходной стружке деформируются менее значительно.

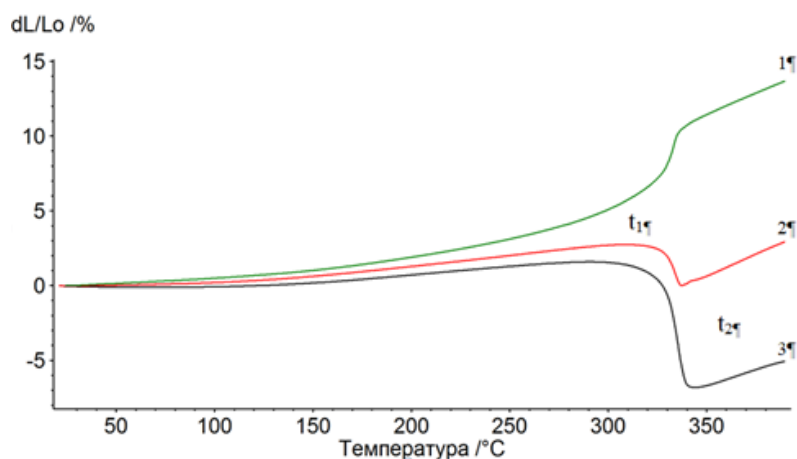


Рис. 2. Термомеханические кривые прессовки стружки Ф-4:
1 – исходны; 2 – периферия; 3 – центр

Зависимость термомеханических свойств вторичного Ф4, полученного ВО

Образец	Деформации при температуре			t ₁ °С	t ₂ °С
	150	250	350		
Исходный	1,02	3,11	11,44	327	336
Периферия	0,62	2,01	-0,63	329	340
Центр	0,18	1,29	-6,69	330	339

Образцы после ВО показывают высокий уровень теплостойкости полимера. Температуры фазового перехода сдвигаются в область более высоких температур (t₁ до 330 °С, t₂ до 340 °С), по сравнению с исходной стружкой, у которой эти температуры составляли 327 °С и 336 °С, соответственно. Повышение теплостойкости и термической стабильности ВФ-4 после ВО вероятно обусловлены увеличением межмолекулярного взаимодействия, повышением жесткости цепей макромолекул, а в центральной части и частичной карбонизацией полимера при высокоэнергетическом воздействии. Это затрудняет взаимное перемещение макромолекул и способствует повышению теплостойкости материала.

Выводы

Взрывная обработка стружки фторопласта-4 в ампуле обеспечивает стабильные термомеханические свойства, высокую теплостойкость вторичного материала. Различия в микроструктуре и морфологии вторичного полимера в разных зонах прессовки обусловлены градиентным изменением давления ВО в ампуле. Учет этих особенностей позволит оптимизировать режимы взрывной обработки, достичь оптимальной структуры с наилучшими свойствами по всему объему, разработать оптимальные технологии рециклинга фторопласта-4 и его композиций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Металлополимерные нанокомпозиты (получение, свойства, применение) : монография / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов, Л. И. Игнатьева, А. К. Цветников, В. Г. Кудрявый, В. Ф. Косарев, С. П. Губин, О. И. Ломовский, А. А. Охлопкова, Н. Ф. Уваров, С. В. Клинков, И. И. Шабалин. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2005. – 259 с.
2. Цветников, А. К. Энерго- и ресурсосберегающие материалы на основе ультрадисперсного низкомолекулярного политетрафторэтилена / А. К. Цветников // Вестник дальневосточного отделения российской академии наук. – 2021. – № 5. – С. 79–94.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолГТУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.
4. Адаменко, Н. А. Формирование структуры и свойств политетрафторэтилена при ударно-волновой обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот // Материаловедение. – 2023. – № 7. – С. 8–16.
5. Adamenko, N. A. Explosive Pressing of Fluoroplastic Industrial Waste / N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. E. Gerasimuk // Chemical and Petroleum Engineering. – 2015. – Vol. 50, No. 11-12. – P. 819-824.
6. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, L. N. Ignatieva [et al.] // Journal of Fluorine Chemistry. – 2021. – Vol. 249. – P. 109852.
7. Влияние взрывной обработки на строение и свойства политетрафторэтилена / Л. Н. Игнатьева, Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. Э. Герасимук, В. Г. Курявый, Г. А. Зверев, Е. Б. Меркулов, А. Ю. Устинов, В. М. Бузник // Вестник ДВО РАН (Вестник Дальневосточного отделения РАН). – 2013. – № 5. – С. 44–52.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-28-32

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. С. Чистяков

ВЗРЫВНОЕ ПРЕССОВАНИЕ ПОЛИСУЛЬФОНА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния исходной пористости, интенсивности взрывного прессования на плотность, пористость и тепलोдеформационные характеристики полисульфона.

Ключевые слова: взрывное прессование, полисульфон, плотность, теплостойкость.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. S. Chistyakov

EXPLOSIVE PRESSING OF POLYSULFONE

Volgograd State Technical University

In work research results of a study of the effect of the initial porosity, the intensity of explosive pressing on the density, porosity and thermal deformation characteristics of polysulfone.

Keywords: explosive pressing, polysulfone, density, heat resistance.

Введение

Полисульфон (ПСФ) – один из наиболее термостойких конструкционных ароматических термопластов. ПСФ не токсичен и может использоваться в медицине, а также для изделий, пребывающих в контакте с пищевыми продуктами, даже в условиях высокой температуры. Температура стеклования аморфных областей полимера от 190 до 195 °С, а температура его деструкции 420 °С. Это позволяет использовать детали из ПСФ там, где требуются высокие эксплуатационные характеристики. Полимер сохраняет работоспособность при длительной эксплуатации в диапазоне температур от –60 до 150 °С, при кратковременной эксплуатации – до 175 °С, при этом механические и электрические свойства не изменяются [1, 2].

Вследствие повышенной жесткости цепей макромолекул, сильного межмолекулярного взаимодействия переработка ПСФ традиционными для термопластов методами литья под давлением и экструзии затруднена. Значительные температуры перехода в вязкотекучее состояние и высокая вязкость расплавов требуют высоких температур (290–360 °С) и давлений при формовании. Повышение температуры переработки ПСФ для снижения вязкости расплава невозможно из-за развивающихся процессов деструкции.

Исследования в области взрывной обработки свидетельствуют о большой практической значимости этого высокоэнергетического способа модификации и переработки трудноперерабатываемых термостойких полимеров. В результате такой обработки в них происходят глубокие структурные и фазовые превращения, которые существенно влияют на свойства получаемых материалов [3].

Установлено, что применение ударных волн позволяет осуществлять особый вид кратковременных механических воздействий, способствующих созданию необходимых условий для протекания химических превращений в полимерных материалах. Свойства получаемых полимерных прессовок во многом определяются технологическими параметрами ВП (тип и тол-

щина заряда взрывчатого вещества, давление, приложенное к обрабатываемому порошку, его исходная пористость). При выборе интенсивности ударного воздействия необходимо учитывать физико-механические особенности обрабатываемого материала. Воздействие высокого давления и скорости нагружения может привести к расслоению прессовки и появлению макротрещин, а недостаточная его величина приведет к излишней пористости материала [3–5]. Ранее выполненные исследования по ВП жесткоцепных термопластов [3, 6] свидетельствуют о целесообразности применения взрывной обработки невысокой интенсивности, предотвращающей возможность деструкции полимера.

В работе проведены сравнительные исследования свойств полисульфона после взрывного прессования (ВП) давлением 0,7–3,0 ГПа.

Материалы и методы исследования

Полисульфон (ТУ 6-05-1969-84), использованный в исследовании, представляет собой порошок светло-янтарного цвета с насыпным весом 0,65–0,7 Мг/м³ [7]. Взрывное прессование порошка ПСФ осуществлялось по схеме скользящего ударного сжатия. Интенсивность ударного воздействия варьировали типом взрывчатого вещества, что позволило изменять давление ВП от 0,7 до 3,0 ГПа. Размеры спрессованных образцов для исследований составляли 60x100 мм, толщина 3–5 мм.

Измерение плотности материала осуществлялось гидростатическим взвешиванием на аналитических весах Shinko HTR-220CE согласно ГОСТ 15139–69. Значения пористости КМ определяли соотношением измеренной плотности к теоретической.

Метод термомеханического анализа (ТМА) был использован для оценки термических свойств исследуемых образцов. Используя установку ТМА Netzsch 402 F3 Hyperion, по стандартной методике было произведено исследование деформации по измерению глубины проникновения индентора диаметром 1,0 мм в образец размером 5x5 мм и высотой 2 мм при нагрузке 1 Н и скорости нагрева 5 °С/мин до температуры 260 °С. Термомеханические кри-

вые были построены и проанализированы с помощью программного обеспечения Proteus 61, встроенного в установку ТМА. Приведенные термомеханические кривые были получены путем аппроксимации экспериментальных данных для трех одинаковых образцов.

Результаты исследований

Одним из важнейших показателей, характеризующих процесс прессования взрывом и качество получаемых заготовок, является их плотность. Ранее установлено, что исходная пористость полимерных порошков оказывает существенное влияние на процесс уплотнения взрывной волной [3–5]. Чем больше свободное пространство и скорость соударения и трения частиц друг о друга, тем большие изменения претерпевают их поверхности и тем большая вероятность их активации в ударной волне. Однако при этом в результате соударений и пластической деформации частиц высока вероятность чрезмерного локального разогрева порошка, что приведет к протеканию деструктивных процессов, а следовательно, к снижению прочностных свойств прессовки.

Чтобы оценить влияние исходной пористости полимера на его уплотнение при ВП, порошок статически подпрессовывался давлением от 20 до 200 МПа. Увеличение давления подпрессовки привело к монотонному повышению плотности брикетов (рис. 1). Начиная с давления подпрессовки 100 МПа материал приобретает достаточно высокую плотность ($1,2 \text{ Мг/м}^3$) и максимального значения достигает при $P = 200 \text{ МПа}$.

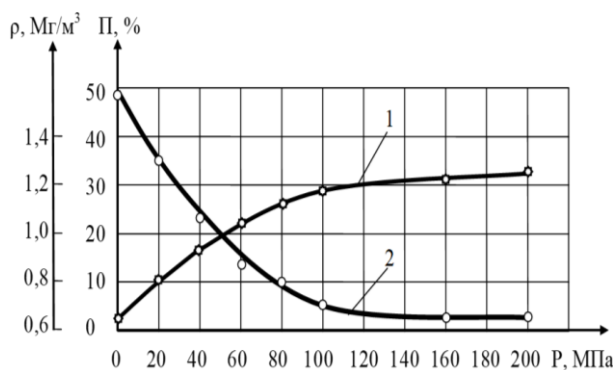


Рис. 1. Зависимость плотности (1) и пористости (2) брикетов от давления подпрессовки

Исследование прессовок после ВП показало, что максимальной плотностью $1,21\text{--}1,22 \text{ Мг/м}^3$ обладают образцы, предварительно подпрессованные давлением не менее 40 МПа (рис. 2) до

плотности $0,95\text{--}1,1 \text{ Мг/м}^3$, с исходной пористостью 18–28 %. После взрывного прессования пористость таких образцов составляет 2 %.

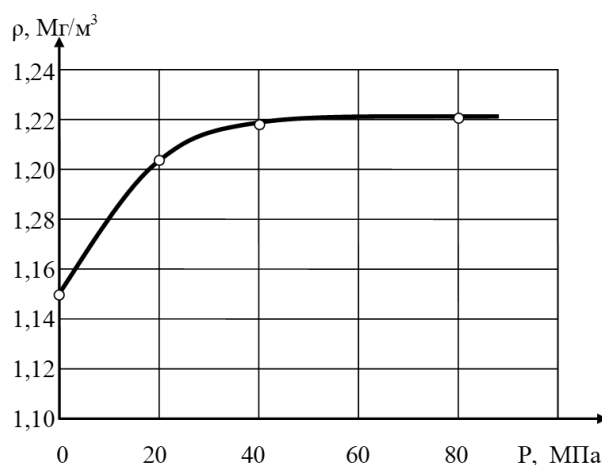


Рис. 2. Зависимость плотности полисульфона после взрывного прессования от давления подпрессовки

Измерения плотности спрессованного взрывом материала в зависимости от давления ВП свидетельствуют о ее некотором снижении на $0,03\text{--}0,04 \text{ Мг/м}^3$ с увеличением давления ВП до $1,5\text{--}3,0 \text{ ГПа}$. Снижение плотности может быть связано с визуально наблюдаемым незначительным расслоением материала, а также возможной деструкцией полимера. Наиболее плотные прессовки были получены давлением $0,7\text{--}0,8 \text{ ГПа}$ с исходной плотностью после подпрессовки $0,95\text{--}0,97 \text{ Мг/м}^3$. При этом режиме плотность прессовок достигает $1,22\text{--}1,24 \text{ Мг/м}^3$.

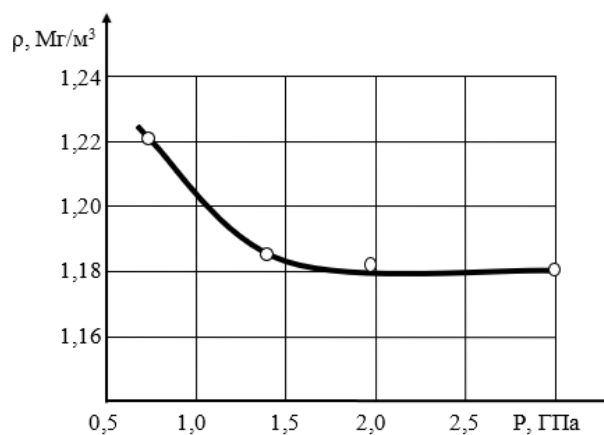


Рис. 3. Зависимость плотности полисульфона от давления ВП

Результаты термомеханического анализа ПСФ после ВП различным давлением представлены на рис. 4 и в табл. Как видно из термомеханических кривых (ТМК) до температу-

ры 150 °С полимер не деформируется, что свидетельствует о сохранении высокой термомеханической стабильности после всех примененных режимов ВП. Дальнейший нагрев сопровождается незначительным расширением всех исследованных образцов и регистрируется наличием положительных деформаций с максимумом 0,52–0,75 % при приближении к температуре стеклования полимера (190 °С). В области температуры стеклования 190 °С наблюдается резкое увеличение деформации образцов (рис. 4, кривые 1–4). Деформация прессовок выше температуры стеклования обусловлена объемными изменениями при увеличении термодинамической подвижности цепочек макромолекул при его размягчении и релаксацией внутренних напряжений. Выше 190 °С регистрируются положительные деформации с максимумом 35–36 % в области температур 204–205 °С у полимера после ВП наибольшими давлениями 1,9 и 3,0 ГПа (рис. 4, кривая 4, 5), что в 3,0–3,5 раз больше, чем после ВП давлением 0,8

и 1,2 ГПа (рис. 4, кривые 2, 3). Такие интенсивные деформации после ВП наибольшими давлениями вызваны релаксацией внутренних напряжений после интенсивного ударного уплотнения. Причем уровень внутренних напряжений настолько высок, что нивелирует деформации, вызванные наличием определенной пористости у предельно сжатого полимера (рис. 3).

Окончание тепловой деформации полимера ($t_{кон}$) связано с внедрением индентора, а на термомеханической кривой определяется плато. Наименьшая $t_{кон}$ наблюдается у образцов после ВП минимальным давлением 0,8 ГПа. Однако теплостойкость полимера определяется температурой начала размягчения полимера и для всех исследованных образцов она различается незначительно на 0,05–2,0 %, при этом минимальные тепловые деформации расширения в области температур, близких к началу размягчения испытывают образцы после ВП давлением 0,8–1,2 ГПа, что позволяет их выбрать как оптимальные для получения образцов из порошка ПСФ.

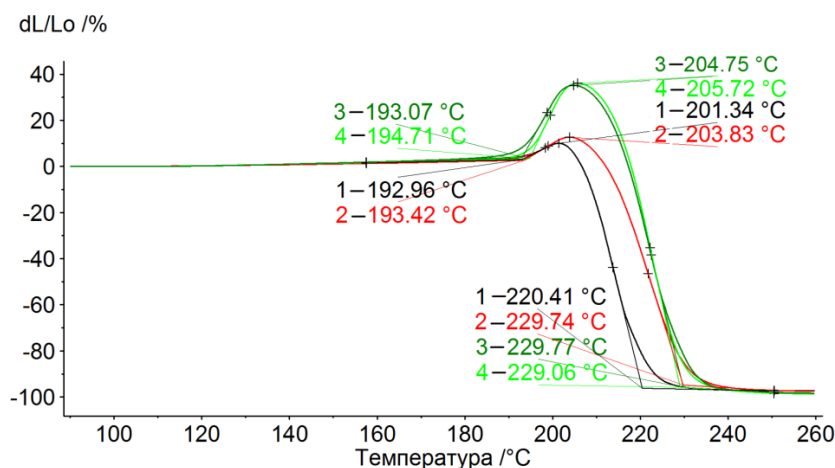


Рис. 4. Термомеханическая кривая полисульфона: 1 – 0,8 ГПа; 2 – 1,2 ГПа; 3 – 1,9 ГПа; 4 – 3 ГПа

Результаты ТМА

№	P, ГПа	$t_{нач.}, ^\circ\text{C}$	$\epsilon_{нач.}, \%$	$t_{max}, ^\circ\text{C}$	$\epsilon_{max}, \%$	$t_{кон.}, ^\circ\text{C}$	$\epsilon_{кон.}, \%$
1	0,8	190	0,52	201	10,06	220	-94,77
2	1,2	191	0,66	203	12,68	229	-90,16
3	1,9	192	0,62	204	35,16	229	-91,16
4	3	194	0,75	205	36	228	-91,64

Заключение

Проведенными исследованиями показана возможность получения плоских прессовок ПСФ взрывным прессованием скользящей ударной волной давлением 0,7–1,2 ГПа.

Установлено влияние давления предварительного прессования на пористость и плотность брикетов до и после взрывного прессования с получением наиболее плотных прессовок (1,22 Мг/м³) давлением 0,7–0,8 ГПа с ис-

ходной плотностью после подпрессовки 0,95–0,97 Мг/м³.

Установлено, что после ВП ПСФ сохраняет высокие термомеханические свойства. Теплостойкость исследованных образцов не зависит от давления ВП составляет 190–194 °С, а величина тепловых деформаций в области температур, близких к началу размягчения в 3,0–3,5 раза меньше после ВП давлением 0,7–1,2 ГПа, что позволяет рекомендовать данный интервал давлений как оптимальный при получении компактов из ПСФ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Цыриторов, Ц. Б. Особенности получения высокопрочных полимеров / Ц. Б. Цыриторов, Т. П. Кравченко, К. С. Пиминова [и др.] // Успехи в химии и химической технологии. – 2017. – Т. 31, № 11(192). – С. 137–139.
2. Штейнберг, Е. М. Применение и производство по-

лисульфона. Обзор / Е. М. Штейнберг, Е. А. Сергеева, Л. А. Зенитова, И. Ш. Абдуллин // Вестник Казанского технологического университета. – 2012. – № 20. – С. 168–171.

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

4. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, L. N. Ignatieva [et al.] // Journal of Fluorine Chemistry. – 2021. – Vol. 249. – P. 109852.

5. Adamenko, N. A. The effect of explosive treatment on the structure and thermomechanical properties of filled polytetrafluoroethylene / N. A. Adamenko, G. V. Agafonova // International Polymer Science and Technology. – 2018. – Vol. 45, No. 2. – P. 39–42.

6. Структурные изменения полиоксibenзола при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, П. А. Литвинов // Физика и химия обработки материалов. – 2007. – № 4. – С. 52–56.

7. Регулирование свойств полисульфонов за счет модификации / Г. Н. Петрова, Э. Я. Бейдер, В. П. Чеботарев [и др.] // Пластические массы. – 2010. – № 12. – С. 23–27.

УДК 621.9.047/048

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-32-36

И. В. Злобина, Н. В. Бекренев, А. С. Егоров

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ МОНОСЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО ПУТЕМ ТРЕХМЕРНОЙ ПЕЧАТИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННОГО ПРЕПРЕГА, НА ЕГО ПОВРЕЖДЕНИЕ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЕРЕРЕЗЫВАЮЩИХ НАГРУЗОК*

Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина

e-mail: irinka_7_@mail.ru

В статье изложены результаты исследований влияния ультразвукового дискретного нагружения с усилием 25 Н на сопротивление перерезывающей силе монослоя, сформированного по аддитивной технологии FDM из препрега, армированного непрерывным углеродным волокном. Установлено, что воздействие с амплитудой 15 мкм с выдержкой в течение 10–15 с в каждой точке образца способствует увеличению напряжений среза на (20–25,6) %.

Ключевые слова: аддитивные технологии, композиционные материалы, препрег, армированный непрерывным углеродным волокном, срез, прочность, ультразвук.

I. V. Zlobina, N. V. Bekrenev, A. S. Egorov

THE EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT OF A CURED MONOLAYER FORMED BY THREE-DIMENSIONAL PRINTING FROM A COMPOSITE PREPREG ON ITS DAMAGE WHEN EXPOSED TO SHEARING LOADS

Yuri Gagarin Saratov State Technical University

The article presents the results of studies of the effect of ultrasonic discrete loading with a force of 25 N on the resistance to the shearing force of a monolayer formed using additive FDM technology from a prepreg reinforced with continuous carbon fiber. It was found that exposure with an amplitude of 15 microns with exposure for 10–15 seconds at each point of the sample contributes to an increase in shear stresses by (20–25,6) %.

Keywords: additive technologies, composite materials, prepreg reinforced with continuous carbon fiber, shear, strength, ultrasound.

© Злобина И. В., Бекренев Н. В., Егоров А. С., 2024.

* Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 23-79-00039 «Обоснование методологии комплексного модифицирования композиционных материалов для экстремальных условий эксплуатации на основе изучения фазово-структурных превращений под влиянием электрофизических воздействий различного частотного диапазона».

В условиях цифровизации производства, устойчивого перехода к многономенклатурности и усложнению отдельных конструктивных элементов большое значение приобретает внедрение в технологический цикл изготовления изделий различного назначения аддитивных технологий. Наиболее распространенной в любительской, профессиональной и производственной сферах технологией 3D печати является FDM – построение объекта в виде слоев нитей, которые формируются путем их расплавления и застывания [1, 2]. Однако, при их промышленном внедрении остается актуальной проблема недостаточной прочности и жесткости изделий из полимеров, что отрицательно сказывается на надежности конструкций из них [2]. Одним из путей решения проблемы недостаточной прочности изделий, изготавливаемых по технологии FDM, является формирование их из композиционных материалов, в частности, введение в структуру наносимых полимерных нитей жгутов из непрерывных армирующих волокон, предварительно пропитанных термоактивным связующим – препрегов [3, 4]. В экструдере головки препрег покрывается термопластичной оболочкой и в таком виде наносится на платформу построения (метод коэкструзии). Однако, в этом случае вследствие разнородности теплофизических и механических свойств термоактивного и термопластичного полимеров, снижается адгезия и становится возможной деструкция связующего в жгутах

при определенной температуре эксплуатации.

Известно, что одним из эффективных методов повышения физико-механических свойств полимерных материалов является воздействие ультразвуковых колебаний [5, 6]. Однако, влияние ультразвука на физико-механические свойства изделий, сформированных путем трехмерной печати, из препрегов, армированных непрерывным волокном, практически не рассматривалось.

Целью исследований явилось изучение влияния амплитуды ультразвука, а также времени его воздействия на напряжения при срезе монослоев, сформированных путем трехмерной печати по технологии FDM / коэкструзии и определение наиболее рациональных технологических режимов.

В исследованиях использованы образцы, вырезанные из монослоя, сформированного на 3D принтере Anisoprint Composer A4 из препрега, армированного жгутом из непрерывных углеродных волокон, пропитанного эпоксидной смолой ЭД-20 и покрытого термопластичным полиэфирэфиркетонном. Изготавливали две группы образцов размерами 30x5x1,2 мм: контрольные и подвергаемые ультразвуковой обработке на резонансной частоте 22 кГц. Опытная группа разделялась в соответствии с планом ПФЭ² (таблица) с учетом сочетания технологических режимов: амплитуды колебаний инструмента и времени воздействия. В каждом случае выполняли по три контрольных опыта.

План эксперимента и уровни варьирования факторов

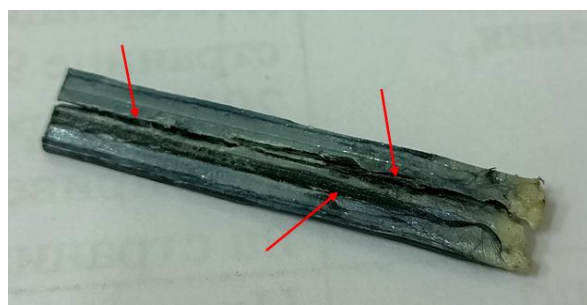
Параметры эксперимента	Номер опыта N	Входные факторы				Факторы взаимодействия			Значение функции отклика, МПа
		X ₁	A, мкм	X ₂	t, с	X ₁ ²	X ₂ ²	X ₁ X ₂	
ПФЭ ²	1	-1	1,5	-1	5	+1	+1	+1	3,0
	2	+1	15	-1	5	+1	+1	-1	3,48
	3	-1	1,5	+1	15	+1	+1	-1	3,1
	4	+1	15	+1	15	+1	+1	+1	3,77
«Звездные точки» 2К	5	-1	1,5	0	10	+1	0	0	3,05
	6	+1	15	0	10	+1	0	0	3,6
	7	0	8	-1	5	0	+1	0	3,2
	8	0	8	+1	15	0	+1	0	3,5
Центр плана n ₀	9	0	8	0	10	0	0	0	3,4

Обработку образцов осуществляли на лабораторной ультразвуковой установке с экспериментальным многочастотным ультразвуковым генератором, с дискретностью регулировки 10 Гц. В процессе обработки образец закрепляли при

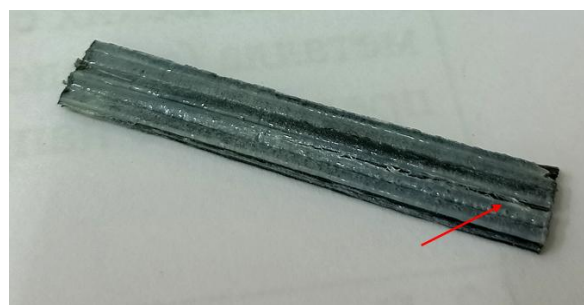
помощи прихвата на специальном перемещающемся столе со встроенной пружиной нагружения. Инструмент диаметром 14 мм, что обеспечивало перекрытие всего поперечного размера образца подводили до касания с образцом,

плавно увеличивали нагрузку от 0 до 25 Н и выдерживали под этой нагрузкой в течение 5, 10 и 15 с. Далее нагрузку снимали, а образец перемещали на расстояние 10 мм в продольном направлении так, чтобы обеспечивалось перекрытие зон воздействия не более 5 мм. Операцию повторяли до обработки всей поверхности образца. Амплитуду колебаний инструмента изменяли путем регулировки напряжения силового автотрансформатора, входящего в схему генератора. Значение амплитуды на торце инструмента измеряли при помощи индуктивного датчика модели 214 по шкале с ценой деления 0,5 мкм. Во всех опытах использовали амплитуды 1,5, 8 и 15 мкм. Фактическая резонансная частота преобразователя составила 21780 Гц.

Таким образом был реализован двухфакторный эксперимент соответственно при меньшей и большей частоте воздействия с изменением переменных на трех уровнях: нижнем, среднем и верхнем.



а



б

Рис. 1. Внешний вид контрольного (а) и опытного (б) образцов

Контрольные образцы характеризуются множественными повреждениями в виде продольных расслоений значительной ширины, проходящих через весь образец, что определяет отмеченную выше практически полную потерю несущей способности. Опытные образцы имеют повреждения в виде узких трещин, в ряде случаев не доходящих до края образцов, что свидетельствует о сохранении части механических связей между нитями в монослое и, соответственно, позволяет в большей степени сохранить несущую способность после повреждения в результате действия перерезывающих сил.

Обработка полученных в соответствии с планом эксперимента значений касательных напряжений (в таблице приведены средние по повторным опытам величины) позволила получить полином (формула), с погрешностью в пределах (9,5–12) % описывающий влияние

Испытания образцов на срез проводили по методике, реализованной в компьютерной лабораторной установке производства ИП «Майоров», г. Орел с программным обеспечением LabView. Касательные напряжения среза вычисляли по известным зависимостям, принятым для расчета призматических конструктивных элементов на срез.

Результаты испытаний контрольных и опытных образцов представлены на рис. 1–3. Отмечается, что для опытных образцов после обработки с амплитудой 15 мкм характерно более плавное нарастание и спад нагрузки, контрольные образцы повреждаются за меньшее время (в среднем – на 18 %). Разрушение контрольных образцов происходит ступенчато, что свидетельствует о неравномерности механических связей отдельных нитей в монослое. Различия в характере повреждения опытных и контрольных образцов при срезе подтверждаются при их визуальном осмотре (рис. 1).

амплитуды ультразвука и времени воздействия на касательные напряжения при срезе исследованного монослоя.

$$Y = 3,376 + 0,325X_1 + 0,115X_2 - 0,059X_1^2 - 0,017X_2^2 + 0,047X_1 X_2,$$

где X_1 соответствует амплитуде ультразвуковых колебаний инструмента, X_2 – времени воздействия.

Анализ полинома позволяет отметить, что увеличение как амплитуды, так и времени воздействия ультразвука приводит к росту функции отклика, также положительно влияет и совместное действие указанных факторов. Амплитуда колебаний является более значимым фактором, что проявляется в 2,8 раза большем коэффициенте при X_1 . Также следует указать, что совместное влияние факторов имеют практически на порядок меньшую значимость. Ана-

лиз зависимостей рис. 2 и 3, отражающих влияние одного из действующих факторов на вели-

чину касательных напряжений, позволяет отметить следующее.

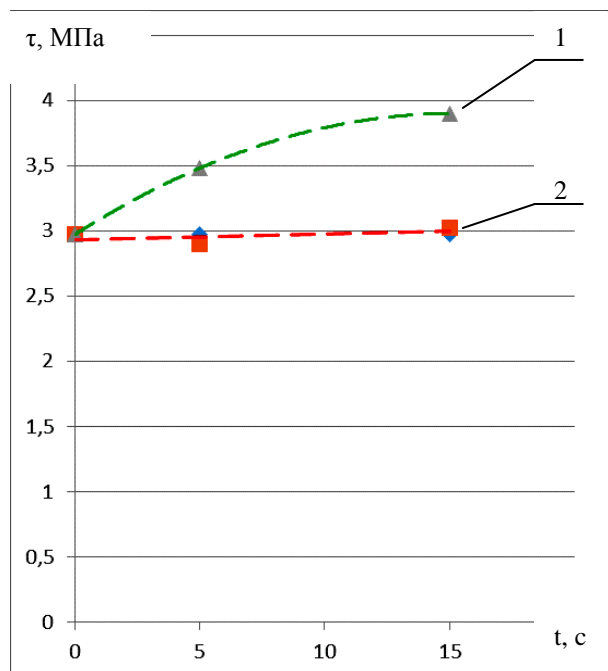


Рис. 2. Зависимость напряжений сдвига от времени при амплитуде 15 мкм (1) и 1,5 мкм (2)

При малых амплитудах (1,5–5 мкм в эксперименте) ультразвуковое воздействие оказывается весьма малозначимым фактором. Графически это проявляется в практически параллельной оси t прямой, соответствующей амплитуде 1,5 мкм (рис. 2) и отличии не более чем в (2–3) % от значений, отмеченных для контрольного образца (рис. 3). Время воздействия также оказывает влияние на значение напряжений только в определенной области. Увеличение длительности разового воздействия более 15–20 с на основе экстраполяции графика 1 на рис. 2 сохраняет эффект практически на прежнем уровне. В тоже время увеличение амплитуды колебаний стабильно способствует повышению эффективности упрочнения на всех временах воздействия из исследованного диапазона, что соответствует известным рекомендациям по ультразвуковой сварке, согласно которым наибольшая прочность сварных швов обеспечивается при амплитудах 30–50 мкм. Применение, однако, данных амплитуд в нашем случае, по видимому, не целесообразно, поскольку может привести к деструкции терморезистивного связующего в препреге жгута волокон и их повреждению вследствие высокоинтенсивных знакопеременных механических нагрузок.

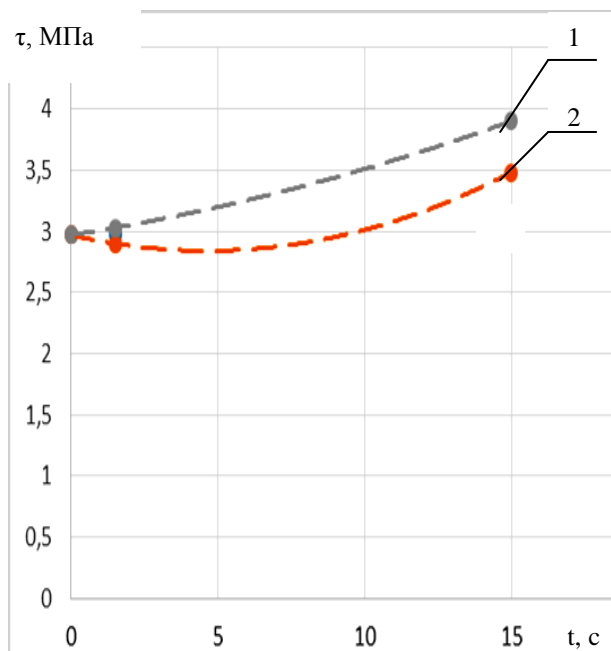


Рис. 3. Зависимость напряжений сдвига от амплитуды при времени воздействия 15 с (1) и 5 с (2)

Результаты проведенных экспериментов позволяют выделить технологические режимы, обеспечивающие максимальное увеличение напряжений при срезе монослоя из композитных нитей: амплитуда колебаний инструмента – 15 мкм, время выдержки в каждой области воздействия 10–15 с. В этом случае обеспечивается увеличение предельных напряжений сдвига на (20–25,6) %, что следует из данных таблицы и рис. 2, 3.

Значительные знакопеременные высокочастотные механические нагрузки вызывают пластическую деформацию терморезистивного полимера и его перераспределение в направлении дефектов структуры – пустот, образовавшихся в процессе печати. Это движение облегчается также уменьшением трения связующего по поверхности образующих жгут волокон, которые благодаря своей упругости являются хорошими проводниками ультразвуковых волн. При этом происходит также размягчение и терморезистивного связующего в препрегах жгутов волокон, поскольку, как нами установлено, мгновенная температура в области ультразвукового воздействия составляет (60–70) °С и находится как раз в диапазоне временного размягчения отвержденных эпоксидных смол [7]. Ультразвуковые колебания, передаваемые в область

контакта двух типов связующего интенсифицируют их взаимную диффузию. В совокупности это повышает плотность и консолидированность материала и может способствовать значительному повышению его прочностных характеристик.

Таким образом, воздействие с амплитудой 15 мкм на частоте 22 кГц с выдержкой в течение 10–15 с в каждой точке образца способствует увеличению напряжений среза на (20–25,6) %. При этом нарастание значения напряжений происходит более плавно, а повреждение образца менее выражено. Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологий упрочнения объектов трехмерной печати термoplastическими нитями и препрегами, армированными непрерывными волокнами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гибсон, Я. Технологии аддитивного производства. Трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое

цифровое производство / Я. Гибсон, Д. Розен, Б. Стакер. – М.: ТЕХНОСФЕРА, 2016. – 656 с.

2. Bikas H., Stavropoulos P., Chrystosolouris G. Additive Manufacturing methods and modeling approaches: a critical review // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. Vol. 83. P. 389–405. DOI: 10.1007/s00170-015-7576-2.

3. Fuda Ning, Weilong Cong, Jingjing Qiu, Junhua Wei, Shiren Wang. Additive manufacturing of carbon fiber reinforced thermoplastic composites using fused deposition modeling. Composites Part B 80 (2015) 369–378.

4. Wang F. Fiber-matrix Impregnation Behavior During Additive Manufacturing of continuous Carbon Fiber reinforced Poly(lactic Acid) Composites / Wang F., Wang G., Zhang Z., Ning F. // Additive Manufacturing. V. 37, 2021. P. 101661. DOI: 10.1016/j.addma.2020.101661

5. Студенцов, В. Н. Физическая модификация армированных реактопластов / В. Н. Студенцов // Вестник СГТУ. – 2011. – № 4. – Вып. 3. – 243 с.

6. Негров, Д. А. Влияние энергии ультразвуковых колебаний на структуру и свойства полимерного композиционного материала на основе политетрафторэтилена : дис. ... канд.тех.н.: 05.02.01 / Негров Д. А.; [Место защиты: Ом. гос. техн. ун-т]. – Омск, 2009. – 123 с.

7. Мошинский, Л. Я. Эпоксидные смолы и отвердители (структура, свойства, химия и топология отверждения) / Л. Я. Мошинский. – Аркадия-Пресс. Тель-Авив, 1995. – 370 с.

УДК 621.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-36-41

М. М. Гребенщикова

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННЫХ БИОЛОГИЧЕСКИ АКТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА ГАФНИЯ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ И МЕДИЦИНСКИХ ИНСТРУМЕНТОВ ЗА СЧЕТ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ ПОТОКОМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИОНОВ

Казанский национальный исследовательский технологический университет

e-mail: grebenshikova.marina@yandex.ru

В работе проведено исследование возможности получения биологически активных материалов с антимикробными свойствами на основе многослойных наноструктурированных покрытий, полученных методом конденсации с ионной бомбардировкой нитридных слоев, на медицинские инструменты из титановых сплавов и нержавеющей стали в атмосфере азота. Поверхность готового изделия обрабатывали в потоке низкоэнергетических ионов с энергией от 70 до 100 эВ, в результате чего получали медицинский инструмент с высокопрочным покрытием, обладающим антимикробным эффектом, не имеющим отрицательного воздействия на клетки животных, с индексом пролиферации в 1,07–2,0. Результаты исследований позволяют предполагать перспективность метода получения ионно-плазменных покрытий на основе нитридов гафния с последующей их активацией в технологии изготовления хирургических металлических имплантатов и медицинских инструментов.

Ключевые слова: нитрид гафния, медицинские инструменты, имплантаты, покрытия с наноструктурой, антимикробные свойства, низкоэнергетические ионы.

М. М. Grebenshchikova

THE OBTAINMENT OF NANOSTRUCTURED BIOLOGICALLY ACTIVE COATINGS BASED ON HAFNIUM NITRIDE FOR MEDICAL IMPLANTS AND MEDICAL INSTRUMENTS BY ACTIVATING THE SURFACE WITH A FLOW OF LOW-ENERGY IONS

Kazan National Research Technological University

The possibility of obtaining biologically active materials with antimicrobial properties has been studied. The materials are made on the basis of multilayer nanostructured coatings, which were obtained by condensation with ion bombardment of nitride layers on medical instruments in a nitrogen atmosphere. The surface was treated in a flow of low-energy ions with energies ranging from 70 to 100 eV. We received a medical instrument with a high-strength coating that has an antimicrobial effect. IT has no negative effect on animal cells, with a proliferation index of 1.07–2.0. The research results suggest that the method for producing ion-plasma coatings based on hafnium nitrides with their subsequent activation is promising for the technology of manufacturing surgical metal implants and medical instruments.

Keywords: hafnium nitride, medical instruments, implants, nanostructured coatings, antimicrobial properties, low-energy ions

При хирургическом вмешательстве, при лечении переломов и трещин костей применяются имплантаты, выполненные на основе металлов, полимерных и органических материалов. Металлические импланты имеют очевидные преимущества по прочностным характеристикам, а также высокой технологичности их обработки. Однако, известно, что металлические имплантаты, используемые в травматологии имеют некоторые ограничения по использованию, что связано, в первую очередь, с биокоррозией металла под воздействием биологически активных сред живого организма. Процессы биокоррозии высвобождают частицы металла, ионы, которые мигрируют в ткани и органы живого организма, приводя к иммунологическим реакциям, металлозам, и, как следствие, различным осложнениям и отторжению имплантатов [1–3].

Замена металлов на полимерные материалы с контролируемым высвобождением активных веществ (например, антибиотиков) [4, 5], ведет к решению частных задач, например, улучшению интеграции костной ткани с имплантатом или устранению очагов воспаления, ухудшая при этом важное требование – высокую механическую прочность и долговечность.

Применение гидроксиапатита – основного минерала костной ткани – в качестве одного из компонентов покрытий, дает хорошее обрастание имплантата мышечными или костными тканями за счет пористой поверхности из фосфата кальция [6], однако из-за неустойчивости химического состава и потери гидроксиапатитом кристаллогидратной воды и изменением структуры материала покрытий могут наблюдаться отслоения покрытия от металла и проявление нестабильности эндопротеза в кости.

Медицинские инструменты, которые изготавливают из высокопрочных сталей и титановых сплавов так же подвержены коррозии жидкими средами живого организма, средствами и условиями стерилизации [7]. Здесь воздействие металла медицинского инструмента на живой организм проявляется в меньшей степени в связи с кратковременностью контакта, но в большей степени проявляется воздействие агрессивных сред стерилизации на металл инструмента, что приводит к нарушению целостности и свойств медицинского инструмента и он теряет функциональные свойства. Наиболее нагруженные сечения подвергаются трещинообразованию и происходит разрушение металла по местам наибольших механических напряжений.

К материалам медицинских имплантатов и медицинских инструментов, равно как и к материалам покрытий для них, предъявляются определенные медико-технические требования. Это, в первую очередь, достаточные механические характеристики, обеспечивающие реализацию функциональных свойств медицинскими инструментами и имплантами. Таким требованиям отвечают нержавеющие стали и титановые сплавы, а также некоторые цветные и драгоценные сплавы. Также немаловажным является высокая стойкость к коррозии и средствам и условиям стерилизации в течение длительного времени, к средам живого организма (кровь, лимфа, желудочный сок и т.д.). Материал имплантатов не должен оказывать на живой организм при длительном контакте с ним токсичного, цитотоксического воздействия, причем для материала медицинских инструментов токсичность определяется при кратковременном контакте. Материал имплантатов и медицинских инструментов должен быть биологически совместим с основными тканями живого организма: с соединительной тканью, мышечной тканью, костной тканью, паренхиматозной и др. Здесь можно говорить о биоинертности и биосовместимости. Материал имплантатов и медицинских инструментов не должен иметь канцерогенный, мутагенный эффекты, вызывать пролиферацию тканей при длительном контакте.

Материал покрытия должен иметь хорошую адгезию к подложке, повышенную твердость в сравнении с основной инструмента, отсутствие пористости, недопустимо появление отслоений в процессе эксплуатации. Покрытие не должно ухудшать функциональные характеристики медицинских изделий, а также механическую прочность материала и его устойчивость к коррозии.

В том случае, если имплантат выполнен из материалов с длительными бактерицидными свойствами, отсутствует необходимость местного применения растворов антибиотиков, травматичных обработок полостей и очагов инфицирования, таким образом, проблема отторжения металлического имплантата может быть частично снята.

Таким перспективным материалом может быть разработанное покрытие [8], обладающее антимикробным эффектом и выполняющее защитную функцию для медицинского инструмента и имплантатов, основой которого является нитрид гафния (HfN). Этот материал облада-

ет бактерицидным эффектом, сравнимым с металлическим серебром в отношении многих патогенных микроорганизмов, таких как *St.aureus*, *Proteus*, *Clebsiella*, и др. Покрытие является барьером для проникновения к металлу имплантата активных реагентов жидких сред организма, вызывающих коррозию (кислород, хлор, биоактивные белки) с одной стороны, и выходу продуктов коррозии в ткани и мышцы организма с другой стороны. Наличие продуктов коррозии, вызывая реакции отторжения, определяет низкий уровень совместимости материала с тканями живого организма, а в случае, если покрытия имеют отслоения, поры, высокую развитость поверхности, то в них создаются благоприятные условия для размножения болезнетворной микрофлоры, что вызывает асептическую неустойчивость, абсцессы, вторичные эффекты отторжения, резорбцию. Долговременный бактерицидный и бактериостатический эффект от материала покрытия исключит эти отрицательные явления.

Исходя из требований, представленных выше, определен оптимальный состав покрытия, технология его нанесения в вакууме и основные механические, коррозионные и медико-биологические свойства. В качестве наиболее перспективного метода был выбран метод конденсации из плазменной фазы наноструктурированных многослойных покрытий гафния в атмосфере азота с последующей активацией потоком низкоэнергетических ионов.

Нанесение покрытия проводили методом катодно-ионной бомбардировки (КИБ) послойным осаждением наноструктурированных металлоподобных тонкопленочных покрытий в атмосфере азота. Покрытия PVD (КИБ) получали конденсацией из пароплазменной фазы, происходил процесс синтезирования нитридов из металлического пара (от трех катодов) и азота, активированного ионами металла непосредственно у поверхности и на поверхности образца. На рис. 1 представлена схема установки марки ННВ 6,6 И1.

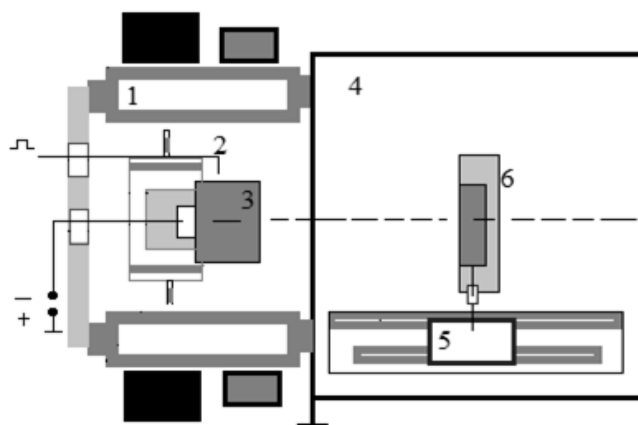


Рис. 1. Схема установки катодно-ионной бомбардировки:
1 – анод; 2 – электрод; 3 – катод; 4 – рабочий объем вакуумной камеры;
5 – планетарный механизм вращения; 6 – изделие на вращателе

Процесс конденсации покрытий происходит в вакууме, при давлении 0,1–0,2 Па. Катоды, на которых горит вакуумная дуга изготовлены из гафния и титана. В катодных пятнах дугового разряда достигается температура до 10^4 К, катод эмитирует электроны, металл катода при этом испаряется и ионизируется в дуговом разряде. Поток электронов течет в сторону анода (корпуса), а ионы испарившегося материала бомбардируют анод. Процесс нанесения покрытия проводился при параметрах: сила тока на титановом катоде $I_{Ti} = 65 \pm 5$ А, сила тока на гафниевом катоде $I_{Hf} = 75 \pm 5$ А, опорное напряжение $U = 260 \pm 10$ В, время нанесения $\tau = 50 \pm 3$ мин.

Нитридгафниевое покрытие, полученное методом конденсации из плазменной фазы (метод КИБ) защищает поверхность инструмента от биокоррозии. Бактериостатические и бактерицидные свойства материала покрытия снижают вероятность осеменности поверхностей, уменьшают степень риска заноса инфекции на операционное поле [9].

Активация поверхности импланта или медицинского инструмента с ионно-плазменным покрытием из нитрида гафния потоком низкоэнергетических ионов, генерируемых плазмой высокочастотного разряда пониженного давления позволяет усилить бактериостатический

эффект до бактерицидного. Процесс обработки проводился при следующих выходных параметрах работы установки: энергия ионов $W_i = 70\text{--}100$ эВ, плотность ионного тока $j_i = 0,5\text{--}1,5$ А/м², давление $P = 13,3\text{--}133$ Па, расход газа $G_{Ar} = 0,01\text{--}0,12$ г/с, частота 13,56 МГц, время обработки $\tau = 3\text{--}20$ мин.

Для модификации образцов материалов неравновесной низкотемпературной плазмой (ННТП) использовалась экспериментальная плазменная установка [10], в состав которой входит ВЧ генератор, вакуумная часть, система питания рабочим газом, ВЧ плазматрон, диагностическая аппаратура и аппаратура контроля. Методика работы описана в [11].

В качестве объектов исследования использованы образцы из нержавеющей стали с тонкопленочным покрытием из нитридов титана и гафния толщиной 3–5 мкм и медицинские инструменты с покрытием – ножницы прямые, зажим с атравматическими зубцами, пластины 20x20x2 мм, образцы рабочих частей большого иглодержателя из титанового сплава с тонкопленочным покрытием из нитрида гафния толщиной 3–5 мкм.

Состав и толщину формирующихся покрытий экспериментально устанавливали методом растровой оже-электронной спектроскопии с ионным распылением на оже-электронном спектрометре ЭСО-3-03.

Рассмотрение косоугольного шлифа покрытия во вторичных электронах в режиме растрового электронного микроскопа позволило определить тол-

щину покрытий, равную 4 ± 1 мкм. Установлено, что состав покрытия по его толщине имеет переменную величину, отражая технологию его нанесения, и колеблется по содержанию гафния от 60 до 10 относительных единиц. Микротвердость покрытия составляет величину не менее 20 ГПа.

Взаимодействие металла с тканями живого организма происходит посредством ионного обмена, для оценки наличия такого взаимодействия исследовали концентрацию ионов металлов в водной вытяжке с помощью метода биохимического сенсора, обладающего избирательной чувствительностью к ионам титана, гафния, железа с концентрацией до 10^{-10} моль/л. Отсутствие или снижение концентрации ионов в вытяжке свидетельствует об улучшении коррозионной стойкости покрытия.

Водные вытяжки готовили в течение трех месяцев из контрольных образцов пластин стали 12Х18Н9Т, в которых были обнаружены ионы железа с концентрацией 5×10^{-8} моль/л. В аналогичных вытяжках из титана концентрация ионов титана составляла 8×10^{-10} моль/л. Нанесение защитных покрытий на основе нитридов гафния приводило к уменьшению ионного обмена между металлом с покрытием и водной средой до величины концентрации ионов ниже чувствительности метода, т.е. менее 10^{-10} моль/л. Уменьшение выхода ионов за счет покрытия должно привести с одной стороны к уменьшению коррозии металла, с другой – к меньшему токсическому воздействию материала имплантата на живой организм (рис. 2).



Рис. 2. Определяемый выход ионов из материала

Как видно из рис. 2, обработка металлических материалов с покрытием в потоке низкоэнергетических ионов высвобождает часть на-

ночастиц гафния, обеспечивающих антимикробный эффект.

Для исследования цитотоксического воз-

действия определялось влияние металлов титана, гафния и стали 12Х18Н9Т на рост клеточных культур. Результаты измерений сравнивались с эталонными экспериментами, когда вместо металла применялось покровное стекло. Обнаружено, что металлы без покрытия и покрытые пленкой на основе нитрида гафния мало отличались по влиянию от контрольных образцов стекла на индекс пролиферации эпителиоподобных клеток трахеи эмбриона крупного рогатого скота (ТР) и фибропластоподобных клеток невриномы Гассерова узла крысы (НГУК). Во всех случаях индекс пролиферации составлял 1,07–2,0.

Общетоксическое действие образцов из нержавеющей стали с защитными покрытиями исследовалось на крысах с контролем поведенческих реакций, динамики веса, состава периферической крови, лейкоцитарной формулы, макро- и микроскопического исследования зоны имплантации и внутренних органов. Результаты исследований позволяют свидетельствовать об отсутствии общетоксического воздействия имплантатов с защитными покрытиями, полученными комбинированным методом – активацией ионно-плазменных покрытий в потоке низкоэнергетических ионов. Исследование воздействия имплантатов на костные ткани собак показали хорошую биосовместимость применяемых материалов покрытия с костными тканями.

Изучалось также влияние материала покрытия на жизнеспособность госпитальных и мурейных штаммов болезнетворных бактерий – синегнойную палочку, золотистый стафилококк, кишечную палочку и др. В результате обнаружен бактерицидный эффект у покрытий на основе нитрида гафния, аналогичный действию серебра и меди. Бактерицидный эффект у покрытия примерно в 40 раз меньше, чем у антибиотиков, однако и выход ионов, их концентрация в растворе мизерна и находится на пределе чувствительности самых современных методов определения, составляя менее 10^{-10} моль/л. Обработка образцов с нитридгафниевым покрытием потоком низкоэнергетических ионов аргона с энергией до 100 эВ, поступающих из плазмы высокочастотного емкостного разряда повышает антимикробное воздействие имплантатов с покрытием из нитрида гафния. Механизм воздействия предположительно связан с активированием конденсированной на поверхности нитрида гафния наноконденсированной фазы гафния, которая образуется в результате конденсации пара металла гафния в вакууме.

Выводы

1. Обработка металлических имплантатов и медицинских инструментов с ионно-плазменным покрытием из нитрида гафния потоком низкоэнергетических ионов повышает их антимикробные свойства в отношении тест-культур микроорганизмов: *Staphylococcus aureus*; *Escherichia coli*; *Pseudomonas aeruginosa*.

2. Индекс пролиферации для указанных выше материалов находится на уровне контрольных образцов стекла для эпителиоподобных клеток трахеи эмбриона крупного рогатого скота (ТР) и фибропластоподобных клеток невриномы Гассерова узла крысы (НГУК) и составляет 1,07–2,0.

3. Приведенные результаты исследований свидетельствуют о перспективности применения комбинированного метода получения разработанных покрытий КИБ на основе нитридов гафния с последующей их активацией в технологии изготовления хирургических металлических имплантатов и мединструментов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент № 2673687 С1 Российская Федерация, МПК C23C 14/16, C23C 30/00. Многослойно-композиционное покрытие металлического изделия : № 2017143194 : заявл. 11.12.2017 : опубл. 29.11.2018 / А. А. Верещака, Е. С. Сотова, Ю. И. Бубликов ; заявитель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технологический университет "СТАНКИН"» (ФГБОУ ВО «МГТУ "СТАНКИН"»).
2. Узбиков, Р. М. Эволюция технологий протезирования коленного сустава / Р. М. Узбиков // Бюллетень науки и практики. – 2017. – № 10(23). – С. 63–66. – DOI 10.5281/zenodo.1012177.
3. Патент № 2290146 С1 Российская Федерация, МПК А61F 5/058. Шина для лечения переломов альвеолярного отростка верхней челюсти : № 2005111501/14 : заявл. 18.04.2005 : опубл. 27.12.2006 / И. Ш. Абдуллин, М. М. Миронов, А. И. Рафф, И. Г. Ямашев ; заявитель Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Казанский государственный технологический университет».
4. Разработка в интересах медицины и сельского хозяйства биоразлагаемого полимера на основе высокомолекулярного полилактида: механические свойства и биосовместимость / М. А. Севостьянов, М. А. Каплан, Е. О. Накина [и др.] // Доклады Российской академии наук. Химия, науки о материалах. – 2020. – Т. 490, № 1. – С. 41–46. – DOI 10.31857/S2686953520010148.
5. Гусейнова, М. А. Полимерные пленки с бактерицидными свойствами для титановых имплантатов / М. А. Гусейнова, Е. В. Саломатина, Л. А. Смирнова // ИНЭОС Open Select. – 2019. – Т. 1, № 1. – С. 217–219.
6. Петров, С. В. Тонкопленочные биоинертные вакуумные покрытия для медицинских имплантов / С. В. Петров, К. А. Гребенева // Инновационные технологии и образование : матер. междунар. науч.-практ. конф. В 2 час-

тях, Минск, 28 апреля 2022 года. Том Часть 2. – Минск : Белорусский национальный технический университет, 2022. – С. 396–398.

7. Проблемы и перспективы применения титановых сплавов в медицине / М. Ю. Коллеров, В. С. Спектор, С. В. Скворцова [и др.] // Титан. – 2015. – № 2(48). – С. 42–53.

8. 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.]

9. M. M. Mironov, L. T. Bayazitova and M. M. Greben-shchikova, PVD barrier coatings with antimicrobial function

for medical implants / Journal of Physics: Conference Series. 2020, v.1588, с.12032

10. 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

11. Повышение адгезионных характеристик стеклоткани в результате плазменной обработки высокочастотным емкостным разрядом пониженного давления / И. П. Ершов, Л. А. Зенитова, А. Н. Даутова, Ф. Р. Сагитова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 5(276) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – С. 119–125. – DOI 10.35211/1990-5297-2023-5-276-119-125

УДК 621.78

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-41-46

И. В. Родионов, П. Н. Устинов, И. В. Перинская, Л. Е. Куц

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКА КАРБИДА ВОЛЬФРАМА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 12X18H10T

Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина

e-mail: iv.rodionov@mail.ru

Выполнено экспериментальное исследование процесса лазерной наплавки мелкодисперсного порошка карбида вольфрама в составе обмазки из графитовой пасты на поверхность нержавеющей хромоникелевой стали марки 12X18H10T. Наплавка проводилась в режиме непрерывного излучения при изменении скорости обработки, мощности излучения и плотности линий сканирования.

Ключевые слова: непрерывная лазерная наплавка, порошок карбида вольфрама, нержавеющая сталь, микротвердость, шероховатость поверхности, структура наплавленного слоя.

I. V. Rodionov, P. N. Ustinov, I. V. Perinskaya, L. E. Kuts

INFLUENCE OF LASER SURFACING MODES OF TUNGSTEN CARBIDE POWDER ON THE SURFACE CHARACTERISTICS OF 12Kh18Ni10Ti STEEL

Yuri Gagarin Saratov State Technical University

An experimental study of the process of laser surfacing of fine tungsten carbide powder as part of a graphite paste coating on the surface of stainless chromium-nickel steel 12Kh18Ni10Ti was carried out. Surfacing was carried out in continuous conversion mode while ensuring processing speed, changing speed and line configuration.

Keywords: continuous laser cladding, tungsten carbide powder, stainless steel, microhardness, surface roughness, structure of the deposited layer.

Введение

Анализ научно-технической литературы показал, что все более широкое применение в машиностроении при изготовлении различных металлоизделий находят хромоникелевые сплавы, в частности нержавеющая хромоникелевая сталь 12X18H10T [1–5]. Популярность стали объясняется комплексом ее физико-механических характеристик: высокая свариваемость, повышенная пластичность и ударная вязкость, стойкость к различным видам коррозии. При этом известно, что в ходе эксплуатации сварные соединения данной марки стали

и поверхность изделий в целом могут быть подвержены межкристаллитной коррозии и усталостному разрушению.

Нержавеющие стали используют в большинстве сфер жизнедеятельности человека. Наиболее широко они применяются в автомобильном машиностроении, транспортном машиностроении, пищевой промышленности, медицинской технике и многих других направлениях. Например, шнеки осадительных центрифуг, лопасти газотурбинных двигателей, лопасти судовых винтов, валковые дробилки, буровые долота и т. д.

Наряду со множеством преимуществ нержавеющей стали имеет и некоторые недостатки, такие как недостаточно высокая износостойкость и твердость. Одним из путей решения данной проблемы является создание упрочненного поверхностного слоя с помощью лазерной обработки [6–9].

Процесс обработки воздействием лазерного излучения относится к наиболее эффективным методам модифицирования поверхности с целью повышения ее износостойкости и механической прочности [9, 10]. В частности для этого применяется лазерная наплавка, заключающаяся в нанесении на поверхность изделия покрытия в виде функционального наплавленного слоя путем расплавления основы и присадочного материала. Поскольку основа расплавляется незначительно, свойства наплавленного слоя, главным образом, зависят от свойств применяемого присадочного материала. В качестве наплавленного присадочного материала для повышения твердости и износостойкости поверхности может использоваться мелкодисперсный порошок карбида вольфрама, широко применяемый в различных сферах промышленности.

Целью работы является исследование влияния режимов лазерной наплавки порошка карбида вольфрама на физико-механические характеристики поверхности нержавеющей стали 12Х18Н10Т.

Материалы и методы исследования

В качестве образца была использована пластина марки стали 12Х18Н10Т размером 150×20 мм. Для последующего формирования наплавленного слоя была произведена предварительная очистка пластины с использованием ультразвуковой ванны «Кристалл-2,5» при интенсивности ультразвуковых колебаний 1,2 Вт/см², частоте колебаний 22 кГц и продолжительности 30 мин.

В качестве экспериментального присадочного материала был выбран порошок карбида вольфрама дисперсностью 1 мкм, который равномерно тонким слоем распределялся по поверхности стальных образцов с предварительно нанесенной графитовой пастой. Графитовая паста обеспечивала удержание порошка карбида вольфрама и выполняла функцию связующего компонента [10]. Общая толщина нанесенного обмазочного слоя составляла 0,1–0,2 мм.

Для наплавления упрочняющего слоя была использована лазерная установка с непрерыв-

ным излучением RAYLOGIC V12 6040 мощностью 30 Вт. Режимы, задаваемые в эксперименте, представлены в табл. 1.

Таблица 1

Режимы обработки поверхности лазерным излучением

Номер квадрата	Скорость обработки, мм/с	Мощность лазерного излучения, Вт	Плотность линии, dpi
1	100	12	6
2	100	18	6
3	100	24	6
4	150	12	6
5	150	18	6
6	150	24	6
7	200	12	6
8	200	18	6
9	200	24	6
10	100	12	4
11	100	18	4
12	100	24	4
13	150	12	4
14	150	18	4
15	150	24	4
16	200	12	4
17	200	18	4
18	200	24	4
19	100	12	2
20	100	18	2
21	100	24	2
22	150	40	2
23	150	60	2
24	150	82	2
25	200	40	2
26	200	60	2
27	200	80	2

Основными технологическими параметрами являлись скорость обработки (мм/с), мощность лазерного излучения (Вт) и плотность линии (dpi). Мощность лазерного излучения рассчитывалась относительно наибольшего значения, равного 30 Вт. Плотность линии характеризует расстояние между линиями лазерного сканирования в ходе излучения, измеряемое в dots per inch. Указанные технологические параметры обработки изменялись для подбора рационального режима наплавки с целью получения на-

Таблица 2

Результаты измерения микротвердости

Номер квадрата	Микротвердость, ГПа	Номер квадрата	Микротвердость, ГПа
0	1,8	14	5,03
1	3,71	15	3,49
2	4,37	16	3,71
3	3,10	17	3,83
4	3,49	18	3,49
5	4,22	19	3,38
6	3,83	20	3,29
7	3,71	21	3,60
8	3,29	22	4,52
9	3,49	23	3,29
10	4,22	24	3,83
11	2,93	25	4,68
12	3,83	26	3,49
13	3,96	27	3,83

плавленного слоя с наилучшими физико-механическими характеристиками. Было выбрано 27 режимов обработки, каждый из которых формировал на поверхности экспериментальный квадрат с наплавленным слоем размером 5×5 мм.

Микротвердость модифицированной поверхности определялась методом Виккерса с использованием микротвердомера «ПМТ-3М» при нагрузке на индентор 0,9807 Н (ГОСТ 9450–76). Статистическая обработка результатов измерений приведена в табл. 2. Область, подписанная под номером «0», является исходной, т.е. областью поверхности без обработки.

Результаты и их обсуждение

По результатам определения микротвердости была построена гистограмма, показывающая характер изменения величины микротвердости в зависимости от режимов наплавки карбида вольфрама (рис. 1).

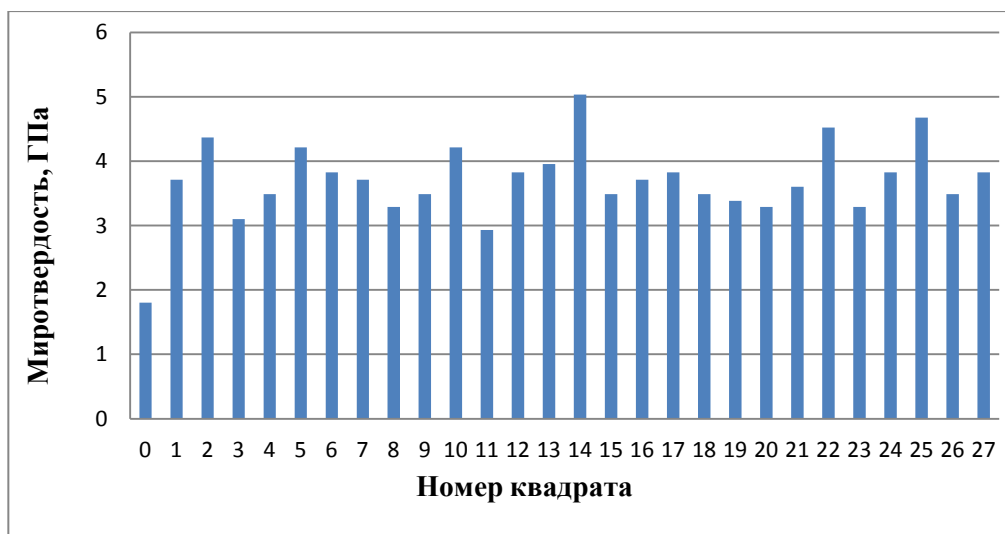


Рис. 1. Изменение микротвердости наплавленного слоя карбида вольфрама при различных режимах лазерного излучения

Наибольшее значение микротвердости было у образца №14, где оно достигало 5,03 ГПа. Образцы № 22 и № 25 также имели повышенную микротвердость – 4,52 ГПа и 4,68 ГПа соответственно. Таким образом, микротвердость поверхности после наплавки порошка карбида вольфрама увеличилась в среднем в 2,5–2,7 раза.

Шероховатость поверхности измерялась с использованием цифрового профилометра «Mitutoyo SJ - 410». Измерения проводились по нескольким базовым линиям с определением среднеарифметического значения параметров

шероховатости R_a , R_z , R_{max} , S_m . Результаты измерения параметров шероховатости представлены в табл. 3. Из представленных данных можно отметить, что наплавка мелкодисперсного порошка карбида вольфрама приводит к заметному повышению как параметров высоты неровностей R_a , R_z , R_{max} , так и шага местных выступов профиля S_m . Данный эффект обусловлен формированием некоторой микрогетерогенности поверхностной структуры при порошковой модификации и получением наплавленного слоя с более развитой микрогеометрией рельефа поверхности.

Таблица 3

Результаты профилометрических измерений

№	Ra, мкм	Rz, мкм	Rmax, мкм	Sm, мкм
0	0,2	2,7	4,5	64,6
1	0,2	2,9	3,9	288,8
2	0,2	2,6	5,1	93,8
3	3,4	13,9	26,1	315,8
4	4,5	21,2	25,1	185,1
5	3,5	19,3	32,3	289,8
6	1,8	9,4	15,2	165,4
7	1,1	6,7	14,1	389,6
8	1,6	8,8	15,8	336,5
9	0,1	0,5	1,0	303,7
10	1,6	9,3	10,3	132,5
11	0,6	5,0	8,6	195,0
12	1,0	10,3	13,5	201,3
13	0,3	2,6	3,8	195,8
14	5,0	26,8	31,2	432,7
15	0,4	5,3	9,0	387,5
16	4,9	27,0	31,0	412,2
17	0,7	6,4	15,1	78,8
18	1,1	6,8	9,4	359,0
19	0,3	5,4	8,6	251,5
20	0,9	10,2	12,2	80,0
21	0,7	8,7	11,8	167,0
22	0,9	6,2	8,0	44,9
23	0,6	4,2	5,6	60,1
24	0,019	0,1	0,1	44,8
25	0,3	3,8	5,7	337,8
26	0,9	7,3	7,5	65,6
27	0,003	0,022	0,03	102,4

Для исследования внедрения вольфрама в модифицированный слой после лазерного воздействия проводился микроспектральный эмиссионный анализ с помощью установки «Спектр-2000». Исследование проводилось в три этапа на разной глубине пробоотбора – 32, 44 и 55 мкм. Областью изучения при микроспектральном анализе являлось выявление наличия вольфрама в поверхности образцов. Результаты микроспектрального анализа приведены на рис. 2, где показана интенсивность спектральных линий содержания вольфрама на различной глубине пробоотбора.

Следует отметить, что содержание вольфрама в модифицированной поверхности сохраняется на самом глубоком проходе (55 мкм), особенно это заметно на последних образцах

под номерами 25, 26 и 27. Это свидетельствует о присутствии вольфрама на всей исследуемой глубине наплавленного слоя, что во многом определяет однородность его структуры и физико-механических свойств.

Для исследования микроструктуры модифицированной поверхности применялся электронный микроскоп JEOL JSM-7100F с возможностью сканирования различных структур кратностью до $\times 10000$. В ходе электронно-микроскопических исследований были выбраны увеличения $\times 500$, $\times 1000$ и $\times 2000$. Исследованию подвергались экспериментальные квадраты под номерами 14 и 25, отличающиеся наибольшими значениями микротвердости, а также исходный квадрат № 0 без обработки для сравнительного анализа (рис. 3–5).

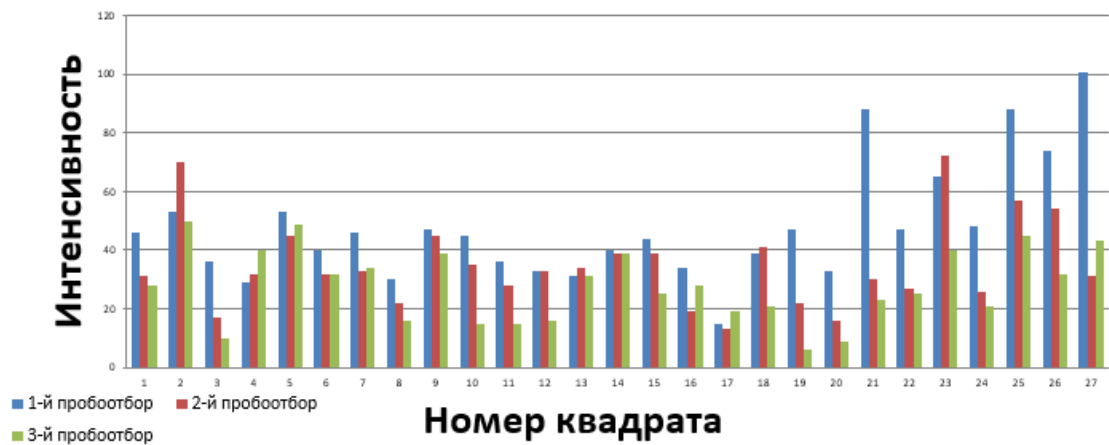


Рис. 2. Изменение содержания вольфрама на различной глубине пробоотбора при микроспектральном эмиссионном анализе наплавленного слоя карбида вольфрама

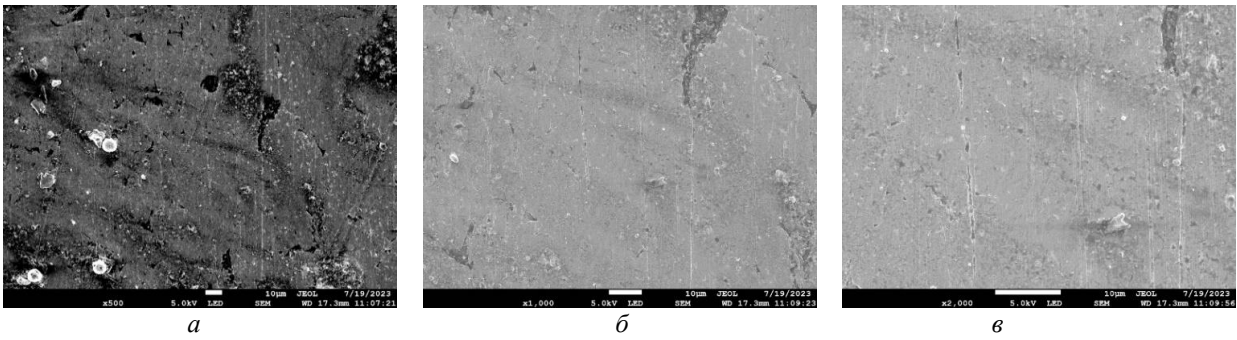


Рис. 3. Структура поверхности образца № 14 с наплавленным слоем карбида вольфрама: а – x500; б – x1000; в – x2000

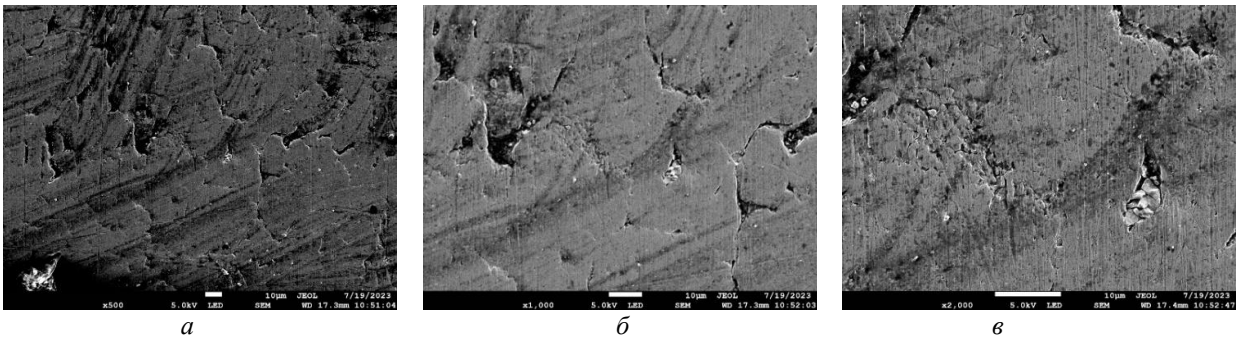


Рис. 4. Структура поверхности образца № 25 с наплавленным слоем карбида вольфрама: а – x500; б – x1000; в – x2000

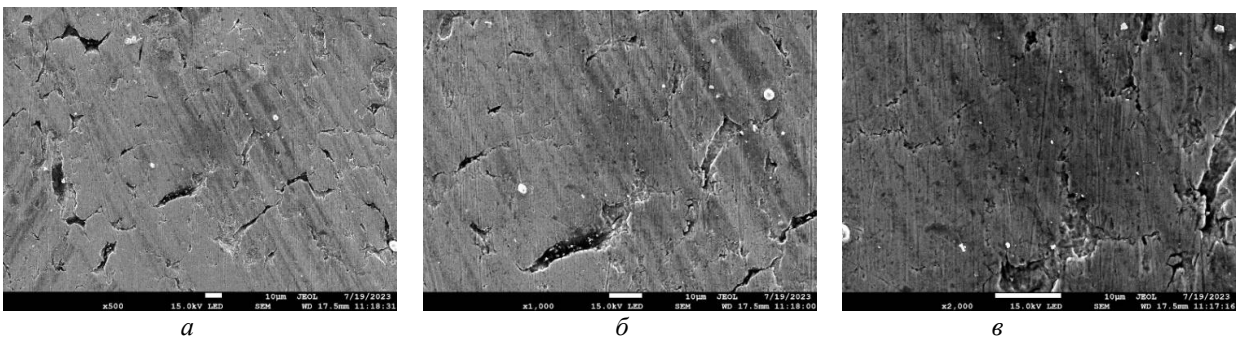


Рис. 5. Структура поверхности образца № 0 без обработки: а – x500; б – x1000; в – x2000

Полученные данные показывают, что структура наплавленного слоя образца № 14 обладает наилучшей равномерностью и однородностью, а структура образца № 25 имеет выраженные неровности и дефекты, которые имеют большие размеры в сравнении с исходным образцом №0. Это согласуется с данными профилометрических исследований, указывающими на преобладание микрогетерогенности поверхности после лазерной порошковой наплавки.

Вывод

Исходя из представленных результатов можно сделать вывод, что изменение режимов лазерного воздействия при непрерывной наплавке порошка карбида вольфрама существенно изменяет физико-механические характеристики поверхности хромоникелевой стали 12X18H10T. В частности, происходит существенное увеличение микротвердости поверхности с 1,8 ГПа до 5,03 ГПа с учетом возрастания параметров шероховатости. Содержание вольфрама в модифицированной поверхности характеризуется повышенной равномерностью по всей глубине пробоотбора, а структура слоя, наплавленного при скорости обработки 150 мм/с, мощности лазерного излучения 18 Вт и плотности линий сканирования 4 dpi (образец № 14) отличается высокой однородностью с присутствием относительно небольшого количества неровностей и слабовыраженных дефектов.

Таким образом, проведенные экспериментальные исследования показали, что наплавка порошка карбида вольфрама дисперсностью 1 мкм в составе обмазки из графитовой пасты в режиме непрерывного лазерного излучения при выявленных параметрах технологического воздействия обеспечивает получение наплавленного слоя повышенного качества, который способствует упрочнению поверхности хромоникелевой стали 12X18H10T и расширяет возможности ее эффективного производственного применения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Еремин, Е. Н.* Влияние карбида бора на свойства наплавленного металла на основе дисперсионно-твердеющей хромоникелевой стали / Е. Н. Еремин, А. С. Лосев, А. Е. Маталасова, С. А. Бородихин, И. А. Пономарев // Омский научный вестник. – 2017. – № 4 (154). – С. 21–24.
2. *Obeidi, M. A.* Laser surface texturing of stainless steel 316L cylindrical pins for interference fit applications / M. A. Obeidi // Journal of Materials Processing Technology. – 2018. – Т. 252. – С. 58–68.
3. *Тарельник, В. Б.* Повышение экологической безопасности формирования износостойких покрытий на поверхностях деталей типа тел вращения из стали 12X18H10T с применением комбинированной технологии на основе электроискрового легирования / О. П. Гапонова, В. Б. Лобода, Е. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковский, Ю. И. Семирненко, Н. В. Тарельник, М. А. Микулина, Б. А. Саржанов // Электронная обработка материалов. – 2020. – Т. 56. – № 5. – С. 115–127.
4. *Pradhan, K. K.* Heat treatment analysis of SS304 for gas turbine application / K.K. Pradhan, C.R. Matawale // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Т. 33. – С. 5734–5739.
5. *Laroudie, F.* Hardening of 316L stainless steel by laser surface alloying / F. Laroudie, C. Tassin, M. Pons // J. Mater. Sci. – 1995. – №30. – С. 3652–3657.
6. *Проскураков, В. И.* Формирование состава и характеристик поверхности хромоникелевой стали 12X18H10T при лазерном модифицировании в слое экспериментальной легирующей обмазки / В. И. Проскураков, И. В. Родионов // Журнал технической физики. – 2022. – Т. 92. – Вып. 1. – С. 84–91.
7. *Проскураков, В. И.* Исследование влияния состава легирующей обмазки на изменение структуры и микротвердости нержавеющей стали 12X18H10T / В. И. Проскураков, И. В. Родионов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 88–92.
8. *Murzin, S. P.* Improving tribological properties of stainless steel surfaces by femtosecond laser irradiation / V.B. Balyakin, G. Liedl, A.A. Melnikov // Coatings. – 2020. – Т. 10. № 7. – С. 606.
9. *Проскураков, В. И.* Исследование изменения износостойкости поверхности нержавеющей стали, полученной лазерным импульсным легированием в слое обмазки / В. И. Проскураков, И. В. Родионов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 61–65.
10. *Проскураков, В. И.* Изменение характеристик поверхности стали 12X18H10T при лазерном модифицировании в слое графитовой пасты, содержащей наночастицы диоксида титана / В. И. Проскураков, И. В. Родионов // Письма в ЖТФ. – 2021. – Т. 47. – Вып. 10. – С. 50–54.

УДК 66.669

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-47-51

*И. В. Лапин, И. М. Гильмутдинов, Р. Н. АскарOVA***ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТОЙ МЕДИ РАЗЛОЖЕНИЕМ ПОРООБРАЗУЮЩИХ ЧАСТИЦ****Казанский национальный исследовательский технологический университет**

e-mail: 89003222142@mail.ru

В статье рассмотрены основные функциональные свойства пеномедного материала, полученного путем формования и спекания меди с порообразователем в виде CaCO_3 . Подобрано сырье для порообразования, и проведен анализ ТГА для определения максимального разложения представленного порофора. Опытным путем были подобраны основные характеристики (дисперсность частиц, количество компонента, количество порообразующей фазы при разложении и др.) используемого порошкового порофора в виде CaCO_3 . Исследованы физико-механические свойства полученных образцов пеномеди.

Ключевые слова: пеномедь, спекание, порофор, микроструктура, пористость, прочность.

*I. V. Lapin, I. M. Gilmutdinov, R. N. Askarova***OBTAINING POROUS COPPER BY DECOMPOSITION OF PORO-FORMING PARTICLES****Kazan National Research Technological University**

The article discusses the main functional properties of copper foam material obtained by molding and sintering copper with a blowing agent in the form of CaCO_3 . The raw materials for pore formation were selected and TGA analysis was carried out to determine the maximum decomposition of the presented porophore. The main characteristics (particle dispersion, amount of component, amount of pore-forming phase during decomposition, etc.) of the used powder blowing agent in the form of CaCO_3 were selected experimentally. The physical and mechanical properties of the obtained copper foam samples were studied.

Keywords: copper foam, sintering, porofoor, microstructure, porosity, strength.

Введение

Пористые материалы на основе меди имеют небольшую плотность, большую площадь поверхности и гораздо большую площадь рассеивания тепла, чем твердые медные материалы того же качества, благодаря их хорошей электропроводности и пластичности, а также обладают свойствами, такими как звукоизоляция и снижение шума, электромагнитное экранирование, рассеивание тепла, проникновение и циркуляция. и хорошие демпфирующие характеристики, благодаря двойной роли конструкционных материалов и функциональных материалов, широко используются в аэрокосмической, транспортной, строительной, металлургической, новой энергетике, защите окружающей среды и электрохимической промышленности, особенно благодаря отличной теплопроводности [1].

Свойства металлических пенопластов в наибольшей степени зависят от свойств материала, из которого они изготовлены, а также и от их относительной плотности. Жесткость и прочность при небольшом весе используются во многих областях применения пенометалла [2].

Помимо этого, на свойства пены влияют структура, в частности анизотропия и дефекты,

под которыми подразумеваются волнистые, изогнутые или искаженные клеточные стенки и клетки исключительного размера или формы. Демпфирующая способность металлической пены обычно в пять-десять раз больше, чем у металла, из которого она изготовлена. Металлические пены имеют некоторую емкость в качестве акустических поглотителей. Как и в других материалах, циклическая нагрузка вызывает усталостное повреждение металлических пен. Прочность металлических пен может быть измерена стандартными методами [3].

Исходя из приобретенных упруго – пластических (демпферных) и других специфических свойств рассматриваются варианты применения пеномедного материала в различных сферах и областях производства [4].

Материал и методика исследования

Термоаналитические кривые ТГ-ДТГ, ДСК представленного порошкового порофора в виде CaCO_3 (рис. 1) показывают интервал температур разложения порофора от 200 до 820 °С. Максимальное пиковое разложение порообразователя происходит при температуре 784 °С с выделением повышенной тепловой энергии, которая увеличивает температуру порошковых ком-

понентов и нуждается в меньших энергозатратах для нагрева спрессованного изделия [5]. Температура максимального разложения поро-

фора 784 °С и объем выделенного порообразующего газа 47,97% оптимально подходит для получения качественной структуры пеномеди.

Таблица 1

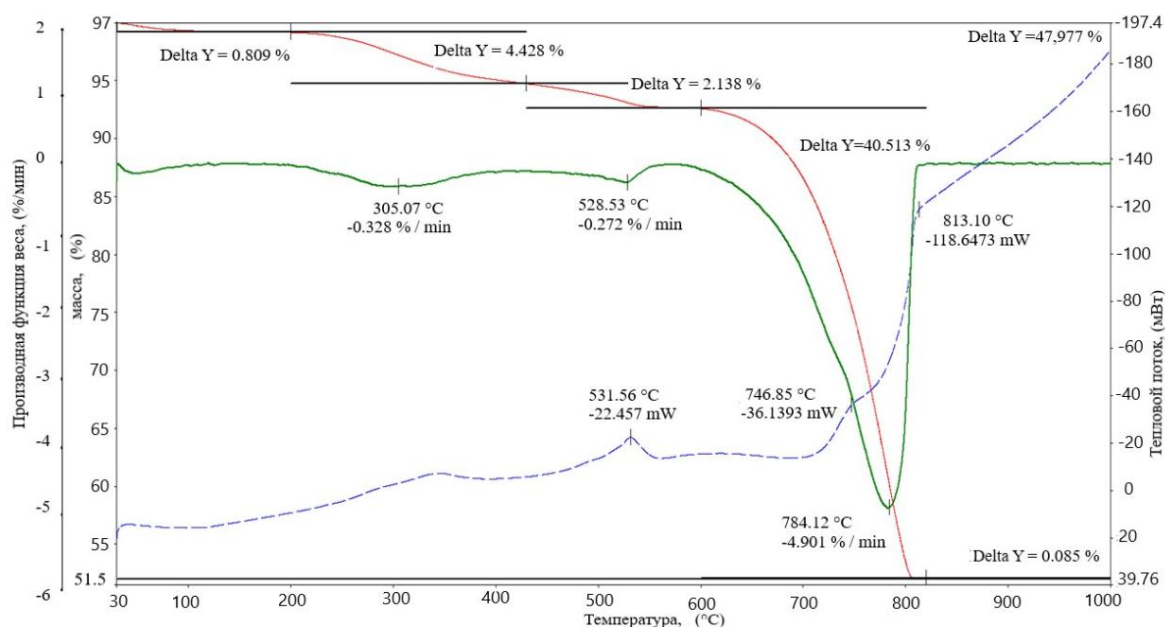
Протокол термического анализа

Наименование пробы	Интервал температур (максимум эффекта), °С изменение массы, % масс.					Общее изменение массы в интервале 30–1000 °С, %масс.
	30-200 (-)	200-430 (305)	430-600 (529)	600-820 (784)	820-1000 (-)	
CaCO ₃	-0,81	-4,43	-2,14	-40,51	-0,08	47,97

В графиках интервала температур в числителе показаны интервалы разложения вещества, в скобках – пиковые значения, а в знаменателе – изменение массы вещества в процентах. Минус в скобке показывает отсутствие пика, либо незначительного разложения вещества.

Термоаналитические кривые ТГ-ДТГ, ДСК

одного из вида представленного порофора CaCO₃ (рис. 1), где горизонтальная ось координат показывает температурные интервалы (°С), вертикальные оси координат (слева направо) – производная функция веса (%/мин); масса (%); тепловой поток, соответствующий эндотермическому разложению (мВт).

Рис. 1. Термоаналитические кривые ТГ-ДТГ, ДСК образца CaCO₃

Получение пеномеди

Способ получения пористой меди, включающий смешивание порошка меди с порофором, прессование в пресс-форме с получением заготовки, спекание заготовки при температуре 850–900 °С, охлаждение спеченного материала. В качестве порофора использовали порошок CaCO₃ в количестве 5–20 мас.%, прессование осуществляли с усилием 400 МПа с получением заготовки, которую нагревали в печи до температуры 850–900 °С и выдерживали при этой температуре в течении 15–20 мин. В качестве сырья для получения пористой меди использо-

вали порошок меди ГОСТ 4960–2017 с размерностью 50 мкм. В качестве порофора – порошок яичной скорлупы с размерностью 70–90 мкм. Для получения порошка скорлупу промывали, высушивали, а затем измельчали любым подходящим измельчителем, известным из уровня техники.

Пример 1

20 граммов порошка меди смешивали с 0,16 граммами порошка яичной скорлупы (содержание порофора 8 мас.%). Полученную смесь засыпали в цилиндрические прессформы с диаметром образцов 10 и 15 мм и прессовали с уси-

лием 400 МПа до получения заготовок высотой 7–10 мм. Заготовки помещали в печь сопротивления и постепенно со скоростью нагрева 30–40 °С/мин нагревали до 850–900 °С, выдерживали при этой температуре в течение 15–20 минут. Спеченные образцы охлаждали на воздухе до комнатной температуры.

Примеры 2–3 аналогичны примеру 1, варьировали количество порофора.

У полученных образцов определяли пористость, прочность на сжатие, размер пор. Пористость образцов рассчитывали исходя из измеренной плотности полученных образцов пористой меди по формуле:

$$P = \left(1 - \frac{\rho_0}{\rho}\right) \cdot 100,$$

где P – пористость в %, ρ_0 – плотность готового (спеченного) материала, ρ – плотность литого материала.

Плотность пеномеди (г/см^3) определяли стандартным способом по формуле:

$$\rho_0 = m/V,$$

где m – масса образца, V – объем образца.

Внедряя полученный порошковый порофор в виде CaCO_3 в медную матрицу был получен и исследован пеномедный материал (рис. 2) с различной пористостью от 50 до 80 % [6–7].



Рис. 2. Пеномедные образцы диаметром 10 мм с порофором CaCO_3

На рис. 2 видно, что в результате спекания порошков меди с порообразователем визуально

видно образование вспученной поверхности образцов (горкой), соответственно это доказывает образование внутри него порового пространства, в виде закрытых пор, что в дальнейшем исследовалось на микроскопическом изображении пеномедного образца (рис. 3).



Рис. 3. Структура пеномеди образца диаметром 10 мм с размером пор 20–50 мкм

На рис. 3 при $400\times$ увеличении изображена структура пеномеди с пористостью 62 %, полученная порошковым способом спекания порошков меди размером 50 мкм и порофора CaCO_3 .

Прочность на сжатие представленных образцов пеномеди составила 180–320 кгс/см^2 , что является хорошим показателем для применения в различных отраслях промышленности.

Исследование физико-механических свойств пеномедных образцов

Для измерения прочности на сжатие представлены образцы пеномеди, диаметром 10 мм, высотой 7–12 мм с различным количеством порофора

Полученные результаты приведены в таблице:

Таблица 2

Физико-механические показатели пеномеди

Пример	Кол-во порофора, масс. %	Пористость спресован. образца, %	Пористость спечен. образца, %	Прочность на сжатие пеномеди, кгс/см^2	Размер пор, мкм
1	5	37	54	335	10-30
2	8	44	62	318	10-30
3	10	46	69	278	20-40
4	12	56	75	185	20-50
5	15	58	77	180	20-50
6	20	61	79	173	20-50

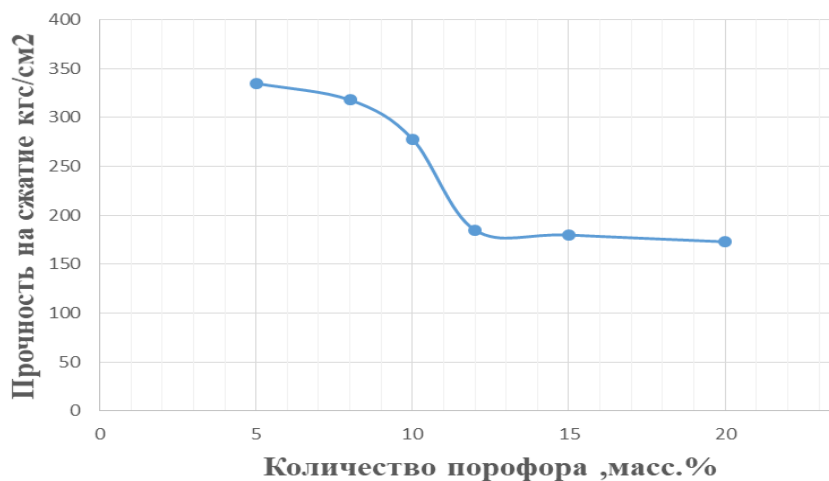


Рис. 4. График зависимости прочности на сжатие пеномеди от количества введенного порофора CaCO_3

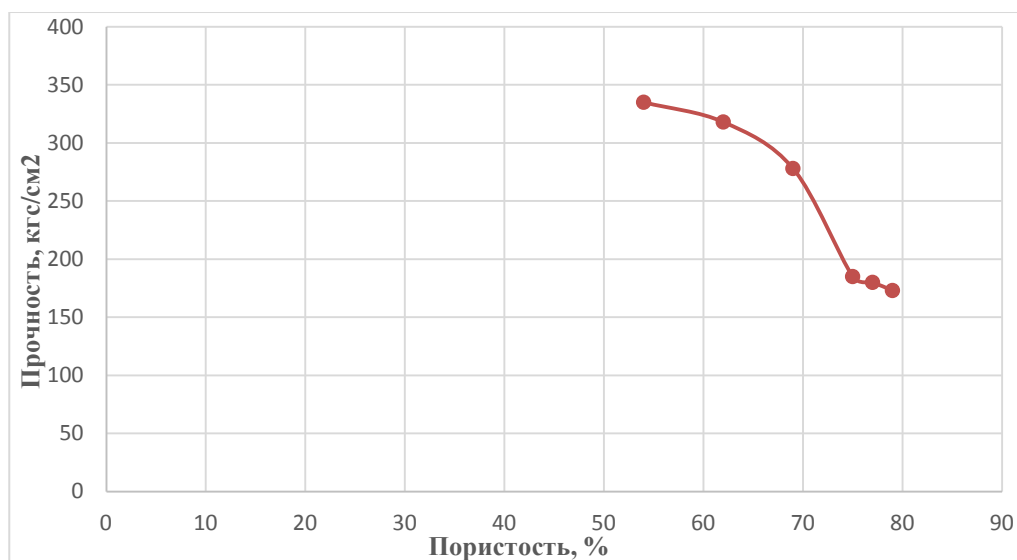


Рис. 5. График зависимости прочности на сжатие пеномеди от пористости спеченных образцов

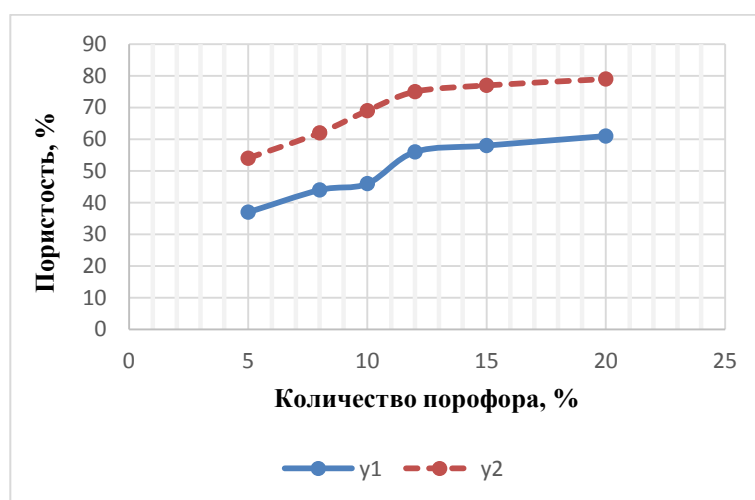


Рис. 6. График зависимости пористости образцов пеномеди от количества введенного порофора

Прочность на сжатие пеномедных образцов уменьшается в зависимости от количество введенного порообразователя в виде CaCO_3 и имеет плато от 12 до 20 % содержания порофора, но имеет оптимальное содержание 8 % с высокой прочностью при исследовании на соблюдение фактора формы и пористости образцов (рис. 4).

Прочность на сжатие пеномедных образцов с порофором в виде CaCO_3 закономерно уменьшается в зависимости от пористости спеченных образцов (рис. 5) т.е. увеличение порового пространства влияет на понижение прочностных показателей полученной пеномеди.

На верхнем штриховом графике рис. 6 показана зависимость пористости **спрессованных** образцов пористой меди от количества введенного порофора CaCO_3 . На этом же графике ниже в виде сплошной линии показана зависимость пористости **спеченных** образцов пеномеди от количества введенного порофора CaCO_3 . В обоих случаях это физически закономерно.

Выводы

Для использования порошкового компонента порообразователя CaCO_3 при получении пеномеди проведены следующие виды работ:

1. Исследование порофора анализом ТГ-ДТГ, ДСК, что показало положительный результат для применения порошка CaCO_3 в виде порообразователя.

2. Классификация и смешивание подобранных компонентов порошков основы и порообразователя.

3. Получение спрессованного прекурсора посредством одностороннего прессования с оптимально подобранным усилием прессования.

4. Спекание отформованных образцов при определенных условиях.

5. Исследование физико-механических свойств полученных образцов пеномеди

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Механизмы стабилизации металлических пен и формирование пористой металлической структуры / И. В. Лапин, В. В. Жилияков // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. – № 3. – Казань, 2020. – С. 80–84.

2. Cellular Metal and Metal foaming technology / J. Banhart, M. F. Ashby, N. Fleck // Verlag MIT / Germany, 2001. – 169 p.

3. Effect of homogenizing heat treatment on the compressive properties of closed-cell Mg alloy foams / X. Xia, W. Zhao, X. Feng, H. Feng, Xin Zhang // Materials and Design vol. 49 / 2013. – P. 19–24.

4. The role of foaming agent in structure and mechanical performance of Al based foams / A. V. Byakova, S. V. Gnyloskurenko, A. I. Sirko // Materials Transactions vol. 47 / 2016. – P. 2131–2136.

5. Повышение эффективности в использовании малозатратных порофоров для получения новейших материалов / И. В. Лапин, В. В. Жилияков, Г. А. Аминова, И. В. Вишнякова // Вестник КГТУ им. А. Н. Туполева. – № 1. – Казань, 2020. – С. 56–62.

6. Заявка на изобретение №2023127177/05.

7. Relevance of selective sampling of foaming agents for the production of porous metals / I. Lapin, V. Zhilyakov, O. Kharitonova, V. Bronskaya, R. Askarova, I. Vishnyakova // Proceedings of the II International Conference on Advances in Materials, Systems and Technologies / CAMSTech-II 2021" 2022. – P. 020030 – 020034.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-52-54

В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ КОНТАКТА ПРИ СПЛЮЩИВАНИИ ЕДИНИЧНОГО КОНУСА ПЛОСКОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: kazankin_vmr@mail.ru

В работе приведены результаты теоретического и экспериментального исследования контактной жесткости при сплющивании единичного конуса плоским контртелом. Приведено сравнение полученных значений контактной жесткости для случая сплющивания со значениями контактной жесткости при внедрении конуса в упругопластическое контртело.

Ключевые слова: контактная жесткость, сплющивание, единичный микровыступ, конус.

V. A. Kazankin, E. N. Kazankina

STUDY OF CONTACT PARAMETERS WHEN FLATTENING A SINGLE CONE WITH A FLAT SURFACE

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of a theoretical and experimental study of contact stiffness during flattening of a single cone by a flat counterbody. A comparison is given of the obtained values of contact stiffness for the case of flattening with the values of contact stiffness when a cone is introduced into an elastoplastic counterbody.

Keywords: contact rigidity, flattening, single microasperity, cone.

При определении нагрузочной способности соединений важным фактором является учет жесткости стыка деталей, сопряженных в соединении. В некоторых случаях пренебрежение ей может приводить к ошибке в определении нагрузочной способности соединения, достигающей 40 % [1]. Очевидно, что в основе контактного взаимодействия шероховатых поверхностей лежат закономерности упругопластического взаимодействия единичного микровыступа с поверхностью контртела. Следует отметить, что при различных видах механической обработки форма микровыступов может значительно отличаться. В связи с этим для получения наиболее достоверных значений контактной жесткости стыка деталей и, следовательно, нагрузочной способности при моделировании и проектировании соединений следует моделировать микровыступы телами различной формы: сферами, конусами, цилиндрами.

В зависимости от соотношения твердостей индентора и контртела можно выделить три случая контакта [2]:

1. Внедрение упругого индентора в упруго-пластически деформируемое контртело. Происходит в случае, когда твердость материала индентора более чем в два раза превышает твердость материала контртела.

2. Сплющивание упругопластически деформируемого индентора в упругое контртело. Происходит в случае, когда твердость материала контртела более чем в два раза превышает твердость материала индентора.

3. Контакт деталей, изготовленных из материалов близкой твердости (твердости материалов отличаются менее чем в 2 раза). При этом происходит одновременное внедрение и сплющивание индентора.

Наиболее широко в литературе рассмотрено моделирование микровыступов шариком при различных соотношениях твердостей. Для конического и цилиндрического инденторов в литературе приведены исследования в основном только для случая внедрения. В данной работе было проведено исследование контактной жесткости при сплющивании единичного конуса.

Для получения зависимости, позволяющей определять сближение α при сплющивании единичного конуса в контакте с плоской поверхностью была использована теория размерности [3]. Проведенное экспериментальное исследование показало, что сближение α в контакте может быть представлено как функция следующих параметров: тангенса половины угла при вершине конуса $\text{tg}\varphi$, диаметра основания конуса d , пластической твердости материала сплющиваемого конуса НД и контактной нагрузки F :

$$\alpha = f(\text{tg}\varphi, \text{НД}, d, F). \quad (1)$$

Согласно π -теореме теории размерностей из указанных параметров можно составить два безразмерных комплекса: $2\text{tg}\varphi \cdot \alpha/d$ и $F/(\text{НД} \cdot d^2)$, которые имеют физический смысл относительного сплющивания и отношение степени нагружения к твердости материала конуса.

Связь между комплексами представляли в виде

$$\frac{2\text{tg}\varphi \cdot \alpha}{d} = a \cdot \left(\frac{F}{\text{НД} \cdot d^2} \right)^b. \quad (2)$$

Коэффициенты a и b определяли с помощью экспериментальных данных, полученных при сплющивании конусов. Для проведения экспериментального исследования использовались стальные конусы с различными углами при вершине (рис. 1). Пластическая твердость материала конусов $\text{НД}_к = 1766$ МПа, твердость стальной плитки $\text{НД} = 4000$ МПа. Диаметр основания конуса $d = 15$ мм. Приложенная нагрузка варьировалась от 600 Н до 9800 Н.

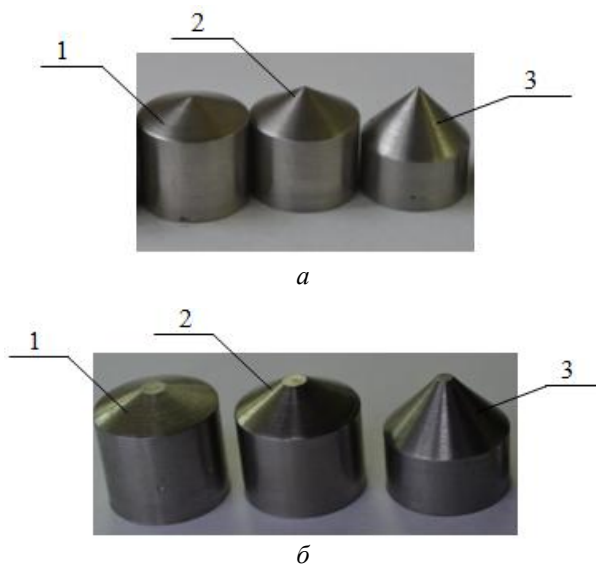


Рис. 1. Образцы из стали У8 с углами при вершине до (а) и после сплющивания (б):
1 – 136°; 2 – 120°; 3 – 86°

На рис. 2 показаны экспериментальные графики зависимости безразмерных комплексов, использованных в формуле (2), и график, построенный с использованием полученных данных. При этом использовались значения коэффициентов $a = 1,83$; $b = 0,65$. Видно, что расхождение между графиками, построенными в безразмерных координатах для исследованных случаев, не превышает 10 %. Таким образом, зависимость (2) достоверно отображает связь между составленными безразмерными комплексами.

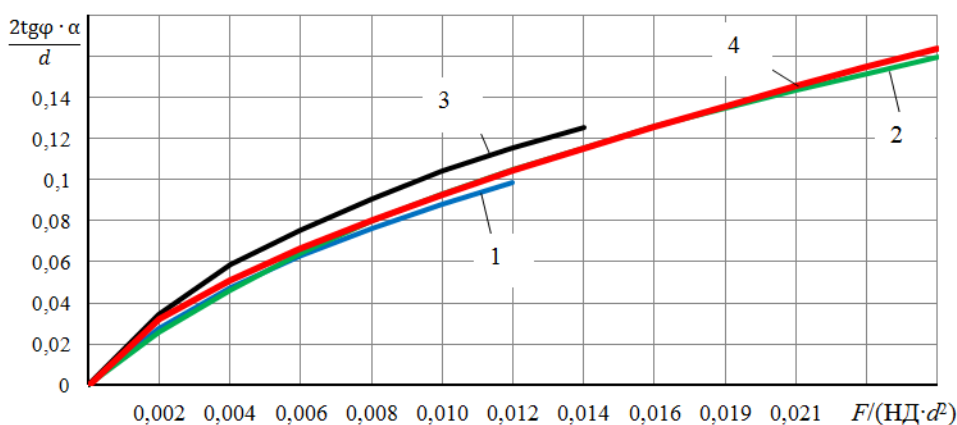


Рис. 2. Графики зависимости относительного сплющивания $2\text{tg}\varphi \cdot \alpha/d$ от безразмерного комплекса $F/(\text{НД} \cdot d^2)$:
1, 2, 3 – экспериментальные значения для стальных конусов с углами при вершине 2φ , равными 86°, 120°, 136° соответственно;
4 – расчет по формуле (2) при $a = 1,83$; $b = 0,65$

Преобразовав выражение (2) и подставив полученные значения коэффициентов, получили зависимость для определения сближения в контакте единичного конуса с плос-

кой поверхностью для случая сплющивания конуса:

$$\alpha = 1,83 \cdot \left(\frac{F}{\text{НД} \cdot d^2} \right)^{0,65} \cdot \frac{d}{2\text{tg}\varphi} \quad (3)$$

На рис. 3 приведены графики зависимости контактной жесткости от приложенной нагрузки для случаев внедрения единичного конуса, рассчитанные по известным зависимостям [2], а также экспериментальные значения для случая сплющивания конуса. Видно, что при ра-

венстве других параметров контакта (угол при вершине, твердость материала упругопластически деформируемого тела и диаметра основания конуса) расхождение между двумя видами контактного взаимодействия в исследованных случаях может достигать 30 %.

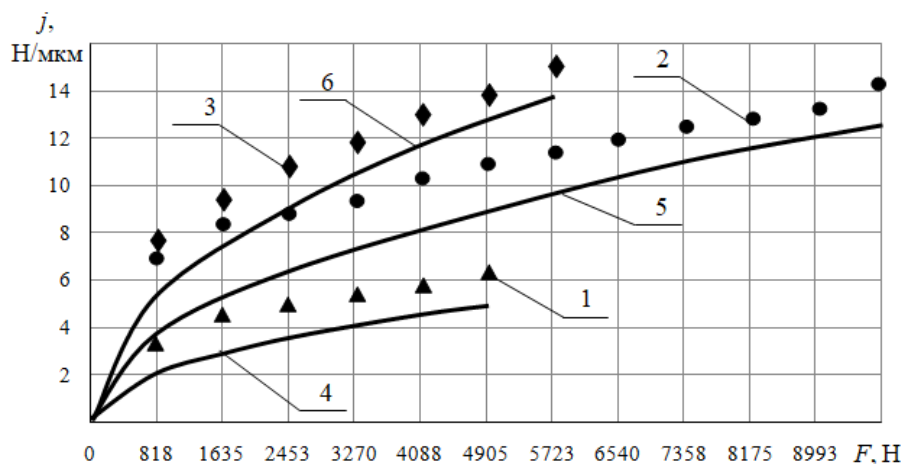


Рис. 3. График зависимости контактной жесткости j от нагрузки F в контакте единичного конуса ($H_D = 1800$ МПа, $d = 15$ мм) с плоской поверхностью: точки 1, 2, 3 – экспериментальные значения для сплющивания конусов с углами при вершине, равными 86° , 120° , 136° соответственно; линии 4, 5, 6 – расчет по формуле для внедрения конусов [2] с углами при вершине, равными 86° , 120° , 136° соответственно

Таким образом, разработана зависимость для определения сближения и жесткости контакта единичного конуса с плоским контртелом в условиях сплющивания конуса. Показано значительное расхождение в значениях контактной жесткости для различных случаев контактного взаимодействия, а именно для внедрения и сплющивания индентора.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванов, А. С. Расчет соединения с натягом с учетом контактной жесткости сопрягаемых поверхностей / А. С. Иванов, Б. А. Попов // Вестник машиностроения. – 2005. – № 4. – С. 31–36.
2. Матлин, М. М. Жесткость упругопластического контакта деталей машин : монография / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М. : Машиностроение, 2015. – 217 с.
3. Бриджмен П. Анализ размерностей. – Ижевск : РХД, 2001. – С. 45. – 148 с.

УДК 621.777.073

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-54-59

А. С. Тумашев¹, В. Ф. Даненко², Н. Е. Шолохова¹, А. А. Шариков²

ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ОТРАБОТАННЫХ ОПРАВОК ПРОКАТНОГО СТАНА ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ МАТРИЧНЫХ КОЛЕЦ ПРЕССОВЫХ ЛИНИЙ ТПЦ-2 В УСЛОВИЯХ АО «ВТЗ»

¹ АО «Волжский трубный завод», г. Волжский

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail omd@vstu.ru

Подтверждена возможность использования вторичного сырья из отработанных оправок непрерывного стана ТПА 159–426 мм трубопрокатного цеха ТПЦ-3 при изготовлении матричных колец (матриц) для прессовых линий трубопрессового цеха ТПЦ-2 АО «ВТЗ».

Применяемый подход позволяет снизить себестоимость, а проработка структуры металла с последующей термической обработкой – повысить твердость и дополнительно увеличить стойкость прессового инструмента для производства труб.

Ключевые слова: вторичное сырье, трубная заготовка, прессование, прокатка, оправки, матрицы, термическая обработка, твердость, стойкость, сорбитная структура.

A. S. Tumashev¹, V. F. Danenko², N. E. Sholokhova¹, A. A. Sharikov²

ABOUT THE USE OF USED ROLLING MILL MANDREL FOR THE MANUFACTURE OF DIE RINGS PRESS LINES TPP-2 IN THE CONDITIONS OF VTZ «JSC»

¹JSC "Volzhsky Pipe Plant", Volzhsky

²Volgograd State Technical University

The possibility of using secondary raw materials from waste mandrels of the continuous TPA mill 159–426 mm of the pipe rolling shop TPP-3 in the manufacture of matrix rings (matrices) for the press lines of the pipe-pressing shop TPP-2 of VTZ «JSC» has been confirmed.

The approach used allows us to reduce costs, and the development of the metal structure with subsequent heat treatment increases hardness and further increases the durability of pressing tools for pipe production.

Keywords: secondary raw materials, pipe blanks, pressing, rolling, mandrels, matrices, heat treatment, hardness, durability, sorbitol structure.

На современном этапе развития трубного производства большое распространение получило производство стальных труб прессованием [1–3]. Основными поставщиками прокатного и прессового инструмента для производства труб на АО «Волжский трубный завод» являются предприятия: НКМЗ (Украина), «Альянс-Юг» (Китай), ООО «Прессмаш» (Россия). Использование максимально возможного ресурса прокатного инструмента с последующим вовлечением в технологический процесс в виде заготовки для производства прессового инструмента позволит эффективно использовать ресурсы предприятия и получать максимальную выгоду при одновременном снижении себестоимости конечной продукции.

В состав прессового инструмента входят: внутренняя втулка контейнера, матрица, игла (трубная оправка), пресс-шайба, пресс-штемпель.

Наиболее изнашиваемым видом инструмента при производстве труб методом горячего прессования являются матричные кольца [2, 4]. По условиям эксплуатации они относятся к тяжело нагруженному инструменту и подвергаются интенсивному износу в связи с воздействием сил трения на протяжении всего процесса истечения металла, т.к. имеют непосредственный контакт с прессуемым металлом. После износа кольцо подлежит замене, а обойму используют неоднократно.

Максимальный расход матричных колец происходит по причине наличия на рабочей поверхности недопустимых дефектов в виде ризок и наплывов металла на калибрующий пояс матрицы [1, 5]. Образование дефектов на рабочей поверхности матричного кольца связано с низкими значениями твердости материала кольца матрицы.

В настоящее время в структуре себестоимости передела трубной продукции производства ТПЦ-2 АО «ВТЗ» доля затрат на прессовый инструмент составляет 20 %. В условиях ТПЦ-3 ежегодно по причине наличия дефектов рабочей поверхности [6] списанию подлежат от 6 до 8 длинномерных оправок непрерывного стана ТПА 159-426 мм, изготовленных из идентичной матричным кольцам марки стали.

Цель работы – экспериментальное исследование возможности использования вторичного сырья из отработанных оправок непрерывного стана трубопрокатного цеха ТПЦ-3 при изготовлении матричных колец (матриц) для прессовых линий трубопрессового цеха ТПЦ-2 АО «ВТЗ».

Материалы и методы исследования

Для производства матриц использовали предварительно подготовленные заготовки из отработанных оправок (сталь 4Х5МФ1С) непрерывного прокатного стана трубопрокатного цеха ТПЦ-3. Химический состав стали 4Х5МФ1С приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали 4Х5МФ1С

ГОСТ 5950-2000	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu
	0,37– 0,44	0,90– 1,20	0,20– 0,50	≤0,030	≤0,030	4,50– 5,50	1,20– 1,50	0,80– 1,10	≤0,35	≤0,30

Работы по изготовлению трубных заготовок из отработанных оправок осуществляли:

– путем проката заготовок в ТПЦ-1 для получения трубной заготовки Ø160x80 мм (коэффициент вытяжки 1,52);

– путем прессования заготовок в ТПЦ-2 для получения трубной заготовки Ø194x100 мм (коэффициент вытяжки 4,55).

Полученные трубные заготовки подвергали дальнейшей механической и термической обработке при производстве:

– опытных матриц Ø90,6 мм из заготовок производства ТПЦ-1;

– опытных матриц Ø110,3 мм из заготовок производства ТПЦ-2.

Полученные из трубных заготовок опытные матрицы Ø90,6 мм (40 шт.) и Ø110,3 мм (10 шт.) прошли термическую обработку по приведенному в табл. 2 режиму.

Испытание опытных матриц Ø90,6 мм на стойкость проводили при производстве труб диаметром Ø88,9x7,34 мм из стали 15X13H2Б-1 на прессовой линии 20МН ТПЦ-2. Также на прессовой линии 20МН проводили испытание опытных матриц Ø110,3 мм при производстве труб диаметром Ø108x8,0 мм из стали 08X18H10Т.

Таблица 2

Режим термической обработки матриц из стали 4X5MФ1С

Закалка	Отпуск
Подогрев до 850 °С, выдержка 90 мин. Аустенизация при 1050 °С, выдержка 40 мин. Закалка в масле, выдержка 30 мин.	Отпуск при 530–540 °С в течение 4,5–5,0 ч

Для сравнительного анализа характерных особенностей структуры и свойств опытных матриц и штатных матриц производства ООО «Прессмаш» осуществляли:

– химический анализ;
– дюрOMETрический анализ;
– металлографический анализ методами оптической микроскопии.

Результаты исследования

Перед задачей в производство был осуществлен входной контроль опытных матриц по геометрическим параметрам, качест-

ву рабочей поверхности и твердости.

При визуальном осмотре на рабочей поверхности матриц замечаний по качеству не выявлено. Все матрицы признаны соответствующими требованиям чертежа по геометрическим параметрам.

Представленные в табл. 3 результаты химического анализа образцов свидетельствуют о соответствии состава металла опытных матриц образцу матрицы производства «Прессмаш», а также химическому составу стали 4X5MФ1С по ГОСТ 5950-2000 (см. табл. 1).

Таблица 3

Результаты химического анализа образцов матриц

Матрица	Массовая доля элемента, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu
Штатная производства «Прессмаш»	0,34	0,97	0,39	0,011	0,003	5,15	1,19	0,84	0,35	0,09
Опытная, Ø90,6 мм	0,34	0,93	0,39	0,011	0,003	5,13	1,20	0,80	0,27	0,07
Опытная, Ø110,3 мм	0,33	0,93	0,42	0,012	0,003	5,18	1,23	0,83	0,17	0,11

Определенные на твердомере ТР 5006 значения твердости матриц производства «Прессмаш» и опытных матриц после термической

обработки по указанному в табл. 2 режиму приведены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты измерения твердости образцов матриц

Матрица	Твердость <i>HRC</i>	
	До эксплуатации	После эксплуатации
Штатная производства «Прессмаш»	52,4÷54,8	50,0÷54,0
Опытная, Ø90,6 мм	50,0÷52,0	49,5÷53,5
Опытная, Ø110,3 мм	53,0÷54,0	49,0÷54,0

Входной контроль твердости опытных матриц Ø90,6 мм, полученных из прокатанных заготовок, показал достигнутое значение твердости после термической обработки на уровне 50,0÷52,0 *HRC*. Среднее значение твердости для 18 измерений составляло $\bar{X}=51,5$ *HRC*. При этом расчетное значение показателя вариации $V_{\sigma}=(\sigma/\bar{X})\times 100\% = 1,13\%$, где σ -стандартное отклонение. Согласно принятым в статистике условиям, полученное значение показателя вариации говорит об однородности совокупности значений твердости матриц.

Значения твердости опытных матриц Ø110,3 мм, изготовленных из прессованной трубной заготовки, составили после термической обработки 53,0÷54,0 *HRC*, что в среднем на 2 ед. выше значений 50,0÷52,0 *HRC* для опыт-

ных матриц Ø90,6 мм, полученных из прокатанных заготовок. Наблюдаемое связывается с превышением в 3 раза коэффициента вытяжки при производстве трубной заготовки прессованием и должно отразиться на данных по стойкости опытных матриц при эксплуатации.

Результаты определения твердости отработавших матриц (см. табл. 4) свидетельствуют о сопоставимой твердости на уровне 49,0÷54,0 *HRC* после эксплуатации. Примерно такая же твердость наблюдалась на исследованных образцах матриц производства «Прессмаш».

Фактическая средняя стойкость опытных матриц Ø90,6 мм при производстве на прессовой линии 20 МН ТПЦ-2 труб Ø88,9 x 7,34 мм из стали 15Х13Н2Б-1 составила 6,2 прессований (табл. 5).

Таблица 5

Фактическая стойкость исследуемых матриц

Матрица производства	Средняя стойкость, шт/прессований
Штатная, с исходной твердостью 43-48 <i>HRC</i>	5,0
«Прессмаш» с исходной твердостью 53-55 <i>HRC</i>	9,0
Опытная, с исходной твердостью 50-52 <i>HRC</i>	6,2
Опытная, с исходной твердостью 53-54 <i>HRC</i>	8,6

Всего отпрессовано 212 шт. труб, отбраковано 34 шт. матриц по причине налипания металла и образования рисков (показано на рис. 1). Не выработали свой норматив и отложены для дальнейшего производства труб 6 шт. матриц.

Для сравнения, средняя стойкость штатных матриц Ø90,6 мм при аналогичном производстве труб составила пять прессований. При этом отпрессовано 486 шт. труб, отбраковано 96 шт. матриц.



Рис. 1. Отбраковка опытных матриц производства ТПЦ-1: риски и налипание металла. Отработанные матрицы – 6 прессований

Для проведения опытных испытаний матриц $\varnothing 110,3$ мм при производстве на прессовой линии 20 МН ТПЦ-2 труб $\varnothing 108 \times 8,0$ мм из стали 08Х18Н10Т было подготовлено 7 матриц. На опытных матрицах был отпрессован весь заказ

труб в количестве 43 шт. Выбраковка матриц осуществлялась по следующим критериям: уменьшение внутреннего диаметра от номинальных значений, а также наличие на рабочей поверхности рисок, налипание металла (рис. 2).

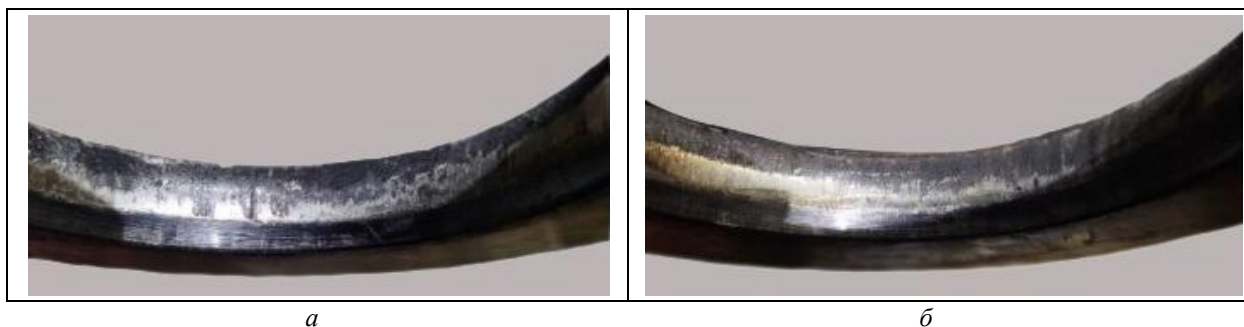


Рис. 2. Отбраковка опытных матриц производства ТПЦ-2: риски и напылы (уменьшение диаметра): а – отработавшая матрица – 6 прессований; б – отработавшая матрица – 9 прессований

Фактическая средняя стойкость опытных матриц составила 8,6 прессований, что на 102 % выше стойкости штатного инструмента. На двух матрицах выявлен положительный результат динамики повышения стойкости 9 шт. прессований, две матрицы, отработавшие 5–6 шт. прессований, не выработали свой норматив и отложены для дальнейших испытаний.

Следует отметить, что полученные результаты по стойкости опытных матриц $\varnothing 110,3$ мм приближены к стойкости матриц производства ООО «Прессмаш».

Металлографический анализ предоставленных матриц проводился на инвертированном микроскопе Axiovert 40 MAT на подготовленных микрошлифах в продольном направлении

до и после травления в 4-% спиртовом растворе азотной кислоты.

Исследование нетравленого шлифа не выявило наличия сильной загрязненности неметаллическими включениями или их локальных скоплений, дефекты металлургического происхождения не обнаружены.

Металлографическое исследование образца матрицы $\varnothing 90,6$ мм производства ТПЦ-1 показало, что структура металла представляет собой сорбит отпуска, карбиды имеют частичную направленность по границам игл мартенсита, что свидетельствует о недостаточном протекании диффузионных процессов во время отпуска (рис. 3, а). При этом отмечается высокий уровень твердости.

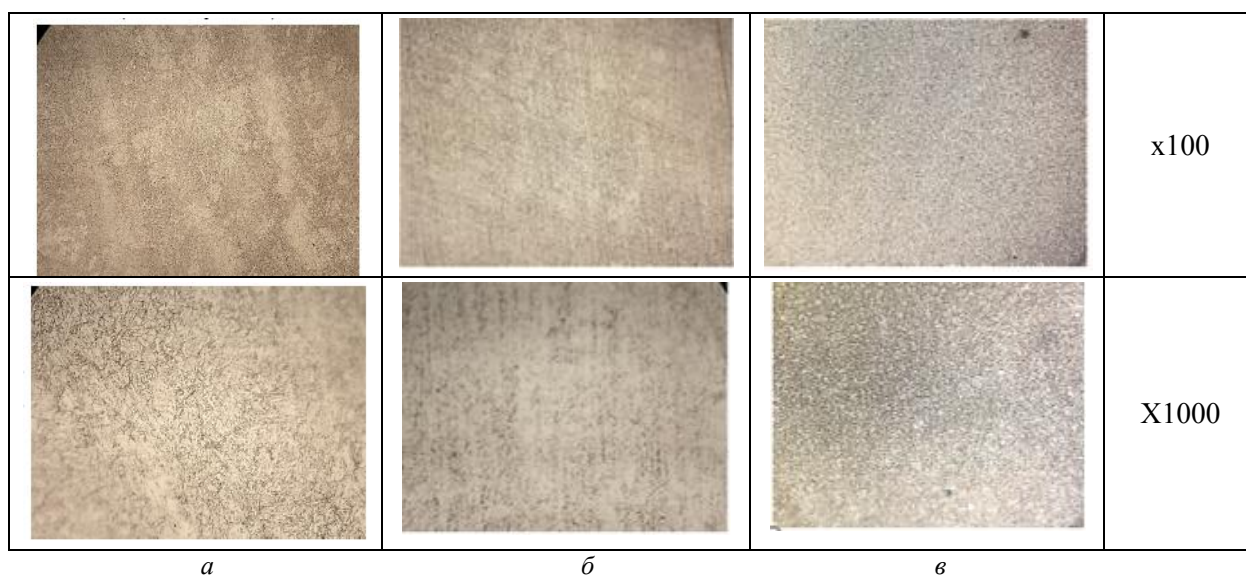


Рис. 3. Микроструктура образцов опытных матриц производства ТПЦ-1 (а), ТПЦ-2 (б) и матриц производства ООО «Прессмаш» (в)

Исследование образца матрицы Ø110,3 мм производства ТПЦ-2 показало, что структура металла данной матрицы состоит из сорбита отпуска с равномерно распределенной мелкодисперсной карбидной составляющей с минимально проявляющейся направленностью, что указывает на полноту протекания процесса отпуска (рис. 3, б).

Структура сорбита образца матрицы производства «Прессмаш» является более однородной, направленность карбидной составляющей в ней отсутствует полностью (рис. 3, в).

Сравнение структуры опытных матриц с лучшим образцом производства «Прессмаш» показало, что матрицы «Прессмаш» имеют более дисперсную структуру, что указывает на необходимость дальнейшего совершенствования технологии производства матриц с точки зрения проработки структуры при деформации и режима последующей термической обработки [7, 8].

Выводы

1. Установлена возможность использования вторичного сырья из отработанных оправок непрерывного стана трубoproкатного цеха ТПЦ-3 для производства матричных колец из трубных заготовок Ø160x80 мм и Ø194x100 мм, полученных путем проката в трубoproкатном цехе ТПЦ-1 и прессования в трубopессовом цехе ТПЦ-2, соответственно, с последующей механической и термической обработкой по новым режимам. Химический состав материала опытных матриц соответствует марке стали 4X5MФ1С по ГОСТ 5950–2000.

2. После термической обработки по опытному режиму твердость матриц Ø90,6 мм производства ТПЦ-1 и матриц Ø110,3 мм производства ТПЦ-2 до эксплуатации составляла 50,0÷52,0 HRC и 53,0÷54,0 HRC, соответственно, что связывается с превышением в 3 раза показателя вытяжки при производстве матриц прессованием. При этом величина показателя вариации $V_{\sigma}=1,13\%$ говорит об однородности совокупности значений твердости опытных матриц. Вне зависимости от способа производ-

ства матриц, после эксплуатации уровень твердости составлял 50,0÷54,0 HRC, что идентично значениям твердости матриц производства «Прессмаш».

3. Средняя стойкость опытных матриц Ø90,6 мм и Ø110,3 мм при производстве труб на прессовой линии 20 МН ТПЦ-2 составила 6,2 и 8,6 шт. прессований, соответственно, что на 102 % выше стойкости штатного инструмента.

4. Структура образца опытной матрицы производства ТПЦ-2 является более сорбитизированной в сравнении с аналогом из ТПЦ-1, что связывается с лучшей проработкой структуры стали в процессе прессования и формированием более мелкодисперсной структуры при термической обработке. Повышение стойкости опытной матрицы производства ТПЦ-2 свидетельствует о большом значении структурного фактора в обеспечении высокой твердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трубное производство : учеб. для вузов / Б. А. Романцев [и др.]. – М. : МИСиС, 2011. – 970 с.
2. Прессование стальных труб и профилей / Г. И. Гуляев [и др.]. – М. : Металлургия, 1973. – 192 с.
3. Быков, А. П. Прессование : учеб. пособие / А. П. Быков, В. Р. Каргин, Б. В. Каргин. – Самара : Изд-во Международного института рынка, 2010. – 147 с.
4. Логинов, Ю. Н. Инструмент для прессования металлов : учеб. пособие / Ю. Н. Логинов, Ю. В. Инатович. – 2-е изд., исправленное и дополненное. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 224 с.
5. Горячее прессование труб и профилей / Ю. В. Манегин [и др.]. – М. : Металлургия, 1980. – 272 с.
6. Исследование характера износа оправок стана МРМ и пути повышения срока их эксплуатации / С. Н. Мишин [и др.] // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2016. – Т. 16. – № 1. – С. 125–130.
7. Баричко, Б. В. Технология процессов прессования : учеб. пособие / Б. В. Баричко, Я. И. Космацкий, К. Ю. Панова. – Челябинск : Издательский центр ЮУрГУ, 2011. – 70 с.
8. Лебедева, Н. В. Повышение стойкости инструмента для прессования труднодеформируемых цветных сплавов из сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации : автореф. дис. канд. техн. наук / Н. В. Лебедева. – Санкт-Петербург : Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, 2005. – 16 с.

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-60-64

А. В. Савинов, О. А. Полесский, В. И. Лысак, А. А. Чудин, П. П. Красиков, Д. А. Муругов

СТАТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований влияния параметров дуги переменного тока с неплавящимся электродом на ее вольт-амперные характеристики. Показано, что с ростом длительности импульсов обратной полярности $\tau_{обр}$ напряжение на прямой полярности монотонно уменьшается, приближаясь к значению 3 ... 4,5 В, когда $\tau_{обр}$ составляет преобладающую часть периода.

Ключевые слова: дуга переменного тока, неплавящийся электрод, статическая характеристика.

A. V. Savinov, O. A. Polesskiy, V. I. Lysak, A. A. Chudin, P. P. Krasikov, D. A. Murugov

STATIC CHARACTERISTICS OF THE ALTERNATING CURRENT ARC WITH NON-CONSUMABLE ELECTRODE

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies of the influence of the parameters of an alternating current arc with a non-consumable electrode on its current-voltage characteristics. It is shown that with increasing duration of pulses of reverse polarity τ_{rev} , the voltage on the direct polarity decreases monotonically, approaching a value of 3 ... 4.5 V, when τ_{rev} makes up the predominant part of the period.

Keywords: alternating current arc, non-consumable electrode, static characteristic.

Алюминиевые сплавы по объемам применения в качестве конструкционных материалов занимают второе место после сплавов на основе железа, причем область их использования неуклонно расширяется. Это объясняется как доступностью этих материалов, так и уникальным комплексом свойств (низкая плотность, относительно высокая прочность, высокая коррозионная стойкость), обуславливающим предпочтительное применения алюминиевых сплавов в аэрокосмической технике, судостроении, химическом машиностроении, строительстве и т.д. [1, 2, 3].

Специфические свойства алюминия, обусловившие широкое распространение его сплавов в качестве конструкционных материалов, в значительной мере определяют и проблемы их сварки. Легкая окисляемость алюминия в твердом и расплавленном состоянии обуславливает существенные затруднения при сварке,

поскольку образующаяся тугоплавкая пленка окиси алюминия препятствует формированию шва и служит источником неметаллических включений в металле шва. Для удаления оксидной пленки сварка производится на переменном токе с прямоугольной формой импульсов (ПФИ) [4].

Дуга ПФИ, помимо обычных параметров, характеризующих режим горения дуги (ток и напряжение), имеет специфические параметры: соотношение длительностей импульсов прямой $\tau_{пр}$ и обратной $\tau_{обр}$ полярностей (или, при заданной частоте, длительность импульса любой полярности, например, $\tau_{обр}$), амплитуда токов в импульсах прямой $I_{д пр}$ и обратной $I_{д обр}$ полярностей и частота тока f .

Если пренебречь незначительными изменениями величин тока и напряжения в течение импульсов прямой и обратной полярностей, которые обусловлены пульсацией выходного на

пряжения источника питания, можно считать параметры дуги ПФИ постоянными. Этот вывод позволяет отнести процесс горения дуги в течение импульса к стационарным разрядам, в то время как дугу переменного синусоидального тока к такому типу разрядов причислить нельзя [5]. Разумеется, дуга ПФИ может с полным основанием считаться стационарной только относительно каждого отдельного импульса, когда «основные свойства ее не зависят от времени, а ток разряда является постоянным» [6] (в работе [7] такая дуга названа квазистационарной). Такой подход позволяет в необходимых случаях представлять дугу ПФИ как совокупность дуговых разрядов постоянного тока прямой и обратной полярности, каждый из которых можно считать стационарным.

С учетом изложенных представлений, возможны два варианта графического выражения характеристик дуги ПФИ. Первый из них предполагает построение двух ВАХ (для одной величины дугового промежутка): одну – для импульсов обратной полярности, вторую – для импульсов прямой полярности. Фактически первая из них является вольтамперной характеристикой дуги постоянного тока обратной полярности, вторая – прямой полярности. Такой подход вполне правомерен, т. к. величина тока в течение импульса остается практически неизменной из-за высокой крутизны падения ВАХ источника питания, а длительность импульсов $\tau_{пр}$ и $\tau_{обр}$ многократно превышает время установления дугового разряда [7].

Второй вариант предполагает построение ВАХ, в которой функцией служит действующее значение напряжения. В общем случае его величина определяется выражением [6]:

$$U_d = \sqrt{\frac{1}{T} \int_0^T u_d^2(t) dt}, \quad (1)$$

где u_d – мгновенное значение напряжения.

Принимая значения напряжений в течение импульсов прямой и обратной полярностей постоянными, выражение (1) можно преобразовать следующим образом:

$$U_d = \sqrt{\frac{I}{T} (U_{д пр}^2 \tau_{пр} + U_{д обр}^2 \tau_{обр})}. \quad (2)$$

Строго говоря, только второй вариант обеспечивает получение вольтамперных характеристик дуги ПФИ, поскольку, как уже отмечалось выше, построенные по первому варианту ВАХ фактически являются характеристиками дуги постоянного тока прямой и обратной полярностей. Однако для изучения дуговых процессов необходим анализ зависимостей от тока дуги, как действующего значения ее напряжения, так и фактических значений его в импульсах прямой и обратной полярностей.

Построенные по обоим вариантам ВАХ дуги представлены на рис. 1. В обоих случаях частота переменного тока 50 Гц, диаметр электрода 3 мм, длительность импульса обратной полярности $\tau_{обр}$ составляла 1,25 мс, т. е. 0,06T (рис. 1, а) и 6,25 мс, т. е. 0,3T (рис. 1, б). Следует иметь в виду, что величины $U_{д пр}$ и $U_{д обр}$ противоположны по знаку, хотя на рис. 1 они показаны однозначными для удобства анализа.

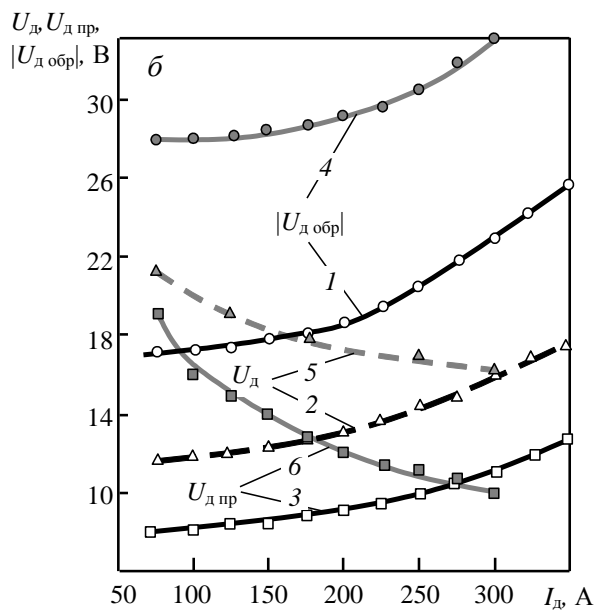
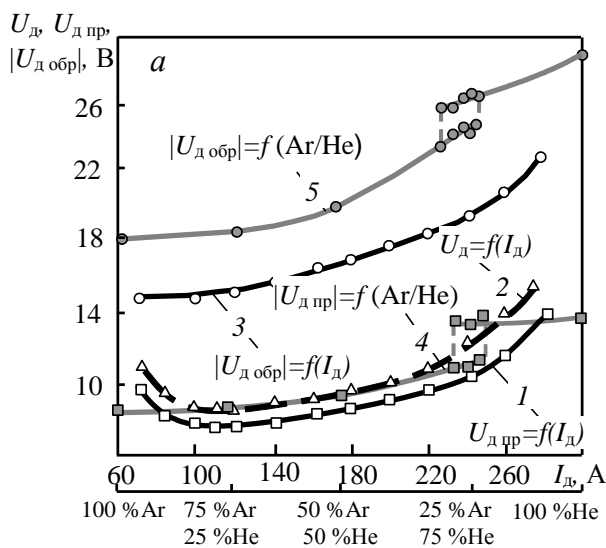


Рис. 1. Вольтамперные характеристики дуги ПФИ: $f = 50$ Гц; $\tau_{обр} = 1,25$ мс, 1 ... 3 – аргон, 4, 5 – $I_d = 180$ А (а); $f = 50$ Гц; $\tau_{обр} = 6,25$ мс, 1 ... 3 – в аргоне, 4 ... 6 – в гелии (б)

Как следует из результатов опытов, характеристики $U_d = f(I_d)$, $U_{d\text{ пр}} = f(I_d)$, $U_{d\text{ обр}} = f(I_d)$ имеют возрастающий характер. Исключение составляют две первые из характеристик на рис. 1, а, имеющие падающий и жесткий участки в диапазоне токов 70 ... 120 А. Возможно, в этом диапазоне с ростом тока увеличивается разогрев вольфрамового электрода и, как следствие, уменьшается катодное падение напряжения в импульсах прямой полярности.

Более высокая скорость нарастания напряжения при токах свыше 200 А объясняется, по-видимому, увеличивающимся (с ростом тока) заглублением дуги в алюминиевую пластину и, как следствие, ее удлинением. Известно, что с увеличением длины дуги ее вольтамперная характеристика смещается в сторону больших напряжений. Следовательно, кривые на рис. 1, строго говоря, являются вольтамперными характеристиками только в диапазоне токов, не превышающих 200 А, когда заглубление дуги в металл отсутствует или мало; при больших токах они представляют собой траектории перехода с одних ВАХ на другие, соответствующие большим длинам дуги. Поскольку такое заглубление дуги при сварке неизбежно, поправки для получения физически точных ВАХ не вносились.

Исследование влияния соотношения компонентов аргоно-гелиевой смеси на напряжение горения дуги выявило наличие при концентрации гелия 70 ... 80 % скачкообразного роста падения потенциала не только в импульсах тока прямой полярности, но и в импульсах обратной полярности.

Сравнение данных рис. 1, а и 1, б свидетельствует, что при увеличении $\tau_{\text{обр}}$ зависимость $U_d = f(I_d)$ смещается в сторону больших напряжений, причем у дуги в гелии зависимости $U_{d\text{ пр}} = f(I_d)$ и $U_d = f(I_d)$ носят падающий характер во всем исследуемом диапазоне токов. Исследование причин такого влияния показало, что длительность импульса обратной полярности $\tau_{\text{обр}}$ воздействует не только на величину действующего значения напряжения U_d , но и на величины $U_{d\text{ пр}}$ и $U_{d\text{ обр}}$. Зависимости $U_d = f(\tau_{\text{обр}})$, $U_{d\text{ пр}} = f(\tau_{\text{обр}})$, $|U_{d\text{ обр}}| = f(\tau_{\text{обр}})$ представлены на рис. 2. Как видно, напряжение U_d с ростом $\tau_{\text{обр}}$ сначала снижается (при этом уменьшается и мощность дуги), а затем начинает расти, приближаясь по величине к $U_{d\text{ обр}}$. Напряжение $U_{d\text{ обр}}$ при сравнительно малых токах сначала увеличивается (с ростом $\tau_{\text{обр}}$), а затем остается неизменным (рис. 2, а). При токах дуги свыше

100А (рис. 2, б) $U_{d\text{ обр}}$ практически постоянно возрастает во всем диапазоне изменений $\tau_{\text{обр}}$. Интегральное напряжение горения дуги в гелии меньше зависит от $\tau_{\text{обр}}$, чем в аргоне, что обусловлено подавляющим влиянием высокого напряжения в импульсах обратной полярности (28–30 В).

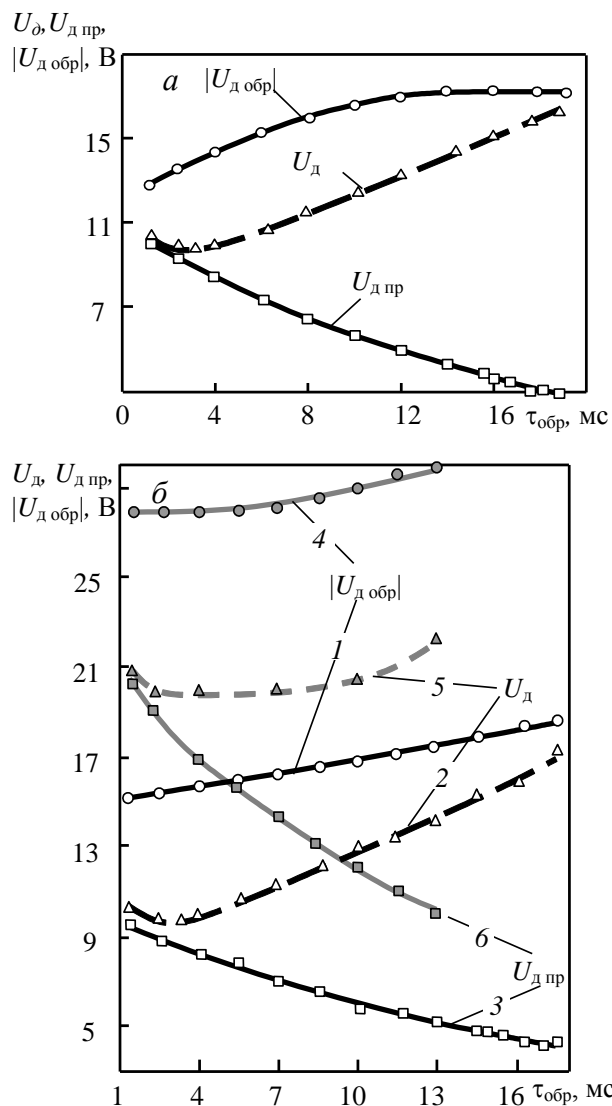


Рис. 2. Влияние длительности импульса обратной полярности $\tau_{\text{обр}}$ на напряжение дуги ПФИ: $I_d = 50$ А, аргон (а); $I_d = 100$ А 1...3 – в аргоне, 4...6 – в гелии (б); $f = 50$ Гц

Особый интерес представляет зависимость $U_{d\text{ пр}} = f(\tau_{\text{обр}})$ в аргоне. С ростом $\tau_{\text{обр}}$ напряжение импульса прямой полярности $U_{d\text{ пр}}$ монотонно уменьшается, приближаясь к значению 3 ... 4,5 В, когда $\tau_{\text{обр}}$ составляет преобладающую часть периода (рис. 2). Еще более интенсивно падает напряжение $U_{d\text{ пр}}$ у дуги в гелии, не достигая, однако, столь низких значений.

Уменьшение $U_{д пр}$ с ростом $\tau_{обр}$ обусловлено ростом температуры рабочего участка вольфрамового электрода, увеличением плотности тока термоэмиссии и, в результате, уменьшением падения напряжения на катодной области в импульсах прямой полярности. Однако только этим обстоятельством вряд ли можно объяснить такое аномально низкое значение напряжения на дуге. Возможно, сказывается также состояние плазмы у поверхности рабочего участка электрода, сжатие которой в импульсах обратной полярности обеспечивает высокую проводимость в прикатодной зоне при возбуждении дуги прямой полярности.

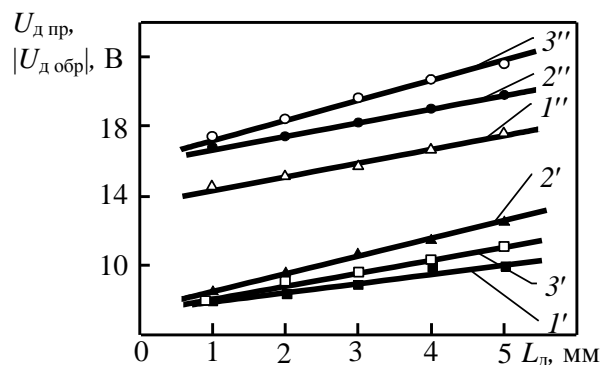
В общем случае зависимость $U_{д} = f(L_{д})$ выражается уравнением прямой $U_{д} = a + bL_{д}$ [8].

Для дуги ПФИ:

$$U_{д пр} = a' + b'L_{д}; \quad (3)$$

$$U_{добр} = a'' + b''L_{д}. \quad (4)$$

Экстраполяция прямых 1', 2', 3', 1'', 2'', 3'' (рис. 3) до $L_{д} = 0$ позволяет ориентировочно оценить величины a' и a'' в уравнениях (3, 4). Поскольку коэффициенты b' и b'' в этих уравнениях есть тангенс угла наклона соответствующих прямых к оси $L_{д}$, их значения легко рассчитываются. Результаты расчетов сведены в таблицу (см. рис. 3), анализ которой показывает, что в импульсах постоянного тока прямой и обратной полярности [9, 10] зависимости $U_{д пр} = f(L_{д})$ и $U_{добр} = f(L_{д})$ близки к прямым линиям. При увеличении длительности обратного импульса $\tau_{обр}$ и неизменной частоте зависимость $U_{д пр} = f(L_{д})$ смещается в сторону меньших напряжений, а зависимость $U_{добр} = f(L_{д})$ – наоборот, в сторону больших напряжений.



Значения коэффициентов	Номера прямых					
	1'	2'	3'	1''	2''	3''
	Прямая полярность			Обратная полярность		
$a' = U_{к'} + U_{а'}$, В	7,5	7,6	7,4	—	—	—
$a'' = U_{к''} + U_{а''}$, В	—	—	—	13,4	15,5	16,4
$b' = E_{с'}$, В/мм	0,5	1,0	0,75	—	—	—
$b'' = E_{с''}$, В/мм	—	—	—	0,75	0,875	1,0

Рис. 3. Зависимость напряжения в импульсах прямой $U_{д пр}$ и обратной $U_{добр}$ полярностей от длины дуги $L_{д}$: ток дуги 100 А (1', 1'') и 250 А (2', 2'', 3', 3''), $\tau_{обр} = 3,75$ мс (1', 1'', 2', 2'') и 7,5 мс (3', 3''), $f = 50$ Гц

Сумма катодного и анодного падений напряжения мало зависит от тока дуги и длительности обратного импульса; в то же время, a' в импульсах прямой полярности на 6 .. 9 В меньше, чем a'' в импульсах обратной полярности. Если полагать, что анодное падение $U_{а пр}$ и $U_{аобр}$ практически неизменно (что не противоречит литературным данным [7, 10]), то можно сделать вывод о том, что в дуге ПФИ

катодное падение напряжения в импульсах обратной полярности на 6 .. 9 В больше, чем в импульсах прямой полярности.

Что касается напряженности электрического столба дуги $E_{с}$, то его величина мало зависит от полярности импульсов, а следовательно, столь же мало зависит от полярности импульсов и мощность, выделяющаяся в столбе дуги ПФИ [4].

Выводы

1. Исследование влияния соотношения компонентов аргоно-гелиевой смеси на напряжение горения дуги выявило наличие при концентрации гелия 70 ... 80 % скачкообразного роста падения потенциала как в импульсах тока прямой, так и обратной полярности.

2. С ростом $\tau_{обр}$ напряжение импульса прямой полярности $U_{д пр}$ монотонно уменьшается, приближаясь к значению 3 ... 4,5 В, когда $\tau_{обр}$ составляет преобладающую часть периода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, С. М. Справочник по сварке цветных металлов / С. М. Гуревич. – Киев : Наукова думка, 1981. – 608 с.
2. Рабкин, Д. М. Сварка алюминия и его сплавов / Д. М. Рабкин, В. Г. Игнатьев, И. В. Довбищенко. – Киев : Наукова думка, 1983. – 80 с.

3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М. : Машиностроение, 1974. – 768 с.

4. Савинов, А. В. Дуговая сварка неплавящимся электродом / А. В. Савинов, И. Е. Лапин, В. И. Лысак. – М. : Машиностроение, 2011. – 477 с.

5. Рабинович, И. Я. Оборудование для дуговой электрической сварки / И. Я. Рабинович. – М. : Машгиз, 1968. – 380 с.

6. Лебедев, В. К. Тенденции развития источников питания для дуговой сварки / В. К. Лебедев, И. И. Заруба, А. А. Пентегов // Автоматическая сварка. – 1982. – № 7. – С. 29–35.

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

8. Зимин, А. М. О взаимосвязи катодных процессов электрических дуг / А. М. Зимин, Н. П. Козлов, В. И. Хвесьюк // ЖТФ. – 1973. – № 6. – С. 1248–1254.

9. Тиходеев, Г. М. Энергетические свойства электро-сварочной дуги / Г. М. Тиходеев. – М. : Изд-во АН СССР, 1961. – 254 с.

10. Теоретические основы сварки / под ред. В. В. Фролова. – М. : Высшая школа, 1970. – 592 с.

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-64-69

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич²

МЕТОДЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ И ПЕРЕМЕЩЕНИЯ МАТЕРИАЛА ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ*

¹ Астраханский государственный университет

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: radmir.82@mail.ru

Численное моделирование процесса сварки трением с перемешиванием (СТП) является сложной задачей из-за многочисленных сложностей. Это полностью связанная термомеханическая задача, которая включает в себя большую пластическую деформацию, тепловой поток, нелинейный контакт и трение. Точное моделирование процесса СТП позволит лучше понять поток материала и распределение температуры во время процесса, что важно для оптимизации параметров процесса и уменьшения вероятности возникновения дефектов сварного шва при СТП. Рассмотрены различные подходы к моделированию распределения температуры и материала в процессе СТП, такие как подход Эйлера или Лагранжа, гидродинамика более гладких частиц (SPH), объединенные методы Эйлера и Лагранжа (CEL), произвольные методы Лагранжа и Эйлера (ALE).

В этой работе промоделированы методом конечных элементов с использованием подходов CEL и ALE распределение температуры и материала во время процесса СТП разнородного соединения алюминия и меди. Кроме того, показано, что распределение температуры вдоль линии сварки асимметрично: максимальная температура на наступающей стороне выше, чем на отступающей.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, разнородные соединения, математическое моделирование, алюминиевый сплав, медный сплав.

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich²

METHODS FOR MODELING THE TEMPERATURE AND MOVEMENT OF THE MATERIAL DURING FRICTION STIR WELDING

¹ Astrakhan State University

² Volgograd State Technical University

Numerical modeling of the friction stir welding (FSW) process is challenging due to numerous complexities. This is a fully coupled thermomechanical problem that involves large plastic deformation, heat flow, nonlinear contact, and friction. Accurate modeling of the FSW process will provide a better understanding of the material flow and temperature distribution during the process, which is important for optimizing process parameters and reducing the likelihood of weld defects during FSW. Various approaches to modeling the temperature and material distribution in the FSW process are considered, such as the Euler or Lagrange approach, smoother particle hydrodynamics (SPH), coupled Euler and Lagrange methods (CEL), and arbitrary Lagrange and Euler methods (ALE).

© Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №23-29-10129

In this work, temperature and material distributions during the FSW process of a dissimilar aluminum-copper joint were simulated by finite element analysis using CEL and ALE approaches. In addition, it was shown that the temperature distribution along the weld line is asymmetrical: the maximum temperature on the advancing side is higher than on the retreating side.

Keywords: friction stir welding, dissimilar joints, mathematical modeling, aluminum alloy, copper alloy.

Моделирование термических и деформационных процессов при сварке трением с перемешиванием (СТП) представляет собой сложную задачу, которая включает физические взаимосвязи между кинетикой перемещения свариваемого материала и теплопередачей, величиной и скоростью деформации в области влияния сварочного инструмента (СИ). Различными авторами были разработаны методы численного моделирования, которые могут объяснить и предсказать важные особенности физики процессов, связанных с СТП. При этом значительно меняется диапазон сложности создаваемых моделей СТП, от простых моделей теплопроводности и потока металла, к связанным моделям, в которых вязкопластический поток и теплопередача моделируются для прогнозирования распределения температуры и остаточных напряжений в шве. В отдельных численных моделях были исследованы следующие явления: тепловыделение при сопряженном трении; развитие зоны проскальзывания пластического течения; трехмерная картина потока тепла и материала. В работе [1] разработан закон масштабирования для подводимого тепла от времени: расчетная максимальная температура была оценена с помощью масштабного анализа и сравнена с экспериментальными результатами, приведенными в работе [2].

Технологические этапы СТП представляет собой мультифизическую проблему, связанную с высокой деформацией материала и тепловым потоком [3–8, 18–21]. Во время СТП на распределение температуры, течение материала и образование дефектов большое влияние оказывают параметры сварки, геометрия инструмента и конструктивные элементы сварного соединения [22–28].

Для моделирования процессов СТП используют метод конечных элементов (МКЭ) [9–11], метод конечных разностей (МКР) [10–12] и бессеточные методы (БСМ) [14–17, 31].

Существуют различные подходы к моделированию распределения температуры и материала в процессе СТП, такие как подход Эйлера или Лагранжа, гидродинамика более гладких частиц (SPH), объединенные методы Эйлера и Лагранжа (CEL), произвольные методы Лагранжа и Эйлера (ALE) для моделирования

термомеханического поведения свариваемых материалов в процессе СТП [7, 29]. При использовании метода ALE для моделирования процесса СТП сетка внутри области может произвольно перемещаться через границы для поддержания оптимальной формы элемента. Метод ALE и адаптивное построение сетки, позволяющее сетке перемещаться независимо от материала, обычно используются для предотвращения искажения сетки.

Подход ALE позволяет материалу вести себя произвольно, но не может полностью предотвратить повторное перестроение сетки. Таким образом, ALE подходит для анализа на локальном уровне, например, в зоне перемешивания. Это выполняется путем отдельного перемещения сетки и точек материала, что позволяет избежать необходимости в отдельной операции повторного создания сетки. Недостатком этого процесса является корректировка материальных уравнений для учета относительного движения между отдельным материалом и перемещением сетки [22]. Кроме того, возникает необходимость использования мелкой сетки в области деформации для предотвращения чрезмерного искажения сетки, что приводит к увеличению времени вычислений по сравнению с методом CEL [24].

Подход CEL предусматривает рассматривание подложки как эйлеровой области, а инструмент как лагранжево тело. Это позволяет лагранжевому корпусу инструмента погружаться в заготовку на границе раздела инструмент-заготовка без искажения сетки [30]. Поскольку материал течет через эйлерову область, требования к мелкой сетке в области деформации можно избежать [26]. Эйлерова область разделена на область заготовки и пустоту, чтобы удерживать поток материала из области заготовки [27] (рис. 1).

Подход CEL применяется для моделирования разнородных процессов СТП [33]. Для сокращения вычислительных расчетов требуется использование масштабирования массы. Масштабирование массы связано с явной схемой интегрирования по времени, где квазистатическое моделирование включает в себя сильно нелинейные условия контакта между инструментом СТП и заготовкой. Взаимодействие

между эйлерово-лагранжевыми областями определяется методом Нох [30]. Перемещение лагранжевого тела за конечное время определяется на основе рассмотрения начального состояния лагранжевого материала. Давление и нормальные скорости материала непрерывны на границе Эйлера – Лагранжа с учетом условия скачка Рэнкина – Гюгонио.

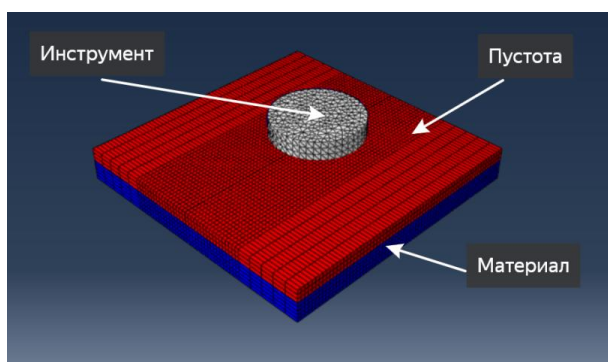


Рис. 1. Модель с использованием подхода CEL

Аналогично на границу лагранжевого тела действует величина давления, полученная в результате решения уравнений Эйлера [33]. Чтобы визуализировать поток материи, для отслеживания положения материала использовался алгоритм межфазной реконструкции на основе объема жидкости, называемый эйлеровой объемной долей (ЭОД) [30]. Соответственно, ЭОД отслеживает поток материала, индексирова единицу, когда элемент полностью заполнен, и считает зону равной нулю для пустой области. Переменные уравнения Лагранжа корректируются с учетом потока материала с помощью алгоритма транспортировки [34]. С целью учета пластического деформирования элементов материала использовалась модель пластичности Джонсона – Кука (ДК) (1), учитывающая эффекты изотропного упрочнения и изменение температуры:

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

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.

Уравнение нестационарной теплопроводности выражалось как

$$k(T) \times \nabla^2 T + \dot{Q} = \rho C_p(T) \times \dot{T}, \quad (2)$$

где $k(T)$ и $C_p(T)$ – теплопроводность и удельная теплоемкость свариваемого материала, которые зависят от температуры; ρ – плотность металла; \dot{Q} – скорость внутреннего тепловыделения на единицу объема. Граничное взаимодействие в области решения уравнения теплопроводности выражалось

$$k_n \frac{\partial T}{\partial n} - q_s + h_{conv}(T - T_{amb}) + \omega \sigma_{sb}(T^4 - T_{amb}^4), \quad (3)$$

где k_n – нормальная теплопроводность с окружающей средой к поверхности пластины, q_s – поверхностный поток, h_{conv} – коэффициент конвективного теплообмена, ω – излучательная способность поверхности пластины, σ_{sb} – постоянная Стефана-Больцмана, T – температурная переменная, T_{amb} – температура окружающей среды.

Для моделирования температуры и перемещения металла использовались свариваемые образцы размером $40 \times 50 \times 3$ мм³. СИ выполнен в виде лагранжевого тела без острых углов на пине и заплечике (рис. 2) с диаметром заплечика 14 мм, пины 3 мм и длиной пины 2,89 мм.

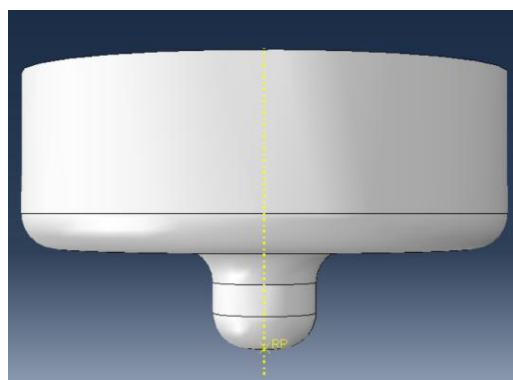


Рис. 2. Эскиз лагранжевого деформируемого СИ

Для упрощения расчетов использовали независимые от температуры значения теплофизических свойств свариваемых материалов. Для свариваемых образцов использовались эйлеровы ячейки типа EC3D8RT – восьмиузловой элемент с термической связью, обеспечивающий преимущества уменьшенной интеграции. Для пустоты применяли EC3D8R ячейки. В конечноэлементной сетке инструмента использована ячейка C3D10MT – 4-узловой термосвязанный тетраэдр. Разбиение на конечные ячейки инструмента и свариваемых образцов представлено на рис. 3.

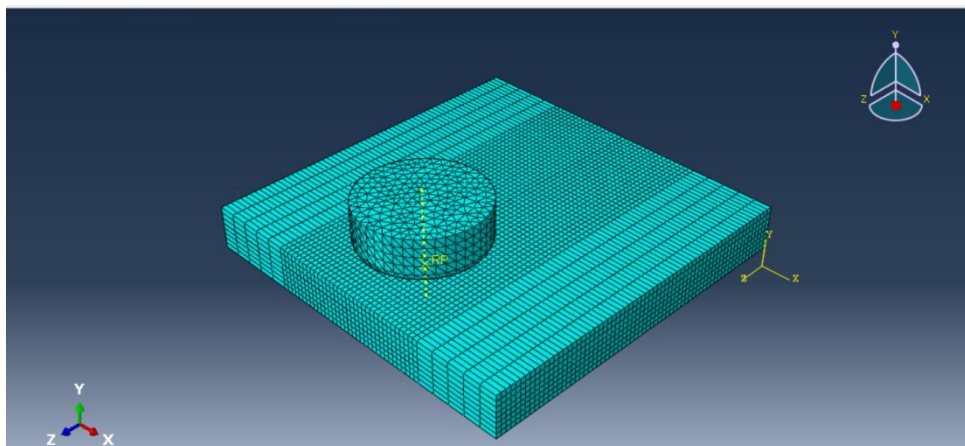


Рис. 3. Разбиение на элементы пластины и инструмент

Локальное сгущение сетки вблизи центральной зоны пластин было использовано для обеспечения условий получения точных результатов при меньшем времени вычислений. В целом, две свариваемые пластины содержали 14740 ячеек, тогда как для инструмента было использовано 6276 ячеек, а пустота содержит 8844 ячеек.

Основным недостатком подхода CEL является большие вычислительные затраты. Масштабирование массы позволяет разбить область решения на несколько небольших элементов. Масса элементов искусственно увеличивается для достижения большей эффективности вычислений, поскольку общее время вычислений является функцией плотности материала. Этот процесс эффективно уменьшает время расчета отдельного шага, возникающее при явной схеме решения модели конечных элементов. Взаимодействие инструмента и материала в процессе СТП представлено соотношением кинетической энергии (КЭ) к внутренней энергии (ВЭ). В квазистатической системе масштабный коэффициент массы (МКМ) системы обычно приемлем, если это соотношение ниже 10 % [29]. Такое низкое значение коэффициента гарантирует, что метод масштабирования массы не оказывает отрицательного влияния на точность решения.

Обычно масштабирование массы осуществляется за счет увеличения плотности материала. Приращение плотности выражается как:

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

где ρ' – фиктивная плотность; k_ρ – коэффициент масштабирования, влияющий во сколько примерно раз будет сокращено время расчета ($k_m > 1$).

Коэффициент масштабирования k_m выбирается таким образом, чтобы силы инерции в правой части уравнения (5) оставались незначительными

$$\mu \times \nabla^2 \times u + (\lambda + \mu) \times \nabla \times tr(E) - \alpha \times \lambda \times \nabla \times T = \rho \cdot \frac{\partial u}{\partial t^2}, \quad (5)$$

где E – линейный тензор деформации; μ и λ – коэффициенты Ламе; T – температура; α – коэффициент термического расширения; u – вектор смещения; ρ – плотность; t – время; ∇ – оператор Набла; $tr(E)$ – след матрицы E .

При увеличении плотности в k раз происходит уменьшение времени расчета в \sqrt{k} раз. Замена плотности ρ искусственной плотностью ρ' изменяет правую часть (5), что компенсируется введением искусственной удельной теплоемкости C_p' . Стабильный прирост времени для термического анализа изменяется на $C_p' = C_p \times k_C^{-1}$, k_n – коэффициент масштабирования теплоемкости; C_p – теплоемкость свариваемого материала.

Динамика распределения температуры с подходом ALE для алюминиевого сплава АД1 и чистой меди при следующих параметрах режима СТП (скорость вращения инструменты 800 об/мин, скорости сварки 63 мм/мин, угол наклона СИ 3°) представлена на рис. 4.

В процессе сварки алюминий находился на отступающей стороне, а медь на наступающей стороне. Ввод СИ происходил по серединной линии соприкосновения свариваемых образцов. На рис. 4 наблюдается несимметричное распределение температуры, что вызвано различиями в значениях теплофизических свойств алюминия и меди. Максимальное значение температуры на алюминии 370 °С и повышалось до 451 °С на меди.

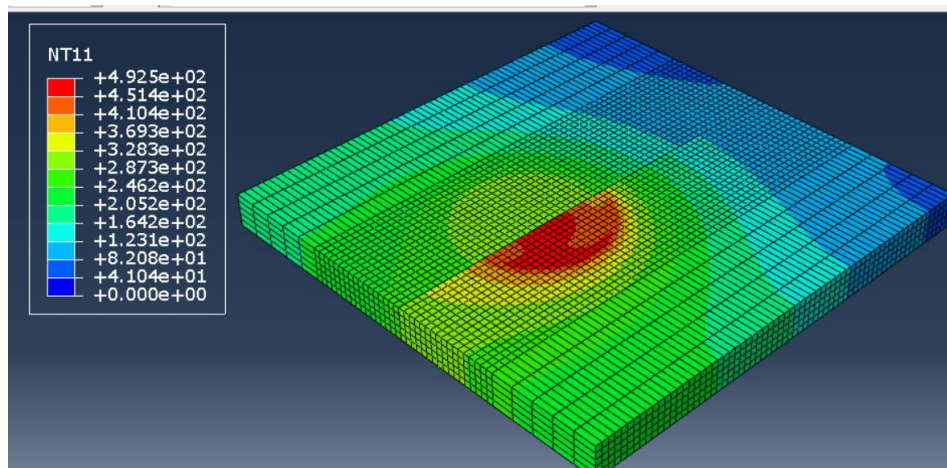


Рис. 4. Распределение температуры на поверхности разнородного соединения (алюминий-медь) при подходе ALE

Метод CLE используется для исследования образования дефектов и перемещение материала сварного шва. Распределение температуры и

свариваемых металлов на поверхности сварных швов представлено на рис. 5.

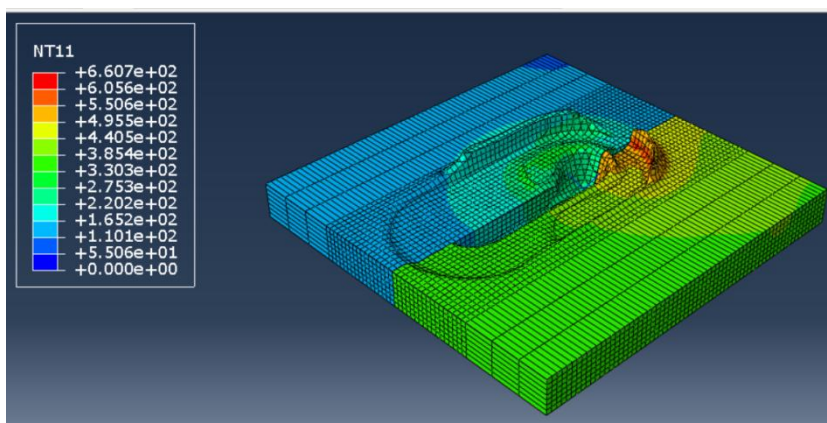


Рис. 5. Распределение температуры на поверхности разнородного соединения (алюминий-медь) при подходе CLE

На поверхности образца наблюдаем поверхностный туннельный дефект и выдавливание свариваемого материала в виде грата. Пиковое значение температуры на меди составило 505 °С, а на алюминиевом сплаве 385 °С. Свариваемые металлы не достигают температуры перехода в пластическое состояние из-за низкой величины генерируемой тепловой мощности от СИ об поверхность образцов при скорости вращения СИ 800 об/мин.

Выводы

Некоторые аспекты моделирования процесса СТП до сих пор плохо изучены и требуют дальнейшего изучения. Методы моделирования могут быть полезны для лучшего понимания и визуализации влияния параметров СТП на

перемещение материального потока, распределение температурного поля, напряжений и деформаций в сварном шве.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Shercliff HR., Colegrove PA.* Modelling of friction stir welding. In: Cerjak H., editor. Mathematical modeling of weld phenomenon A., vol. 6. London: Maney; 2002. pp. 927-74.
2. *Colegrove PA., Shercliff HR.* Development of Trivex friction stir welding tool Part 2 - three-dimensional flow modeling. *Sci Technol Weld Join* 2004;9: pp. 352-61.
3. *M. Abbasi, B. Bagheri, R. Keivani,* Thermal analysis of friction stir welding process and investigation into affective parameters using simulation, *J. Mech. Sci. Technol.* 29 (2) (2015) 861–866.
4. *M. Song, R. Kovacevic.* Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 43 (6) (2003) 605–615.

5. I. Alfaro, L. Fratini, E. Cueto, et al. Numerical simulation of friction stir welding by natural element methods, *Int. J. Mater. Form.* 1 (1) (2008) 1079–1082.
6. A. Tartakovsky, G. Grant, X. Sun, et al. Modeling of friction stir welding (FSW) process with smooth particle hydrodynamics (SPH), in: SAE 2006 World Congress, Detroit, USA., 2006.
7. 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).
8. Choudhary A. K., Jain R. Influence of stir zone temperature and axial force on defect formation and their effect on weld efficiency during friction stir welding of AA1100: A simulation and experimental investigation// *Materials Today Communications.* – 2023. -Volume 37.- 107413.
9. Salloomi K. N., Al-Sumaidae S. Coupled Eulerian–Lagrangian prediction of thermal and residual stress environments in dissimilar friction stir welding of aluminum alloys// *Journal of Advanced Joining Processes.* - 2021.- №3, 100052.
10. Khan N.Z., Siddiquee A.N., Khan Z.A., Shihab S.K. Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys// *J. Alloy. Compd.* - 2015.- №648.- pp. 360–367.
11. Al-Badour F., Merah N., Shuaib A., A. Bazoune, Coupled Eulerian Lagrangian finite element modeling of friction stir welding processes// *J. Mater. Process. Technol.* - 2013.- №213.- pp. 1433–1439.
12. Chaudhary A., Kumar Dev A., Goel A., Butola R., Ranganath, M.S. The mechanical properties of different alloys in friction stir processing: a/ Review, *Mater. Today Proc.* - 2018.- №5.- pp. 5553–5562.
13. Kashaev N., Ventzke V., Çam, G. Prospects of laser beam welding and friction stir welding processes for aluminum airframe structural applications// *J. Manuf. Process.* - 2018.- №36.- pp. 571–600.
14. Aydin M., Bulut R. The weldability of AZ31 magnesium alloy by friction stir welding// *Met. Mater.* - 2010.- №48.- pp. 97–104.
15. Lee W.-B., Kim J.-W., Yeon Y.-M., Jung S.-B. The joint characteristics of friction stir welded AZ91D magnesium alloy// *Mater. Trans.* - 2003.- №44.- pp. 917–923.
16. Prasanna V., Kumar A.S., Babu P.R. Aspects of friction stir weldments of rare earth AE42 magnesium alloy// *Int. J. Appl. Eng.* - 2017.- №12.- pp. 6647–6652.
17. Jaiganesh V., Sevel P. Effect of process parameters on the microstructural characteristics and mechanical properties of AZ80A Mg alloy during friction stir welding// *Trans. Indian Inst. Met.* - 2015. - №68. – pp. 99–104.
18. Meyghani B., Awang M.B., Wu C.S. Thermal analysis of friction stir processing (FSP) using arbitrary Lagrangian-Eulerian (ALE) and smoothed particle hydrodynamics (SPH) meshing techniques // *Mater. Werkst.* - 2020.- №51.- pp. 550–557.
19. Bagheri B., Abbasi M., Abdolazadeh A., Kokabi A.H. Numerical analysis of cooling and joining speed effects on friction stir welding by smoothed particle hydrodynamics (SPH)// *Arch. Appl. Mech.* - 2020.- №90.- pp. 2275–2296.
20. Noh V.F. University of California, Technical Report, Livermore, California.- 1963.
21. 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.
22. Fraser K., Kiss L.I., St-Georges L., Drolet D. Optimization of friction stir weld joint quality using a meshfree fully-coupled thermo-mechanics approach// *Metals.* - 2018.- №8, 101.
23. 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.
24. Wang X., Gao Y., McDonnell M., Feng Z. On the solid-state-bonding mechanism in friction stir welding// *Extrem. Mech. Lett.* - 2020.- №37, 100727.
25. Chauhan P., Jain R., Pal S.K., Singh S.B. Modeling of defects in friction stir welding using coupled Eulerian and Lagrangian method// *J. Manuf. Process.* - 2018.- №34.- pp. 158–166.
26. Huang Y., Xie Y., Meng X., Li J., Zhou L. Joint formation mechanism of high depth-to-width ratio friction stir welding// *J. Mater. Sci. Technol.* - 2019.- №35.- pp. 1261–1269.
27. Ansari M. A., Samanta A., Behnagh R. A., Ding H. An efficient coupled Eulerian- Lagrangian finite element model for friction stir processing// *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* - 2019.- №101.- pp. 1495–1508.
28. 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.
29. Memon S., Fydrych D., Fernandez A. C., Derazkola H. A., Derazkola H. A. Effects of FSW tool plunge depth on properties of an Al-Mg-Si alloy T-Joint: Thermomechanical modeling and experimental evaluation// *Materials.* - 2021.- №14. 4754.
30. 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.
31. 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.
32. Kamal M., Shah M., Ahmad N., Wani O.I., Sahari J. Study of crashworthiness behavior of thin-walled tube under axial loading by using computational mechanics// *International Journal of Materials and Metallurgical Engineering.* - 2016.- Vol. 10.- №8.- pp. 1170-1175.
33. Зыбин, И. Н. Численное моделирование температурных полей при сварке трением с перемешиванием алюминиевого сплава AA5083 / И. Н. Зыбин, М. С. Антохин // *Frontier Materials & Technologies.* - 2023.- № 1. с. 23- 32.
34. Huang Y., Xie Y., Meng X., Lv Z., Cao J. Numerical design of high depth-to-width ratio friction stir welding// *J. Mater. Process. Technol.* - 2018.- №252.- pp. 233–241.

УДК 621.791.77

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-70-77

*Е. Л. Стрижаков, С. В. Нескоромный, Ю. Г. Людмирский, Н. А. Мордовцев***МЕТОДЫ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ СВАРКИ (ОБЗОР)****Донской государственный технический университет**

e-mail: nescoromniy@mail.ru

В статье приведены особенности различных методов импульсной сварки в твердой фазе с использованием магнитного давления по схеме с нормальным нагружением.

Описана схема магнитно-импульсной сварки, реализуемой за счет электроэрозионной очистки без косоугольного соударения. Магнитное давление используется для формообразования и сварки.

Авторами предложена оригинальная схема получения охватывающих конструкций из разнородных сплавов путем предварительного разогрева собранного узла в вакууме с последующей опрессовкой через передающую среду «спутник» индуктором по схеме «на обжим».

Для получения соединений типа «стержень – лист» в разнородном сочетании материалов и разнотолщинных конструкций авторами предложено осуществлять последовательное соединение магнитного молота со свариваемыми деталями, что позволяет синхронизировать процесс теплового и силового воздействий на свариваемые поверхности. Разработаны различные схемы сопряжения свариваемых деталей, в том числе с использованием порошковых композиций в качестве связующего элемента.

В статье представлены результаты металлографических исследований сварных образцов, подтверждающих образование соединений в твердой фазе при использовании описанных методов МИС.

Для реализации представленных технологических процессов создано универсальное спецтехнологическое разрядно-импульсное оборудование, позволяющее реализовывать процессы сварки, штамповки, пресования, опрессовки, электровзрыва проводников и электрогидроимпульсной обработки материалов.

Ключевые слова: косоугольное соударение, кумулятивная струя, магнитное давление, штампосварная конструкция, вакуумно-термическая обработка, электроэрозионная очистка, магнитный молот, термическое и динамическое воздействие, соединение в твердой фазе.

*E. L. Strizhakov, S. V. Nescoromniy, Yu. G. Lyudmirsky, N. A. Mordovtsev***METHODS OF MAGNETIC PULSE WELDING****Don State Technical University**

The article presents the features of various methods of pulsed welding in the solid phase using magnetic pressure according to a scheme with normal loading.

A scheme of magnetic-pulse welding, implemented through electrical discharge cleaning without oblique impact, is described. Magnetic pressure is used for forming and welding.

The authors proposed an original scheme for producing enclosing structures from dissimilar alloys by preheating the assembled unit in a vacuum, followed by crimping through the transmitting medium «shell» with an inductor according to the «crimp» scheme.

To obtain joints of the «rod-sheet» type in a heterogeneous combination of materials and structures of different thicknesses, the authors proposed to carry out a sequential connection of a magnetic hammer with the parts being welded, which allows synchronizing the process of thermal and force effects on the surfaces being welded. Various schemes for mating parts to be welded have been developed, including those using powder compositions as a connecting element.

To implement the presented technological processes, universal special technological discharge-pulse equipment has been created, which makes it possible to implement the processes of welding, stamping, pressing, crimping, electrical explosion of conductors and electrohydropulse processing of materials.

Keywords: oblique impact, cumulative jet, magnetic pressure, stamp-welded structure, vacuum-heat treatment, electrical discharge cleaning, magnetic hammer, thermal and dynamic effects, solid-phase connection.

Для получения соединений разнородных материалов с сохранением организованной структуры широко используются импульсные методы сварки. Наиболее известным является сварка взрывом [1]. За счет косоугольного соударения свариваемых элементов происходит очистка кумулятивной струей сопрягаемых поверхностей

и последующая совместная деформация материалов и, как следствие - соединение в твердой фазе [2]. Принцип косоугольного соударения используется и в классической магнитно-импульсной сварке (МИС) [3]. Меняется энергоноситель: взамен взрывчатому веществу используется пандеромоторная сила – магнитное давление,

что позволяет использовать технологию МИС для сварки малогабаритных узлов в цеховых условиях с повышенными требованиями к гигиене процесса. Схемы классической МИС приведены на рис. 1.

Сборка с последующей сваркой охватывающих конструкций, рис. 1, а реализуется по схеме «на обжим». Индуктор устанавливают снаружи, детали позиционируют с технологическим зазором $\delta = 0,2-1,0$ мм. Торец цилиндрической заготовки имеет конус с углом α . При МИС происходит схватывание свариваемых поверхностей за счет косоугольного соударения поверхностей деталей под действием магнитного

давления, возникающего при взаимодействии тока в индукторе с током, наведенным в цилиндрической полой заготовке.

Реализация МИС с изменяющимся вдоль зоны обработки магнитным давлением приведена на рис. 1, б. Индуктор имеет форму конуса с углом $\alpha = 7-15^\circ$. Детали также устанавливают с технологическим зазором $\delta = 0,2-1,0$ мм. Наибольшее магнитное давление P_m наблюдается в начальной точке контакта свариваемых деталей, далее давление снижается. В результате создается перемещающееся косоугольное соударение, возникает очищающая кумулятивная струя.

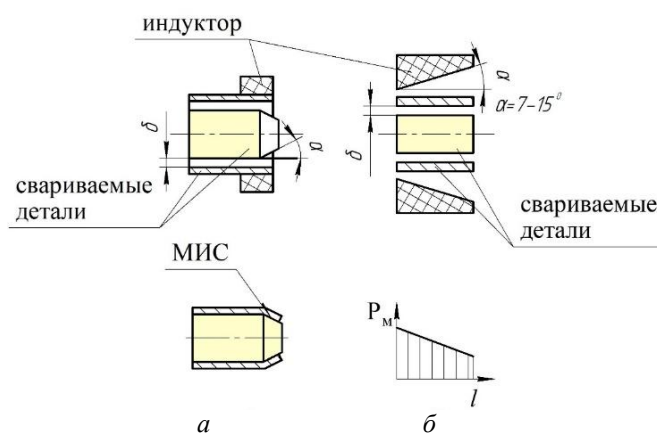


Рис. 1. Схемы классической МИС

Приведенные схемы косоугольного соударения не позволяют получать длинномерные охватывающие соединения, трубчатые конструкции сложной формы и сварку разнотолщинных конструкций

Целью статьи является анализ новых способов МИС с нормальным нагружением (без косоугольного соударения).

На кафедре «МиАСП» ДГТУ совместно с НИИ «Микротехники» разработаны ряд процессов МИС, позволяющих отказаться от косо-

угольного соударения и осуществлять очистку соединяемых поверхностей за счет электроэрозии или вакуумно-термической обработки.

Одна из таких разработок связана с изготовлением штампосварных конструкций.

Сварка осуществляется за счет индуцированных токов, протекающих через нахлесточное соединение кромок заготовки. Магнитное давление осуществляет формообразование, сближение и сварку. Схема МИС штампосварной детали приведена на рис. 2.

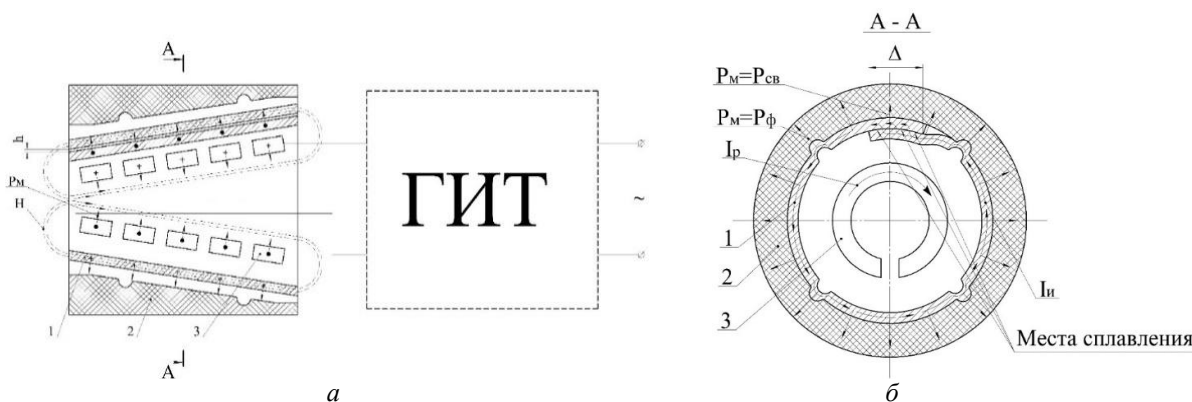


Рис. 2. Схема МИС штампосварной детали: а, б – начало и окончание процесса

Генератор импульсных токов (ГИТ) обеспечивает протекание тока разряда I_p по виткам конического индуктора 3 и создается переменный магнитный поток H , рис. 2, а. В свернутой с перехлестом Δ свариваемой заготовке 1 протекает наведенный индуцированный ток $I_{и}$, в исходном зазоре h возникает импульсная дуга, которая разогревает и оплавляет поверхности. Возникающее в результате взаимодействия $I_{и}$ и магнитного потока H пандероматорное усилие P_m сближает кромки, прижимая их к диэлектрической матрице 2, жидкий металл с загрязнениями выплескивается из зоны перехлеста. Осуществляется электроэрозсионная очистка. Далее ювенильные поверхности совмест-

но деформируются – происходит сварка в твердой фазе, рис. 2, б. В зоне перехлеста давление является сварочным ($P_m = P_{св}$). В других зонах заготовка прижимается к диэлектрической матрице и происходит деформация отдельных участков заготовки. Давление P_m является в данном случае формообразующим ($P_m = P_{ф}$). Изделие принимает форму матрицы [4, 5, 6].

Микроструктурный анализ показал, что зона соединения характерна для сварки в твердой фазе. Граница раздела – зона «схватывания», аналогична сварке взрывом или классической магнитно-импульсной сварке. На рис. 3 изображен микрошлиф из алюминиевой фольги.



Рис. 3. Микротвердость HV в зоне соединения и околошовной зоне алюминиевой фольги марки ДПРХМ

Общий вид штамповарных экранирующих корпусов-электросоединителей, изготовленных магнитно-импульсной сваркой-формовкой (МИСФ) трех типоразмеров приведен на рис. 4. Трубчатые замкнутые конструкции из алюминиевой фольги имеет перепады диаметра, резьбовой участок, сквозное отверстие и гофры, придающие жесткость изделию.



Рис. 4. Штамповарные экранирующие облегченные корпуса электросоединителей, диаметры $D=10-40$ мм, длины $L=15-30$ мм

Оригинальным является реализация МИС с нормальным нагружением с предварительной очисткой зоны сопряжения разогревом в контролируемой среде – вакууме.

Так осуществляется магнитно-импульсная сварка в вакууме (МИСВ) эмиссионных металлоглазанных покрытий катодных узлов СВЧ электровакуумных приборов (ЭВП). Соединяемые материалы: Мо (кери) + PtBa (эммитер).

Схема МИСВ вторично-эмиссионных катодов СВЧ ЭВП приведена на рис. 5 [7].

МИС осуществлялась с использованием одного из приемов магнитно-импульсной обработки: воздействия через передающую оболочку – «спутник».

Одним из составляющих технологического блока (ТБ) поз. 1 является вакуумная камера 2, позволяющая обеспечить высокий вакуум $p = 5 \cdot 10^{-5}$ мм. рт. ст. за счет насосов, входящих в состав вакуумной системы ВС.

Индуктор высокочастотного разогрева 3, подключенный к источнику питания ВЧ генератора за счет наведенных токов в узле 4, осуще-

ствляет нагрев до температуры 7000–1000 °С. Разогретый узел, состоящий из облицовки – эмитера 5, основания – керна 6 и спутника (эле-

мента передающего давление) 7 переводится электромеханическим приводом в зону индуктора магнитно-импульсной опрессовки (МИО) 9.

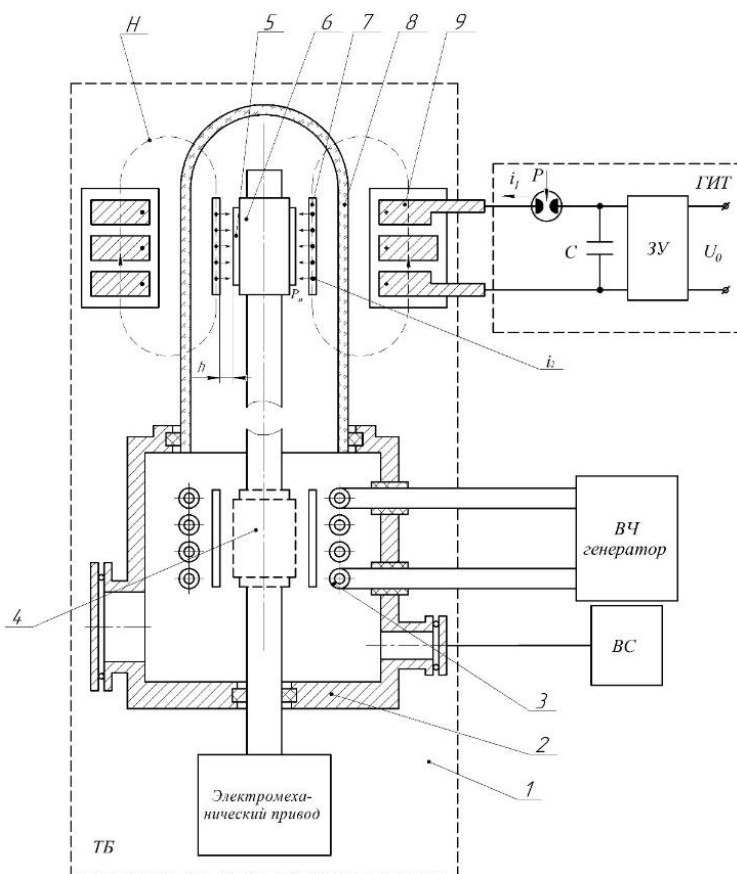


Рис. 5. Схема устройства магнитно-импульсной сварки эмиссионных покрытий в вакууме

Генератор импульсных токов (ГИТ) обеспечивает протекание разрядного тока i_1 , по виткам индуктора МИО, обуславливая возникновение магнитного потока H через герметизирующий контейнер – кварцевый стакан 8. В спутнике 7 возникает наведенный ток i_2 . Возникающее магнитное давление P_m в стенке

спутника, преодолевая зазор между спутником и облицовкой h сближает разогретые свариваемые поверхности, реализуя МИСВ в твердой фазе

Микротвердость зоны соединения катодных пар молибдена МЧВП + PtВа, сплава НВ7 + Pt приведена на рис. 6.

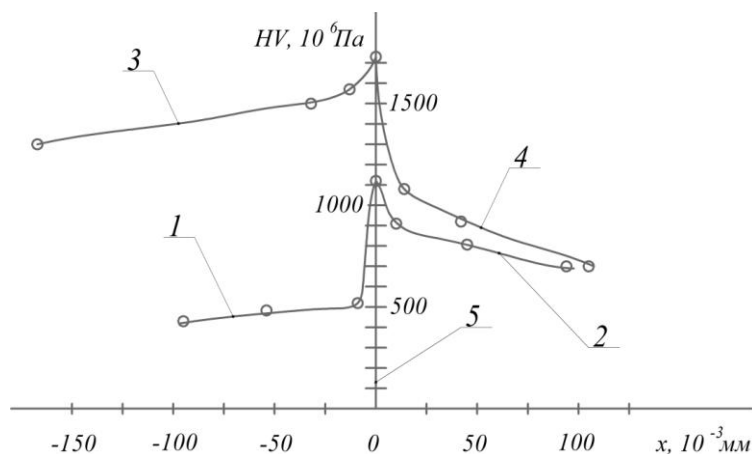


Рис. 6. Микротвердость зоны соединения:
1 – молибден МЧВП; 2 – PtВа; 3 – сплав НВ7; 4 – Pt; 5 – зона соединения; x – расстояние от зоны соединения

Твердость в зоне соединения 5 повышена, что характерно для сварки в твердой фазе [7]. Металлографические исследования зоны соединения не выявили образования общих зерен при сварке разнородных материалов.

Аналогично осуществляется прессование и приварка эмиссионных покрытий из порошковых композиций [8].

Замена технологии диффузионной сварки (ДС) на МИСВ позволила значительно увеличить производительность изготовления вторично-эмиссионных катодов и сократить затраты на изготовление металлоемкой дорогостоящей оснастки ДС. На рис. 7 показаны катодные узлы СВЧ ЭВП, полученные МИСВ.



Рис. 7. Катодные узлы СВЧ ЭВП

В ДГТУ разработан и исследуется метод высоковольтной конденсаторной сварки (ВКС) с использованием магнитного давления для термического и силового воздействий. Схема импульсной сварки с магнитным молотом приведена на рис. 8 [9, 10].

В состав магнитного молота 3 входит индуктор с толкателем. Индуктор состоит из диэлектрического корпуса с размещенной внутри спиралью.

В электрическую цепь с генератором ГИТ последовательно включают стержневой элемент 1 с плоской деталью 2 и магнитным молотом 3 с целью синхронизации процесса теплового и силового воздействия.

При протекании тока разряда I_p через витки индуктора возникает магнитный поток H , который наводит индуцированные токи $I_{ин}$ в толкателе магнитного молота 3. Взаимодействие $I_{ин}$ с H

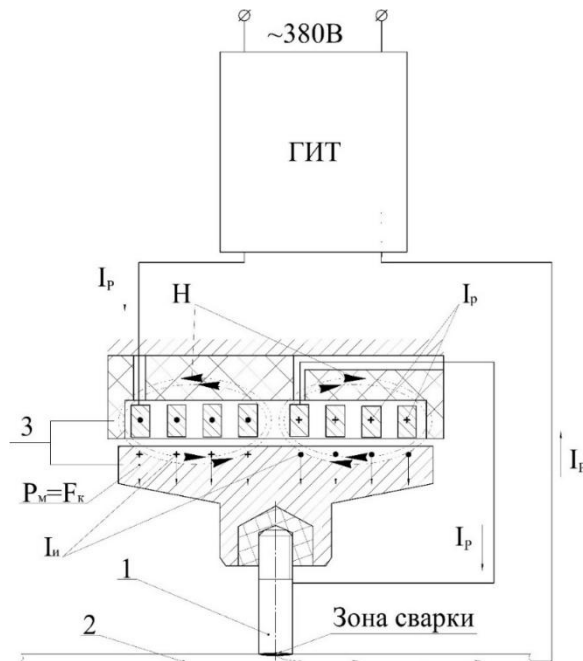


Рис. 8. Схема ВКС с магнитным молотом

приводит к возникновению магнитного давления P_m , которое является ковочным усилием F_k .

В зависимости от сочетаний свариваемых металлов, разработаны различные схемы сопряжения заготовок в исходном состоянии, рис. 9.

При сварке пластичных металлов в однородном сочетании рекомендуется применять схему без зазора, рис. 9, а. При сварке цветных металлов в разнородном сочетании – с исходным зазором приведенную на рис. 9, б. При сварке цветных металлов со сталями – схему с рельефом на торце стержневого элемента, рис. 9, в.

Соединение из разнородных материалов возможно осуществлять с использованием промежуточной порошковой композиции. Сварку проволоки (соединяемая деталь) с плоской деталью или трубой (соединяемая деталь) осуществляют путем пропускания тока через электрод – пуансон 1 и порошковую композицию 2, заключенную в диэлектрическую обложку 3 (рис. 9, г).

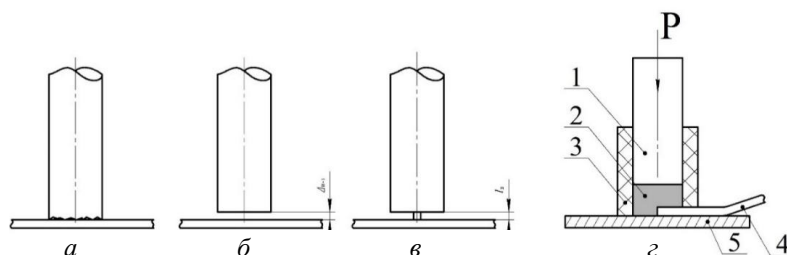


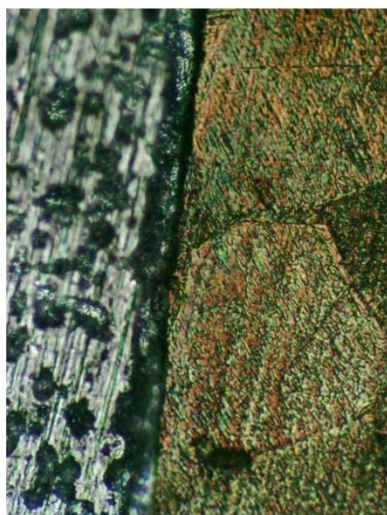
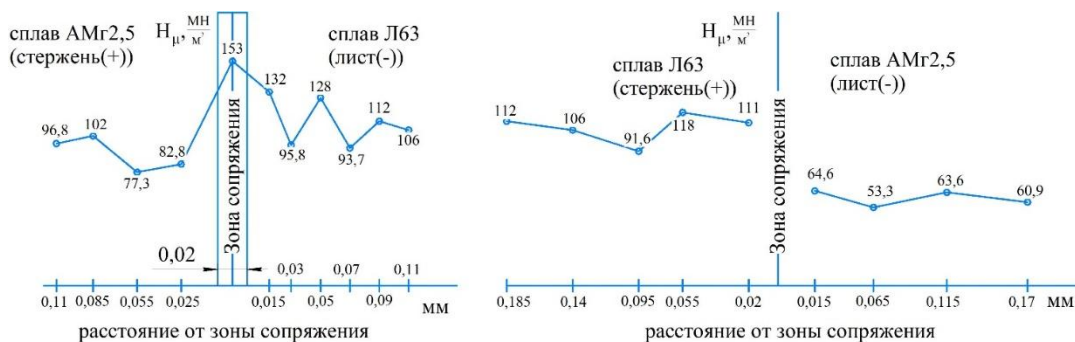
Рис. 9. Различные схемы сопряжения соединяемых разнородных деталей при импульсной сварке с магнитным воздействием

Сварная конструкция тонколистовой детали со стержневыми элементами из разнородных материалов приведена на рис. 10 [11, 12].

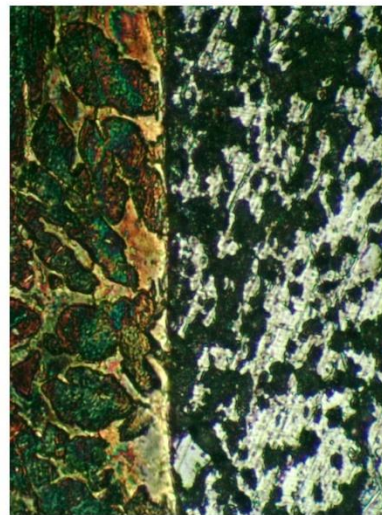
Микроструктура и микротвердость экспериментальных образцов приведена на (рис. 11, а, б).



Рис. 10. Конструкция из разнородных, разнотолщинных сплавов: листовой металл из сплава Л63 толщиной 0,8 мм, стержневые элементы из сплавов АМг2,5, М1, Л63 диаметром 10 мм



а



б

Рис. 11. Микроструктура и микротвердость экспериментальных образцов, полученных ВКС: а – стержень АМг2,5+лист Л63; б – стержень Л63+лист АМг2,5

Микротвердость в зоне соединения (рис. 11, а) повышена, что свидетельствует об интенсивной пластической деформации при соударении деталей. Структура листа а – латунь с содержа-

нием β-фазы. Благодаря повышенной травимости, β-фаза наблюдается в виде впадин темного цвета. В-фаза является твердым раствором Zn в Cu.

Макроструктурный анализ соединения показал, что зона соединения не претерпевает существенных изменений.

На рис. 12 представлены макро- и микрошлиф соединений материалов с медной проволокой М1к диаметром 1,2 мм ВКС с использованием в качестве связующего элемента медного порошка.

Исследования микрошлифа показывают, что

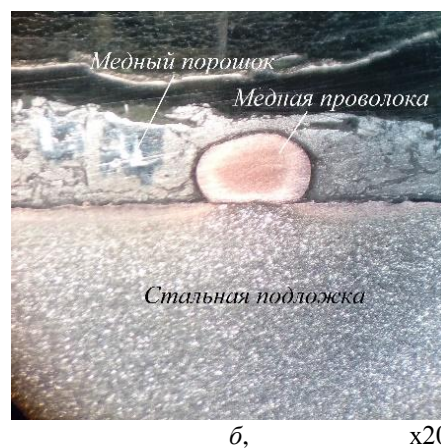
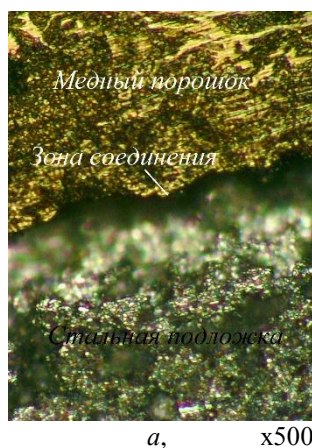


Рис. 12. Микро- и макрошлиф соединений, полученных ВКС с использованием порошкового материала

Прочность соединения медной проволоки со стальной подложкой при замоноличивании медным порошком достигает 250Н [14].

В НИИ «Микротехники» и ДГТУ создано спецтехнологическое разрядно-импульсное оборудование различного назначения [15,16]. В качестве примера на рис. 13 приведено оборудование магнитно-импульсной сварки в контролируемой среде «Импульс БМ».

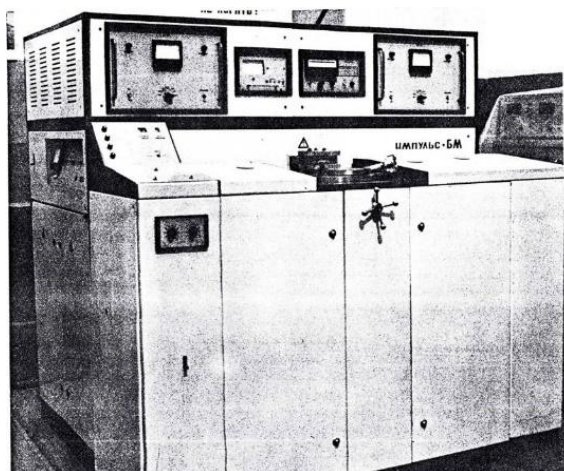


Рис. 13. Установка МИС «Импульс БМ»

Полуавтомат имеет встроенный генератор импульсных токов емкостью 30 кДж

между порошковой прессовкой ПМС-К и стальной подложкой Сталь ВСтЗсп видна четкая граница раздела, в которой не обнаружены интерметаллиды и другие включения, что свидетельствует о формировании соединения в твердой фазе, рис. 12, а. На макрошлифе рис.12, б видно, что проволока имеет деформированную овальную форму, возникшую в результате ковочного усилия F_k индукционно-динамического привода.

и вакуумный блок с восьмипозиционным карусельным агрегатом. Оборудование используется в производстве СВЧ электровакуумных приборов.

Разработанное оборудование магнитно-импульсной сварки универсальное и может быть использовано для процессов сварки, штамповки, прессования, электровзрыва проводников и электрогидроимпульсной обработки материалов [17].

Заключение

Изложены физические основы магнитно-импульсных способов сварки и технические решения, используемые в разработанных комбинированных процессах. Импульсную сварку с использованием магнитных полей без косого соударения (с нормальным силовым нагружением) предлагается совмещать с электроэрозионной и вакуумно-термической обработкой, формообразованием, ударной осадкой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сварка взрывом: процессы и структуры / под ред. Б. А. Гринберг, М. А. Иванова, С. В. Кузьмина, В. И. Лыска. – М. : Инновационное машиностроение, 2017. – 236 с.
2. Конюшков, Г. В. Специальные методы сварки давлением / Г. В. Конюшков, Р. А. Мусин // Изд. Ай Пи Эр Медиа, 2009. – 632 с.

3. Дудин, А. М. Магнитно-импульсная сварка металлов / А. М. Дудин. – М. : Энергия, 1979. – 128 с.

4. Magnetic-pulsed resistance welding-forming of shell structures / E. L. Strizhakov, A. D. Glinberg, V. V. Plotnikov etc. // *Welding International*. 2001. Vol. 15(4). – P. 327–329.

5. Стрижаков, Е. Л. Технология магнитно-импульсной сварки-формовки облегченных экранирующих корпусов заделки кабеля в штепсельный разъем / Е. Л. Стрижаков, С. В. Нескоромный, С. О. Агеев // *Сварочное производство*. – 2014. – № 12. – С. 48–50.

6. Условия качественной обработки и алгоритм расчета и выбора параметров магнитно-импульсной сварки нахлесточных соединений / Е. Л. Стрижаков, М. Ю. Бацемакин, С. В. Нескоромный // *Физика и химия обработки материалов*. – 2007. – № 1. – С. 64–67.

7. Стрижаков, Е. Л. Магнитно-импульсная сварка вторично-эмиссионных катодов электровакуумных приборов / Е. Л. Стрижаков, С. В. Нескоромный, С. О. Агеев // *Сварочное производство*. – 2018. – № 5. – С. 53–58.

8. Strizhakov E. L., Kem A. Yu. and Bokov A. I. Technological features of obtaining of compound powder parts with usage innovative P/M processes for high performance metals –vacuum - thermal magneto - pulse pressing // 16th International PLANSEE Seminar 2005. Reutte/Tirol, Austria. V.4, p.287-293.

9. Ударная конденсаторная сварка с магнитно-импульсным приводом / Е. Л. Стрижаков, С. В. Нескоромный, Р. В. Меркулов // *Сварочное производство*. – 2009. – № 2. – С. 33–35.

10. Nescoromniy S.V. Development of methods and research on high voltage capacitor Welding / S.V. Nescoromniy, S.O. Ageev, E.L. Strizhakov // *Key Engineering Materials Submitted*, 2015. - Vol. 684, pp 185-192

11. Меркулов, Д. С. Анализ электромагнитно-импульсных способов сварки цветных сплавов / Д. С. Меркулов, С. В. Нескоромный // *Актуальные проблемы науки и тех-*

ники. 2023: матер. Всерос. (национальной) науч.-практ. конф., Ростов-на-Дону, 15–17 марта 2023 года / отв. ред. Н. А. Шевченко. – Ростов-на-Дону : Донской государственный технический университет, 2023. – С. 116–118.

12. Нескоромный, С. В. Формирование неразъемных соединений из разнородных сплавов в условиях супержестких режимов термодинамического воздействия / С. В. Нескоромный // *Сварка и контроль: сб. ст.* – Уфа : Уфимский государственный нефтяной технический университет, 2022. – С. 15–19.

13. Нескоромный, С. В. Формирование неразъемных соединений разнородных сплавов электромагнитно-импульсным воздействием на супержестких режимах / С. В. Нескоромный // *Сварка и диагностика*. – 2023. – № 6. – С. 41–46.

14. Nescoromniy S. V. Pulsed thermo-induction-dynamic welding and pressing of dissimilar materials / S. V. Nescoromniy, E. L. Strizhakov // *Welding International*. – 2023. – Vol. 37, No. 3. – P. 128-134. – DOI 10.1080/09507116.2023.2196452.

15. Стрижаков, Е. Л. Разработка разрядно-импульсного оборудования для прикладных исследований процессов магнитно-импульсной сварки / Е. Л. Стрижаков, С. В. Нескоромный, С. О. Агеев, С. В. Лемешев // *Сварочное производство*. – 2015. – № 10. – С. 44–48.

16. Пат. 32713 Российская Федерация, МПК⁷ B21D 26/14. Установка для магнитно-импульсной обработки металлов / Е. Л. Стрижаков, Н. А. Хахин, М. Ю. Бацемакин, Д. С. Хохлов. – № 2003108069/20; заявл. 27.03.03; опубл. 27.09.2003, Бюл. № 27.

17. Стрижаков, Е. Л. Разрядно-импульсная обработка материалов / Е. Л. Стрижаков, С. В. Нескоромный, Д. В. Минько. – Ростов н/Д : Издательский центр ДГТУ, 2016. – 204 с.

УДК 544.6.018:66.018.8

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-77-83

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

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ СПЛАВОМ КОБАЛЬТ-МОЛИБДЕН

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: valerifomiche@yandex.ru, savtchenko2@mail.ru, ggubarevich@mail.ru

Проведены исследования коррозионной стойкости кобальт-молибденовых гальванических осадков различной толщины, полученных из тартратных электролитов с использованием постоянного и импульсного токов. Установлено влияние толщины покрытия и содержания молибдена на его антикоррозионные защитные свойства. Предложен оптимальный состав электролита для получения Со-Мо покрытия. Высказана гипотеза о причинах высокой коррозионной стойкости полученного сплава.

Ключевые слова: кобальт, молибден, коррозионная стойкость, электролиз, гальванический сплав.

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

RESEARCH OF THE CORROSION RESISTANCE OF ELECTRICAL COATINGS WITH COBALT-MOLYBDENUM ALLOY

Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

Studies have been carried out on the corrosion resistance of cobalt-molybdenum galvanic deposits of various thicknesses obtained from tartrate electrolytes using direct and pulsed currents. The influence of coating thickness and molybdenum content on its anti-corrosion protective properties has been established. An optimal electrolyte composition for obtaining Co-Mo coating has been proposed. A hypothesis has been put forward about the reasons for the high corrosion resistance of the resulting alloy.

Keywords: cobalt, molybdenum, corrosion resistance, electrolysis, galvanic alloy.

Введение

Электролитическое осаждение металлов широко применяется для защиты металлических изделий и конструкций от коррозии, для придания поверхности изделия специальных свойств: повышение электро- и теплопроводности, высокой отражательной способности, твердости, износостойкости.

Гальванические покрытия широко применяются при восстановлении изношенных деталей машин, защиты поверхности металлов от механического износа, а также в декоративных целях [1, 2].

Для решения этих задач перспективными является применение электролитических сплавов. Используя достижения современной электрохимии, удастся получить сплавы с заданными физико-химическими свойствами [3].

Покрyтия сплавами в результате особенностей структуры поверхности часто имеют повышенную стойкость к истиранию и хорошие защитно-декоративные свойства. Сплавы, состоящие из дефицитного и недефицитного металлов, выгодны в экономическом отношении. К покрытиям подобного типа относится и изучаемый в данной работе кобальт-молибденовый сплав.

Методика эксперимента

Проведены исследования по изучению процессов коррозии сплавов кобальт-молибден, полученного из тартратного электролита состава (в г/л): кобальт (в виде сульфата) – 4,5; молибден (в виде молибдата натрия) – 2; сульфат аммония – 15; сегнетова соль – 150 [4, 5] с использованием постоянного и периодического токов.

В зависимости от условий электроосаждения можно получать сплавы одного и того же состава, но с различной фазовой структурой [6, 7].

Для изучения процессов коррозии был использован метод, позволяющий построить реальные коррозионные диаграммы. В основе этого метода лежит гипотеза, что если в покрытии, которое отличается по потенциалу от основы, имеются поры, заполненные электролитом, и омическим сопротивлением можно пренебречь, то начальные потенциалы электродов коррозионного элемента должны измениться за счет поляризации [8–11].

Антикоррозионные свойства сплава кобальт-молибден, полученного с использованием постоянного тока

Результаты измерения потенциала системы «покрытие – основа» во времени приведены на рис. 1, а.

Характерной особенностью всех кривых, соответствующих образцам с толщиной сплава 1, 5, 10, 20, 50 мкм, является весьма быстрый – в течение 10–20 минут рост потенциала в сторону его электроотрицательных значений. При достижении определенной величины потенциал становится постоянным.

Наблюдаемое явление первоначального изменения потенциала объясняется заполнением электролитом первичных пор, то есть увеличением площади металла, соприкасающегося с раствором. На поверхности сплава образуется защитная пленка из нерастворимого соединения MoOCl_2 [12]. При этом амплитуда скачка потенциала оказывается тем выше, чем больше активная поверхность покрытия.

Ввиду того, что в результате образования защитной пленки сокращается активная поверхность металла, скорость реакции уменьшается происходит деполяризация системы [13, 14].

Для образца с покрытием 1 мкм (рис. 1, а, кривая 2) зависимость потенциал – время несколько отличается от подобных кривых, соответствующих образцов с более толстыми покрытиями. После прохождения через максимум, потенциал начинает снова расти в сторону электроотрицательных значений, что может быть объяснено наличием микропор на поверхности сплава и образовании в них коррозионных элементов.

Все величины установившихся потенциалов располагаются в области более электроотрицательных значений по отношению к потенциалу образцов, измеренному в момент погружения их в электролит.

Значение установившихся в течении первых 20–30 минут потенциалов для образцов с покрытием 5, 10, 20 и 50 мкм оставались практически постоянными при выдержке в электролите в течении длительного времени (до 5–7 суток). При этом их поверхность оставалась блестящей.

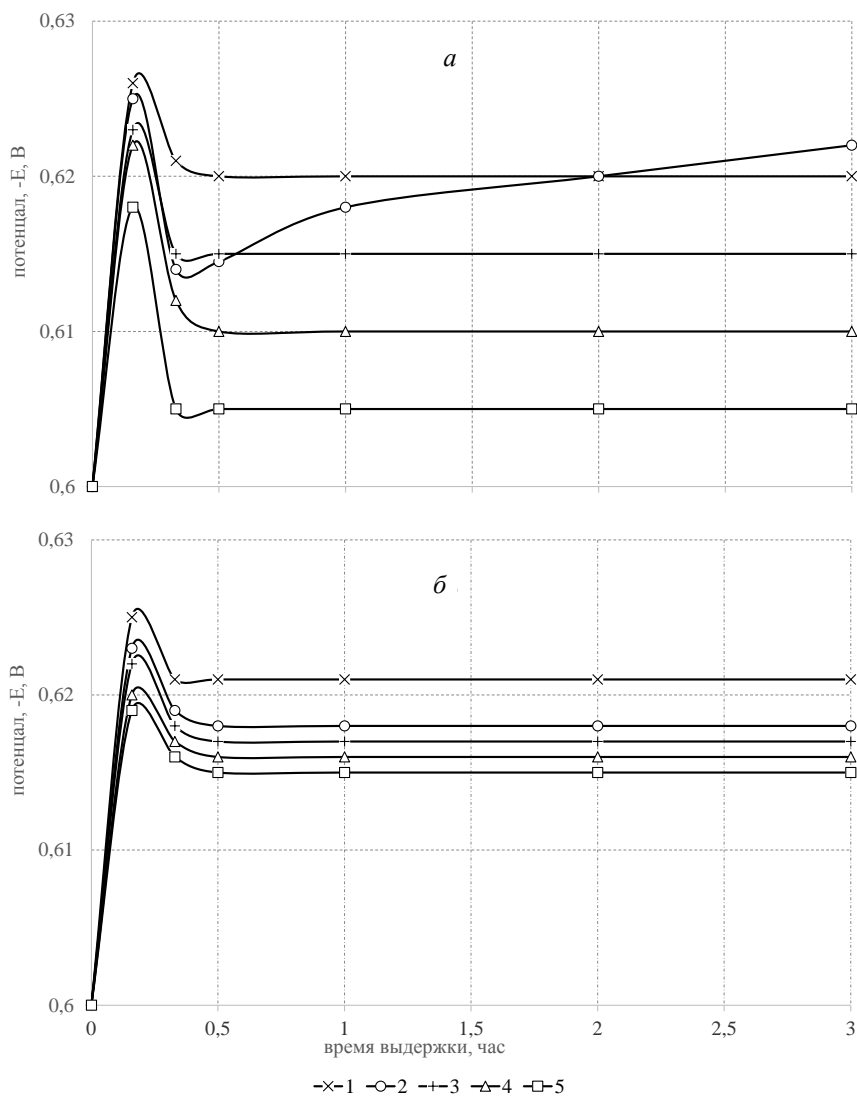


Рис. 1. Изменение потенциала системы $(-E)$ «сплав-основа» от времени выдержки образцов в растворе хлорида натрия (0.1 моль-экв/л):
 а – сплав Co-Mo, осажденный постоянным электрическим током при толщине покрытия, мкм: 1 – 5; 2 – 1; 3 – 10; 4 – 20; 5 – 50;
 б – сплав Co-Mo, осажденный импульсным током с длительностью импульсов $T/2$ при толщине покрытия, мкм: 1 – 1; 2 – 5; 3 – 10; 4 – 20; 5 – 50

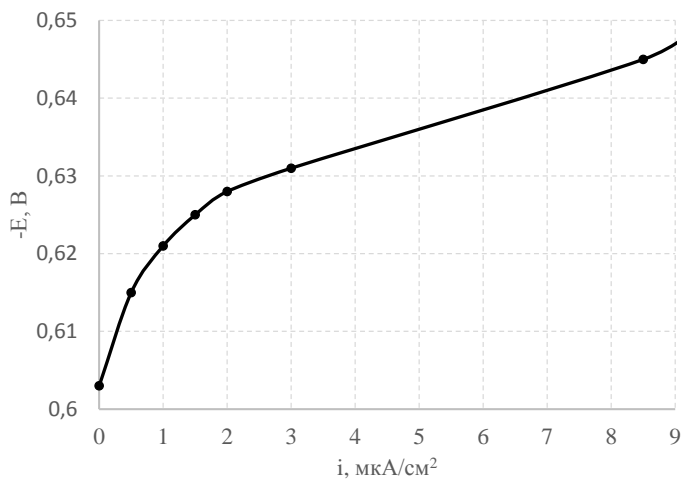


Рис. 2. Коррозионная диаграмма двухэлектродной системы основа-сплав

Для определения характера защиты и величины плотности коррозионных токов снималась поляризационная кривая (рис. 2), на которую были нанесены установившиеся потенциалы сплав-основа для образцов с различной толщиной гальванического покрытия.

Полученные данные величины плотности коррозионного тока от толщины покрытия приведены на рис. 3 (кривая 1).

Небольшое увеличение коррозионного тока при толщине покрытия 10 мкм объясняется не-

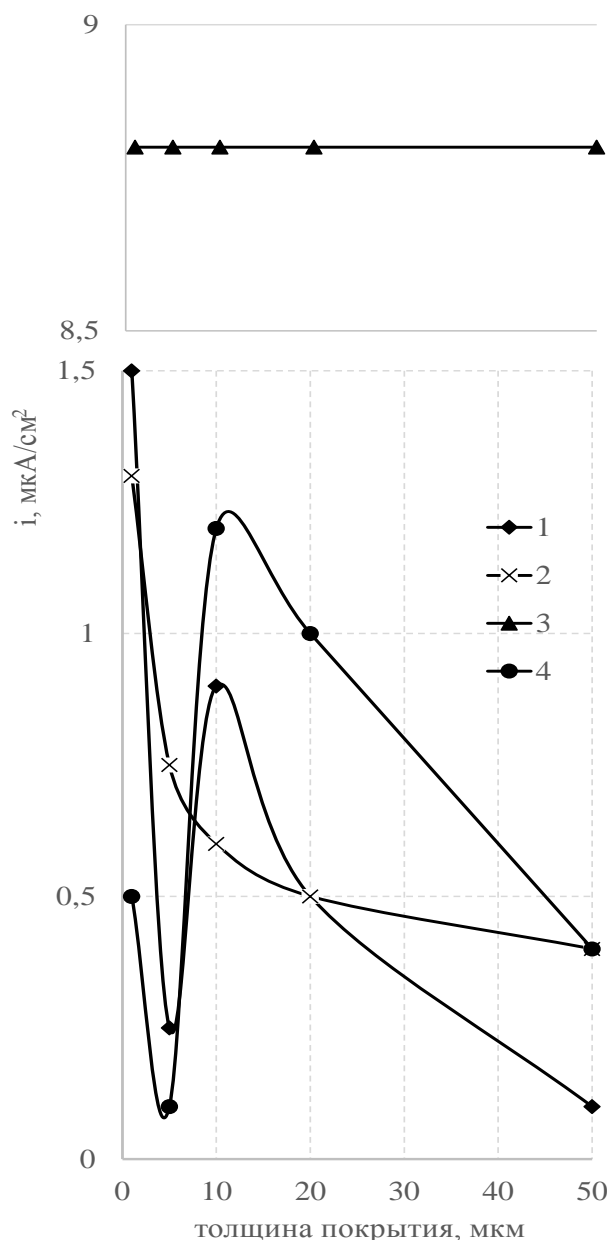


Рис. 3. Зависимость плотности коррозионного тока (i , мкА/см²) от толщины защитного покрытия сплава, мкм, полученного:

1 – постоянным током; 2 – импульсным током с длительностью импульсов T/2; 3 – импульсным током с длительностью импульсов T/16; 4 – периодическим током с обратным импульсом в соотношении амплитуд прямого и обратного импульсов равным 3

которым возрастанiem макропористости осадков, что связано с максимальными значениями внутренних напряжений при данной толщине покрытий.

При осаждении сплава постоянным током толщина защитного покрытия 5 мкм является оптимальной (рис. 3).

Антикоррозионные свойства сплава кобальт-молибден, полученного с использованием импульсного тока

Защитные свойства покрытий, осажденных периодическим током, определялись тем же способом, что и у покрытий, осажденных постоянным током.

В работе были изучены зависимости величины потенциала системы сплав-основа от времени выдержки образцов в 0,1 моль-экв/л растворе хлористого натрия при различной толщине покрытий 1, 5, 10, 20 и 50 мкм, осажденным однополупериодным током (рис. 4, б), импульсным током с длительностью импульса T/16 и током с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов, равным 3 (рис. 4, а, б).

Установлено, что характер изменения потенциала в начальный период времени (в течение первых 20–30 минут) для всех кривых остается тем же, что и для осадков, полученных при питании ванны постоянным током.

Анализируя зависимость потенциал-время для осадков, полученных при электролизе однополупериодным током, отметить, что с увеличением толщины покрытия значения установившихся потенциалов становятся более положительными, что связано с уменьшением пористости покрытия.

Нанеся значения установившихся потенциалов на поляризационную кривую (рис. 2), можно получить величины плотности коррозионных токов для образцов с различной толщиной покрытий.

Зависимость коррозионного тока от толщины осажденного сплава приведены на рис. 3 (кривая 2).

Установлено, что с увеличением толщины осадка от 1 до 50 мкм коррозионный ток уменьшается от 1,2 мкА/см² до 0,3 мкА/см².

Измерения величин потенциалов для покрытий, осажденных импульсным током с длительностью импульсов T/16 (рис. 4, а), показали, что при выдержке образцов в растворе хлористого натрия значения потенциалов после прохождения через максимум и некоторой по-

следующей деполяризации снова начинают расти в электроотрицательную область, и после

двух часов эти величины становятся равными независимо от толщины осажденного сплава.

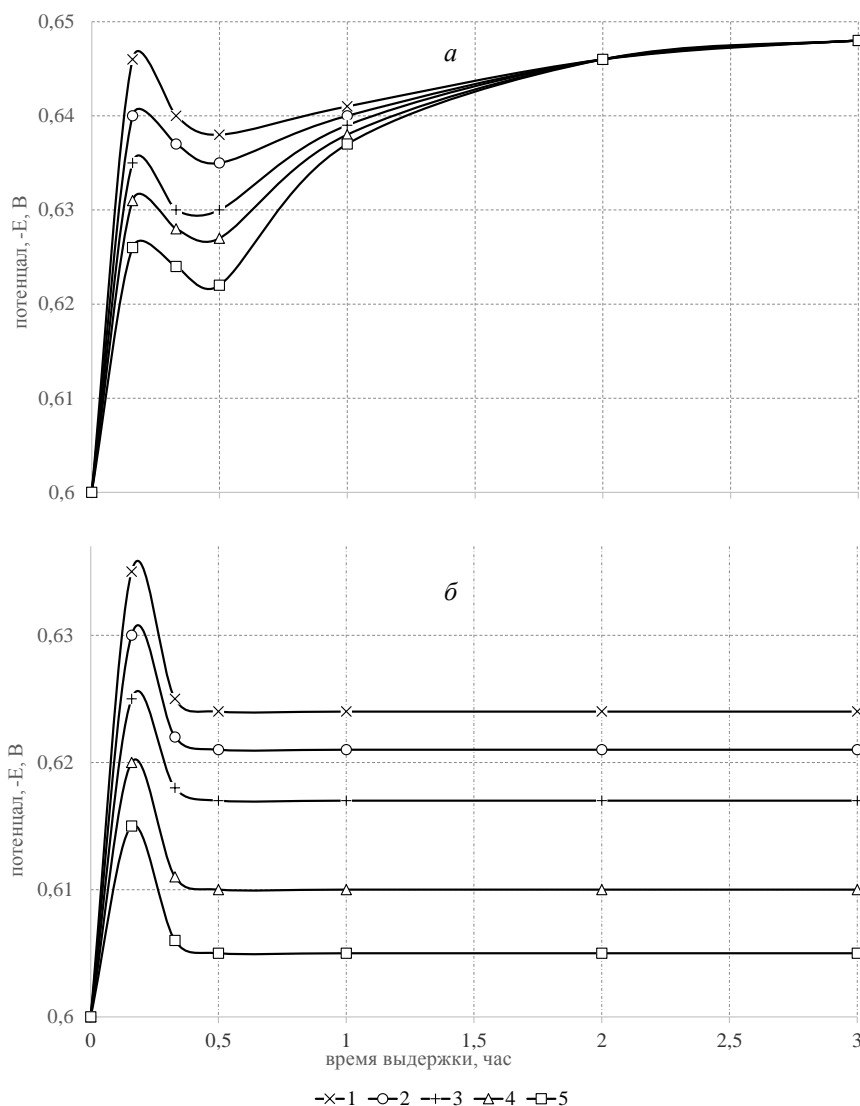


Рис. 4. Изменение потенциала системы (-E) «сплав-основа» от времени выдержки образцов в растворе хлорида натрия (0.1 моль-экв/л):
 а – сплав Со-Мо, осажденный импульсным электрическим током с длительностью импульсов T/16, при толщине покрытия, мкм: 1 – 1; 2 – 5; 3 – 10; 4 – 20; 5 – 50;
 б – сплав Со-Мо, осажденный периодическим током с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов равным 3, при толщине покрытия, мкм: 1 – 10; 2 – 20; 3 – 1; 4 – 50; 5 – 5

При дальнейшей выдержке образцов, значения потенциалов не остаются постоянными и продолжают изменяться в электроотрицательную область.

Наблюдаемая зависимость потенциалов во времени может быть объяснена протекающим процессом коррозии из-за растрескивания покрытия вследствие высоких внутренних напряжений.

Для определения величины коррозионных токов для данных покрытий на поляризационную кривую (рис. 2) было отложено значение потенциала, измеренное по прошествии пяти

часов выдержки образцов в растворе хлористого натрия.

Так как потенциал системы сплав-основа для покрытий, осажденных импульсным током с длительностью импульсов T/16 не зависит от толщины электроосажденного металла, то и величина коррозионного тока не зависит от толщины покрытия (рис. 4, кривая 3).

Изучение изменения потенциалов во времени для образцов с покрытиями, осажденными периодическим током с обратным импульсом при соотношении амплитуд прямого и обратно-

го импульса равным 3 (рис. 4, б), позволило установить, что данная зависимость аналогична соответствующей зависимости для образцов с покрытиями, осажденные постоянным током.

Зависимость величин коррозионных токов от толщины покрытий, полученных при питании ванны током с обратным импульсом (рис. 3, кривая 4), также аналогична соответствующей зависимости для образцов, осажденным постоянным током.

В обоих случаях толщины осажденного сплава 5 мкм является оптимальной.

Поскольку при изучении защитных свойств покрытий сплавом кобальт-молибден установлено, что наименьший коррозионный ток, а следовательно, и наилучшие защитные свой-

ства характерны для покрытий толщиной 5 мкм, представляло интерес изучить также защитные свойства покрытий толщиной 5 мкм, полученных и при других электрических режимах, а именно: с использованием периодического тока с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов равным 5 и 7, а также импульсного тока с длительностью импульсов $T/4$ и $T/8$.

Представленные на рис. 5 экспериментальные данные по изучению изменения потенциала во времени для чистой стальной основы (кривая 1) показывают, что ее потенциал с течением времени смещается в сторону электроотрицательных значений, что является признаком непрерывно протекающего коррозионного процесса.

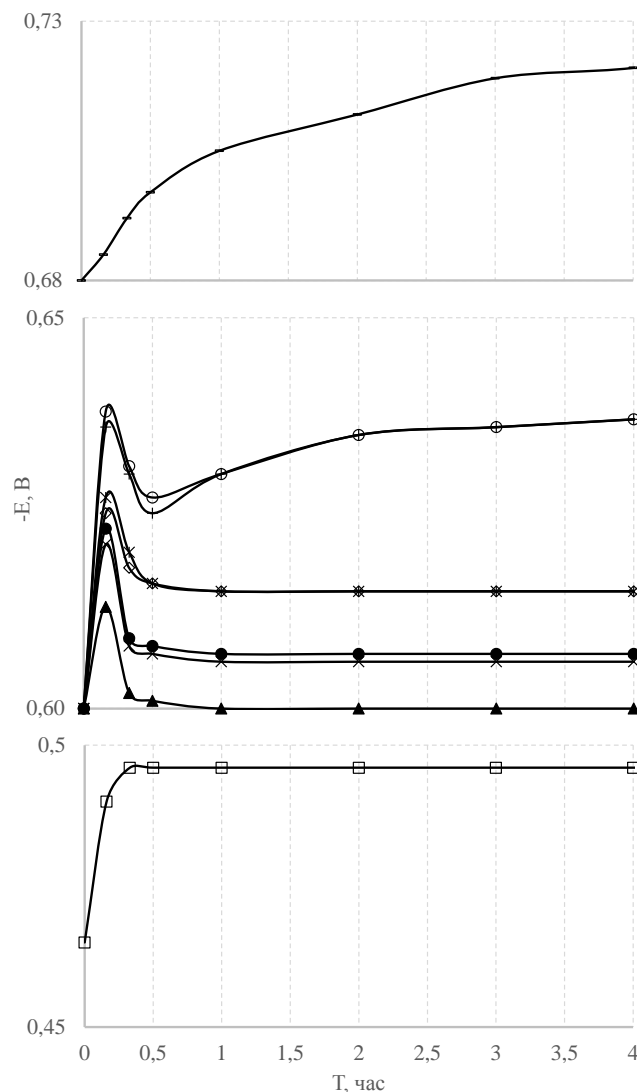


Рис. 5. Изменение потенциала ($-E$) от времени выдержки образцов в растворе хлорида натрия (0.1 моль-экв/л) для стальной основы (1), для системы «основа – сплав» при толщине покрытия 5 мкм, осажденного при различных электрических режимах (2–8), для чистого молибдена (9). Электрические режимы осаждения сплава Co-Mo:

2 – импульсный ток с длительностью импульсов $T/16$; 3 – импульсный ток с длительностью импульсов $T/8$; 4 – импульсный ток с длительностью импульсов $T/4$; 5 – импульсный ток с длительностью импульсов $T/2$ и периодический ток с обратным импульсом $I_{пр}/I_{обр} = 7$; 6 – постоянный ток; 7 – периодический ток с обратным импульсом $I_{пр}/I_{обр} = 5$; 8 – периодический ток с обратным импульсом $I_{пр}/I_{обр} = 3$

Зависимость потенциала во времени для чистого молибдена (кривая 9) характеризуется тем, что в течение первых 20 минут потенциал смещается в электроотрицательную область и в дальнейшем практически не изменяются, вероятно, вследствие образования на его поверхности нерастворенного соединения.

Величины потенциалов для системы основа-сплав (кривые 2–8; покрытия толщиной 5 мкм, полученные при всех используемых формах тока) принимают средние значения между значениями потенциала чистой стальной основы и чистого молибдена. При этом в течении первых 20 минут потенциалы смещаются в сторону более электроотрицательных значений, проходят через максимум, и затем становятся более электроотрицательными, кроме покрытий, полученных с использованием импульсного тока с длительностью импульсов T/8 и T/16.

Для покрытий, полученных при других формах тока, потенциал систем основа-покрытие практически не изменяется.

Сопоставление величин установившихся потенциалов для систем основа-покрытие показывает, что значения этих потенциалов тем больше смещены в электроположительную область, что соответствует уменьшению коррозионных токов, чем больше содержание молибдена в сплаве.

Выводы

1. Разработан тартратный электролит для получения осадков сплава кобальт-молибден состава (г/л): кобальт (в виде сульфата) – 4,5; молибден (в виде молибдата натрия) – 2; сульфат аммония – 15; сегнетова соль – 150.

2. Изучены защитные свойства сплава кобальт-молибден в зависимости от условий электролиза, формы и параметров тока. Показано, что с увеличением молибдена в сплаве, его защитные свойства улучшаются.

3. Установлено, что причиной высокой коррозионной стойкостью сплава является образование на поверхности покрытия нерастворимой пленки. Оптимальная величина защитного покрытия – 5 мкм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Антипов, В. В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов / В. В. Антипов // *Авиационные материалы и технологии*, 2012. – № 4. – С. 157–166.

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. Bakhit Babak, Akbari Alizera, Nasirpour Farzad, Ghasem Hosseini Mir. Corrosion resistance of Ni–Co alloy and Ni–Co/SiC nanocomposite coatings electrodeposited by sediment codeposition technique // *Applied Surface Science*. 2014. – Vol. 307. P. 351–359.

4. Фомичев, В. Т. Исследование процесса электроосаждения сплава кобальт-молибден при стационарном и импульсном электролизе / В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич // *Известия ВолгГТУ : научный журнал* № 6(241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 86–91.

5. Кузнецов, В. В. Электроосаждение сплава кобальт-молибден из аммиачно-цитратного электролита / В. В. Кузнецов, З. В. Бондаренко, Т. В. Пшеничкина, В. Н. Кудрявцев // *Электрохимия*, 2007. – Т. 43, № 3. – С. 367–372.

6. Озеров, А. М. Нестационарный электролиз / А. М. Озеров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Саманов, И. Н. Свердлин. – Волгоград : Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.

7. Патент РФ №2000104387/02, 22.02.2000. Способ электролитического осаждения сплава железо-молибден // Патент России № 2174163 опубл. 27.09.2001 / Серебровский В. И., Серебровская Л. Н., Серебровский В. В., Коняев Н. В., Батищев А. Н.

8. Ваграмян, А. Т. Методы исследования электроосаждения металлов / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева. – М. : АН СССР, 1960. – 448 с.

9. Францевич-Заблудовская, Т. Ф. Механизм соосаждения сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа. Парциальные поляризационные кривые / Т. Ф. Францевич-Заблудовская, А. И. Заяц, В. Т. Барчук // *Укр. хим. ж.*, 1959. – Т. 25. – С. 723–732.

10. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений : монография / Н. Б. Березин [и др.]. – Казань : Казанский государственный технологический университет, 2006. – 282 с.

11. 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.

12. Корешкова, Е. В. Влияние молибдена на структуру сплавов на основе железа / Е. В. Корешкова, А. А. Кулемина // *Современные электрохимические технологии и оборудование: матер. конф., Минск, 24–25 ноября 2016 г.* – Минск : БГТУ, 2016. – С. 21–24.

13. Фомичев, В. Т. Исследование процесса электроосаждения сплава кобальт-молибден, полученных при различных электрических режимах / В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич // *Известия ВолгГТУ : научный журнал* № 6(241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 83–85.

14. Герасименко, А. В. Об особенностях получения и преимуществах использования электрохимических покрытий сплавами цинка с оловом и молибденом / А. В. Герасименко // *Технологии в электронной промышленности*, 2010. – № 7. – С. 33–37.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна **АРИСОВА**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолГТУ

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» (ВолГТУ)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2024 г. Поз. № 4ж. Дата выхода в свет 27.02.2024 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 9,77. Уч.-изд. л. 10,36.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 45.

Отпечатано в типографии Издательства ВолГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.