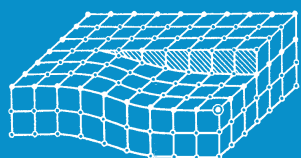


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 6 (289)
2024

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

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАН, 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., чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., 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)
Шарилов 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.: 8-902-658-49-79

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

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

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

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

№ 6 (289)
Июнь
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: ianovakov@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

Navrotsky A. V., 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 Fed-
eration, D. Sc. (Engineering), Prof.

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

Pustovoyt V. N., D. Sc. (Engineering),
Honored Scientist of the Russian Fed-
eration, 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 Mate-
rial Science named after A. A. Baykov)

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

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by sub-
scription.
Index of the magazine according to
the united catalog
«Press of Russia» – 80811.
[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 6 (289)
June
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: ianovakov@vstu.ru

The journal is registered at the Federal Service on Control in the Sphere of Communication,
IT and Mass Communications (Roscomnadzor)
Registration certificate ПИ № ФС77–61113 of March 19, 2015

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

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

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

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Адаменко Н. А. 35
Акчурин Т. К. 44, 53
Арисова В. Н. 12
Бекренев Н. В. 40
Богданов А. И. 7
Бочкарев М. А. 7
Бурлаченко О. В. 53
Бурханова Р. А. 44, 53
Бу Ван А. Н. 29
Галаган В. В. 82
Гасанов Б. Г. 56
Гребнев Д. Ю. 86
Гребнев Ю. В. 86
Губаревич А. П. 98
Губаревич Г. П. 93, 98
Гуревич Л. М. 12, 75
Датская З. Р. 75
Дроздов А. В. 66
Душко О. В. 44
Евдокимов Е. Е. 93
Евчиц Р. Д. 7
Егоров А. С. 40
Злобина И. В. 40
Зюбан Н. А. 82
Исмаилов М. А. 56
Казуров А. В. 35
Кириличев М. В. 82
Кочкалов А. Д. 29
Красиков П. П. 71
Крохалев М. В. 19
Кузнецов С. А. 19, 24
Кузьмин С. В. 29
Кулевич В. П. 7, 24
Лысак В. И. 29, 71
Морозова М. С. 66
Муругов Д. А. 71
Нотов И. В. 50
Палаткин С. В. 86
Палаткина Л. В. 86
Полесский О. А. 71
Попов А. В. 50
Прусова Е. В. 82
Разуваев М. А. 7
Рзаев Р. А. 75
Родимица Н. Д. 7
Романенко М. Д. 24
Руцкий Д. В. 66, 82
Савинов А. В. 71
Савченко А. В. 93, 98
Слаутин О. В. 19, 24
Стефаненко И. В. 44, 53
Сысоев А. В. 66
Титов К. Е. 82
Трутнев В. Н. 12
Фомичев В. Т. 93, 98
Харламов В. О. 29
Чубуков М. Ю. 66
Чудин А. А. 71
Шморгуи В. Г. 7, 19, 24

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Разуваев М. А., Родимина Н. Д., Бочкарев М. А.</i>	
К вопросу о преимущественном массопереносе на границе сваренных взрывом композиций титановый сплав+нихром.....	7
<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Трутнев В. Н.</i>	
Исследование структуры и напряженно-деформированного состояния сваренного взрывом пятислойного титано-стального композита после горячей прокатки.....	12
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кузнецов С. А. Крохалев М. В.</i>	
Влияние режимов лазерной обработки биметалла ВТ1-0+МН19 на структуру и микромеханические свойства ванны переплава.....	19
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Романенко М. Д.</i>	
Исследование износостойкости покрытий на основе алюминидов железа, сформированных на стальных поверхностях.....	24
<i>Ву Ван А. Н., Харламов В. О., Кочкалов А. Д., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i>	
Исследование влияния химического состава оплавов на механические свойства биметалла Cu-Al, полученного сваркой взрывом вблизи нижней границы свариваемости.....	29

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Казуров А. В., Адаменко Н. А.</i>	
Исследование влияния давления взрывного прессования на структуру и термомеханические свойства полиимида, наполненного бронзой.....	35
<i>Злобина И. В., Бекренев Н. В., Егоров А. С.</i>	
Влияние ультразвуковой обработки на твердость поверхности отвержденного моно слоя, сформированного путем трехмерной печати из препрега, армированного непрерывным углеродным волокном.....	40
<i>Бурханова Р. А., Акчурина Т. К., Стефаненко И. В., Душко О. В.</i>	
Определение интегральной и дифференциальной пористости жаростойких бетонов усовершенствованным методом капиллярной конденсации.....	44

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Попов А. В., Нотов И. В.</i>	
Анализ напряженно-деформированного состояния звеньев сферического преобразующего механизма поршневого насоса.....	50
<i>Бурханова Р. А., Акчурина Т. К., Стефаненко И. В., Бураченко О. В.</i>	
Разработка экспериментального метода определения термостойкости жаростойких бетонов.....	53
<i>Гасанов Б. Г., Исмаилов М. А.</i>	
Зависимость ударно-абразивной износостойкости слоистых композиционных материалов от деформированного состояния резиновой прослойки.....	56
<i>Морозова М. С., Чубуков М. Ю., Руцкий Д. В., Дроздов А. В., Сысоев А. В.</i>	
Применение фосфатных покрытий для повышения ресурса сборки резьбовых соединений обсадных труб.....	66

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

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

Влияние сфокусированных ультразвуковых колебаний
на проплавляющую способность дуги переменного тока..... 71

Рзаев Р. А., Гуревич Л. М., Датская З. Р.

Влияния смещения инструмента при сварке трением
с перемешиванием на механические свойства и образования
зон сварных соединений алюминиевого и медного сплавов..... 75

Галаган В. В., Кириличев М. В., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Прусова Е. В., Титов К. Е.

Идентификация и выявление природы неметаллических включений
в непрерывнолитой заготовке из стали 26ХГМФ..... 82

Палаткина Л. В., Гребнев Ю. В., Гребнев Д. Ю., Палаткин С. В.

Получение литых стальных заготовок для кузнечного передела
в условиях машиностроительного предприятия..... 86

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

Латунирование стальной проволоки из этилендиаминовых электролитов..... 93

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

Электроосаждение хрома из кислых электролитов
с добавлением органических поверхностно-активных веществ..... 98

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-7-11

*В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Р. Д. Евчиц,
М. А. Разуваев, Н. Д. Родимина, М. А. Бочкарев*

К ВОПРОСУ О ПРЕИМУЩЕСТВЕННОМ МАССОПЕРЕНОСЕ НА ГРАНИЦЕ СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ КОМПОЗИЦИЙ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ+НИХРОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Приведены результаты исследований преимущественного массопереноса на границе сваренных взрывом композиций X20N80+BT1-0, X20N80+OT4 и X20N80+BT20. Установлено, что структура межфазной границы практически не зависит от временных параметров стабилизирующей термообработки и определяется ее температурой. Основное влияние на фазовый и химический состав зоны диффузионного взаимодействия, формирующейся при нагреве на Ti-NiCr границе, оказывает степень легирования титанового сплава. Градиент диффузии при этом преимущественно направлен в сторону титана BT1-0 и его сплавов OT4 и BT20.

Ключевые слова: сварка взрывом, оплавленный металл, титан, нихром, ЭДС анализ, РФА

*V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, R. D. Evchits,
M. A. Razuvaev, N. D. Rodimina, M. A. Bochkarev*

ON THE QUESTION OF PRIMARY MASS TRANSFER AT THE BOUNDARY OF EXPLOSIVELY WELDED TITANIUM ALLOY+NICHROME COMPOSITIONS*

Volgograd State Technical University

The results of studies of preferential mass transfer at the boundary of explosion-welded compositions X20N80+VT1-0, X20N80+OT4 and X20N80+VT20 are presented. It has been established that the structure of the interphase boundary is practically independent of the time parameters of the stabilizing heat treatment and is determined by its temperature. The main influence on the phase and chemical composition of the diffusion interaction zone formed during heating at the Ti-NiCr boundary is the degree of alloying of the titanium alloy. In this case, the diffusion gradient is predominantly directed towards titanium VT1-0 and its alloys OT4 and VT20.

Keywords: explosion welding, molten metal, titanium, nichrome, EDS analysis, XRD

Увеличение срока службы изделий из титановых сплавов, работающих в экстремальных условиях при высоких температурах в агрессивных средах, всегда являлось актуальной задачей материаловедения. Решение этой задачи наиболее часто достигается путем создания на поверхности титановых сплавов функциональных покрытий. Разработанный на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолГТУ технологический процесс создания жаростойких покрытий на основе ле-

гированных алюминидов никеля предусматривает получение с помощью сварки взрывом (СВ) композиционной заготовки титановый сплав+нихром и ее последующее алитирование в расплаве алюминия [1]. Слой нихрома в составе такого покрытия с одной стороны играет роль диффузионного барьера, предотвращающего проникновение атомов алюминия в защищаемую основу, а с другой стороны – обеспечивает высокий уровень адгезии алюминидного покрытия к титановой основе. На по-

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Разуваев М. А., Родимина Н. Д., Бочкарев М. А., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10246, <https://rscf.ru/project/21-79-10246/>

верхности покрытия в процессе эксплуатации формируется плотная оксидная пленка, которая и обуславливает стойкость изделия к высокотемпературной коррозии. Эксплуатационная надежность такого покрытия отчасти определяется кинетикой формирования в результате протекания при нагревах зон диффузионного взаимодействия (ДЗ) между титановым сплавом и подслоем нихрома [2–4].

Материалы и методы исследования

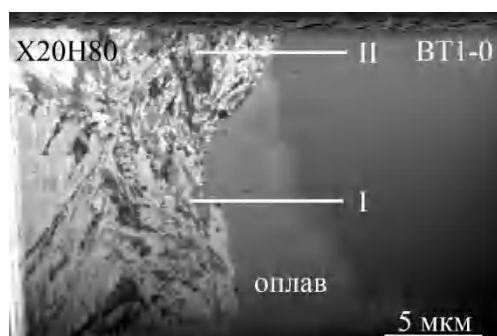
Исследования проводили на биметаллических композитах X20H80+BT1-0, X20H80+OT4 и X20H80+BT20, полученных СВ. Для исследования ранних этапов формирования ДЗ и определения направления преимущественного массопереноса на границе сваренных взрывом композиций были проведены нагревы образцов непосредственно в колонне электронного микроскопа Versa 3D при температуре наиболее интенсивной диффузии – 850 °С в среде Ar.

Металлографические исследования осуществляли с применением электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микро-

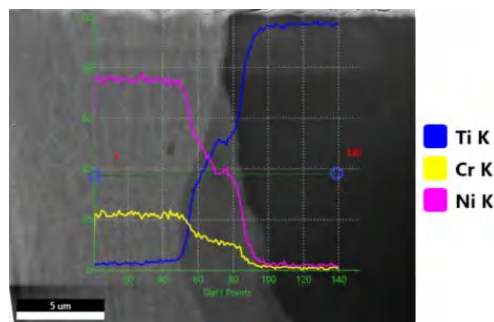
скопии. Анализ химического состава проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4 (ЭДС).

Результаты и их обсуждение

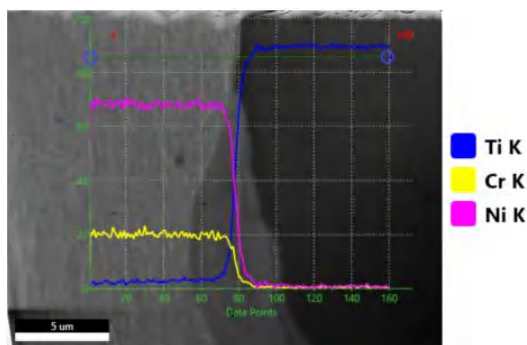
В композите X20H80 + BT1-0 для исследований был выбран участок границы соединения, где одновременно имеется сформировавшийся в результате СВ оплавленный металл и свободная от оплава зона контакта титана с нихромом (рис. 1, а). После ионной полировки поверхности исследуемого участка на фоне сильно деформированных в результате интенсивной пластической деформации при СВ зерен можно наблюдать участки физической микро-неоднородности в виде зон с рекристаллизованной структурой. Причем наиболее выражено в структуре X20H80, что связано с его более низким по отношению к BT1-0 порогом рекристаллизации. На рис. 1 также приведены результаты ЭДС анализа распределения химических элементов на исследуемом участке с оплавленным металлом (рис. 1, б) и без него (рис. 1, в).



а



б



в

Рис. 1. Структура (а) и распределение химических элементов на границе соединения X20H80 + BT1-0 с оплавленным металлом (I) (б) и без него (II) (в) перед высокотемпературными *in situ* испытаниями

В процессе нагрева композиции X20H80 + BT1-0 по реперным точкам было установлено, что рост ДЗ происходит преимущественно за счет изменения толщины слоя BT1-0, т. е. градиент диффузии направлен в сторону титана

(рис. 2). В месте расположения оплава растущая ДЗ повторяет его контур. Диффузионные процессы протекают на границах «X20H80-оплав» и «оплав-BT1-0» без поглощения оплава.

Стоит отметить, что в результате кристаллохимических превращений рост ДЗ сопровождается объемными изменениями, которые, в свою очередь, вследствие наличия свободной

поверхности, приводят к специфическому «выпячиванию» ДЗ над наблюдаемой поверхностью образца. Такая картина наблюдается для всех исследованных Ti-NiCr систем (рис. 2, 4, 6).

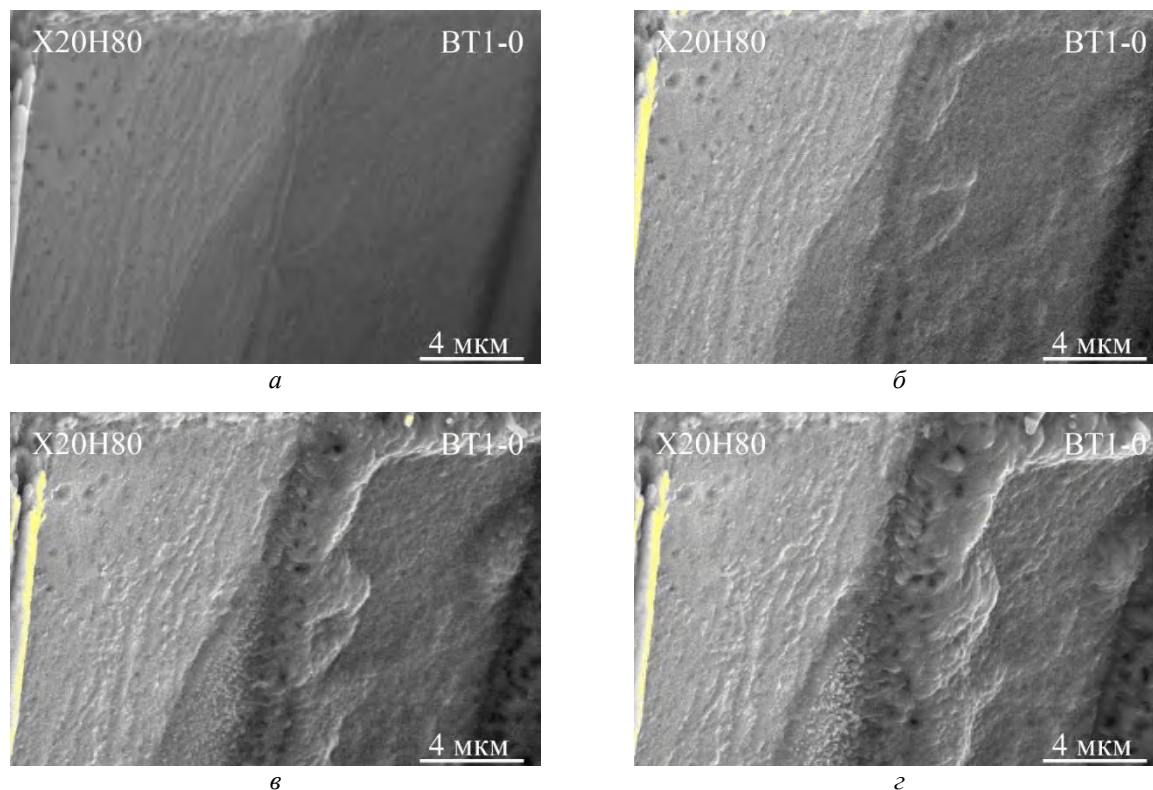


Рис. 2. СЭМ изображения границы соединения X20H80 + BT1-0 в процессе нагрева при 850 °С в течение 1 (а), 15 (б), 50 (в) и 90 (г) мин (in situ)

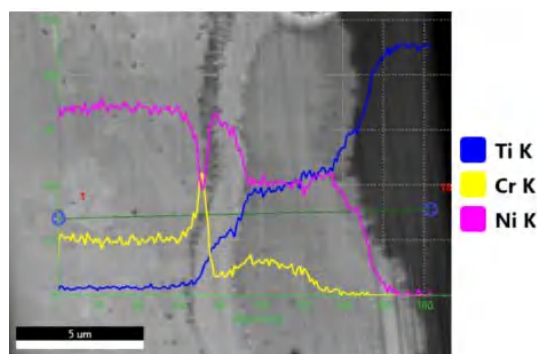
После окончания испытаний (максимальное время выдержки составляло 90 мин) в стандартных условиях работы электронного микроскопа контролировали состав и структуру сформированной in situ ДЗ (рис. 3). Анализ показал, что последние как в случае наличия участка оплавленного металла, так и в случае его отсутствия, не отличаются от ранее установленных для образцов после стандартного печного нагрева. Можно также отметить изменения, связанные с протеканием процессов рекристаллизации по всему объему образца, что выражается в характерной структуре сплава X20H80 (рис. 3).

Важной особенностью структуры ДЗ явля-

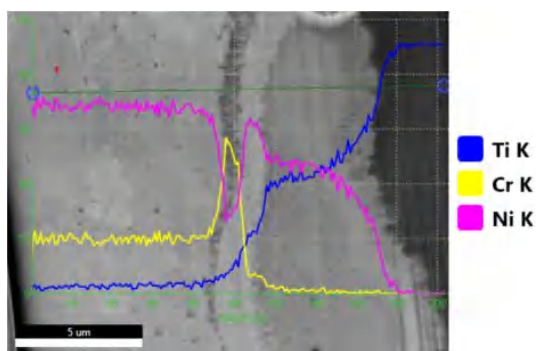
ется формирование на границе с X20H80 зоны с включениями с высоким содержанием Cr, так называемых, преципитатов («Cr-rich precipitate»). Причем это процесс наиболее выражен на участке границы соединения, свободном от оплавленного металла, т. е. там, где начальное содержание хрома в зоне взаимодействия компонентов соответствовало его содержанию в сплаве X20H80 (20 мас. %). Формирование таких включений наиболее вероятно связано с ограниченной растворимостью Cr в интерметаллидах системы Ti-Ni. Аналогичные in situ исследования были проведены и для других Ti-NiCr систем: X20H80+OT4 (рис. 4, 5) и X20H80+BT20 (рис. 6, 7).



а

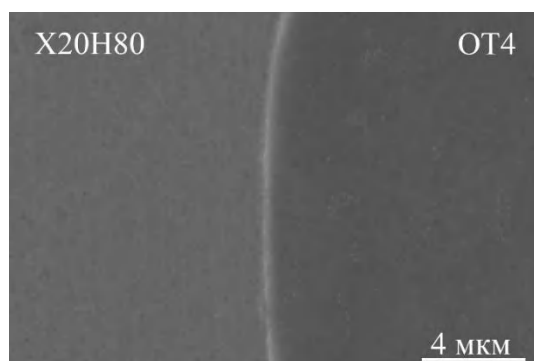


б

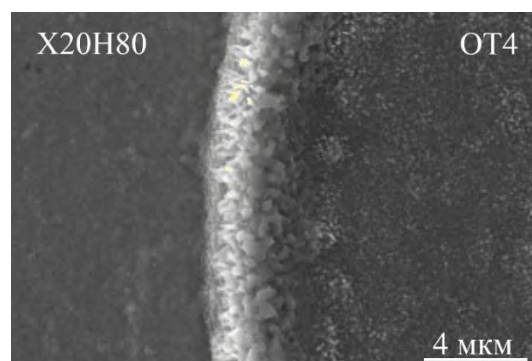


в

Рис. 3. Структура (а) и распределение химических элементов на границе соединения X20H80 + VT1-0 с оплавленным металлом (I) (б) и без него (II) (в) после высокотемпературных in situ испытаний (850 °C, 90 мин)



а

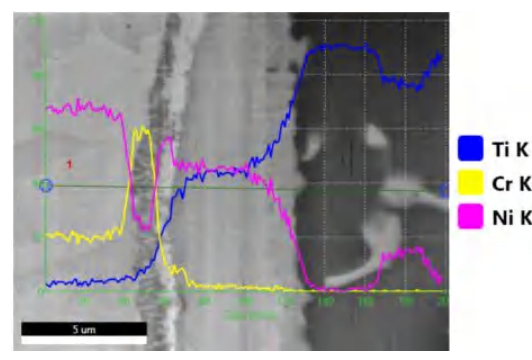


б

Рис. 4. СЭМ изображения границы соединения X20H80+OT4 в процессе нагрева при 850 °C в течение 1 (а) и 90 (б) мин (in situ)



а



б

Рис. 5. СЭМ изображение границы соединения X20H80+OT4 после нагрева при 850 °C, 90 мин (а) и распределение химических элементов по толщине ДЗ (б)

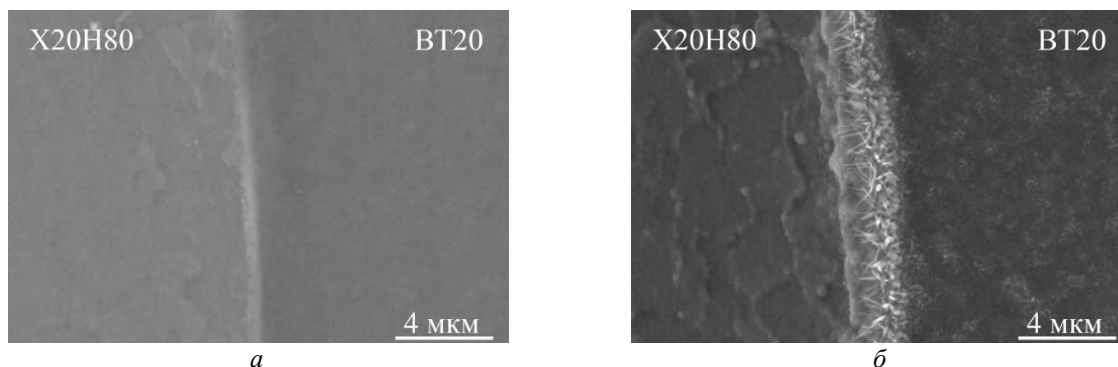


Рис. 6. СЭМ изображения границы соединения X20H80+BT20 в процессе нагрева при 850 °С в течение 1 (а) и 90 (б) мин (in situ)

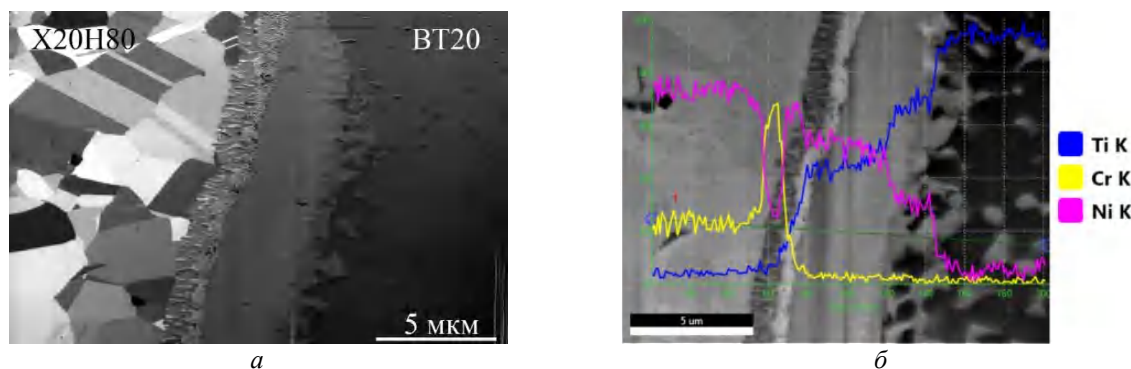


Рис. 7. СЭМ изображение границы соединения X20H80+BT20 после нагрева при 850 °С, 90 мин (а) и распределение химических элементов по толщине ДЗ (б)

Анализ полученных результатов позволяет сделать аналогичные (по сравнению с композицией X20H80+BT1-0) выводы о неизменности состава и структуры формируемых ДЗ в сравнении с образцами после стандартного печного нагрева. Установлено, что градиент диффузии при ТО преимущественно направлен в сторону титановых сплавов ОТ4 и BT20. Сравнение данных по толщинам сформированных ДЗ подтверждает сделанные ранее выводы о торможении диффузионных процессов с увеличением степени легирования титанового сплава. Кроме того, как и в случае X20H80+BT1-0, интенсивно протекают процессы рекристаллизации сильнодеформированной в результате СВ структуры сплавов, а также формирование в результате взаимной диффузии элементов зоны Сг преципитатов на границе с нихромом.

Как можно видеть из рис. 2 а, 4 б и 6, б во всех случаях наблюдается окисление поверхности как сплавов, так и формирующейся при нагреве ДЗ. Причем наиболее выражен этот процесс для композиции X20H80+BT20. Такой эффект, вероятно, обусловлен двумя факторами: недостаточной степенью чистоты используемого при *in situ* испытаниях Аг и высоким сродством титана некоторым элементам (О, Н, N, С).

Вывод

Структура межфазной границы практически не зависит от временных параметров стабилизирующей термообработки и определяется ее температурой. Основное влияние на фазовый и химический состав зоны диффузионного взаимодействия, формирующейся при нагреве на Ti-NiCr границе, оказывает степень легирования титанового сплава. Градиент диффузии при этом преимущественно направлен в сторону титана BT1-0 и его сплавов ОТ4 и BT20.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Shmorgun V. G. et al. Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing // *Surfaces and Interfaces*. – 2021. – Т. 23. – С. 100988.
2. Диффузионные процессы в биметалле титан-сплав X20H80 / В. Г. Шморгу́н, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, М. А. Разуваев, Э. Р. Камалов // *Известия ВолгГТУ : научный журнал* № 2 (273) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–11.
3. Bogdanov A. et al. Kinetics of diffusion interaction in the Ti-NiCr system layered composites // *E3S Web of Conferences*. – EDP Sciences, 2023. – Т. 413. – С. 02023.
4. Bogdanov A. I., Kulevich V. P., Shmorgun V. G. Microstructure evolution and growth of interfacial intermetallic compounds in NiCr/Ti alloy laminated composite after explosive welding and heat treatment // *Metals*. – 2023. – Т. 13. – №. 8. – С. 1417.

УДК: 621.791: 519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-12-19

*Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, В. Н. Трутнев***ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ
СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ ПЯТИСЛОЙНОГО ТИТАНО-СТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА
ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: arisova1954@mail.ru

Приведены результаты исследований структуры пятислойного сваренного взрывом титано-стального композита VT1-0+08X18H10T после горячей прокатки при температуре 850 °С. Проводился анализ диффузионного взаимодействия в зонах соединения композита и напряженно-деформированного состояния.

Ключевые слова: титан, сталь, слоистые композиты, прокатка, деформация, микроструктура, диффузия, моделирование

*L. M. Gurevich, V. N. Arisova, V. N. Trutnev***STUDY OF THE STRUCTURE AND STRESS-STRAIN STATE
OF AN EXPLOSION-WELDED FIVE-LAYER TITANIUM-STEEL
COMPOSITE AFTER HOT ROLLING****Volgograd State Technical University**

The results of studies of the structure of a five-layer titanium-steel composite VT1-0-08X18H10T, welded by explosion, after hot rolling at a temperature of 850 °C are presented. An analysis was carried out of the diffusion interaction in the zones of connection of the composite and the stress-strain state.

Keywords: titanium, steel, layered composites, rolling, deformation, microstructure, diffusion, modeling

На кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ разработана комплексная технология получения слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК), включающая сварку взрывом многослойного пакета (СВ), последующую прокатку до заданной толщины слоев и диффузионный отжиг (высокотемпературный нагрев для образования на каждой из границ разнородных металлов в прокатанном композите сплошных интерметаллидных прослоек, являющихся упрочняющей фазой в этом композите, с заданным объемным соотношением интерметаллидных и основных слоев. При выборе технологических параметров операций используется накопленный научный и технологический задел по получению слоистых металлических композитов (СМК) из так называемых «трудносвариваемых» между собой металлов и сплавов [1–3]. Технология позволяет максимально приблизить форму получаемого хрупкого при комнатной температуре металло-интерметаллидного материала или полуфабриката к форме готовой детали и сводит к минимуму количество операций соединения и обработки.

В работах [4–10] приведены результаты исследований структуры и свойств пятислойного

титано-стального композита VT1-0-08X18H10T после СВ и последующей термической обработки. Основное внимание уделялось зонам вблизи поверхностей соединения слоев, особенностям формирования в них фаз и структурных составляющих.

Благодаря компьютерным технологиям стало возможным моделирование процессов деформирования анизотропных композитных материалов с целью изучения их поведения, а также прогнозирования конечных свойств без значительных временных, финансовых и материальных затрат.

Неравномерность деформации слоистых композитов при прокатке приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать изгиб, расслоение и разрыв по границам соединения слоев или внутри формирующихся хрупких слоев. Это зависит от соотношения величин сопротивления деформации составляющих композита, толщин и расположения слоев, параметров геометрии очага деформации, сил трения между валками и наружными поверхностями композита, напряжений на границах соединения слоев.

Целью настоящей работы являлось изучение деформированного состояния после горя-

чей прокатки при температуре 850 °С сваренного взрывом пятислойного титано-стального композита и использование моделирования для прогнозирования деформации слоев при прокатке исследуемого композита при той же температуре.

Материалы и методы исследования

Исследовался пятислойный композит, состоящий из трех слоев псевдо- α титанового сплава ВТ-20 (легированного 5,5–7,0 % масс. Al; 1,5–2,5 % масс. Zr; 0,8–2,5 % масс. V; 0,5–2,0 % масс. Mo) и двух слоев аустенитной коррозионностойкой стали 08X18H10T. СВ производили по одновременной плоскопараллельной схеме: трех титановых (толщина 1,2 мм) и двух стальных (толщина 1 мм) слоев. Горячую прокатку (ГП) проводили на двухвалковом прокатном стане ДУО с обжатием 7–9 %.

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе «Olympus BX61» и растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam, который снабжен энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments) для определения локального химического состава. Фазовый состав определяли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO. Для анализа дифрактограмм и расшифровки фазового состава использовали лицензионное программное обеспечение к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1) с использованием базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Измерение микротвердости проводили на приборе PMT-3М при нагрузке на индентор 1,0 Н.

Для 3D-моделирования процессов прокатки пятислойного титано-стального композита при-

менили программный комплекс SIMULIA/Abaqus, предназначенный для конечно-элементных прочностных расчетов и содержащий модуль Abaqus/Explicit, использующий схему интегрирования методом конечных элементов для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Верификация расчетных моделей проводилась с использованием экспериментальных данных по распределению деформаций в поперечном сечении сваренного взрывом пятислойного титано-стального композита после прокатки при температуре 850 °С, соответствующей температуре горячей прокатки данного композита. При задании расчетных схем материала слоев использовали модель пластичности Джонсона–Кука, позволяющей учитывать изменение предела текучести за счет изменения величины и скорости деформации, так и температуры [11]:

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

где ϵ_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; T – температура прокатки; A – предел текучести неупрочненного материала, B – коэффициент упрочнения при деформировании, C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n , m , ϵ_0 – параметры модели; $\dot{\epsilon}_0$ и $\dot{\epsilon}_p$ – первые производные по времени от величин ϵ_0 и ϵ_p .

В табл. 1 при задании расчетных схем материала представлены коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука.

Таблица 1

Использованные коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [15]					
	A, МПа	B, МПа	m	n	T_m , К	T_r , К
Сталь 08X18H10T	280	1215	0.61	0.517	1773	273
Титановый сплав ВТ-20	900	510	0.421	0.577	1940	273

В 3D-модели прокатки (рис. 1) с неизменным идеализированным очагом деформации вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных проходах эксперимен-

тальной прокатки. Образец проходил через шесть последовательно установленных пар валков с постоянно уменьшающимся зазором между валками (табл. 2), что позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки.

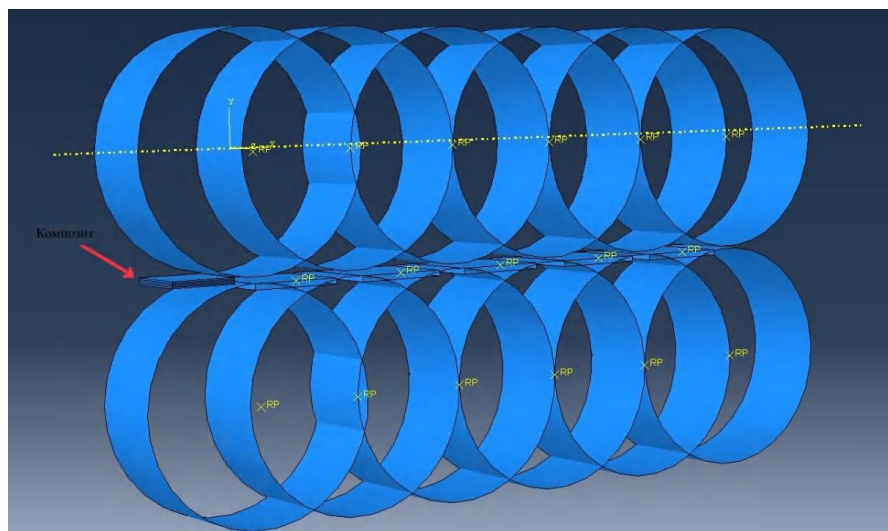


Рис. 1. 3D-схема моделирования прокатки пятислойного композита BT-20+08X18H10T с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus

Таблица 2

Используемые при моделировании зазоры между валками

Пара валков	1	2	3	4	5	6
Величина зазора, мм	4,58	4,08	3,50	2,96	2,33	1,75

Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 20 радиан/с валками и поверхностями полосы слоистого композита принимали $f = 0,3$. Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Моделируемая полоса по толщине (исходная толщина слоев BT-20 – 1,2 мм, 08X18H10T – 1 мм,) и протяженности соответствовала использованным в реальных экспериментах прокатанным образцам. Размер стороны квадратной ячейки сетки выбирался из-за малости толщины полосы равным 0,1 мм, что обеспечивало достаточную точность при приемлемом времени расчета.

**Результаты исследований
и их обсуждение**

Как было показано в [4; 11] в процессе прокатки исследуемого сваренного взрывом пятислойного титано-стального композита с суммарными обжатиями 7–9 % при температуре 850 °C наиболее интенсивно (на 9–11 %) уменьшается толщина внешних титановых слоев (после СВ верхний слой имел толщину 1030 мкм, нижний – 1060 мкм, а после прокатки – 840 и 950 мкм соответственно), слои коррозионно-стойкой стали и внутренний титановый слой деформировались на 4–5 %.

Воздействие температуры при нагреве под прокатку приводило к образованию диффузионных прослоек толщиной до 15–16 мкм на всех границах композита (рис. 2). Сравнение толщин диффузионных прослоек после термической обработки и после горячей прокатки при температуре 850 °C не выявило различий. Микротвердость этих прослоек составляет 4,5 ГПа, при этом микротвердость титановых слоев – 3,3–3,5 ГПа, а нержавеющей стали 2,8–3,0 ГПа. Диффузия направлена преимущественно в сторону титановых слоев.

Электронно-микроскопические исследования (рис. 3) показали, что диффузионная зона состоит из двух прослоек: очень тонкой (~ 1 мкм), примыкающей к границе титанового сплава со сталью, и второй широкой прослойки толщиной до 15 мкм, распространяющейся вглубь BT-20. При электронно-микроскопическом исследовании в широкой прослойке выявляются игольчатые включения, свидетельствующие о протекании превращения мартенситного типа $\beta \rightarrow \alpha'$. Появление при нагреве до 850 °C (ниже традиционно указываемой температуры $\alpha \rightarrow \beta$ перехода в титане 882 °C) β -фазы, по-видимому, связано со снижением температуры фазового превращения вследствие диффузии в титановый сплав β -стабилизаторов (Fe и Cr).

Химический состав тонкой диффузионной прослойки (рис. 3, табл. 3) свидетельствует, что

она легирована всеми компонентами, входящими в состав стали (Fe, Cr и Ni).

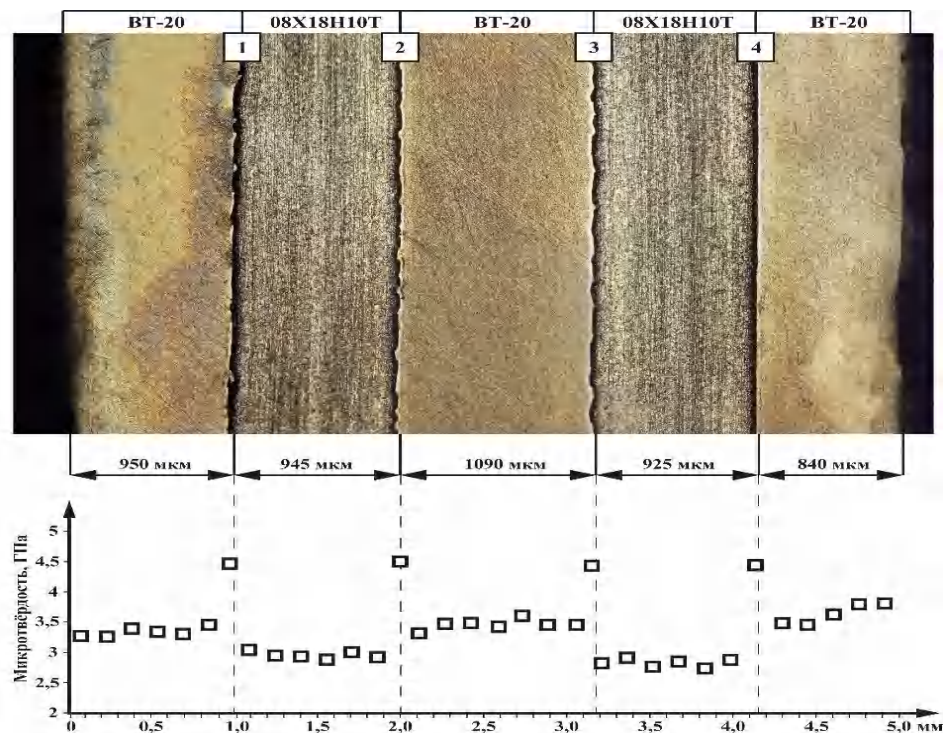


Рис. 2. Микроструктура и распределение микротвердости по сечению пятислойного титано-стального композита BT-20+08X18H10T после прокатки (цифрами обозначены номера границ)

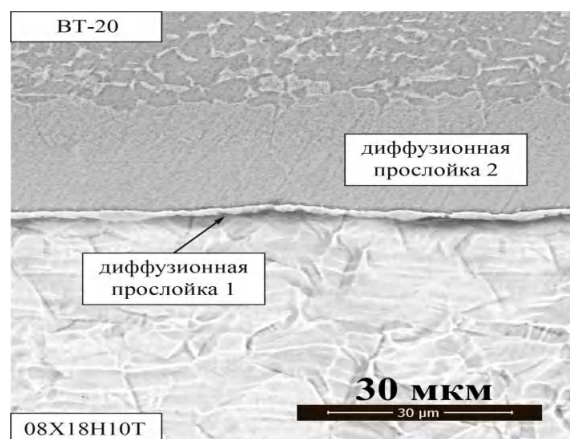


Рис. 3. Диффузионные прослойки на границах после горячей прокатки. x500

Таблица 3

Результаты точечного энергодисперсионного анализа диффузионной прослойки 1

Элемент	Содержание		
	Массовые %	Атомные %	Ошибка, %
Ti	26.87	28.91	1.94
Cr	12.85	12.74	3.05
Fe	51.78	47.78	2.43
Ni	5.47	4.8	6.81
Al	3.02	5.77	10.06

Распределение химических элементов в околошовной зоне подвергнутого горячей прокатке композиционного материала представлено на рис. 4. В широкой диффузионной прослойке содержание алюминия постоянно по толщине (около 12 % ат.) и соответствует со-

держанию в титановом сплаве ВТ-20. Содержание титана в широкой диффузионной прослойке монотонно снижается по мере приближения к узкой диффузионной прослойке от 87 % ат. до 75 % ат, одновременно растет содержание железа и хрома.

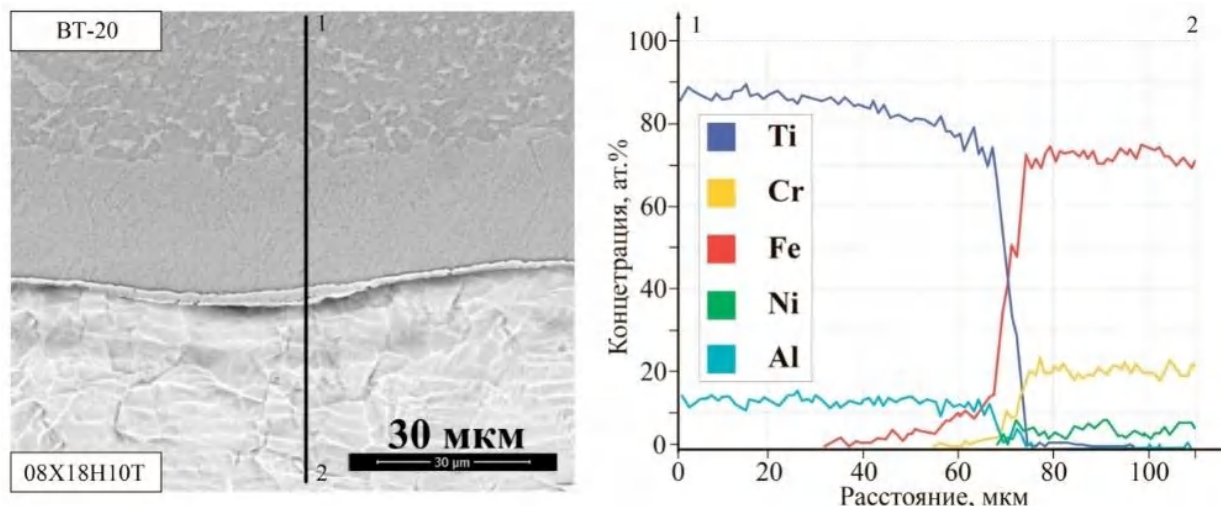


Рис. 4. Химический состав диффузионной прослойки после прокатки

С помощью рентгеноструктурного анализа было установлено наличие в зоне диффузионного взаимодействия интерметаллидов Cr_2Ti , Fe_2Ti , Ni_2Ti , образование которых объясняет повышение твердости прослоек.

Проведенное моделирование показало изменение распределения деформации в различных зонах титано-стального композиционного материала. Рассчитанные с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus по 3D-модели относительные деформации пятислойного компо-

зиционного материала на различных стадиях прокатки приведены на рис. 5–6. Деформация слоев композита из стали 08X18H10T несколько выше, чем слоев титанового сплава.

Различия в исходных прочностных характеристиках, составляющих композита и неравномерность распределения между ними высотной деформации привели после прокатки к нарушению соотношения толщин слоев и величины обжатия слоев практически во всем промоделированном диапазоне (рис. 7).

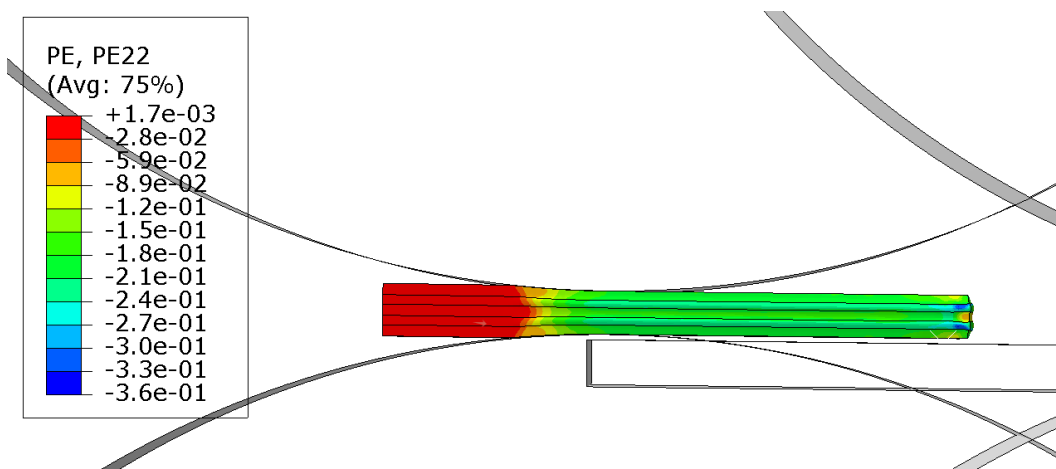


Рис. 5. Высотная деформация слоев после 1-й пары валков при температуре прокатки 850 °C

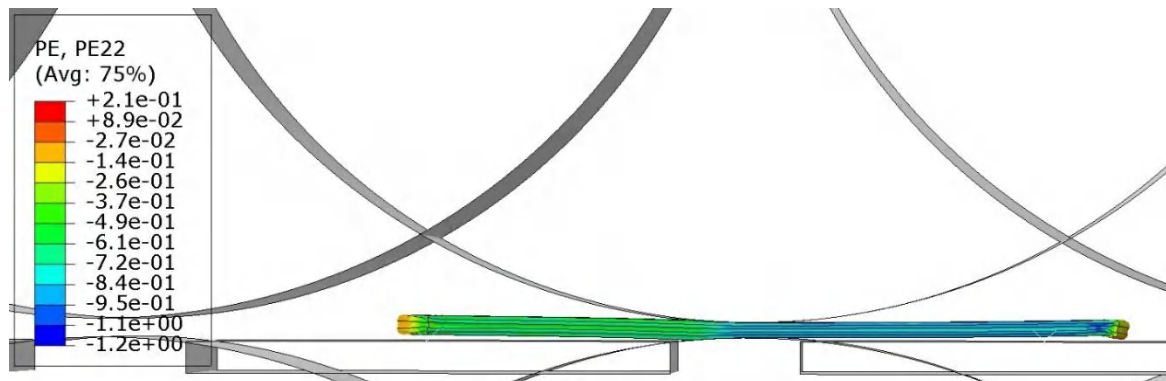


Рис. 6. Высотная деформация слоев после 5-й пары валков при температуре прокатки 850 °С

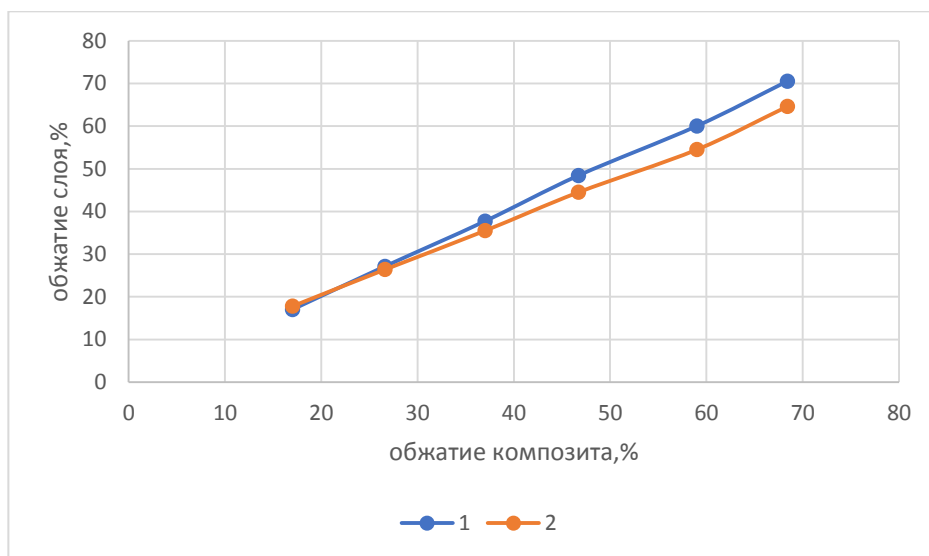


Рис. 7. Зависимость обжатия слоев от общего обжатия композита:
1 – VT-20; 2 – 08X18N10T

При прохождении композиционного материала через очаг деформации слои титанового сплава вовлекаются в деформацию последовательно от прилегающих к зоне контакта с валком до глубинного, который испытывают сдерживающее воздействие труднодеформируемых стальных слоев (рис. 7). Было установлено, что деформация слоев титанового сплава

была несколько больше, чем стали (табл. 4), причем это различие постоянно увеличивалось по мере роста величины обжатия, что, вероятно, связано с хорошо известной склонностью аустенитных сталей типа 08X18N10T или 12X18N10T к резкому повышению твердости и предела текучести при наклепе.

Таблица 4

Изменение высотной деформации слоев титанового сплава VT-20 и аустенитной стали 08X18N10T по мере прохождения валков

Материал	Обжатие слоев при прохождении валков, %					
	1-я пара	2-я пара	3-я пара	4-я пара	5-я пара	6-я пара
Сплав VT-20	17	27	38	48	60	70
Сталь 08X18N10T	17	26	35	44	54	64

На рис. 8, 9 представлены изменения распределения напряжений Мизеса в титано-стальном композите в процессе прокатки по дан-

ным моделирования с помощью пакета SIMULIA/Abaqus при прохождении через 1 и 5 пары валков.

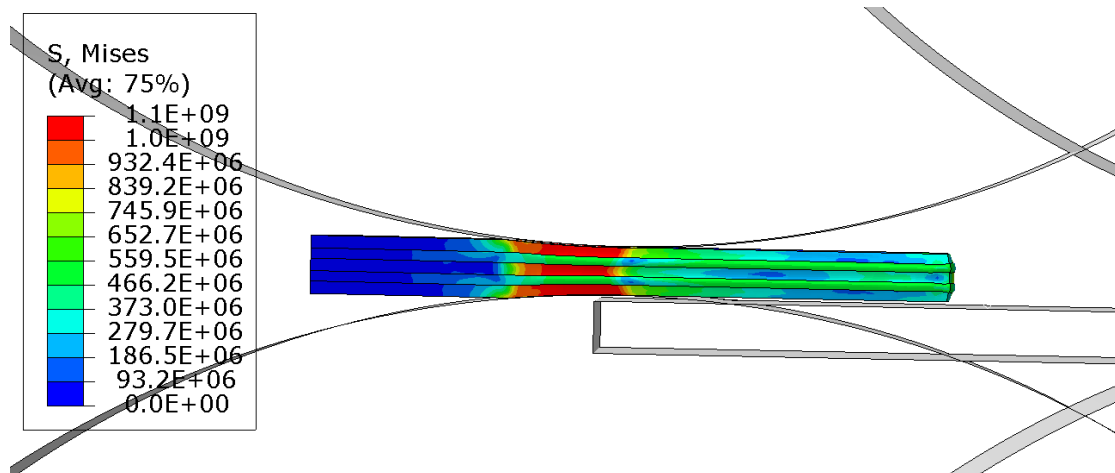


Рис. 8. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса в композите при прохождении 1-й пары валков при температуре прокатки 850 °С

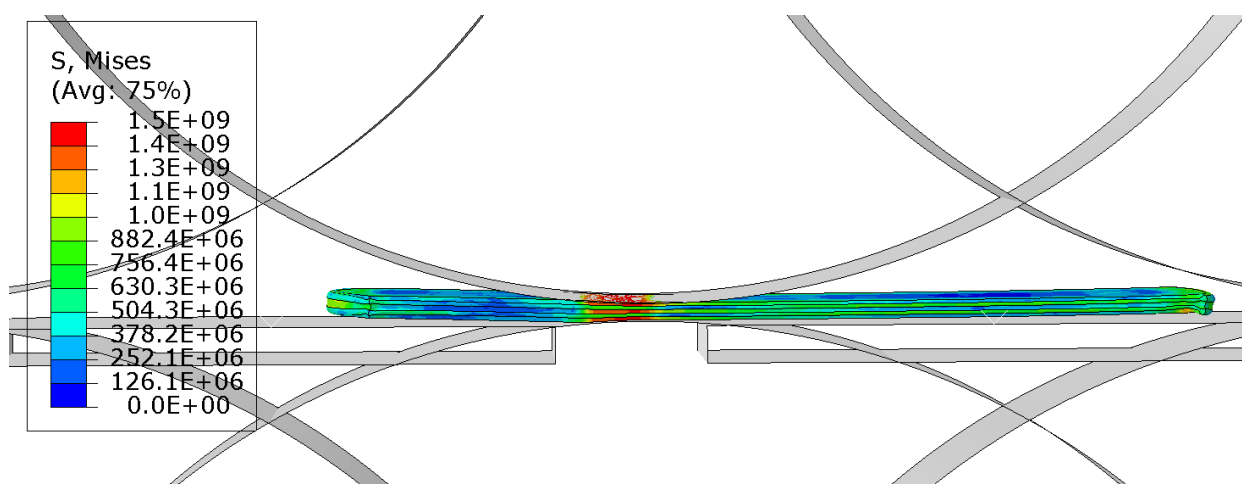


Рис. 9. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса в композите при прохождении 5-й пары валков при температуре прокатки 850 °С

При прохождении первой пары валков в композите максимальные напряжения Мизеса составили в титановом слое ВТ-20 около 1000 МПа с локализацией в зоне максимальной деформации. При дальнейшем прохождении зазоров между парами валков максимальные напряжения Мизеса по-прежнему локализовались в слое титанового сплава, но происходило постепенное их сближение с напряжениями в стальном слое, что объясняется с уже упомянутой высокой склонностью аустенитных сталей к повышению прочностных характеристик в процессе наклепа. При прохождении 5 пары валков напряжения в слое титанового сплава достигали почти 1400 МПа, а в слое стали около 800 МПа.

Моделирование показало, что проведение горячей прокатки пластины небольших размеров исследуемого пятислойного титано-стального композита при температуре 850 °С не позволяет достичь равномерного распределения напряжений и деформаций после прохождения шести пар валков. По-видимому, при увеличении размеров пластины (в первую очередь, ее ширины) распределения деформаций будет более равномерным.

Выводы

1. Показано, что горячая прокатка пятислойного сваренного взрывом титано-стального композита ВТ1-0 – 08Х18Н10Т с суммарными обжатиями 7–9 % при температуре 850 °С приводит

к наиболее интенсивной деформации на 9–11 % внешних титановых слоев, слои коррозионно-стойкой стали и внутренний титановый слой деформировались на 4–5 %.

2. При воздействии температуры в околошовных зонах образуются диффузионные прослойки: тонкая толщиной около 1 мкм и широкая толщиной до 15–16 мкм. В зоне диффузионного взаимодействия выявляются интерметаллиды Cr_2Ti , Fe_2Ti , Ni_2Ti , образование которых объясняет повышение твердости прослоек.

3. Проведенное моделирование показало изменение распределения деформации и эквивалентных напряжений Мизеса в различных зонах титано-стального композиционного материала на различных стадиях прокатки при прохождении 6 пар валков.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургиздат, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова // ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 402 с.
4. Исследование структуры и свойств пятислойного титано-стального сваренного взрывом композиционного материала после технологических переделов (Investigation of the structure and properties of a five-layer titanium-steel explosion-welded composite material after technological stages) / Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов // Черные металлы (Chernye Metally). – 2022. – № 8. – С. 53–59.
5. Исследование диффузионных процессов в многослойном титано-стальном композите при длительных

нагревах / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов, Д. Д. Твердышева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – («Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 14–21.

6. Формирование фазового состава в зоне соединения слоев сваренного взрывом титано-стального композита после термообработки / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов, А. И. Богданов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (273) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – («Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 22–26.

7. Исследование диффузионных процессов в многослойном титано-стальном композите при длительных нагревах / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов, Д. Д. Твердышева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – («Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 14–21.

8. Формирование многослойного титано-стального интерметаллидного композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, Д. Д. Твердышева, В. А. Изюмский // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – («Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 6–14.

9. Structure formation in the zones of joints obtained by explosion welding with subsequent rolling of a five-layer titanium-steel composite / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. Г. Серов, В. О. Харламов // Metallurgist. – 2019. – Vol. 63, No. 1–2 (April). – P. 96–104.

10. Влияние термической обработки на диффузионные процессы в сваренном взрывом пятислойном титаностальном композите / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. И. Богданов, В. О. Харламов, В. А. Изюмский // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – («Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–12.

11. Johnson G. R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th Int. Symp. on Ballistics. – 1983. – P. 541–547.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-19-24

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, С. А. Кузнецов, М. В. Крохалев

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ БИМЕТАЛЛА ВТ1-0+МН19 НА СТРУКТУРУ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВАННЫ ПЕРЕПЛАВА *

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Установлено, что при лазерной обработке биметалла медно-никелевый сплав МН19 + титан ВТ1-0 режим с мощностью $P = 1400$ Вт и скоростью перемещения лазерного луча 0,8 м/мин при его диаметре 2 мм обеспечивает оптимальные характеристики ванны переплава по твердости и однородности структуры.

Показано, что однородная по структуре ванна переплава обеспечивается при удельной энергии излучения 52,52 Дж/мм². При этом прирост микротвердости ванны переплава на 1 ГПа при увеличении скорости перемещения лазерного луча и уменьшении диаметра пятна объясняется увеличением ее скорости охлаждения.

Ключевые слова: титан, медно-никелевый сплав, лазерная обработка, покрытия, куприды титана

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кузнецов С. А., Крохалев М. В., 2024.

* Исследование выполнено за счет средств программы развития ВолгГТУ «Приоритет 2030», в рамках научного проекта № 16/636-24

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

INFLUENCE OF LASER PROCESSING MODES OF VT1-0+MN19 BIMETAL ON THE STRUCTURE AND MICROMECHANICAL PROPERTIES OF THE REMELT BATHS

Volgograd State Technical University

It has been established that during laser processing of a bimetal copper-nickel alloy MN19 + titanium VT1-0 mode with a power $P = 1400$ W and a laser beam speed of 0.8 m/min with a diameter of 2 mm provides optimal characteristics of the remelting bath in terms of hardness and uniformity of structure.

It has been shown that a remelting bath with a homogeneous structure is ensured at a specific radiation energy of 52.52 J/mm². In this case, an increase in the microhardness of the remelting bath by 1 GPa with an increase in the speed of movement of the laser beam and a decrease in the diameter of the spot is explained by an increase in its cooling rate.

Keywords: titanium, copper-nickel alloy, laser processing, coatings, titanium cuprids

Для улучшения износостойкости титана и, соответственно, расширения областей его применения используются различные технологии нанесения покрытий на его поверхности: плазменное напыление, ионно-плазменное осаждение, магнетронное распыление, диффузионные методы и т. д. Выбор метода зависит от требуемых свойств покрытия (толщина, адгезия, коррозионная стойкость, усталостная прочность и ряд других характеристик). Одним из перспективных методов улучшения износостойкости титана является лазерная обработка. Она позволяет создавать на поверхности титана покрытия заданной толщины, состава и свойств, а также, ввиду больших скоростей нагрева и охлаждения, минимизировать негативное влияние длительного воздействия повышенных температур на титановую основу [1–5].

Целью настоящей работы явилось исследование влияния режимов лазерной обработки биметалла VT1-0+MN19 на структуру и микромеханические свойства ванны переплава.

Материалы и методы исследования

Исходными для исследования служили сваренные взрывом и прокатанные образцы биметалла сплав MN19 (0,2 мм) + титан VT1-0 (2 мм). Лазерную обработку проводили со стороны спла-

ва MN19 на установке ТЛ 1200 при следующих режимах: скорость перемещения лазерной головки 0,4–1,2 м/мин, диаметр пятна 2 и 4 мм, мощность лазерного излучения 1400 Вт. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Фазовый состав ванны переплава оценивали при помощи энергодисперсионного анализа на двухлучевом сканирующем электронном микроскопе Versa3D DualBeam. Микротвердость полученных покрытий определяли на приборе ПМТ-3М. Удельная энергия рассчитывалась по формуле:

$$E = \frac{P}{d \cdot V},$$

где E – удельная энергия (Дж/мм²), P – мощность излучения, Вт; d – диаметр луча, мм; V – скорость движения лазерного луча, мм/с.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ ванн переплава, полученных при лазерной обработке с постоянным диаметром пучка (4 мм) и мощностью лазерного излучения (1400 Вт), и изменяющейся от 0,9 до 1,2 м/мин скоростью движения лазерного луча показал неоднородность их структуры (рис. 1). Подтверждением этого является достаточно большой разброс по значениям микротвердости (рис. 2).

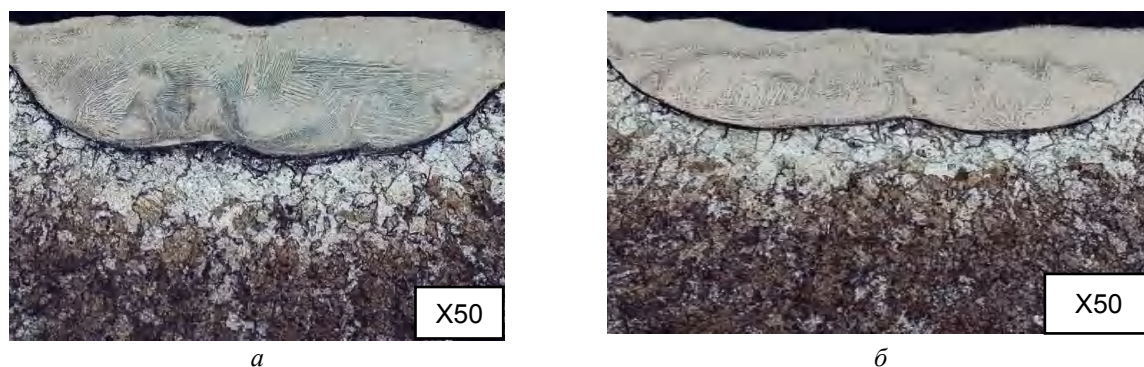


Рис. 1. Микроструктура ванн переплава ($d = 4$ мм, $P = 1400$ Вт) со скоростью движения лазерного луча (см. также с. 21): а – 0,9 м/мин; б – 1,0 м/мин; в – 1,1 м/мин; г – 1,2 м/мин

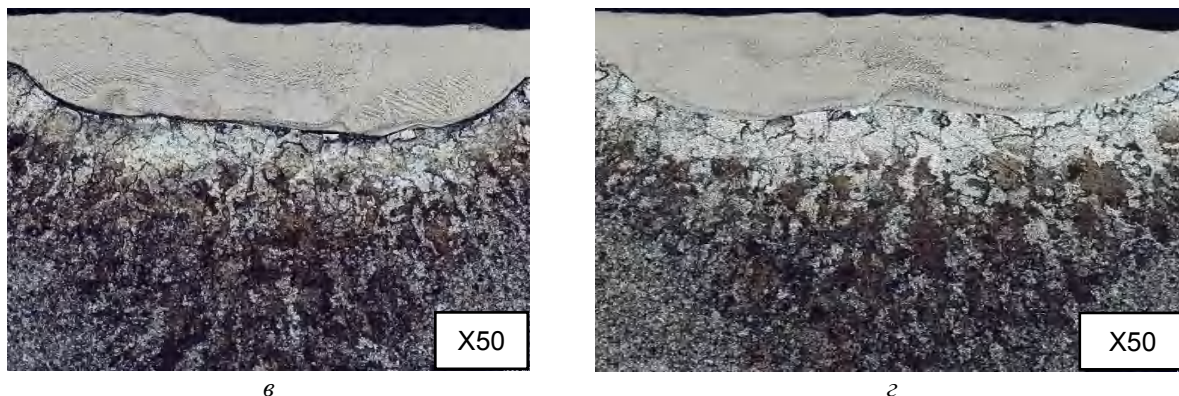
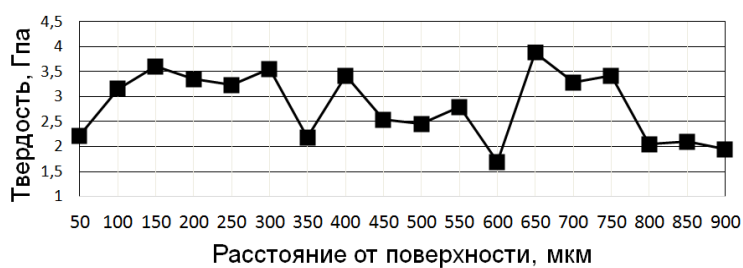
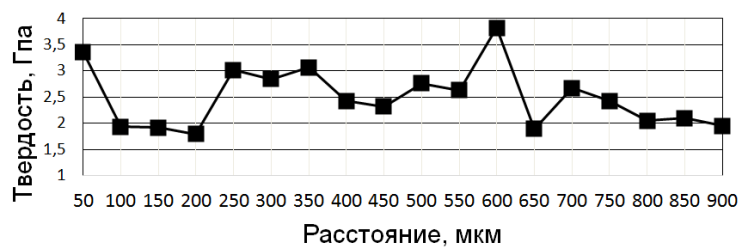


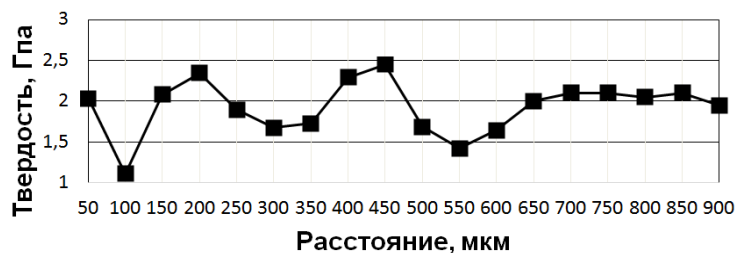
Рис. 1. Окончание



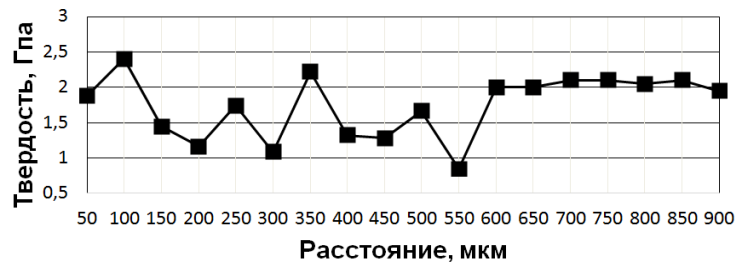
а



б



в



г

Рис. 2. Распределение микротвердости в поперечном сечении ванн переплава ($d = 4$ мм, $P = 1400$ Вт) со скоростью движения лазерного луча:
а – 0,9 м/мин; б – 1,0 м/мин; в – 1,1 м/мин; г – 1,2 м/мин

Увеличение удельной энергии в два раза ($52,52 \text{ Дж/мм}^2$), путем уменьшения скорости движения лазерного луча до $0,4 \text{ м/мин}$ привело к росту глубины ванны переплава до $1,5 \text{ мм}$ и образованию более однородной структуры,

состоящей из крупных интерметаллидных включений в титановой матрице (рис. 3). Микротвердость в поперечном сечении ванны переплава при этом изменяется в пределах от $2,6$ до $3,6 \text{ ГПа}$ (рис. 4).

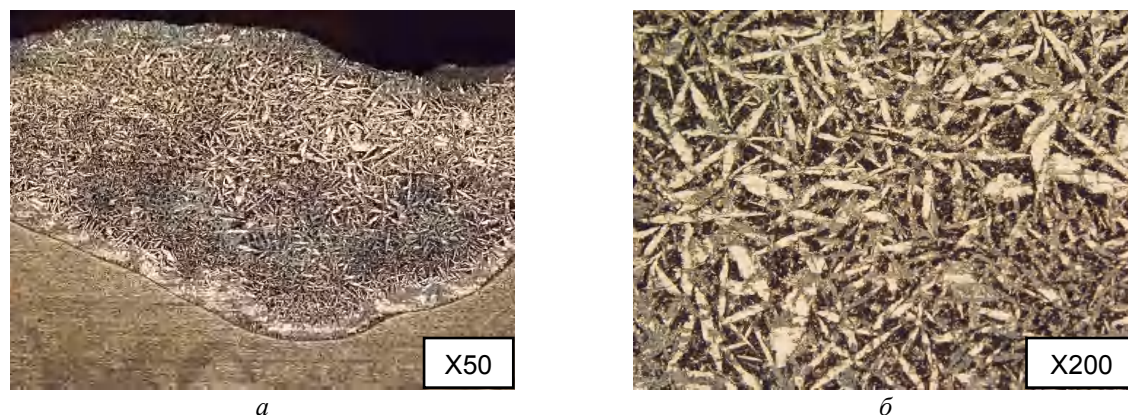


Рис. 3. Микроструктура ванны переплава ($d = 4 \text{ мм}$, $P = 1400 \text{ Вт}$, $V = 0,4 \text{ м/мин}$)

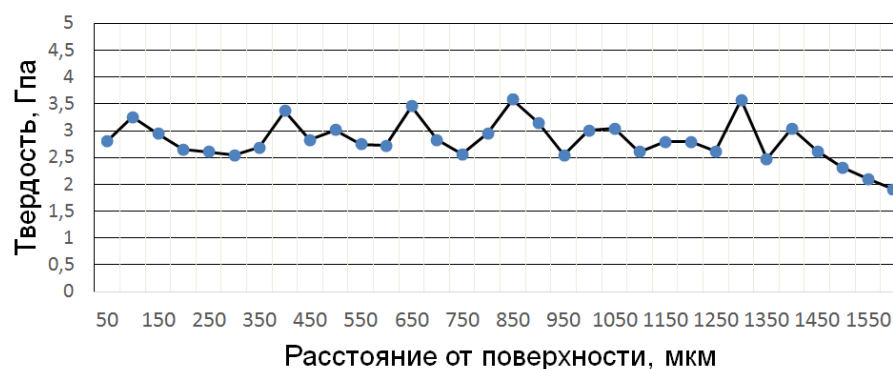


Рис. 4. Распределение микротвердости в поперечном сечении ванны переплава ($d = 4 \text{ мм}$, $P = 1400 \text{ Вт}$, $V = 0,4 \text{ м/мин}$)

Уменьшение диаметра пучка до 2 мм , при сохранении удельной энергии $52,52 \text{ Дж/мм}^2$ за счет увеличения скорости движения лазерного луча до $0,8 \text{ м/мин}$, позволило также получить однородную по структуре ванну переплава (рис. 5) но большей твердости (рис. 6), чем при

диаметре пучка 4 мм . Глубина ванны переплава составила 850 мкм . Замеры микротвердости в поперечном сечении ванны переплава показали ее достаточно равномерное распределение (от $3,5$ до $4,5 \text{ ГПа}$).

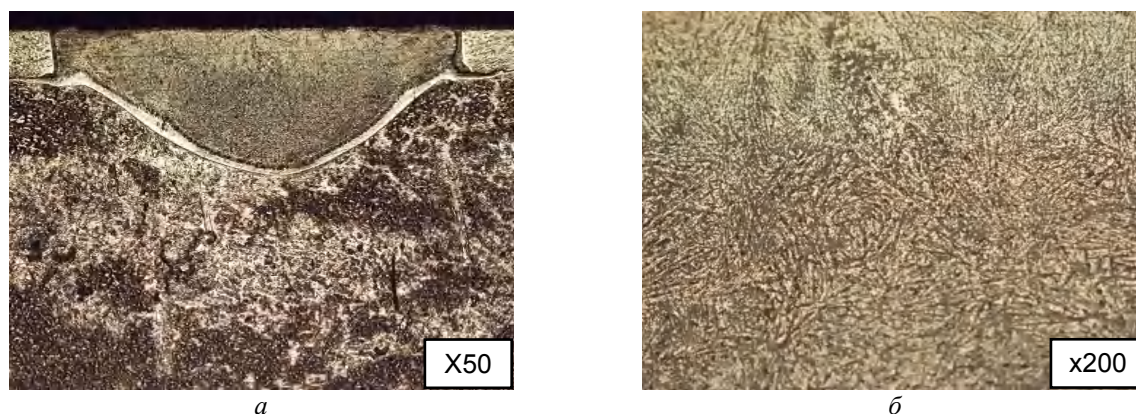


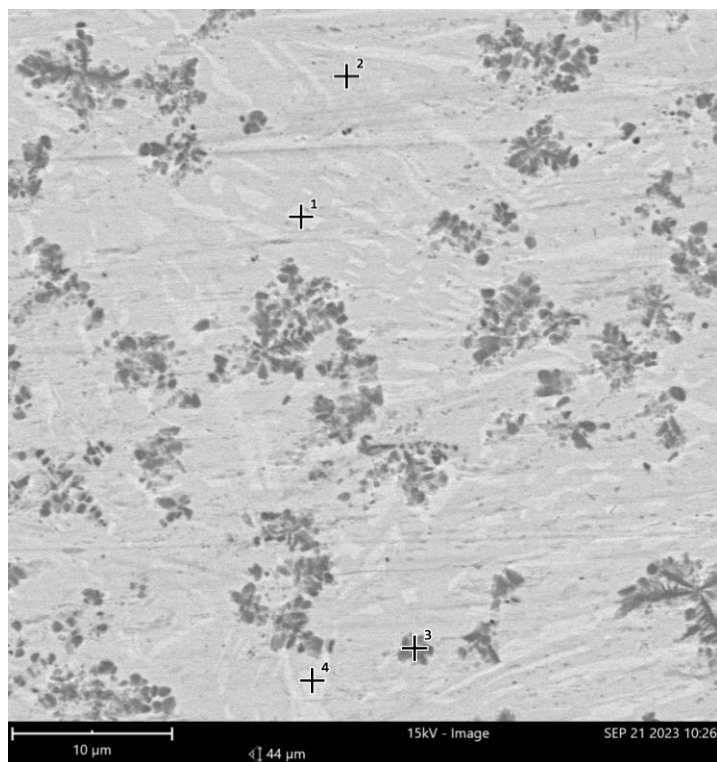
Рис. 5. Микроструктура ванны переплава ($d = 2 \text{ мм}$, $P = 1400 \text{ Вт}$, $V = 0,8 \text{ м/мин}$)



Рис. 6. Распределение микротвердости в поперечном сечении ванны переплава ($d = 2$ мм, $P = 1400$ Вт, $V = 0,8$ м/мин)

Результаты СЭМ и энергодисперсионного анализа показали, что микроструктура ванны переплава полученная на режимах ($d = 2$ мм, $P = 1400$ Вт, $V = 0,8$ м/мин), представляет собой

мелко дисперсионную смесь интерметаллидных фаз $TiCu$, Ti_2Cu и $TiCu_2$ легированных никелем с дендритными включениями α твердого раствора меди и никеля в титане (рис. 7).



Точка 1			
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Phase Symbol
Cu	53.79	59.84	TiCu ₂ (Ni)
Ti	38.65	32.39	
Ni	7.57	7.78	
Точка 2			
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Phase Symbol
Ti	53.19	46.75	Ti ₂ Cu(Ni)
Cu	31.42	36.66	
Ni	15.39	16.58	
Точка 3			
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Phase Symbol
Ti	86.41	82.73	α-Ti
Cu	13.59	17.27	
Точка 4			
Element Symbol	Atomic Conc.	Weight Conc.	Phase Symbol
Cu	53.56	59.59	TiCu ₂ (Ni)
Ti	38.56	32.31	
Ni	7.88	8.10	

Рис. 7. СЭМ-изображение и результаты энергодисперсионного анализа микроструктуры ванны переплава

Выводы

1. Эмпирическим путем установлен режим непрерывной лазерной обработки с оптимальными характеристиками ванны переплава по твердости и однородности структуры. Это режим с мощностью $P = 1400$ Вт и скоростью перемещения лазерного луча $0,8$ м/мин при его диаметре 2 мм.

2. Выявлено, что однородная по структуре ванна переплава в исследованных образцах обес-

печивается при удельной энергии излучения $52,52$ Дж/мм². При этом прирост микротвердости ванны переплава на 1 ГПа при увеличении скорости перемещения лазерного луча и уменьшении диаметра пятна объясняется увеличением ее скорости охлаждения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Серов, А. Г. Structural Formation in the Zone of Interaction under Laser Processing of Bimetal M1 + VT1-0 /

А. Г. Серов, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Solid State Phenomena. Vol. 299 : Materials Engineering and Technologies for Production and Processing V / ed. by A. A. Radionov. – Switzerland : Trans Tech Publications Ltd (Scientific.Net), 2020. – P. 772-777. – URL : <https://www.scientific.net/SSP.299>.

2. 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. Shakhtshneider [et al.] ; Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk State University. – [Publisher: Elsevier], 2020. – P. 493-496. – URL : <https://www.sciencedirect.com/journal/materials-today-proceedings/vol/25/part/P3>.

3. 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. – DOI: 10.1007/s11041-020-00572-7.

4. Шморгун, В. Г. Локальное легирование титана медью / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–16.

5. Шморгун, В. Г. Процесс структурообразования в зоне взаимодействия при лазерной обработке биметалла ВТ1-0+М1 / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 26–30.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-24-29

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, М. Д. Романенко

**ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ
НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ЖЕЛЕЗА,
СФОРМИРОВАННЫХ НА СТАЛЬНЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Показано, что в покрытиях FeAl/Fe₃Al/Fe(Al), сформированных на стальной основе с использованием сварки взрывом и последующей термообработки, основным механизмом разрушения является когезионный. Отслоение и скалывание покрытий происходит только при больших нагрузках или в случае слабой адгезии. Установлено, что твердость слоистого FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) покрытия толщиной 440 мкм от подложки к поверхности увеличивается, на расстоянии 200 мкм от поверхности достигает максимума, а затем снижается за счет увеличения пористости. Его относительная износостойкость в ~1,5 раза выше основы из стали Ст3.

Ключевые слова: алюминиды железа, твердость, царапание, износостойкость, покрытия, адгезионное и когезионное разрушение

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, S. A. Kuznetsov, M. D. Romanenko

**STUDY OF WEAR RESISTANCE OF COATINGS BASED
ON IRON ALUMINIDES FORMED ON STEEL SURFACES**

Volgograd State Technical University

It has been shown that in FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) coatings formed on a steel base using explosion welding and subsequent heat treatment, the main failure mechanism is cohesive. Peeling and chipping of coatings occurs only under heavy loads or in case of weak adhesion. It has been established that the hardness of a layered FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) coating with a thickness of 440 μm increases from the substrate to the surface, reaches a maximum at a distance of 200 μm from the surface, and then decreases due to an increase in porosity. Its relative wear resistance is ~1.5 times higher than the St3 steel base.

Keywords: iron aluminides, hardness, scratching, wear resistance, coatings, adhesive and cohesive failure

Введение

Известно, что в металлургии алюминия, в частности в анодном производстве применяется большой ассортимент функционального (транспортирующего, накопительного, смешивающе-

го, прессового и т.п.) оборудования, где общим условием их работы является контакт с подготовленным промежуточным сырьем, в том числе с анодной массой (АМ). В промежуточном технологическом состоянии АМ является вязкой

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Романенко М. Д., 2024.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01245, <https://rscf.ru/project/23-79-01245/>

и склонной к налипанию на стенки оборудования, что в дальнейшем требует их периодической чистки, приводящей, в конечном итоге, к ускоренному износу [1; 2].

Так, например, как показывает практика, поверхности воронок (выполненных из низкоуглеродистой стали), контактирующие с АМ в процессе ее загрузки в накопительные бункеры смесителя АМ, наиболее интенсивно изнашиваются, что является следствием воздействия двух факторов. Во-первых, АМ содержит в своем составе (до $\approx 75\%$ по объему) твердые абразивные частицы – каменноугольный кокс (наполнитель). Гранулометрический состав наполнителя варьируется от 0,16 до 8,0 мм [3], а твердость частиц кокса может достигать (НВ) 318–330 МПа [4]. Во-вторых, входящий в состав АМ жидкий нефтяной пек (являющийся связующим), приводит в разогретом состоянии ($350 \div 400\text{ }^{\circ}\text{C}$) к повышенной вязкости АМ и следствием этого к дальнейшему налипанию ее на внутренние поверхности воронок накопительных бункеров, что в дальнейшем требует ее периодического отделения механическим путем и, следовательно, ускоренному износу стенок воронок.

Процесс нанесения технологической защиты или формирования функциональных покрытий для указанных стальных поверхностей сопряжены с рядом трудностей. Так, операция напыления специальной эмульсии для предупреждения налипания анодных масс предусмотрена лишь по технологическим соображениям только на стенки виброформы и формовочной плиты пуансона при формировании анодов [3]. Нанесение на стенки воронок бункеров износостойких покрытий из порошков самофлюсующихся сплавов не избавляет от налипания АМ к стенкам воронок, а процесс ее механического отделения от стенок полностью исключается, учитывая склонность нанесенного покрытия к выкрошиванию. Использование порошковых высоколегированных сплавов (например, системы Ni-Cr-B-Si и др.) также не решает проблему налипания АМ, а сами многокомпонентные сплавы для напыления, как правило, достаточно дорогие. Полностью исключает налипание АМ нанесение защитных полимерных покрытий из фторопласта (Ф4), но, как показал опыт эксплуатации таких воронок в условиях предприятия, их ресурс сокращается многократно, т.к. подогретая АМ (до температуры $300 \pm 50\text{ }^{\circ}\text{C}$), фактически перекрывает температурный диапазон надежной эксплуата-

ции как самого Ф4, т. е. $\leq 250 \pm 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ [5–7], так и сформированных на его основе покрытий за счет резко возрастающего градиента ТКЛР в сравнении со стальной основой [5–7]. Из минусов фторопластовых покрытий следует также учесть высокую стоимость порошка для напыления или пленок для нанесения на внутренние поверхности воронок, что отрицательно сказывается на рентабельности производства в целом.

Формирование на поверхности контактирующих с АМ частей оборудования или оснастки из углеродистых или низколегированных сталей покрытий на основе алюминидов железа FeAl и Fe₃Al, обладающих достаточно высокими показателями твердости и износостойкости, является на наш взгляд одним из возможных путей минимизации их износа. Из достоинств таких покрытий, помимо возможности реализации комплекса наиболее востребованных их функциональных характеристик на необходимом уровне, следует отметить и потенциальное снижение количества стальных частиц, попадающих в состав сырья при чистке стенок оборудования.

Нанесение на стальные поверхности покрытий на основе алюминидов железа [8–17] можно осуществить множеством способов, однако в силу ряда специфики, сварка взрывом (СВ) в сочетании с последующей термообработкой (ТО) позволяет на практически неограниченных по размеру площадях получать покрытия на основе алюминидов железа заданного химического состава [18].

На основании изложенного, в настоящей работе проведены исследования, направленные на определение триботехнических характеристик при абразивном изнашивании покрытий на основе алюминидов железа, сформированных с помощью СВ и последующей ТО на стальной основе.

Материалы и методы исследования

В работе металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61, твердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М. Определение фазового и химического состава проводилось совокупностью методов электронной микроскопии, рентгеноспектрального энергодисперсионного анализа и рентгенофазового анализа. Сопоставление данных, полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 ADVANCE ECO и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D DualBeam, позво-

лило произвести с высокой вероятностью оценку фазового состава диффузионной зоны (ДЗ).

Исследования проводили на покрытиях, сформированных на поверхности стали по технологии (СВ + ТО) с режимами, опубликованных в [13–15]. Так, режимы СВ алюминия марки АД1 со сталью Ст3 представлены в табл. 1, двойную ТО полученной композиции проводили по режиму 660 °С, 3 ч + 640 °С, 3 ч (рис. 1, а). Далее проводилось механическое отделение непрореагировавшего алюминиевого слоя (рис. 1, б) с последующим ТО сформированно-

го покрытия (Fe_2Al_5) по режиму 1100 °С (1,5 ч), обеспечивающую его трансформацию в следующей последовательности $\text{Fe}_2\text{Al}_5 \rightarrow \text{FeAl}_2 \rightarrow \text{FeAl} \rightarrow \text{Fe}_3\text{Al} \rightarrow \text{Fe(Al)}$ и увеличение толщины с 270 до 440 мкм (рис. 1, в, г).

Таким образом, сформированное на стальной основе слоистое $\text{FeAl}/\text{Fe}_3\text{Al}/\text{Fe(Al)}$ покрытие твердостью ≈ 6 ГПа на межфазной $\text{FeAl}/\text{Fe}_3\text{Al}$ границе имело пористое строение, а в алюминиде Fe_3Al твердостью $\approx 2,7$ ГПа присутствовали включения сульфидов марганца.

Таблица 1

Параметры сварки взрывом биметаллических АД1 + Ст3 пластин

Материал	Толщина слоя, мм	Тип ВВ	Высота заряда, мм	Высота зазора, мм	Скорость детонации, м/с	Скорость соударения, м/с
АД1	2	Аммонит № 6ЖВ	40	2	1900	360
Ст3	3					

Оценочные испытания алюминидного покрытия на сопротивляемость поверхностного слоя граничному износу выполняли на машине трения СМЦ-2 (рис. 2). В качестве роликов использовали сталь 35 в горячекатаном состоянии (диаметр 40 мм, ширина 10 мм) твердостью не более 163 НВ, сопряженных в паре с контртелом из стали Ст3 (эталон) и алюминидным покрытием. Удельная нагрузка на образец составляла 0,5 МПа, линейная скорость 0,08 м/с, в ка-

честве охлаждающей жидкости использовалась техническая вода, замер массы колодок и роликов после их просушки проводили спустя 5; 10; 20 и 60 минут испытания. Весовой износ определяли на электронных весах VIBRA AJ-620CE с точностью до 0,001 г. Формообразование образцов (рис. 3) для плотного сопряжения с роликом осуществляли с помощью специально изготовленной пресс-формы из стали 50ХГФА на разрывной машине УММ-10тм перед их ТО.

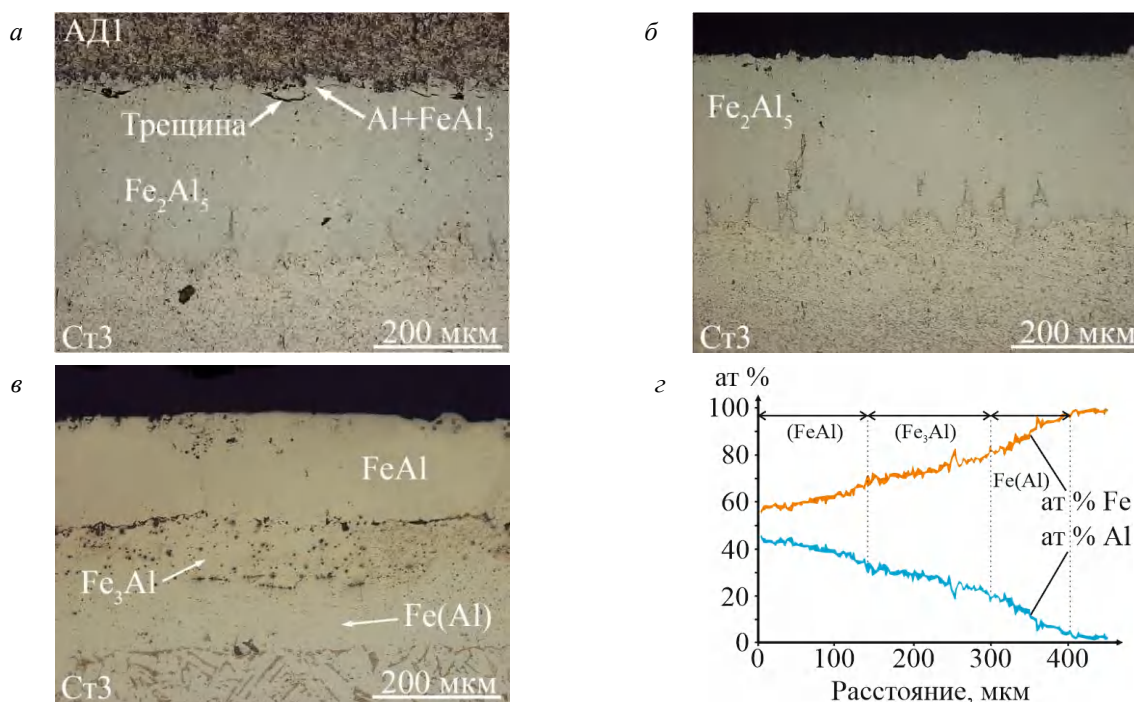


Рис. 1. Микроструктуры:

а – ДЗ после ТО 660 °С, 3 ч + 640 °С, 3 ч; б – после механического отделения алюминиевого слоя; в – покрытия после ТО 1100 °С, 1,5 ч с распределением химических элементов по его толщине (г)

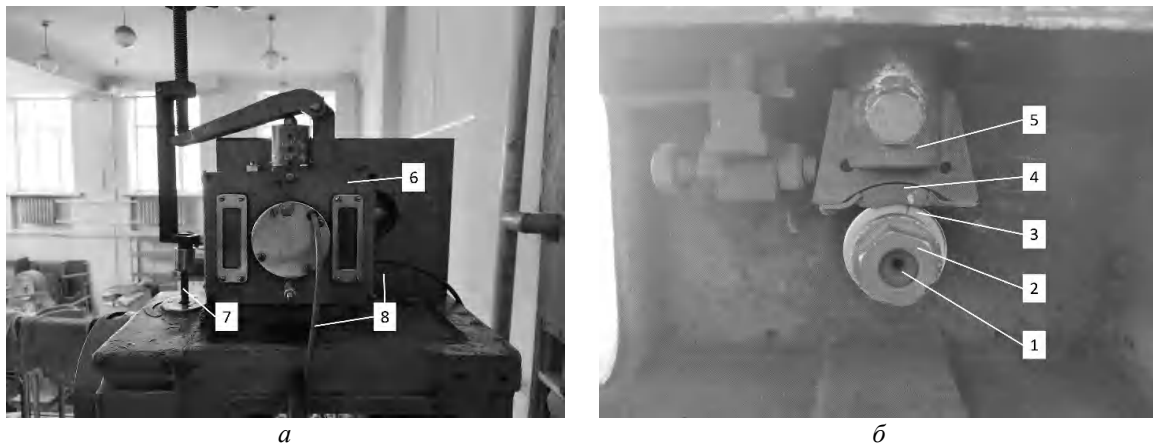


Рис. 2. Установка СМЦ-2 (а) и внутренний вид камеры с сопряжением ролик – контртело (б):
1 – вал; 2 – поджимная гайка; 3 – образец; 4 – контртело (колодка); 5 – шток; 6 – камера (для жидких сред);
7 – механизм нагружения; 8 – трубки подвода/отвода жидкости

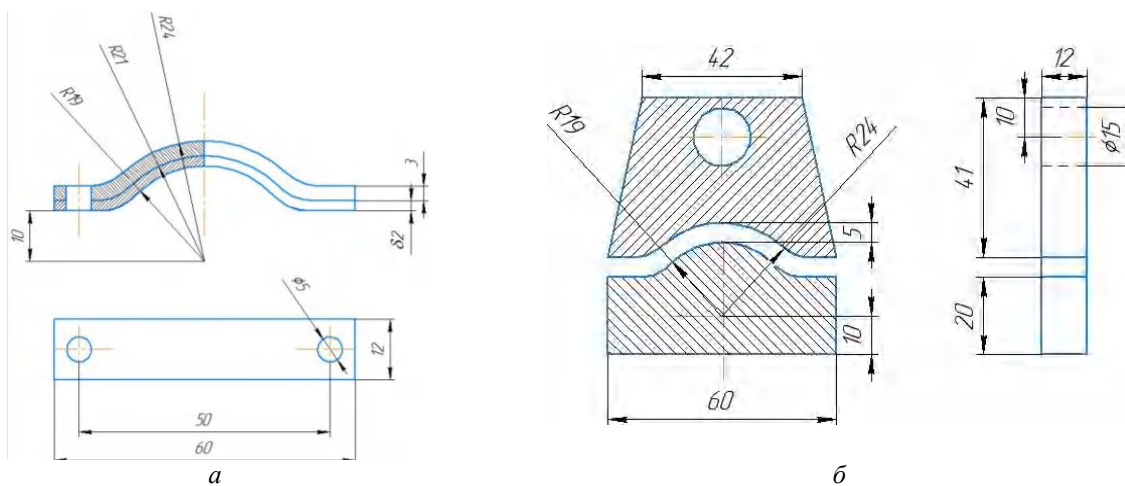


Рис. 3. Образец для испытания на износ (а) и пресс-форма из стали 50ХГФА для формообразования образцов (б)

Результаты и их обсуждение

Испытания на износ показали (табл. 2, рис. 4, 5), что в зависимости от времени воздействия ролика на контртело (покрытие на основе FeAl), относительная износостойкость образцов с покрытием в 1,5–2 раза выше стали Ст3 (рис. 5, в). Более низкий износ при 5 мин испытания связан с повышенными значениями твердости внешней поверхности покрытия, что может быть связано с более высокой концентрацией алюминия в поверхностных слоях покрытия. Далее, в диапазоне времени испытания 10–30 минут, процесс износа несколько интенсифицируется, что, по нашему мнению, является результатом двух факторов. Во-первых, происходит процесс полной притирки контактных поверхностей при трении. Во-вторых, более интенсивное истирание рабо-

чей глубины покрытия первой его половины по толщине (до 400 мкм) связано с наличием пор (пустот Киркендалла) в структуре, изначально образовавшихся при ТО.

Эти пустоты, в свою очередь, являясь объемными дефектами, под воздействием ролика, оголяются, т. е. трансформируются в поверхностные дефекты (раковины). Поскольку истирающее воздействие непрерывно, то кромки округлых раковин, образовавшихся при открытии пор, также будут скалываться и разрушаться, а до момента выноса продукта износа (осколков покрытия), они выполняют функцию абразива, интенсифицирующего изнашивание. Указанный процесс будет усугубляться кавитацией, поскольку испытание проводится в водной ванне.

Таблица 2

Результаты испытаний на изнашивание алюминиевых покрытий

Величина износа (по потере)	Время испытания, мин				
	Поверхность	5	10	20	60
Массы, г	Сталь Ст3	0,202	0,45	0,982	2,964
Объема, мкм ³		26	59	126	380
Массы, г	Алюминидное покрытие	0,068	0,185	0,4	0,846
Объема, мкм ³		16	45	95	201
Относительный износ		1,63	1,31	1,36	1,97

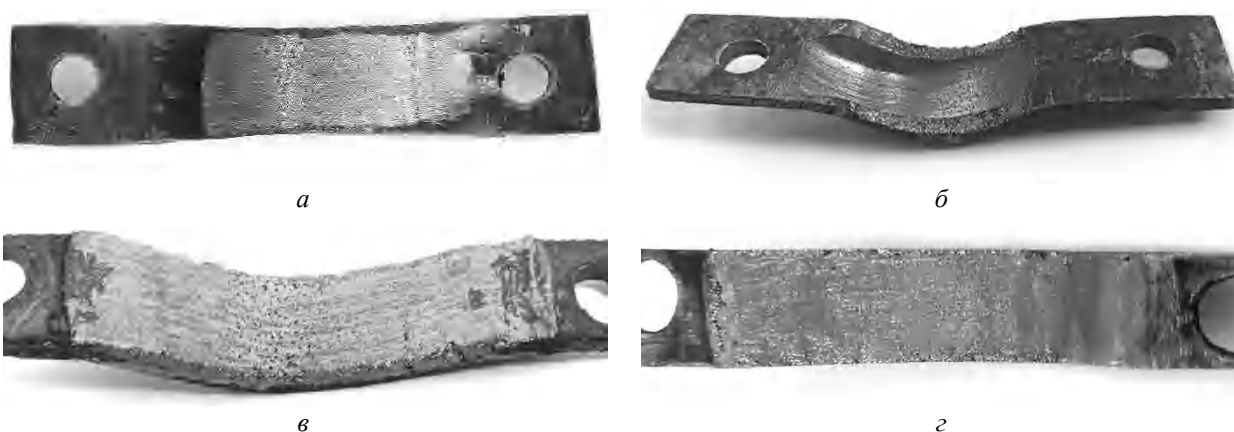


Рис. 4. Образцы после испытания на износ:
а, б – Ст3; *в, з* – алюминиевое покрытие на подложке из Ст3. Время испытания: 10 мин (*а, в*); 60 мин (*б, з*)

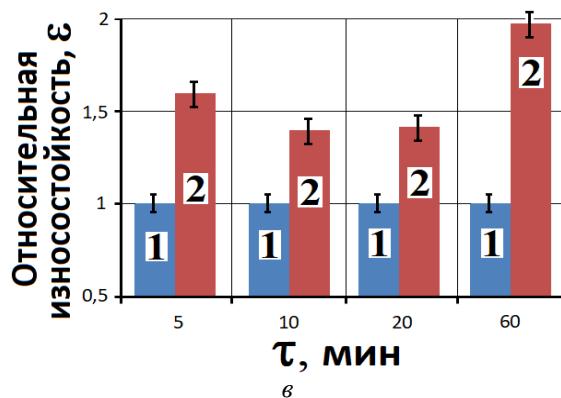
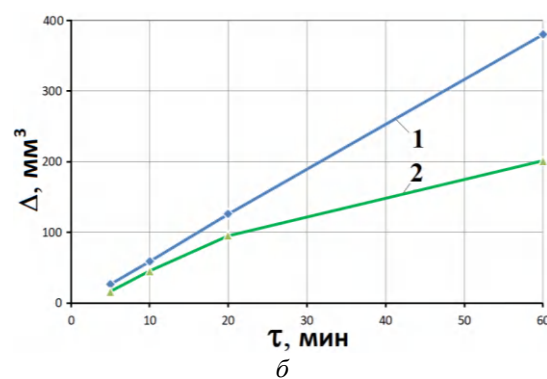
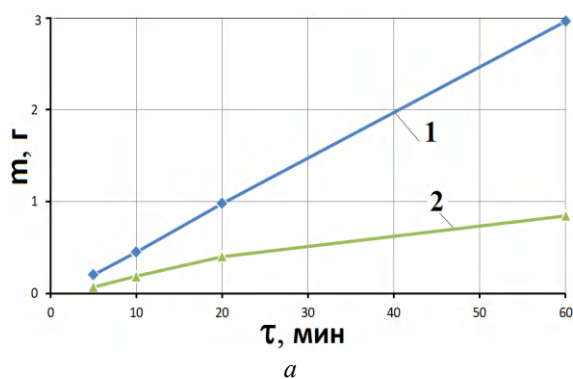


Рис. 5. Потеря массы, m (*а*); объема, ΔV (*б*) и относительная (*в*) износостойкость (ϵ) образцов после испытаний на изнашивание при трении по горячекатаной стали 35 в воде: 1 – сталь Ст3; 2 – алюминиевое покрытие

Вывод

Поскольку относительная износостойкость сформированного покрытия FeAl/Fe₃Al/Fe(Al) с использованием сварки взрывом и последующей термообработки на стальной основе выше в ≈1,5 раза основы из стали Ст3, то предложенная технология позволяет его применять для нанесения на стенки различных воронок бункеров, транспортеров контактирующих с анодной массой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Троцкий, И. А. Металлургия алюминия / И. А. Троцкий, В. А. Железнов. – Москва : Металлургия, 1977. – 392 с.
2. Минцис, М. Я. Электрометаллургия алюминия / М. Я. Минцис, П. В. Поляков, Г. А. Сиразутдинов. – Новосибирск : Наука, 2001. – 368 с.
3. Янко, Э. А. Аноды алюминиевых электролизеров / Э. А. Янко. – М. : Издательский дом «Руда и металлы», 2001. – 674 с.
4. S. A. Ageel, A. M. Saleem, B. B. Farhad M. Abdul Mujeeb and, J. M. Alalkawi, Cold Extrusion of Carbon Electrodes Using Dies of CRHS Concept and Performance Analysis, Modern Applied Science (Journal of Canadian Center of Science and Education), 2009, Vol. 3, No. 3, pp. 44–54.
5. Панишин, Ю. А. Фторопласты / Ю. А. Панишин, С. Г. Малкевич, И. С. Дунаевская. – Л. : Химия, 1978. – С. 12–53.
6. Ebnesajjad, Sina Fluoroplastics: Non-melt processible fluoropolymers - the definitive user's guide and data book. / Sina Ebnesajjad. – Volume 1, 2nd Edition. – Elsevier Inc., 2015. – 718 p.
7. Фторполимерные материалы / Адаменко Н. А., Бولбасов Е. Н., Бузник В. М., Вавилова С. Ю., Гнеденков С. В., Дяченко В. И., Зибарева И. В., Игнатъева Л. Н., Игумнов С. М., Казуров А. В. [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
8. Zhou, Z. A novel powder aluminizing technology assisted by direct current field at low temperatures / Z. Zhou, F. Xie, J. Hu // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 203(1-2). – pp. 23–27.
9. Aluminization of high purity iron by powder liquid coating / K. Murakami [at al.] // Acta Materialia. – 2004. – 52(5). – pp. 1271–1281.
10. Smith, A. B. Vapour aluminide coating of internal cooling channels, in turbine blades and vanes / A. B. Smith, A. Kempster, J. Smith // Surface and Coatings Technology. – 1999. – 120. – pp. 112–117.
11. Pierson, H. O. Handbook of chemical vapor deposition: principles, technology and applications / H. O. Pierson. – William Andrew : New York, 1999. – 458 p.
12. Formation of aluminide coatings on Fe-based alloys by chemical vapor deposition / Y. Zhang [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202(16). – pp. 3839–3849.
13. Electrolytic aluminizing of low-carbon steel in NaF-KF-AlF₃ melt / Y. P. Zaikov [at al.] // Advanced Materials Research. – 2015. – № 1088. – pp. 250.
14. Electrolytic aluminizing of low carbon steel as protection treatment for current leads against high temperature oxidation / V. A. Kovrov [et al.] // Materials Science Forum. – 2016. – № 844. – pp. 141–145.
15. Structure and phase composition of protective coatings on steel produced by methods of liquid-phase calorizing / I. G. Brodova [et al.] // The Physics of Metals and Metallography. – 2015. – 116(9). – pp. 879–887.
16. Формирование структуры и свойств стали при комплексной электровзрывной и электронно-пучковой обработке / Ю. Ф. Иванов [и др.] // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2008. – № 12. – С. 43–48.
17. Cheng, W. J. Observation of high-temperature phase transformation in the Si-modified aluminide coating on mild steel using EBSD / W. J. Cheng, C. J. Wang // Materials characterization. – 2010. – 61(4) – pp. 467–473.
18. Shmorgun V. G., Slautin O. V., Kulevich V. P. Features of diffusion interaction in steel-aluminum composite after explosive welding and aluminizing by melt immersion // Metallurgist. – 2019. – Т. 63. – С. 766–774.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-29-34

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ОПЛАВОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА Cu-Al, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ВБЛИЗИ НИЖНЕЙ ГРАНИЦЫ СВАРИВАЕМОСТИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

В работе методами растровой электронной микроскопии исследована зона соединения биметалла Cu-Al, полученного при помощи сварки взрывом вблизи нижней границы свариваемости. Проведен микрорентгеноспектральный энергодисперсионный элементный анализ (EDS) оплавов в зоне соединения. Выявлено, что оплавы имеют мелкодисперсную двухфазную микроструктуру, соответствующую эвтектике (Al)+θ. Обнаружено, что с увеличением энергии пластических деформаций W_2 с 0,12 до 0,24 МДж/м² линейное содержание оплавов увеличивается с 15 до 57 %, а соотношение элементов Al/Cu изменяется от 80/20 до 50/50 ат.%. При этом механическая прочность на отрыв слоев биметалла при кинематических параметрах, соответствующих пересечению нижней границы свариваемости, скачкообразно увеличивается с нуля до равнопрочного значения 89 МПа.

Ключевые слова: сварка взрывом, зона соединения, оплав, прочность, химический анализ, фазовый состав, эвтектика

A. N. Vu Van, V. O. Kharlamov, A. D. Kochkalov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak
**INVESTIGATION OF THE EFFECT OF MELT CHEMICAL COMPOSITION
 ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF Cu-Al BIMETAL OBTAINED
 BY EXPLOSIVE WELDING NEAR THE LOWER LIMIT OF WELDABILITY**

Volgograd State Technical University

In this work, using scanning electron microscopy, the joint zone of Cu-Al bimetal obtained by explosion welding near the lower limit of weldability was studied. Micro-X-ray spectral energy dispersive elemental analysis (EDS) of melts in the joint zone was carried out. It was revealed that the melts have a finely dispersed two-phase microstructure corresponding to the eutectic (Al) + θ . It was found that with an increase in the energy of plastic deformation W_2 from 0.12 to 0.24 MJ/m², the linear content of melts increases from 15 to 57%, and the ratio of Al/Cu elements changes from 80/20 to 50/50 At.%. In this case, the mechanical tear strength of bimetal layers with kinematic parameters corresponding to the intersection of the lower limit of weldability increases abruptly from zero to an equal strength value of 89 MPa.

Keywords: explosion welding, joint zone, melting zone, strength, chemical analysis, phase composition, eutectic

Введение

Сварка взрывом представляет собой перспективный метод, который обеспечивает формирование прочного соединения между двумя (или более) металлами путем их соударения под действием энергии, высвобождающейся при взрыве заряда взрывчатого вещества. Этот метод используется для создания биметаллических (многослойных) листов, цилиндрических изделий, а также слоистых композиционных материалов из различных металлов, которые невозможно сварить другими известными способами.

Несмотря на обширное исследование биметаллов, полученных с применением метода сварки взрывом, остаются не рассмотренными многие вопросы, касающиеся конкретных изделий с различными функциональными назначениями. Сложность структурных процессов и физико-механических свойств, происходящих в зоне сварного шва и околосшовной зоны, требует дальнейших исследований.

Биметалл *Cu-Al* предназначен для изготовления из него контактных переходников и то-

коведущих элементов электротехнического назначения с улучшенным комплексом физико-механических характеристик. Применение данного материала делает возможным обеспечение идеального электрического контакта [1–5]. Однако, между медью и алюминием возможно образование хрупких интерметаллидов при локальном оплавлении в результате соударения, препятствующих формированию качественного биметалла. Поэтому целью работы было изучение влияния химического состава оплавов на прочностные свойства биметалла *Cu-Al*, полученного сваркой взрывом вблизи нижней границы свариваемости.

Материалы и методы исследования

В опытах использовались листы меди толщиной 2,5 мм и алюминия толщиной 4 мм марок М1 и АД1 соответственно (табл. 1). Для сварки взрывом меди с алюминием применялась классическая плоскопараллельная схема соударения двух пластин (рис. 1) вблизи нижней границы свариваемости [7] на режимах отмеченных красными точками (рис. 2).

Таблица 1

Характеристики используемых материалов

Марка	Химический состав, мас. %										$\sigma_{\text{в}}$, МПа
	Fe	Ni	S	As	Pb	Zn	Cu	Al	Mn	Ti	
М1	до 0,005	до 0,002	до 0,004	до 0,002	до 0,005	до 0,004	≥ 99,9	–	–	–	220
АД1	–	–	–	–	–	до 0,1	до 0,05	≥ 99	до 0,05	до 0,05	90

Для варьирования энергией пластических деформаций W_2 в диапазоне значений от 0,12 до 0,24 МДж/м² изменялся угол соударения γ от 8,95° до 12,5° при постоянной скорости точки контакта $V_k = D = 1750$ м/с. Скорость

детонации D контролировалась электроконтактным методом [9] с помощью прибора для измерения микросекундных интервалов времени КТБ «Интервал». В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь

аммонита 6ЖВ с кварцевым песком в соотношении 50/50.

Установочные параметры (высота заряда H и высота зазора h) подбирались с помощью

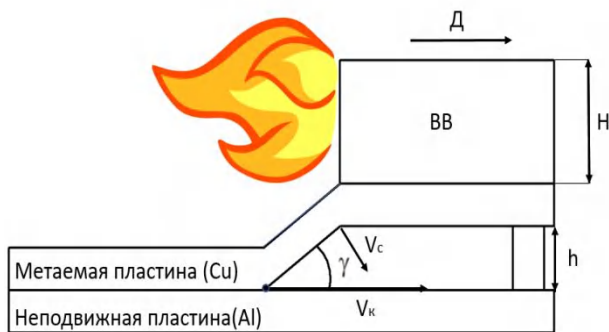


Рис. 1. Схема соударения пластин при сварке взрывом:

V_k — скорость точки контакта; V_c — скорость соударения;
 γ — угол соударения; H — высота заряда; h — высота зазора

специального программного обеспечения [6] таким образом, чтобы обеспечить изменение заданных кинематических параметров режимов сварки взрывом (рис. 3).

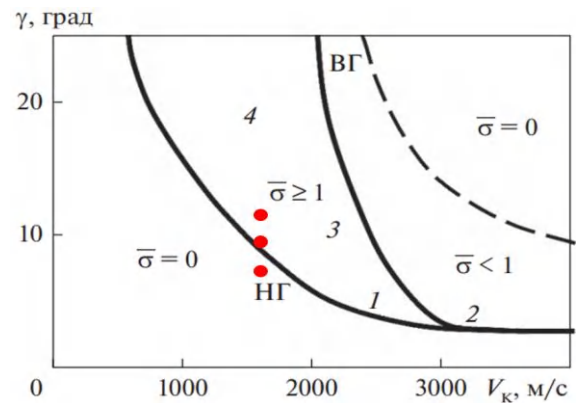


Рис. 2. Область свариваемости меди с алюминием при сварке взрывом [7]. Красными точками обозначены режимы сварки, использованные в опытах

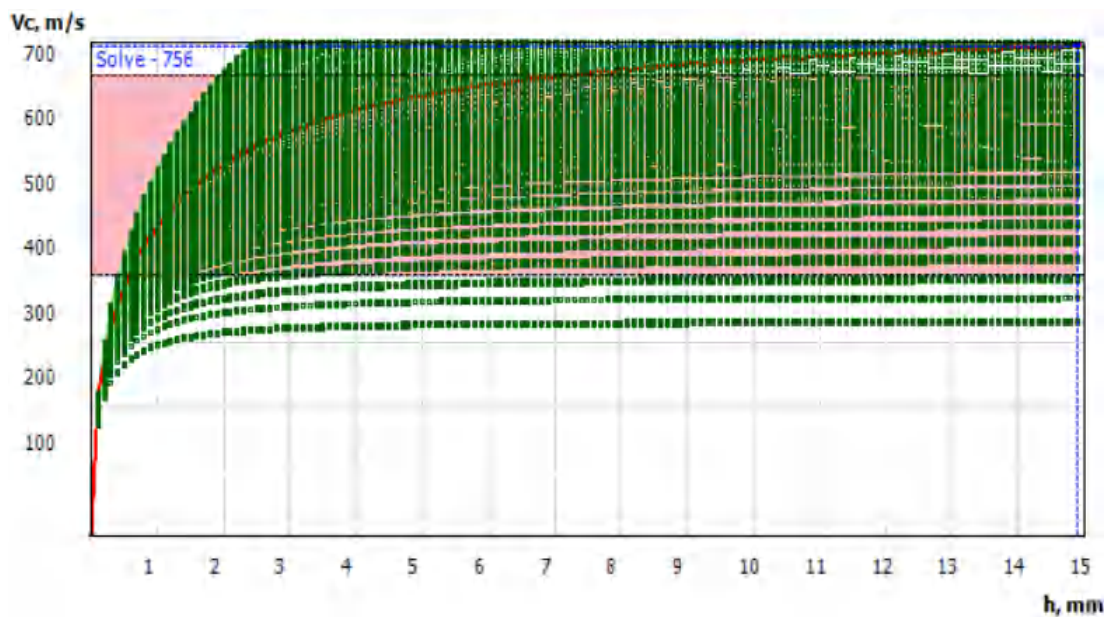


Рис. 3. Кривые разгона для подбора установочных параметров сварки взрывом меди с алюминием при помощи специализированного программного обеспечения.

Механические испытания сваренных взрывом биметаллов проводили на отрыв слоев [8] согласно ОСТ 5.9311–78 на разрывной машине Р-20 (рис. 4). Заготовки под образцы вырезались из центра полученных пластин, количество вы-

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

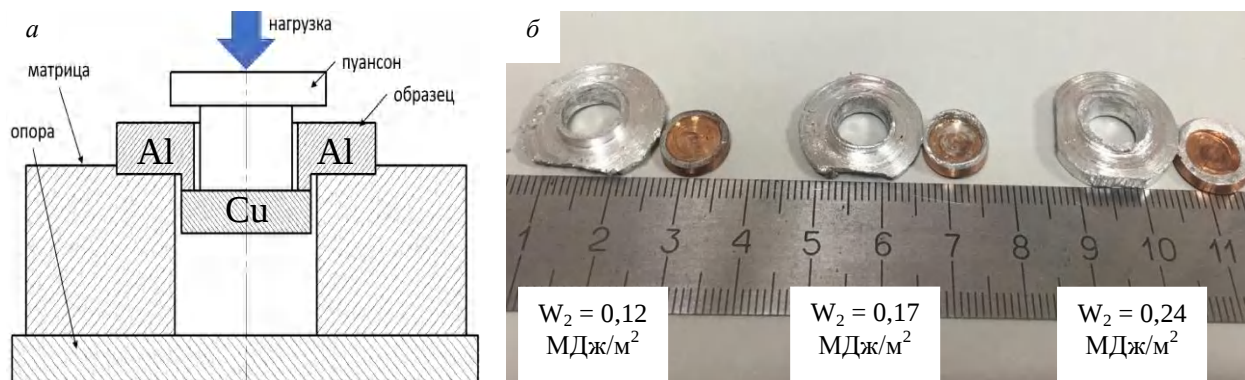


Рис. 4. Схема проведения механических испытаний на отрыв слоев биметалла (а) и внешний вид образцов после разрушения (б)

Микроструктура и химический анализ зоны соединения, изучены в режиме обратно-отраженных электронов (CBS) на растровом электронном микроскопе Versa 3D, FEI, Чехия, оснащенном интегрированным микрорентгеноспектральным энергодисперсионным детектором (EDS) Apollo-X, EDAX, США. Содержание оплавов определяли линейным методом.

Полученные результаты и их обсуждение

Зона соединения меди с алюминием на образцах полученных при помощи сварки взрывом вблизи нижней границы свариваемости на

энергиях пластической деформации W_2 в интервале от 0,12 до 0,24 МДж/м² ожидаемо оказалась безволновой (рис. 5). Однако при этом были выявлены участки оплавленного металла протяженностью от 17 до 290 мкм в количестве от 15 до 57 % (табл. 2).

Исследование микроструктуры показали, что оплавки имеют мелкодисперсное двухфазное строение, а также содержат частицы меди (рис. 6). При этом соотношения элементов Al/Cu изменяется от 80/20 до 50/50 At.% при повышении энергии W_2 с 0,12 до 0,24 МДж/м².

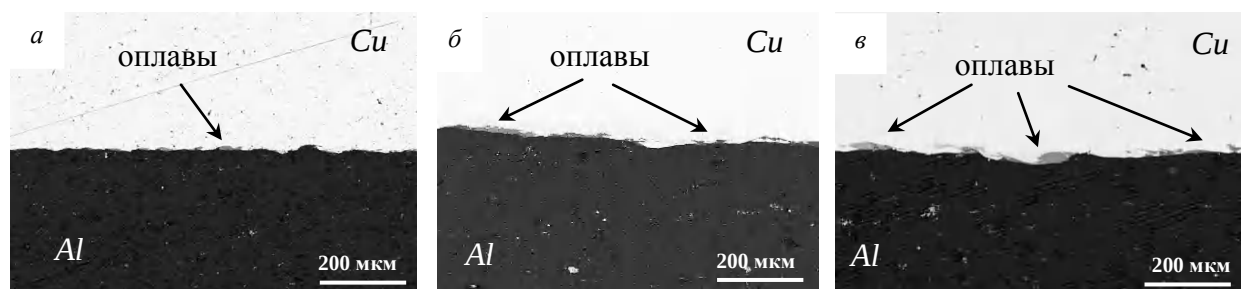


Рис. 5. Зона соединения биметаллов Cu-Al, полученных при помощи сварки взрывом вблизи нижней границы свариваемости на различных энергиях W_2 (МДж/м²) 0,12 (а); 0,17 (б); 0,24 (в)

Таблица 2

Параметры режимов сварки взрывом и механические свойства биметалла

Энергия W_2 , МДж/м ²	Высота зазора, мм	Измеренная скорость детонации $D=V_k$, м/с	Скорость соударения V_c , м/с	Угол соударения, γ	Прочность на отрыв слоев, МПа	Количество оплавов, %
0,12	0,5	1700± 50	202	8,95	0	15
0,17	1	1700± 50	245	10,9	88	56
0,24	2	1700± 50	285	12,5	89	57

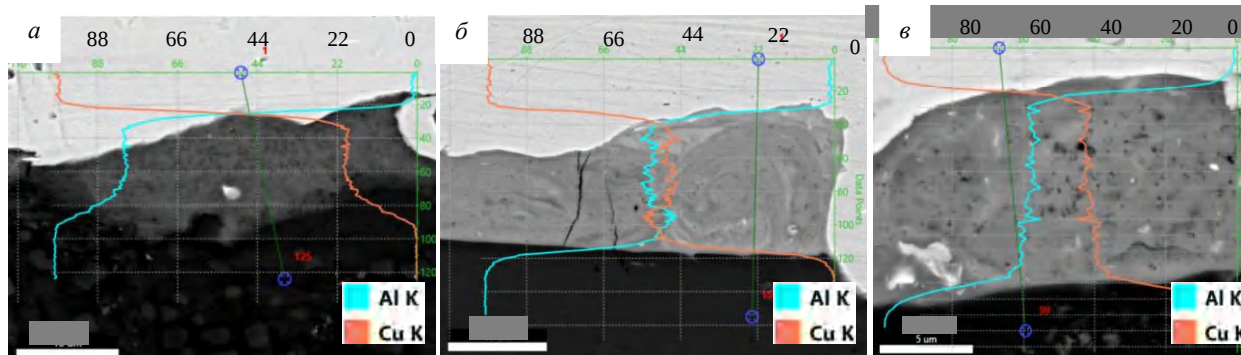


Рис. 6. Микроструктура и распределение элементов внутри оплавов в зоне соединения биметалла Cu-Al, полученного вблизи нижней границы свариваемости взрывом при энергиях W_2 (МДж/м²) 0,12 (а); 0,17 (б); 0,24 (в)

Сопоставление данных EDS анализа с известной диаграммой состояния алюминий-медь [10] позволяет предположить, что при сварке взрывом на режиме ниже нижней границы свариваемости образуются участки локального оплавления, имеющие фазы (Al)+ θ (твердый раствор на основе соединения $CuAl_2$) и состав близкий к эвтектическому (рис. 6, а) с температурой плавления 548 °С. Однако механические испытания на отрыв слоев показали, что энергии пластической деформации равной 0,12 МДж/м² недостаточно для образования прочного соединения, а внешний вид разрушенного образца (рис. 6, б), указывает на то что отрыв произошел по межфазной границе.

Повышение энергии W_2 до 0,17 МДж/м² (табл. 2) приводит к вовлечению в процессы совместной пластической деформации более глубоких слоев соударяемых металлов [7], что приводит к росту содержания оплавов вдоль линии соединения до 56 % и увеличению содержания меди в некоторых из них (рис. 6, б) до значений соответствующих η -фазе (на основе соединения $AlCu$). Однако механические свойства на отрыв слоев соединения достигают значений равноправности.

При параметрах сварки соответствующим энергии W_2 равной 0,24 МДж/м² линейное содержание оплавов незначительно увеличивается до 57 %, но происходит их заметное укрупнение в поперечнике (рис. 5, в). Содержание элементов Al/Cu равно 60/40 At.% (рис. 6, б) соответствует двухфазной области диаграммы $\eta+\theta$. При механических испытаниях соединение также оказалось равнопрочным, а разрушение образца, как видно из рис. 6, б происходит по алюминию.

Выводы

При сварке взрывом меди с алюминием вблизи нижней границы свариваемости увеличение энергии пластических деформаций W_2 с 0,12 до 0,24 МДж/м² приводит к повышению линейного содержания оплавов с 15 до 57 %. При этом концентрация меди в них увеличивается с 20 до 50 At.%, что говорит о присутствии в оплавах соединений $CuAl_2$ и $AlCu$. Механические испытания показали, что энергии пластических деформаций $W_2 = 0,12$ МДж/м² недостаточно для получения прочного биметалла, разрушение образца происходит в основном по границе соединения медь-алюминий. При достижении нижней границы свариваемости ($W_2 = 0,17$ МДж/м²) прочность биметалла на отрыв слоев скачкообразно увеличивается с нуля до равнопрочного значения 89 МПа. Дальнейшее увеличение энергии W_2 до 0,24 МДж/м² так же приводит к равнопрочному соединению со смещением области разрушения образцов при испытаниях в алюминий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Энергосберегающие композиционные элементы токоподводящих узлов силовых электрических цепей / Е. А. Чугунов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак и др. // Энергетик. – 2001. – № 9.
2. Новые биметаллические переходные элементы для силовых электрических цепей / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Ю. Г. Долгий и др. // Энергетик. – 1995. – № 4.
3. Новые конструкции токоподводящего узла катодной секции электролизера алюминия / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, Лысак В. И. [и др.] // Цветные металлы. – 2002. – № 8.
4. Техничко-экономическая эффективность применения новых конструкций композиционных токоподводов электролизера алюминия / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак [и др.] // Вестник машиностроения. – 2004. – № 6.

5. Физические основы и области практического применения сварки металлов взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. Н. Кривенцов, В. И. Кузьмин // Наука производству. – 2005. – № 1.
6. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2009616788 от 7 дек. 2009 г. РФ Программное обеспечение расчета параметров взаимодействия разнородных металлов при импульсном нагружении (сварка взрывом) / С. В. Хаустов, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин; ВолгГТУ. – 2009.
7. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – Москва : Издательство «Машиностроение-1», 2005. – 544 с.
8. Кузьмин, В. И. Методики испытаний сваренных взрывом композиционных материалов : учеб. пособие / В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев ; В. И. Кузьмин, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев ; М-во образования и науки Российской Федерации, Волгоградский гос. технический ун-т. – Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2011. – 65 с.
9. Физика взрыва / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович [и др.]. – 2-е издание, переработанное. – Москва : Главная редакция физико-математической литературы Издательства «Наука», 1975. – 704 с.
10. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справ. / Н. П. Лякишев. – М. : Машиностроение, 1996. – Т. 1. – С. 992.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-35-39

А. В. Казуров, Н. А. Адаменко

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДАВЛЕНИЯ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛИИМИДА, НАПОЛНЕННОГО БРОНЗОЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: av.kazurov@mail.ru

Проведены сравнительные исследования влияния давления взрывного прессования и последующего спекания на термомеханические свойства полиимида, наполненного 10 и 30 % бронзы. Давление взрывного прессования в ударном фронте составляло 0,2–0,3 ГПа и 0,4–0,5 ГПа. Установлено снижение термомеханических деформаций и повышение температур размягчения наполненного полиимида при увеличении давления взрывного прессования и последующем спекании в замкнутом объеме, что связывается с усилением адгезионного взаимодействия.

Ключевые слова: полиимид ПМ-69, дисперсная бронза, взрывное прессование, давление, спекание, термомеханические свойства

A. V. Kazurov, N. A. Adamenko

STUDY OF THE INFLUENCE OF EXPLOSIVE COMPRESSION PRESSURE ON THE STRUCTURE AND THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF POLYIMIDE FILLED WITH BRONZE

Volgograd State Technical University

Comparative studies of the influence of explosive pressing pressure and subsequent sintering on the thermomechanical properties of polyimide filled with 10 and 30% bronze were carried out. The explosive compaction pressure in the shock front was 0.2-0.3 GPa and 0.4-0.5 GPa. A decrease in thermomechanical deformations and an increase in softening temperatures of filled polyimide with an increase in explosive pressing pressure and subsequent sintering in a closed volume have been established, which is associated with an increase in adhesive interaction.

Keywords: polyimide PM-69, dispersed bronze, explosive pressing, pressure, sintering, thermomechanical properties

Расширение использования в узлах трения термостойкого термопластичного полиимида (ПИ), обладающего высокими механическими и антифрикционными свойствами [1], требует повышения его тепло- и износостойкости. Эту проблему частично решают введением в ПИ до 30 % об. углеродных, стеклянных или металлических дисперсных веществ, что позволяет повысить в 1,2–1,5 раза его твердость и износостойкость, однако из-за низкого адгезионного взаимодействия прочность при растяжении и ударная вязкость снижаются в 1,1–1,3 раза,

что не позволяет создавать изделия с высокой конструктивной прочностью [2–4].

Перспективным способом получения наполненных полимеров является взрывное прессование (ВП), обеспечивающее одновременно формование, активацию и консолидацию компонентов [5; 6]. Однако важно правильно выбрать интенсивность взрывного прессования порошковых полимерных смесей, так как при недостаточных параметрах адгезионное взаимодействие не усиливается, а при избыточных параметрах происходит деструкция полимера [5]. Учитывая,

что перспективным наполнителем ПИ является порошковая оловянная бронза, обеспечивающая улучшенные антифрикционные, противоизносные и коррозионностойкие свойства [1; 2; 4], то целью работы являлось изучение влияния давления взрывного прессования на структуру и термомеханические свойства полиимида, содержащего 10 и 30 % об. бронзы.

Материалы получали взрывным прессованием в цилиндрических ампулах диаметром 25 мм и высотой 150 мм порошковых смесей полиимида ПМ-69 (ГОСТ 25288–82) и порошковой бронзой ПР-БрО5Ц5С5 (ГОСТ 28377–89) с размером частиц от 14–150 мкм и содержанием 10 и 30 % об. Предварительно порошок бронзы промывали в этаноле и сушили на воздухе при комнатной температуре. Объемные пропорции в КМ обеспечивали сухим смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *Ohaus*-123. Пористость порошковых смесей перед ВП составляла 30–40 %. Интенсивность ВП варьировали путем изменения мощности заряда взрывчатого вещества. По характеристикам заряда взрывчатого вещества и порошковой смеси с помощью методики [7] были рассчитаны давления в ударном фронте, которые составили $P_1 = 0,2\text{--}0,3$ ГПа (низкие) и $P_2 = 0,4\text{--}0,5$ ГПа (высокие). После взрывного прессования КМ спекали в электропечи *SNOL* 8,2/1100 в естественной атмосфере как в свободном состоянии, так и в обжатых ампулах (в замкнутом объеме) при температуре 390 °С с выдержкой 165 минут после чего охлаждали вместе с печью.

Плотность (ρ) измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139–69. Пористость определяли путем соотношения экспериментальной и теоретической плотности. Теоретическую плотность рассчитывали по правилу смеси (плотности бронзы $\rho_{бр} = 8900$ кг/м³ и ПМ-69 $\rho_{ПМ-69} = 1400$ кг/м³). Микроструктуры материалов получали с помощью оптического микроскопа (ОМ) *Olympus 61BX* в отраженном свете и атомно-силового микроскопа (АСМ) *Solver PRO* контактным методом на полированных и нетравленных шлифах. По микроструктурам определяли равномерность распределения фаз, плотность их взаимодействия и допол-

нительно контролировали их количество с помощью программного обеспечения *AnalySYS* к микроскопу *Olympus 61BX*.

Термомеханический анализ (ТМА) проводили на приборе *Netzsch 402 F3 Hyperion* по общепринятой методике [8], включающей измерение деформаций при вертикальном внедрении цилиндрического индентора диаметром 1 мм в центр образца (высотой 2 мм и диаметром 5 мм) под нагрузкой 1 Н при нагреве со скоростью 3°С/мин в потоке молекулярного азота до температуры термической деструкции полиимида – 450 °С [1], точность измерения составляла 0,125 нм. Температуры размягчения t_1 и t_2 и соответствующие им деформации (ε_1 , ε_2) определяли по характерным изгибам термомеханических кривых с помощью программного обеспечения *Proteus 61*. Приведенные термомеханические кривые являются результатом аппроксимации экспериментальных данных, полученных при испытании не менее 3 одинаковых образцов.

Установлено, что плотность наполненного ПИ достигает высоких значений даже после ВП низкими давлениями (табл. 1), что на 5–7 % ниже теоретической плотности. Увеличение давлений взрывного прессования до 0,4–0,5 ГПа приводит к предельному уплотнению прессовок с остаточной пористостью не более 2–5 %, что согласуется с микроструктурами (рис. 1, а), на которых округлые частицы бронзы равномерно распределены в полиимидной матрице, не имеющей явно выраженных пор и расслоений.

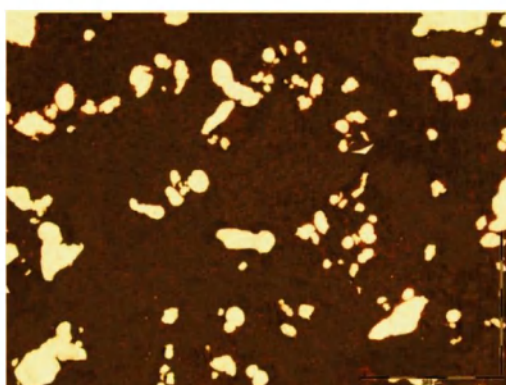
После спекания в свободном объеме (табл. 1) в зависимости от содержания металла происходит падение плотности (на 5–10 %) наполненного полиимида, полученного ВП низкими давлениями, что вероятно связано с межфазным расслоением [6] из-за большой разницы в термических коэффициентах расширения фаз, несвязанных прочным адгезионным взаимодействием. Негативные последствия теплового воздействия устраняются при спекании в условиях теплового сжатия (в замкнутом объеме), что позволяет даже снизить остаточную пористость до уровня прессовок, полученных высокими давлениями (2–5 %). Учитывая это после ВП высокими давлениями прессовки спекали только в обжатых ампулах, что обеспечивало плотный межфазный контакт (рис. 1, б).

Таблица 1

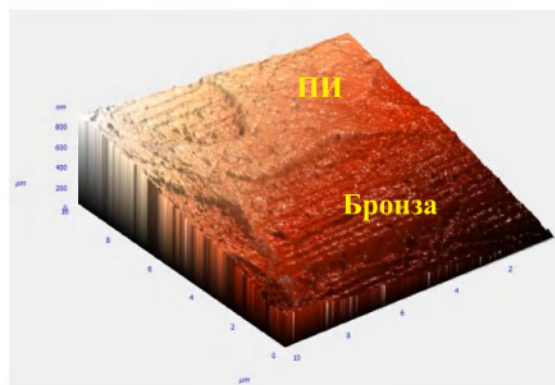
Плотность (ρ) и пористость (Π) полиимида, наполненного бронзой, полученного взрывным прессованием различными давлениями

Содержание бронзы, % об.	P , ГПа	Спекание*	ρ , кг/м ³	Π , %
10	0,2–0,3	–	2043	5
		+ (С.О.)	1940	10
		+ (З.О.)	2086	3
	0,4–0,5	–	2107	2
		+ (З.О.)	2128	1
30	0,2–0,3	–	3394	7
		+ (С.О.)	3055	16
		+ (З.О.)	3467	5
	0,4–0,5	–	3465	5
		+ (З.О.)	3504	4

* С.О. – свободный объем, З.О. – замкнутый объем



а (x 200) ОМ



б (x 7300) АСМ

Рис. 1. Микроструктуры полиимида, содержащего 10 (а) и 30 % (б) бронзы, после ВП высокими ($P=0,4-0,5$ ГПа): темное – ПИ; светлое – бронза

Термомеханические испытания образцов, полученных ВП низкими давлениями без спекания и со спеканием в свободном объеме, обнаружили схожее поведение термомеханиче-

ских кривых (рис. 2), на которых выявляются характерные перегибы при температурах (табл. 2) начала (t_1) и конца (t_2) размягчения, соответствующие изменению деформационной способ-

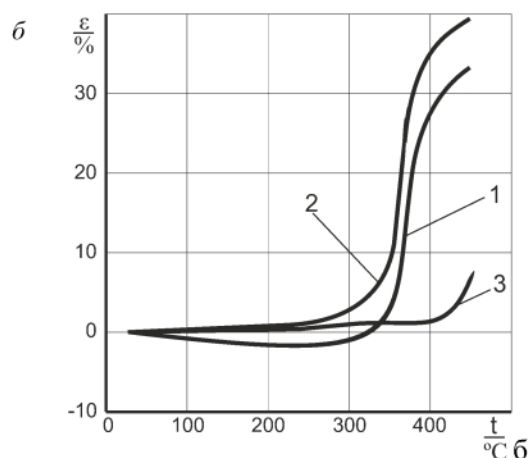
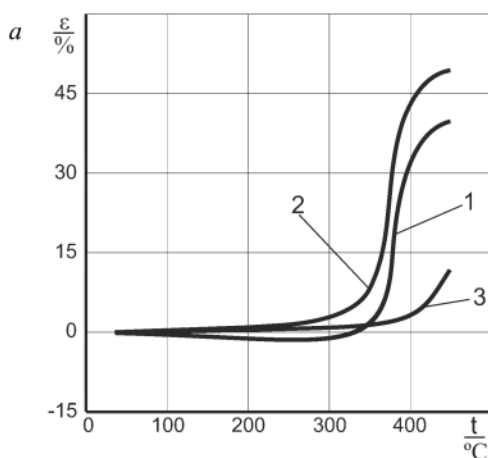


Рис. 2. Термомеханические кривые полиимида, содержащего 10 % (а) и 30 % (б) бронзы, после ВП низкими давлениями ($P = 0,2-0,3$ ГПа): 1 – без спекания; 2 – со спеканием в свободном объеме; 3 – со спеканием в замкнутом объеме

Таблица 2

Характерные температуры размягчения и соответствующие им деформации полиимида, наполненного бронзой, после взрывного прессования различными давлениями

Содержание бронзы, %	P , ГПа	Спекание*	t_1 , °C	ε_1 , %	t_2 , °C	ε_2 , %
10	0,2–0,3	—	330	-1	390	34
		С.О.	330	8	390	45
		З.О.	335	2	400	4
	0,4–0,5	З.О.	—	—	418	2
30	0,2–0,3	—	320	-1	380	28
		С.О.	315	9	380	34
		З.О.	320	1	410	3
	0,4–0,5	З.О.	—	—	420	1

* С.О. – свободный объем, З.О. – замкнутый объем

ности ПИ. До температур t_1 деформируемость ПИ низкая, что обуславливает минимальные деформации внедрения (не более 1–2 %) или же небольшие деформации теплового расширения (отрицательные деформации не более 1–2 %). Это связано с ограниченной подвижностью макромолекул ПИ, находящегося в стеклообразном состоянии, что препятствует внедрению индентора. При нагреве выше температуры t_1 (табл. 2) начинается размягчение полиимида, продолжающегося до температуры t_2 (табл. 2), что сопровождается резким скачком деформаций внедрения (рис. 2, кривые 1 и 2), связанным с повышением подвижности макромолекул [9] и ослаблением взаимодействия между полимером и металлом. При дальнейшем нагреве ПИ (выше t_2) рост деформаций резко замедляется, что свидетельствует о достижении предела деформируемости. Установлено, что с увеличением содержания бронзы с 10 до 30 %

после ВП низкими давлениями температуры размягчения ПИ снижаются на 10–15 °C при незначительном снижении деформируемости (в 1,2–1,3 раза), что объясняется повышением площади межфазного зацепления. Снижение температур размягчения при повышении концентрации бронзы обусловлено низким адгезионным взаимодействием между фазами, в итоге, чем больше частиц бронзы, тем происходит большее разрыхление структуры полиимида, что согласуется с повышением его пористости (табл. 1). Спекание в свободном объеме наполненного ПИ, полученного ВП низкими давлениями, способствует еще большему разрыхлению структуры (табл. 1) вследствие расслоения по межфазным границам [6], несвязанных прочным адгезионным взаимодействием, что приводит к увеличению деформаций внедрения в 1,2–1,3 раза (рис. 2, кривые 2) при равных температурах размягчения (табл. 2).

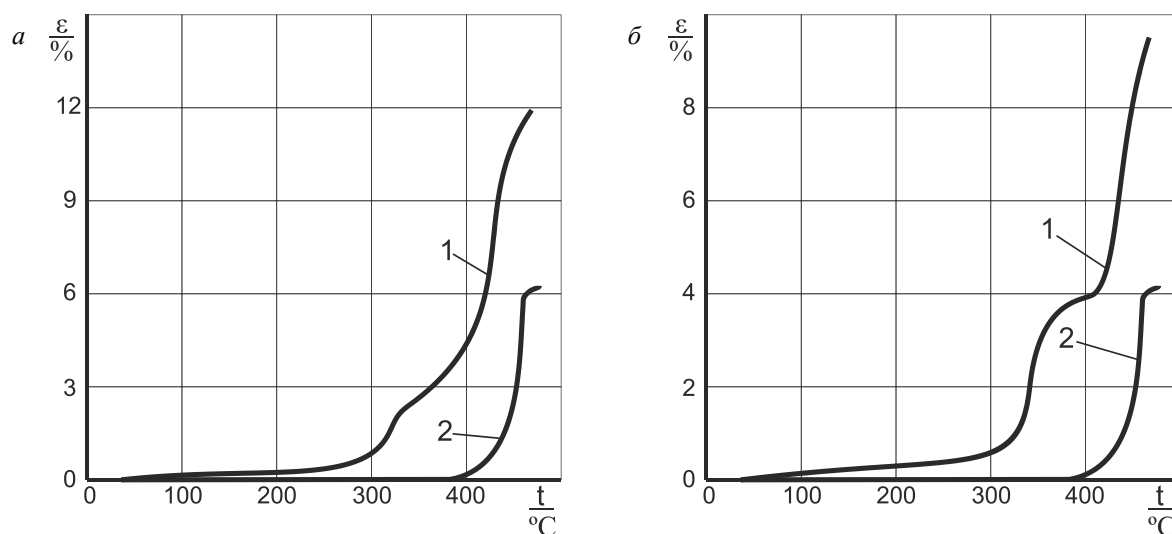


Рис. 3. Термомеханические кривые полиимида, наполненного 10 % (а) и 30 % (б) бронзы, после ВП низкими (1, $P=0,2-0,3$ ГПа) и высокими (2, $P=0,4-0,5$ ГПа) давлениями и спекания в замкнутом объеме

Спекание в замкнутом объеме (рис. 2, кривые 3) приводит к значительному снижению деформаций внедрения (до 9 раз) и повышению конечной температуры размягчения (t_2) на 10–20 °С (табл. 2), выше которой только начинается активное деформирование, при этом переход при t_1 практически исчезает. Это свидетельствует об улучшении адгезионного взаимодействия и монолитизации ПИ, вследствие значительного всестороннего теплового сжатия.

Увеличение давления взрывного прессования (до $P=0,4–0,5$ ГПа) при спекании в замкнутом объеме (рис. 3, табл. 2) приводит к существенному снижению деформаций внедрения (в 2–3 раза) и повышению конечной температуры размягчения t_2 (на 10–18 °С), после которой начинается деформирование полимера, при полном нивелировании температуры t_1 (рис. 3), что свидетельствует о повышении теплостойкости наполненного ПИ. При этом с увеличением концентрации бронзы с 10 до 30 % деформации снижаются в 1,5 раза, а температура t_2 практически не изменяется (табл. 2).

Повышение теплостойкости наполненного полиимида при интенсификации ВП связано с существенным усилением адгезионного взаимодействия за счет ударно-волновой активации компонентов, которое не только обеспечивает прочную связь между полимером и металлом, в результате чего частицы бронзы играют роль узлов сетки, как в терморектах, препятствуя перемещению макромолекул, но и способствует самоармированию полимера, в результате чего повышается его жесткость и твердость, а также снижается текучесть [9].

Выводы

Установлено, что увеличение давлений взрывного прессования с $P = 0,2–0,3$ ГПа до $P = 0,4–0,5$ ГПа приводит к резкому повышению теплостойкости полиимида, наполненного

бронзой, что является следствием усиления адгезионного взаимодействия и самоармирования полимера, в результате чего частицы бронзы играют роль узлов сетки, как в терморектах, препятствуя перемещению макромолекул. Повышение теплостойкости наполненного полиимида увеличивает несущую способность подшипников скольжения, изготовленных из него.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с.
2. Трение и модифицирование материалов трибосистем : учеб. пособие / Ю. К. Машков [и др.] ; РАН, Ин-т сенсорн. микроэлектроники. – М. : Наука, 2000. – 279 с.
3. Jia, J. H. A comparative investigation of the friction and wear behavior of polyimide composites under dry sliding and water-lubricated condition / J. H. Jia et [all] // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 356. – P. 48–53.
4. Bogle, K. A. Growth of copper and gold nanoparticles on a polyimide surface / K. A. Bogle, S. D. Dhole, V. N. Bhoraskar // Radiation Effects & Defects in Solids. – 2007. – Vol. 162. – № 3–4. – P. 259–265.
5. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на теплофизические свойства меднофторопластовых композиционных материалов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Проничев, И. В. Сергеев // Конструкции из композиционных материалов. – 2010. – № 4. – С. 28–36.
6. Адаменко, Н. А. Исследование структурообразования в политетрафторэтилене, наполненном алюминием, после взрывного прессования / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова // Материаловедение. – 2021. – № 4. – 26–32.
7. Рогозин, В. Д. К расчету параметров взрывного прессования порошка в цилиндрической ампуле / В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). – С. 52–54.
8. Тейтельбаум, Б. Я. Термомеханический анализ полимеров / Б. Я. Тейтельбаум. – М. : Химия, 1979. – 234 с.
9. Тагер, А. А. Физикохимия полимеров / А. А. Тагер. – Издание четвертое, переработанное и дополненное. – М. : Научный мир, 2007. – 546 с.

УДК 621.9.047/048

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-40-44

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

**ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ОБРАБОТКИ
НА ТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ ОТВЕРЖДЕННОГО МОНОСЛОЯ,
СФОРМИРОВАННОГО ПУТЕМ ТРЕХМЕРНОЙ ПЕЧАТИ ИЗ ПРЕПРЕГА,
АРМИРОВАННОГО НЕПРЕРЫВНЫМ УГЛЕРОДНЫМ ВОЛОКНОМ***

Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина

e-mail: irinka_7@mail.ru

В статье изложены результаты исследования влияния ультразвуковой обработки на резонансных частотах 22 и 44 кГц монослоя, сформированного путем трехмерной печати из препрегов, армированных непрерывным углеродным волокном, на твердость их поверхности. Установлено повышение плотности структуры монослоя после ультразвукового воздействия, приводящее к увеличению твердости поверхности в единицах Шора-Д на 13,5 % при частоте воздействия 22 кГц и на 10 % при частоте 44 кГц.

Ключевые слова: аддитивные технологии, композиционные материалы, твердость, прочность, ультразвук

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

**THE EFFECT OF ULTRASONIC TREATMENT ON THE SURFACE HARDNESS
OF A CURED MONOLAYER FORMED BY THREE-DIMENSIONAL PRINTING
FROM A PREPREG REINFORCED WITH CONTINUOUS CARBON FIBER**

Yuri Gagarin Saratov State Technical University

The article presents the results of a study of the effect of ultrasonic processing at resonant frequencies of 22 and 44 kHz of a monolayer formed by three-dimensional printing from prepregs reinforced with continuous carbon fiber on the hardness of their surface. An increase in the density of the monolayer structure after ultrasonic exposure was found, leading to an increase in surface hardness in units of Schor-D by 13.5% at a frequency of 22 kHz and by 10% at a frequency of 44 kHz.

Keywords: additive technologies, composite materials, hardness, strength, ultrasound

На протяжении последних десятилетий композиционные материалы все активнее проникают в такие стратегически важные отрасли как авиационная и космическая, а также энергетика и строительство [1]. С начала XXI века наблюдается устойчивый рост объема потребления ПКМ, и эта тенденция сохранится в ближайшее десятилетие [2]. Аддитивные технологии, являющиеся в настоящее время одним из ключевых трендов развития цифрового производства, позволяют в наибольшей степени использовать преимущества ПКМ поскольку последние формируются одновременно с формообразованием изделия, что в полной мере соответствует современному представлению об аддитивных технологиях. Однако, при их промышленном внедрении остается актуальной проблема недостаточной прочности и жесткости изделий из полимеров, а также низкая стойкость по отношению к другим внешним воздействиям, что отрицательно сказывается на надежности конструкций из них [3; 4].

Одним из путей решения проблемы недостаточной стойкости изделий, изготавливаемых

по технологии FDM, к внешним деструктивным факторам является их печать композиционными материалами [5]. последних – в изделие. Однако, эта технология имеет существенный недостаток, заключающийся в разнородности теплофизических и механических свойств терморезистивного связующего, которым предварительно пропитывают жгут, и термопластичного для формируемого изделия, что снижает адгезию между слоями и вызывает остаточные напряжения, приводящие к образованию хаотично распределенных в структуре пустот. Изложенное делает целесообразным дополнительную модификацию изделий из ПКМ. Среди технологических процессов модификации можно выделить использование физических методов, в том числе – ультразвука [6; 7]. Однако, при этом не изучалось влияние ультразвука на сформированные путем трехмерной печати монослои термопластичного полимера из препрегов, армированных непрерывным волокном.

Целью исследований явилось изучение влияния амплитуды и частоты ультразвука, а также

© 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»

времени его воздействия на твердость поверхности объектов трехмерной печати, которая во многом определяет устойчивость монослоев к износу под действием скоростных потоков микрочастиц, которые характерны для условий эксплуатации прежде всего транспортных систем и строительных конструкций.

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 3 группы плоско-параллельных образцов размерами 50x8x1,2 мм: контрольные, подвергаемые ультразвуковой обработке на частоте 22 кГц, и на частоте 44 кГц. Каждая группа состояла из пяти образцов.

Обработку образцов осуществляли на лабораторной ультразвуковой установке с экспериментальным многочастотным ультразвуковым генератором, обеспечивающим частотный диапазон выходного напряжения 20–60 кГц с дискретностью регулировки 10 Гц, что позволяет осуществлять точную настройку системы в резонанс.

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 подвели до касания с образцом, плавно увеличивали нагрузку 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. Фактические резонансные частоты преобразователя составили 24,5 кГц и 43,7 кГц.

Изменение твердости поверхности образцов оценивали по Шору-Д при помощи цифрового дюрометра Novotest ТШ-Ц, межслоевую структуру изучали при помощи цифрового микроскопа Bresser LCD 50x–2000x при увеличении x40.

Результаты экспериментальных исследований представлены на рис. 1–4 и в таблице. Установлено повышение твердости опытных образцов, равное 13,5 % после обработки на частоте 22 кГц и 10 % на частоте 44 кГц. На частоте 22 кГц отмечается рост твердости поверхности образцов с увеличением амплитуды во всем диапазоне времен воздействия. На частоте

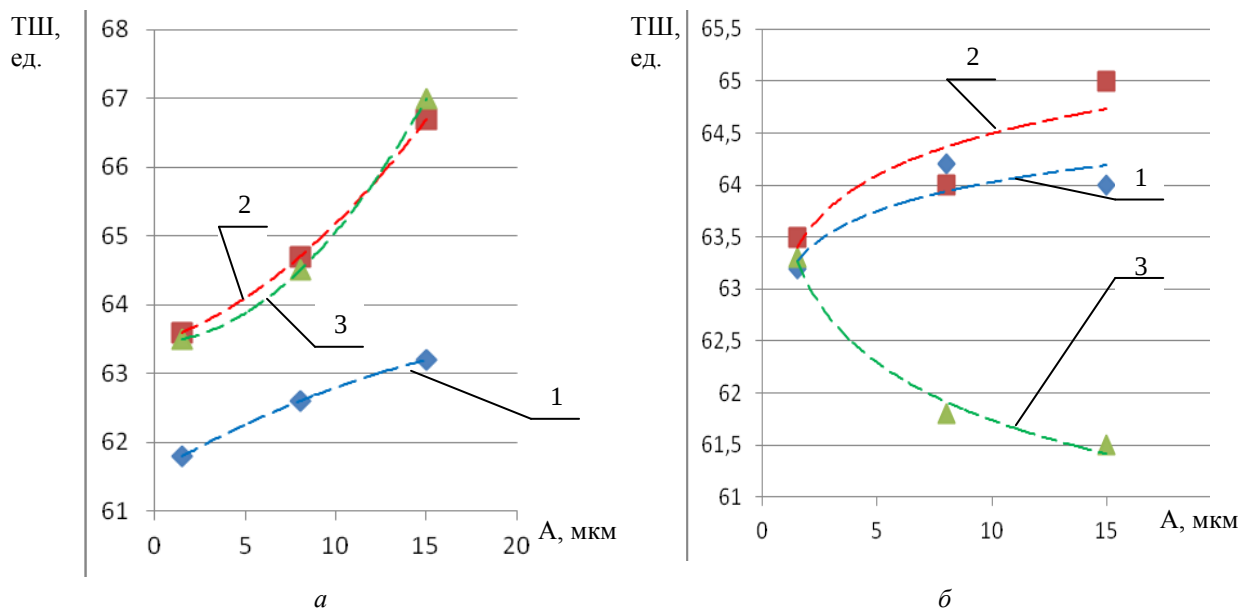


Рис. 1. Изменение твердости поверхности образцов в зависимости от амплитуды ультразвука и времени воздействия при 22 кГц (а) и 44 кГц (б).
Время воздействия в данной точке: 1 – 5 с; 2 – 10 с; 3 – 15 с

44 кГц – снижение твердости с увеличением амплитуды при максимальном из установленного в опыте времени воздействия. На частоте 22 кГц полученные зависимости аппроксимируются полиномами второго порядка, на частоте 44 кГц – степенными функциями (таблица). При этом на частоте 44 кГц отмечается значимое (практически в 2 раза) увеличение степени влияния амплитуды на твердость образцов с увеличением времени воздействия. На частоте 22 кГц, напротив, степень влияния ампли-

туды понижается практически на порядок.

Изучение структуры в поперечном сечении контрольных и опытных образцов (рис. 3 и 4) позволило высказать предположения о механизме отмеченных выше результатов по увеличению твердости образцов. При увеличении $\times 40$ на торцевой поверхности контрольных образцов отмечаются протяженные выходящие за пределы поля зрения макротрещины шириной от 0,05 до 0,1 мм, в целом эквидистантные поверхности монослоя.

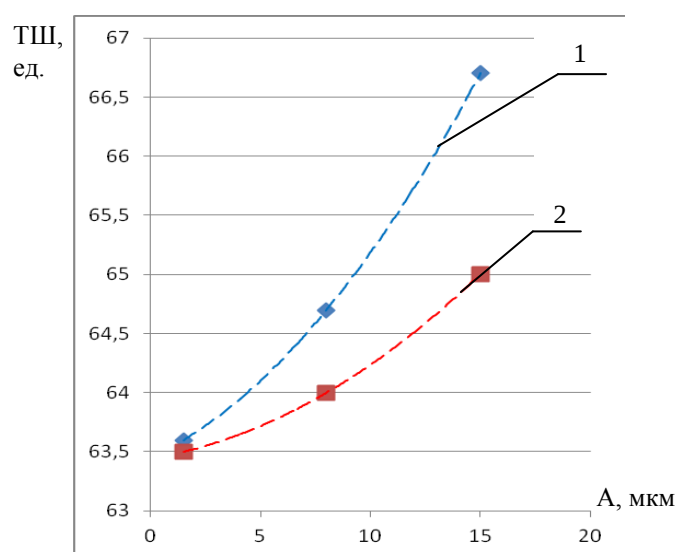


Рис. 2. Изменение твердости поверхности образцов в зависимости от амплитуды и частоты ультразвука при времени воздействия в точке 10 с:
1 – 22 кГц; 2 – 44 кГц

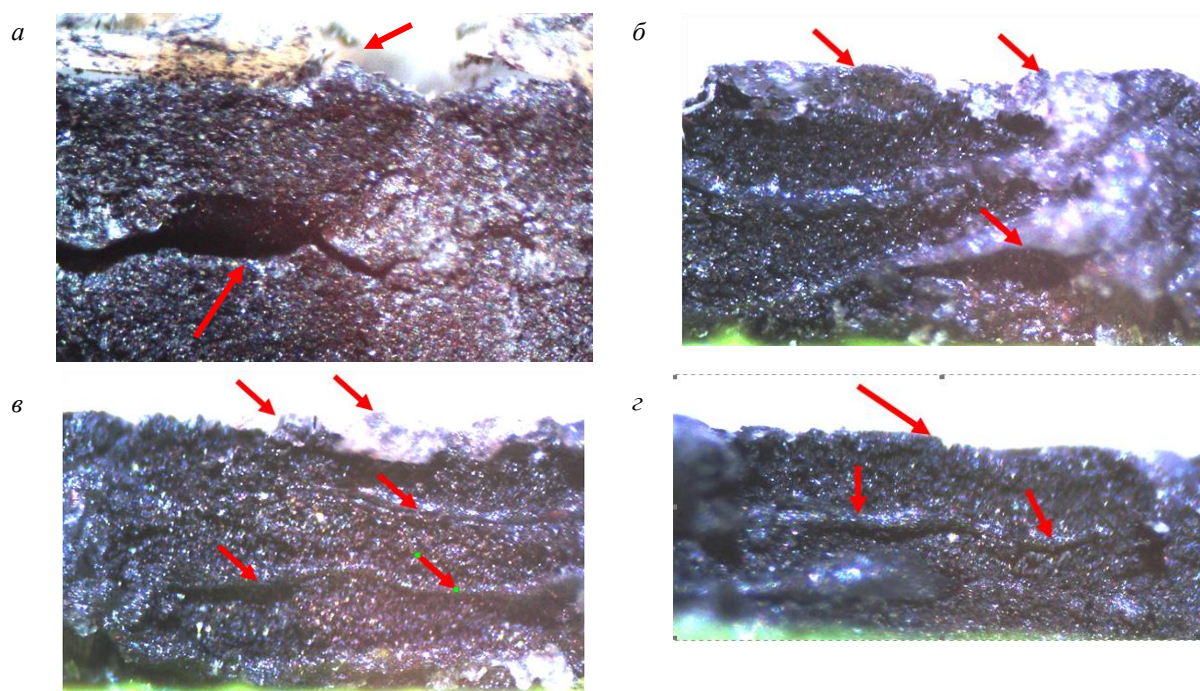


Рис. 3. Микрофотографии ($\times 40$) торцевой поверхности монослоя контрольных образцов (а) и опытных образцов после ультразвукового воздействия на частоте 22 кГц с амплитудой 1,5 мкм (б), 8 мкм (в) и 15 мкм (г) в течение 15 с

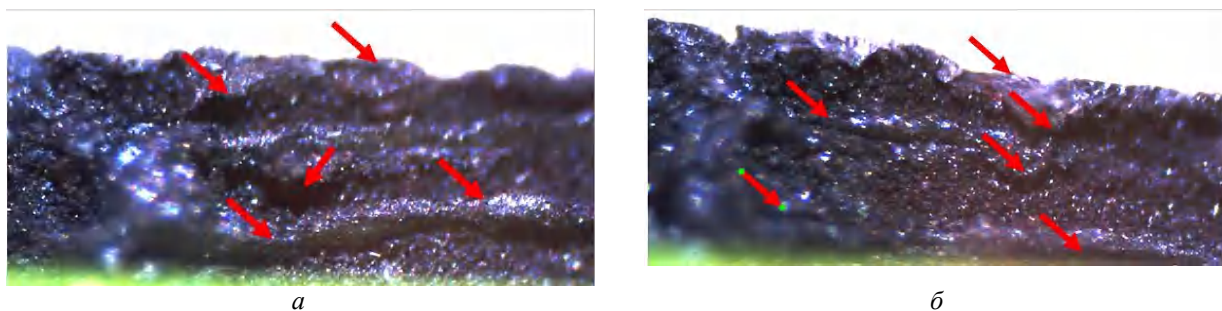


Рис. 4. Микрофотографии (х40) торцевой поверхности монослоя опытных образцов после ультразвукового воздействия на частоте 44 кГц с амплитудой 1,5 мкм (а) и 15 мкм (б)

Изменение твердости образцов после струйно-абразивной обработки

Частота, кГц	22	44
5 с	$y = -0,0028x^2 + 0,1494x + 61,582$	$y = 63,11x^{0,0063}$
10 с	$y = 0,0086x^2 + 0,0873x + 63,45$	$y = 63,17x^{0,009}$
15 с	$y = 0,0151x^2 + 0,0108x + 63,45$	$y = 63,599x^{-0,013}$

Внешняя поверхность характеризуется значительной рельефностью, образованной застывшими после печати данной дорожки монослоя каплями полимера, высота элементов микрорельефа (выступы и впадины) в ряде случаев превышает 0,15 мм (рис. 3, а). В структуре образцов после ультразвукового воздействия с частотой 22 кГц и амплитудой 15 мкм отмечаются только короткие трещины протяженностью не более 0,4 мм и шириной до 0,01–0,02 мм. Элементы структуры выглядят вытянутыми в плоскостях, параллельных внешней поверхности монослоя. В свою очередь поверхность представляется относительно ровной (рис. 3, з). При малых амплитудах сохраняются достаточно крупные полости (промежутки между композитными филаментами), что связано с невысокой интенсивностью ультразвука, но микрорельеф поверхности оказывается сглаженным воздействием инструмента (рис. 3, б). При средних амплитудах пустоты и трещины занимают промежуточное положение по размерам, также их количество снижается (рис. 3, в). Аналогичные изменения характеризуют и структуру образцов после обработки на частоте 44 кГц (рис. 4, а и б), однако, размеры и количество дефектов несколько больше. Уменьшение размеров и количества дефектов в поперечном сечении опытных образцов определяет отмеченное выше повышение твердости их поверхности.

Значительные знакопеременные высокочастотные механические нагрузки вызывают пла-

стическую деформацию полимера и его перераспределение в направлении дефектов структуры – пустот. Это движение облегчается также уменьшением трения связующего по поверхности образующих жгут волокон, которые благодаря своей упругости являются хорошими проводниками ультразвуковых волн. В результате связующее заполняет имеющиеся в структуре макро- и мезопустоты, а его поверхность сглаживается, что сопровождается уменьшением размеров выступов и впадин микрорельефа. С другой стороны, чрезмерная интенсивность или длительность воздействия ультразвука вызывает сверхмногоциклового нагрузки. Это может привести к быстрому достижению предельного (базового) числа циклов нагружения и истощению запаса усталостной прочности матрицы. Соответственно, в этом случае возможно вторичное появление трещин и отслоений, представляющих собой повреждения способные нарушить целостность композиции. В результате увеличение эффективности упрочнения при повышении частоты оказывается невысоким по сравнению с меньшими частотами воздействия. В тоже время, вследствие увеличения связанности армирующих волокон и связующего на макроуровне наблюдается устойчивый рост эффективности данного метода модификации.

Таким образом, установлено повышение плотности структуры монослоя после ультразвукового воздействия, приводящее к увеличению твердости поверхности в единицах Що-

ра-Д на 13,5 % при частоте воздействия 22 кГц и на 10 % при частоте 44 кГц. Повышение плотности структуры монослоя и уменьшение количества и размеров дефектов в нем после воздействия ультразвука является основной причиной увеличения твердости материала и возможного повышения его стойкости к воздействию скоростного потока твердых частиц.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Конструкционные полимерные композиционные материалы / Ю. А. Михайлин. – 2-е изд. СПб. : Научные основы и технологии, 2010. – 822 с.
2. Дориомедов, М. С. Российский и мировой рынок полимерных композитов (обзор) / М. С. Дориомедов // Труды ВИАМ. – 2020. – № 6–7. – С. 29–37.

3. Гибсон, Я. Технологии аддитивного производства. Трехмерная печать, быстрое прототипирование и прямое цифровое производство / Я. Гибсон, Д. Розен, Б. Стакер. – М. : ТЕХНОСФЕРА, 2016. – 656 с.

4. https://delprof.ru/upload/iblock/ced/DelProf_Analitika_Rynok-3D_pechati.pdf.

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

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

7. 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.

УДК 620.191.33:666.974.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-44-49

Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, И. В. Стефаненко, О. В. Душко

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИНТЕГРАЛЬНОЙ И ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНОЙ ПОРИСТОСТИ ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ УСОВЕРШЕНСТВОВАННЫМ МЕТОДОМ КАПИЛЛЯРНОЙ КОНДЕНСАЦИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: burkhanov@inbox.ru

В статье рассмотрен разработанный авторами метод оценки распределения пор по их размерам, заключающийся в получении изотермы десорбции материала, предварительно полностью насыщенного жидким сорбатом, который заполняет все поры материала. При этом полное насыщение достигается не в процессе капиллярной конденсации, а насыщением материала при вакуумировании.

Ключевые слова: жаростойкий бетон, структура, нагрев, пористость, капиллярная конденсация, вакуумирование

R. A. Burkhanova, T. K. Akchurin, I. V. Stefanenko, O. V. Dushko

DETERMINATION OF INTEGRAL AND DIFFERENTIAL POROSITY OF HEAT-RESISTANT CONCRETE BY IMPROVED CAPILLARY CONDENSATION METHOD

Volgograd State Technical University

The article discusses the method developed by the authors for assessing the distribution of pores by their sizes, which consists in obtaining a desorption isotherm of a material that is previously completely saturated with liquid sorbate, which fills all the pores of the material. In this case, complete saturation is achieved not in the process of capillary condensation, but by saturation of the material during vacuuming.

Keywords: heat-resistant concrete, structure, heating, porosity, capillary condensation, vacuuming

Введение

Метод капиллярной конденсации, основанный на использовании уравнения Томпсона-Кельвина, позволяет надежно определять объемы мелких пор, так как верхний предел ограничен трудностью заполнения сорбатом под радиусом более 10^{-7} м в процессе адсорбции [1; 2].

Однако, авторами установлено, что для жаростойких бетонов, имеющих большое количество пор радиусом более 10^{-7} м, при температуре 20 °С и атмосферном давлении при максимальном сорбционном поглощении адсорбатом заполняется только 25–60 % общего объема пор (таблица).

Максимальная сорбция паров воды бетоном в процессе капиллярной конденсации (a_1), после вакуумирования (a_2) и пористость бетона (Π)

Вид бетона	a_1 , %	a_2 , %	Π , %
Жаростойкий на портландцементе	10,03	24,00	26,30
Жаростойкий на глиноземистом цементе	12,56	24,89	24,90
Жаростойкий на жидком стекле	7,03	27,20	30,30
Обычный на гранитном заполнителе	11,92	14,68	16,20

Причем, с повышением температуры нагрева бетона, вызывающего возрастание в материале объемов пор радиусом более 10^{-7} м, разница между максимальной сорбцией паров воды в процессе капиллярной конденсации и после насыщения водой при вакуумировании бетона возрастает. Следовательно, при использовании метода капиллярной конденсации может быть исследован только небольшой объем мелких пор радиусом менее 10^{-7} м.

Методика проведения исследований

Исследование пористой структуры жаростойких бетонов проводили усовершенствованным методом капиллярной конденсации, который позволяет определять практически объем всего порового пространства в бетоне.

Разработанный авторами метод оценки распределения пор по их размерам заключается в получении изотермы десорбции материала, предварительно полностью насыщенного жидким сорбатом, который заполняет все поры материала. При этом термин «десорбция» здесь применен условно, так как полное насыщение достигается не в процессе капиллярной конденсации, а насыщением материала при вакуумировании ($1 \cdot 10^{-4}$ мм рт.ст.). Это позволяет вести анализ кривой «десорбции» от полного насыщения, что трудно получить обычным экспериментальным путем при капиллярной конденсации. Интерполяция в данном диапазоне относительного давления осуществляется в более крупном масштабе по $P/P_s = 0,98 - 1,0$ (где P_s – давление насыщенного пара при данной температуре) (рис. 1).

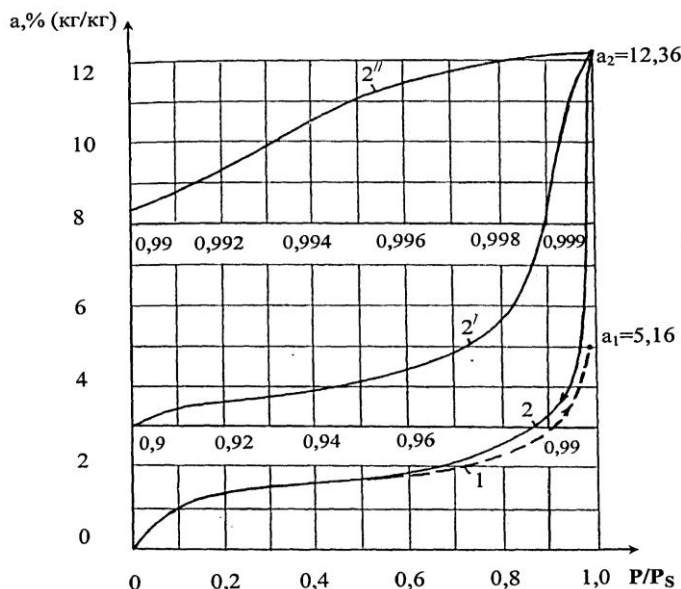


Рис. 1. Кривые сорбционного увлажнения жаростойкого бетона на портландцементе: 1 – изотерма адсорбции; 2 – условная изотерма десорбции от полного насыщения; a_1 – максимальное сорбционное насыщение в естественных условиях; a_2 – полное насыщение при вакуумировании; 2' – в диапазоне относительной влажности 0,9–1,0; 2'' – в диапазоне 0,99–1,0

Справедливость применения уравнения Кельвина при относительной влажности около 100 % показана прямыми опытами [2]. Сопоставление расчетов, проведенных по известной методике, охватывающей диапазон пор лишь

до 10^{-7} м, и по усовершенствованной показало, что данный способ позволяет получить не только более полную информацию о пористой структуре материала в широком диапазоне размеров пор и капилляров, но и существенно

уточнить ее в диапазоне до 10^{-7} м (рис. 2). Если в таблице к значениям a_2 прибавить объем пор

воздухововлечения (2–3 %), то будет получен общий объем пор в бетоне.

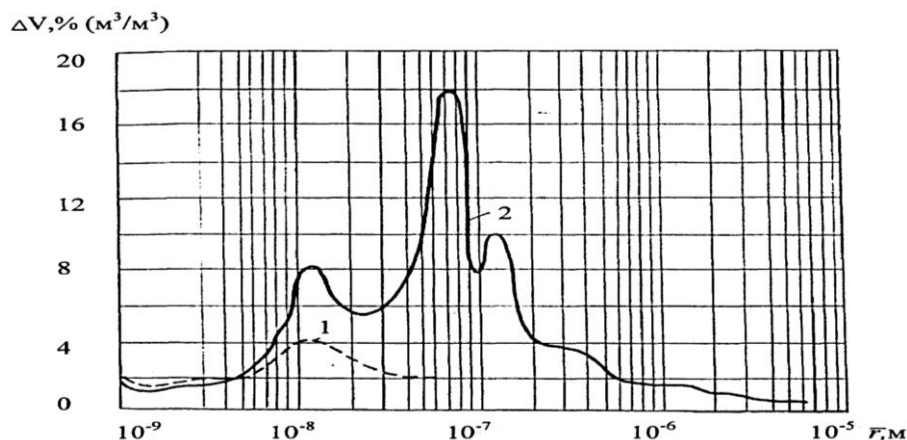


Рис. 2. Распределение объемов пор (ΔV) в зависимости от их радиуса ($\bar{r}$) в жаростойком бетоне на портландцементе: 1 – по известной методике; 2 – по усовершенствованной методике

Последующий расчет распределения пор по размерам из кривых «десорбции» от полного насыщения пор водой под вакуумом вели по уравнению Кельвина:

$$r_k = \frac{2V\gamma}{RT \ln P_s / p}, \quad (1)$$

где γ , V – поверхностное натяжение и молярный объем адсорбата в жидком состоянии.

В уравнении (2) при расчете радиуса пор по Кельвину r_k не учитывается адсорбционный слой t , остающийся на стенках пор в результате десорбции при изменении относительной влажности. Действительная величина

$$r_p = r_k + t, \quad (2)$$

Значение t определяли из уравнения Хелси [1]:

$$t = \sigma \left(\frac{K}{\ln P / P_s} \right)^{1/3}, \quad (3)$$

где $k = \ln P_m / P_s$, а P_m / P_s – относительное давление, соответствующее a_m .

Среднюю толщину одного слоя адсорбированных молекул принимали равной диаметру молекулы воды, хотя она определяется упаковкой молекул на поверхности материала и может быть различной. Определение объема пор (ΔV_p) с радиусом r_p вели по уравнению [1; 4]:

$$\Delta V_p = \Delta V_k \left(\frac{r_p}{r_k} \right)^2, \quad (4)$$

в котором $\Delta V_k = \Delta V - \Delta V_f$, ΔV_f –

объем влаги, соответствующий уменьшению толщины адсорбированного слоя (Δt). Согласно [1]:

$$\Delta V_f = \Delta t \sum (\Delta S_p) \cdot \gamma_0 \cdot 10^{-7}, \quad (6)$$

где $\sum (\Delta S_p)$ – площадь пор, имеющих радиус $r_p \geq r_p$, γ_0 – объемная масса бетона; ΔS_p – площадь пор, соответствующая объему ΔV_p . Значение ΔS_p определяли по уравнению:

$$\Delta S_p = 2 \frac{\Delta V_p}{r_p \cdot \gamma_0} \cdot 10^{-7}, \quad (7)$$

Для расчета распределения объемов ΔV и площади ΔS пор по размерам r_p в ИАиС ВолгГТУ разработаны программы для ЭВМ [3].

Результаты исследований и их обсуждение

Качественный вывод об изменении дифференциальной пористости бетонов при нагреве получен из данных по изменению их удельной поверхности (S). Установленное авторами уменьшение свидетельствует об огрублении структуры бетона и наблюдается не только при нагреве бетона до высоких температур, но и в процессе его тепловлажностной обработки.

Нагрев бетонов при высоких температурах приводит к значительному изменению их структуры. Происходит перераспределение объемов пор по их размерам, что приводит к изменению соотношения между количеством тонких и более крупных пор, наблюдается изменение общего объема пор. Условный средний радиус пор $r = \frac{2V}{S}$ (где V и S – соответст-

венно объем пор и удельная поверхность) с повышением температуры нагрева жаростойких бетонов на портландцементе и жидком стекле возрастает. Наибольшие изменения пористой структуры происходят в жаростойком бетоне на жидком стекле после его нагрева при температуре 800 °С.

Распределение всех объемов и площади поверхности пор в жаростойком бетоне на портландцементе приведено на рис. 3. Наибольший объем (рис. 4) приходится на три группы пор: радиусом $4,0 \cdot 10^{-9} - 2 \cdot 10^{-8}$ м; $5 \cdot 10^{-8} - 10^{-7}$ м и $10^{-7} - 2 \cdot 10^{-7}$ м. Наиболее значительные изменения в пористой структуре происходят после его нагрева при температуре 800 °С. Почти полностью сокращается объем микропор, резко возрастает

верхний предел переходных пор и объем макропор. Площадь поверхности пор при нагреве до 300 °С, в основном, определяется порами радиусом $2 \cdot 10^{-9}$ м и 10^{-8} , и после нагрева при 800 °С – порами радиусом $5 \cdot 10^{-8}$ м и 10^{-7} м. При этом значительного изменения общей пористости бетона не происходит.

В жаростойком бетоне на жидком стекле при нагреве также происходит значительное перераспределение объемов пор по их размерам (рис. 5), а в целом, он обладает более крупнопористой структурой по сравнению с бетоном на портландцементе. Нагрев при температуре 800 °С приводит к значительному увеличению макро- и крупных пор, объем переходных пор резко уменьшается, а объем микропор резко сокращается.

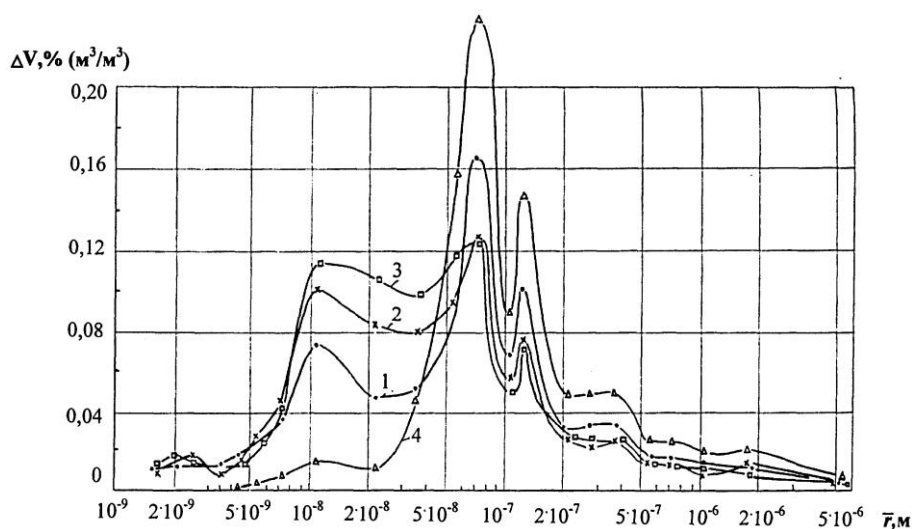


Рис. 3. Распределение объемов пор ΔV_p в жаростойком бетоне на портландцементе в зависимости от их радиуса $\bar{r}$ и температуры нагрева бетона

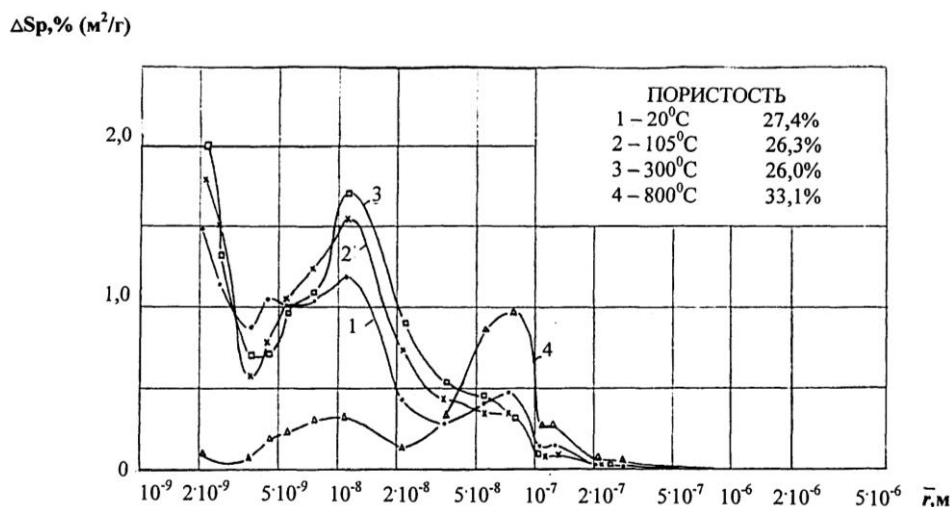


Рис. 4. Распределение площади поверхности пор ΔS_p в жаростойком бетоне на портландцементе в зависимости от их радиуса $\bar{r}$ и температуры нагрева бетона

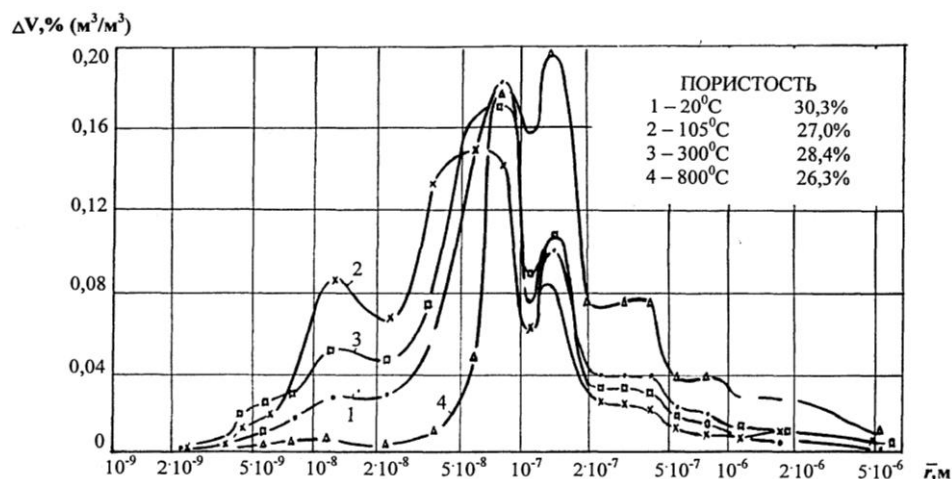


Рис. 5. Распределение объемов пор ΔV_p в жаростойком бетоне на жидком стекле в зависимости от их радиуса $\bar{r}$ и температуры нагрева бетона

Значительное влияние на распределение пор по радиусу у жаростойких бетонов оказывает шамот, общая пористость которого колеблется в пределах 14–17,5 %. Наибольший объем пор в шамоте составляют поры радиусом $2 \cdot 10^{-8}$ м и $2 \cdot 10^{-7}$ м (рис. 6).

Жаростойкий бетон на глиноземистом цементе отличается от других видов жаростойких бетонов крупной поровой структурой. В ненагрываемом бетоне, а также после нагрева при температурах 105, 300 и 800 °С объем пор радиусом менее 10^{-7} м составляет от 25,7 до 36,0 % (рис. 7, кривые 4–7).

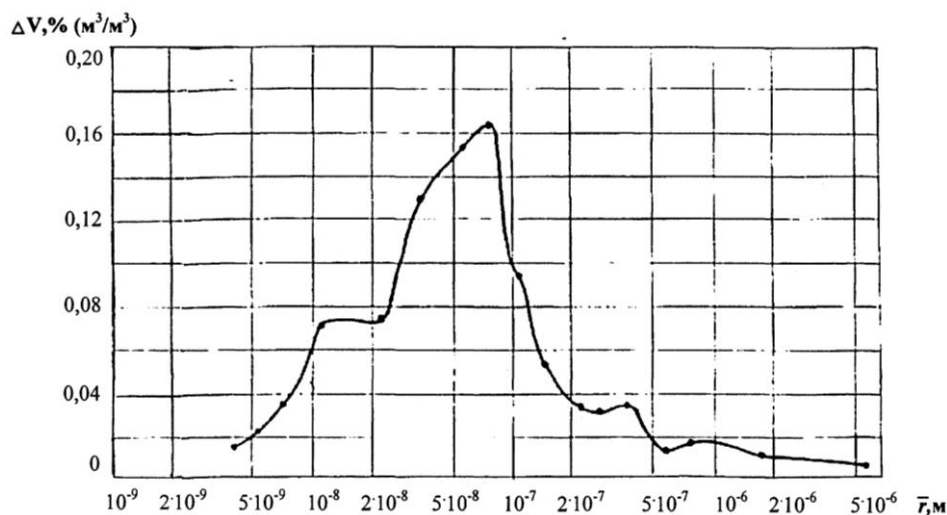


Рис. 6. Структурная кривая распределения объемов пор ΔV_p по их размерам $\bar{r}$ в шамоте. Общая пористость 17,4 %

Остальной объем занимают поры радиусом более 10^{-7} м, что примерно соответствует распределению пор в шамоте. По сравнению с этим видом бетона, структура обычного бетона, является мелкопористой. В температурном интервале 20–800 °С общая пористость обыч-

ного бетона наименьшая и с учетом пор воздуховлечения колеблется в пределах от 16,2 до 19,1 % в зависимости от температуры нагрева бетона. При этом объем пор радиусом до 10^{-7} м составляет до 72 % от общего объема пор (рис. 7, кривые 1–3).

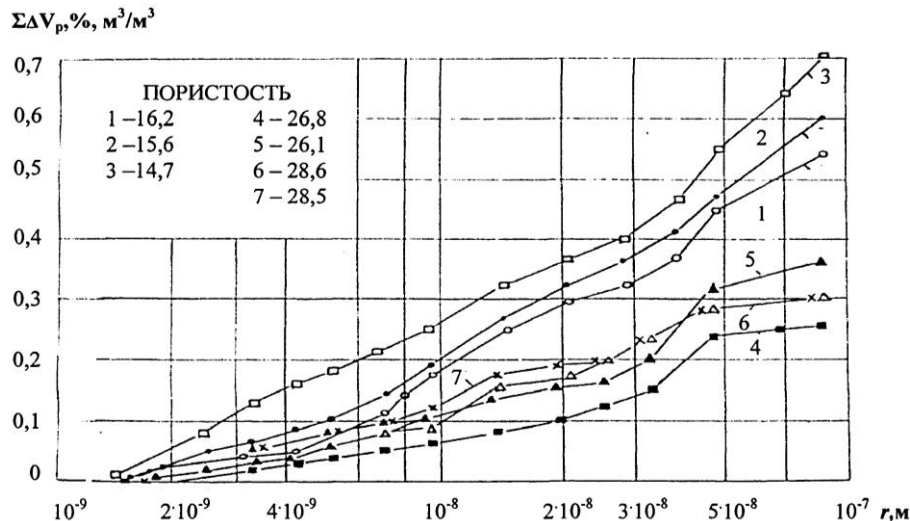


Рис. 7. Влияние температуры на распределение пор в обычном (1, 2, 3) и жаростойком бетоне на глиноземистом цементе (4, 5, 6, 7); 1, 4 – 20 °С; 2, 5 – 105 °С; 3, 6 – 300 °С; 7 – 800 °С

Обычный и жаростойкий бетон на портландцементе являются материалами с тонкой поровой структурой [5]. По этой причине гидродинамическое сопротивление структуры бетонов на портландцементе перемещению влаги в виде жидкости и пара при нагреве выше, чем бетонов на глиноземистом цементе и жидком стекле.

Выводы

1. Сопоставление расчетов, проведенных по известной методике, охватывающей диапазон пор лишь до 10^{-7} м, и по усовершенствованной показало, что разработанный авторами метод позволяет получить не только более полную информацию о пористой структуре материала в широком диапазоне размеров пор и капилляров, но и существенно уточнить ее в диапазоне до 10^{-7} м.

2. Полученные данные по изменению структурной пористости жаростойких бетонов имеют большое практическое значение, особенно на этапе вывода теплотехнических сооружений, выполненных из жаростойкого бетона на рабочий режим, когда из бетона в процессе сушки и первого разогрева удаляется влага различной

формы связи с материалом. Например, для жаростойких бетонов на глиноземистом цементе и жидком стекле, отличающихся от бетонов на портландцементе крупнопористым строением и более высокой газопроницаемостью, допустимы более высокие скорости нагрева и охлаждения бетона.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Грег, С. Адсорбция, удельная поверхность, пористость / С. Грег, К. Синг. – М. : Мир, 1984. – 407 с.
2. Дубинин, М. М. Адсорбция и пористость / М. М. Дубинин. – М. : Воен. Краснознам. акад. хим. защиты, 1976. – 360 с.
3. Бурханова, Р. А. Модифицированные жаростойкие бетоны с использованием шлаковых заполнителей / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчуринов, В. В. Вовко // Вестник Волгоградского государственного архитектурно-строительного университета. Серия: Строительство и архитектура. – 2020. – Вып. 3 (80). – С. 54–63.
4. Краюхин, В. И. Жаростойкие бетоны. Составы. Эксплуатация. Восстановление основных свойств после длительной эксплуатации / В. И. Краюхин. – Саратов : Саратов. гос. технический ун-т, 2014. – 346 с.
5. Леонович, С. Н. Прочность, трещиностойкость и долговечность конструкционного бетона при температурных и влажностных воздействиях / С. Н. Леонович, Ю. В. Зайцев, В. В. Доркин, Д. А. Литвиновский. – М. : НИЦ ИНФРА-М, 2019. – 258 с.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-50-53

А. В. Попов, И. В. Нотов

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЗВЕНЬЕВ СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА ПОРШНЕВОГО НАСОСА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: apopov34@rambler.ru

В статье представлено конструктивное исполнение сферического преобразующего механизма, используемого в поршневом насосе, выполненного в виде 3D модели. Проведен анализ деформаций звеньев указанного механизма. Определены наиболее нагруженные элементы, и обосновано усилие на участках с максимальными напряжениями с целью определения влияния на объемную подачу жидкости.

Ключевые слова: сферический механизм, поршневой насос

A. V. Popov, I. V. Notov

ANALYSIS OF STRESS-STRAIN STATE OF LINKS OF SPHERICAL CONVERTING MECHANISM OF PISTON PUMP

Volgograd State Technical University

The article presents the design of a spherical converting mechanism used as a piston pump, made in the form of a 3D model. An analysis of the deformations of the links of the specified mechanism was carried out. The most loaded elements were determined and the force in areas with maximum stress was justified in order to determine the effect on the volumetric fluid supply.

Keywords: spherical mechanism, piston pump

Ранее авторами были описаны схемы приводов и трансмиссий транспортных средств, в которых основным элементом был импульсный вариатор со сферическими преобразующими механизмами [1; 2]. При этом стоит отметить, что область применения указанных механизмов может быть существенно расширена в зависимости от поставленной задачи. В данной статье проводится анализ напряженно-деформированного состояния разработанной конструкции сферического преобразующего механизма для использования его в качестве преобразователя движения насоса для перекачки высоковязких жидкостей.

На сегодняшний день в области перекачки жидкостей обладающих высокой вязкостью, например таких как: мед, цемент, тесто, крема, нефть и другие, в основном используют насосы винтового, шестеренчатого и мембранного ти-

пов. Недостатками этих конструкций являются повышенные требования к изготовлению отдельных деталей, использование дополнительного оборудования, как в случае применения насосов мембранного типа, а также в большинстве случаев отсутствие дополнительных возможностей по регулированию подачи жидкости.

Альтернативным вариантом известных конструкций насосов могут послужить, насосы со сферическим преобразующим механизмом, в котором регулирование подачи жидкости может осуществляться за счет изменения частоты оборотов двигателя, угла наклона внутреннего кольца механизма, так и комбинированным способом.

На рис. 1 показана трехмерная модель сферического преобразующего механизма в рабочем положении с двумя поршнями выполненная в среде автоматизированного проектирования *Autodesk Inventor Professional*. Работа дан-

ного механизма аналогична тому, что был ранее рассмотрен авторами в работах посвященных применению сферического преобразующего механизма в составе трансмиссий транспортных средств [3].

Преобразующий механизм состоит из ведущего вала 1, с установленным на нем через шарнир 2 внутренним кольцом 3. На последнем с помощью подшипника 4 крепится промежуточное кольцо 5, которое соединено шарнирами 6 с наружным кольцом 7, имеющим возможность качания на цапфах 8 относительно корпуса (на рисунке не показан). Особенностью конструкции является то, что наружное кольцо 7 кинематически связано посредством проушин 9, оси 10, шатуна 11 и поршневого пальца 12

с диаметрально расположенными поршнями 13.

При работе такого механизма колебания наружного кольца 7, будут преобразовываться в возвратно-поступательное движение поршней. Таким образом, регулирование подачи жидкости может происходить двумя способами: посредством изменения частоты вращения ведущего вала 1 или изменением угла наклона внутреннего кольца 3, тем самым увеличивая амплитуду колебания. Кроме того, внутренне, среднее и наружное кольца выполнены в виде сборных полуколец скрепленных между собой винтами 14, что упрощает сборку данного механизма и позволяет более надежно зафиксировать шарниры колец и цапф от проворачивания в соответствующих отверстиях.

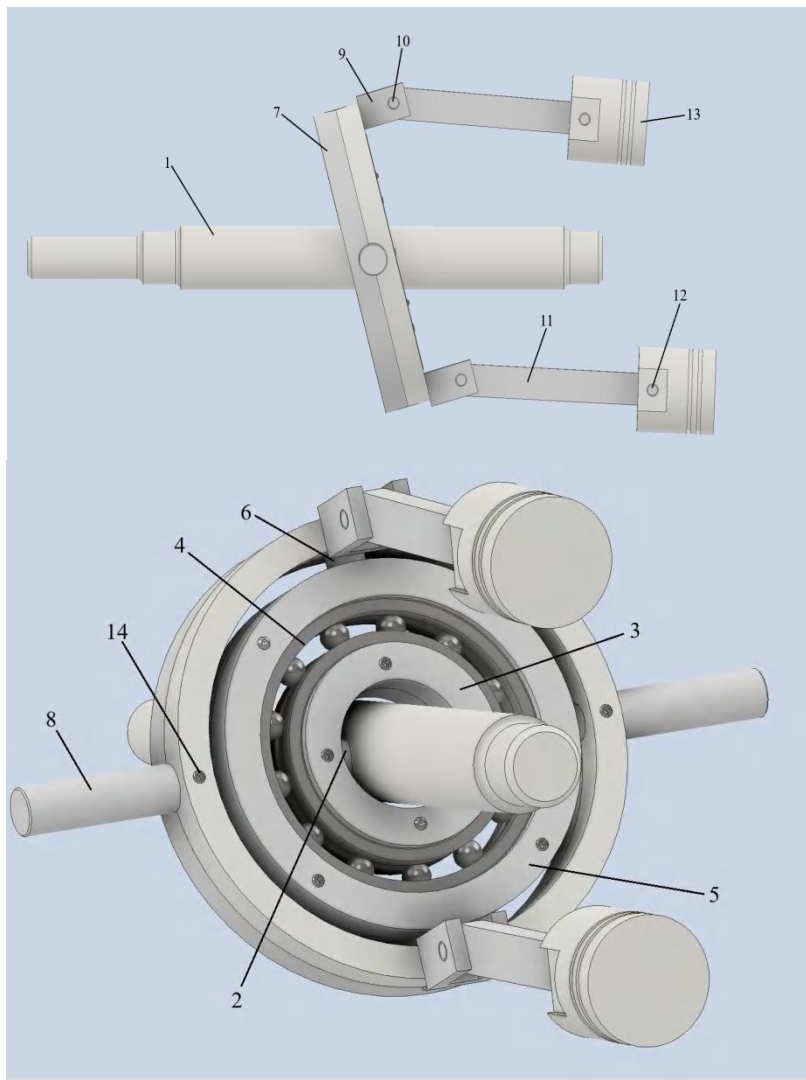


Рис. 1. Трехмерная модель сферического преобразующего механизма для поршневых насосов

Для определения и анализа деформаций звеньев сферического преобразующего меха-

низма с двумя степенями свободы с установленными на нем поршнями, движущимися

в противофазе, было смоделировано напряженно-деформированное состояние, результаты которого представлены на рис. 2.

Моделирование напряжений осуществлялось в программе *Autodesk Inventor Professional* с некоторыми допущениями. Поскольку модель на рис. 2 представляет результат статического расчета, то все элементы механизма были заменены соответствующими сопряжениями. Основным материалом конструкции была Сталь 40 ГОСТ 1050–2013 с пределом текучести 340 МПа, пределом прочности при растяжении 570 МПа [4]. Моделирование нагруженного состоя-

ния для анализа деформаций звеньев механизма осуществлялось приложением к ведущему валу модели крутящего момента $T = 100$ Н·м, для имитации внешней нагрузки ведомое звено модели жестко закреплялось, на днище поршня совершающего рабочий ход прикладывалось давление $P = 6$ МПа, а на днище поршня совершающего такт всасывания жидкости прикладывалось давление $P = 1$ МПа. В результате получены статические деформации элементов механизма и эпюры внутренних напряжений. Все данные визуализировались и масштабировались для удобства исследования.

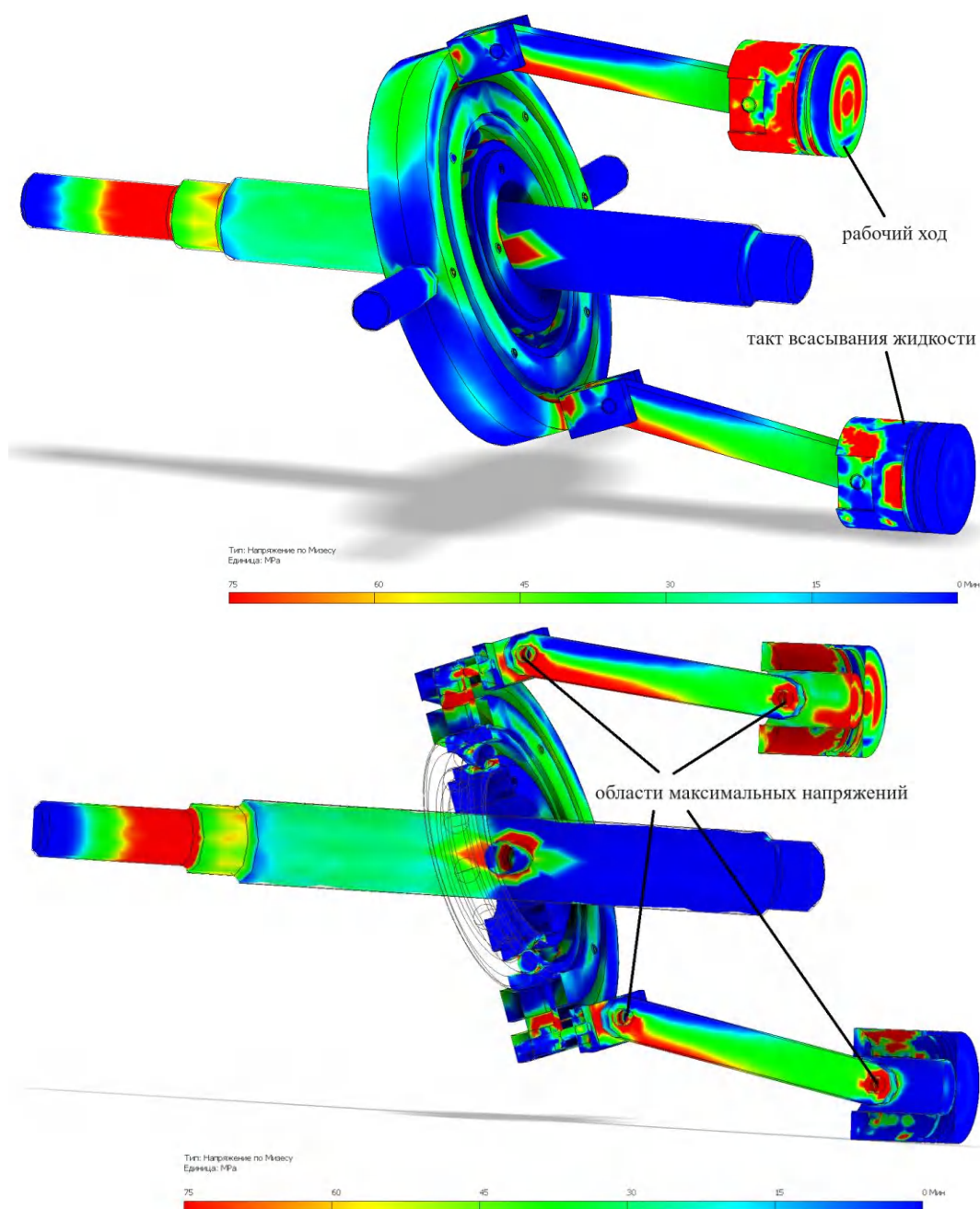


Рис. 2. Напряженно-деформированное состояние элементов механизма в рабочем положении

При анализе напряжений сферического преобразующего механизма можно заметить, что основные напряжения сосредоточены в основном в местах крепления поршня к шатуну и шатуна к наружному кольцу сферического механизма. Также за счет больших осевых нагрузок напряжения равномерно распределяются на половину диаметра наружного и среднего колец именно в той части механизма, где поршень совершает рабочий ход по перекачке жидкости, при этом вторая половина механизма остается слабо нагруженной.

По результатам моделирования в конструкции сферического механизма с двумя степенями свободы и выполненной в виде насоса для перекачки высоковязких жидкостей определены наиболее нагруженные участки, которыми являются места сопряжений деталей и колец механизма, которые в конкретный момент времени совершают такт рабочего хода для перекачки жидкости от чего воспринимают наибольшие осевые силы. По итогу проведенного исследования, данный вариант исполнения сферического преобразующего механизма показал удовлетворительные результаты и свою работоспособность, что может послужить интересом для дальнейших исследований и при-

менению указанного механизма в реальных производственных условиях эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Нотов, И. В.* Варианты бесступенчато регулируемых трансмиссий для полноприводных транспортных средств малой мощности / И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Проблемы механики современных машин : матер. VII междунар. науч. конф. (г. Улан-Удэ, 25–30 июня 2018 г.). В 2 т. Т. 1 / редкол. : В. С. Балбаров (отв. ред.) [и др.] ; Восточно-Сибирский гос. ун-т технологий и управления, Ин-т машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Уханьский текстильный ун-т (Китай), Иркутский гос. ун-т путей сообщения, Братский гос. ун-т. – Улан-Удэ, 2018. – С. 282–286.
2. *Попов, А. В.* Адаптация трансмиссии на основе регулируемого привода со сферическими механизмами для мототехники / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Инновационная наука. – 2020. – № 12. – С. 45–48.
3. *Нотов, И. В.* Теоретическое и экспериментальное исследование работы импульсного вариатора со сферическим преобразующим механизмом / И. В. Нотов // XXIII Региональная конференция молодых исследователей Волгоградской области (г. Волгоград, 11–14 декабря 2018 г.) : тез. докл. / редкол. : А. В. Навроцкий (отв. ред.) [и др.] ; Комитет образования, науки и молодежной политики Волгоградской обл., Совет ректоров вузов Волгоградской обл., Волгоградский гос. техн. ун-т. – Волгоград, 2019. – С. 45–46.
4. ГОСТ 1050–2013. Металлопродукция из нелегированных конструкционных качественных и специальных сталей. Общие технические условия (с Поправками) от 28 октября 2014 : дата введения 1 января 2015 г. – Москва : Стандартинформ, 2014. – 36 с.

УДК 620.191.33:666.974.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-53-56

Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, И. В. Стефаненко, О. В. Бурлаченко

РАЗРАБОТКА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕРМОСТОЙКОСТИ ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: burkhanov@inbox.ru

В статье авторами предложен неразрушающий резонансный метод для оценки стойкости бетонов и деструктивных процессов при их циклическом нагреве и охлаждении. Представлены результаты экспериментальных исследований изменения резонансной частоты, предела прочности при изгибе, модуля упругости жаростойкого бетона при циклическом нагреве.

Ключевые слова: жаростойкий бетон, циклический нагрев, резонансная частота, изгиб, модуль упругости

R. A. Burkhanova, T. K. Akchurin, I. V. Stefanenko, O. V. Burlachenko

DEVELOPMENT OF AN EXPERIMENTAL METHOD FOR DETERMINING THE HEAT RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT CONCRETE

Volgograd State Technical University

In the article, the authors propose a non-destructive resonance method for assessing the resistance of concrete and destructive processes during their cyclic heating and cooling. The results of experimental studies of changes in the resonant frequency, the limit bending strength, elastic modulus of heat-resistant concrete at cyclic heating.

Keywords: heat-resistant concrete, cyclic heating, resonant frequency, bending, elastic modulus

Введение

В настоящее время для оценки термостойкости строительных материалов применяют различные критерии, которые, как правило, учитывают изменение их физико-механических или теплофизических свойств, но не включают в себя параметра, учитывающего изменение структуры материала [1]. Согласно СНиП 3.09.01–85 «Производство сборных железобетонных конструкций и изделий» термостойкость жаростойких бетонов определяется по потере в весе кубов $7 \times 7 \times 7$ см после их нагрева при температуре 800°C и последующего охлаждения в воде. Осмотр образцов производится визуально. Основным недостатком этой методики является большая трудоемкость при проведении испытаний, а также качественная субъективная оценка получаемых данных. Кроме того, при такой методике нет контроля за изменяющимися в результате циклов нагрева и охлаждения структурой и прочностью бетонов.

Деструктивный метод определения термостойкости жаростойких бетонов по потере прочности [2; 3] также трудоемок, так как предусматривает разрушение образцов при определении их прочности. В связи с тем, что цик-

лические «нагрев-охлаждение» приводят к неравномерному нарушению неоднородной структуры жаростойких бетонов и появлению в образцах поверхностных трещин, это вызывает значительный разброс данных, получаемых при определении прочности бетона, и поэтому требует испытания большого количества образцов.

Методика проведения исследований

Для оценки термостойкости жаростойких бетонов и деструктивных процессов при их циклическом нагреве и охлаждении авторами предложено использовать неразрушающий резонансный метод [4]. В зависимости от крупности заполнителя изготавливают образцы – балки размером $50 \times 50 \times 320$ мм или $100 \times 100 \times 640$ мм и определяют модуль упругости бетона до нагревания и после каждого цикла «нагрев-охлаждение».

Методика определения динамического модуля упругости бетона E основана на возбуждении в испытуемых образцах изгибных волн (рис. 1). Испытуемые образцы устанавливают на опоры, расстояние между которыми составляет 0,55 от длины образца и соответствует нулевой амплитуде. Изменяя частоту колебаний

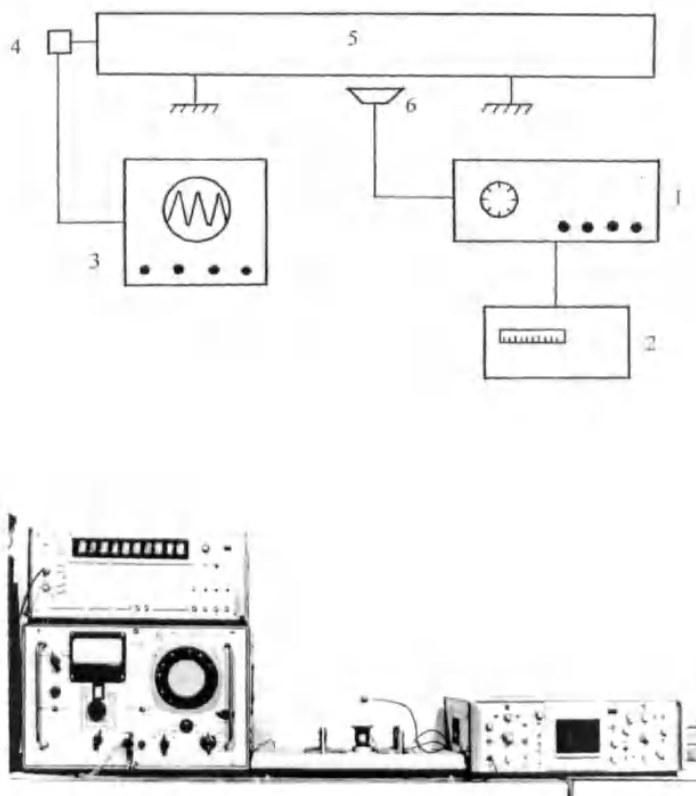


Рис. 1. Схема установки для определения резонансной частоты и динамического модуля упругости бетона:

1 – генератор; 2 – частотомер; 3 – осциллограф; 4 – датчик-приемник; 5 – образец; 6 – возбуждатель

возбуждения нетрудно получить, чтобы частота возмущающих колебаний совпадала с частотой собственных колебаний образца и возникало явление резонанса. Значение резонансной частоты Z определяют после каждого цикла «нагрев-охлаждение» на одних и тех же образцах. Динамический модуль упругости определяется по формуле:

$$E = \frac{Z^2 M l_o^2 T}{C^2 J^2},$$

где Z – резонансная частота; M – масса бетона; l_o – длина образца; T – поправочный коэффициент в зависимости от размеров образца и коэффициента Пуассона; C – коэффициент, зависящий от порядка гармоник колебаний; J – момент инерции в зависимости от геометрической формы сечения образца.

Значения пределов прочности бетонов при изгибе R_{bf} определяли из полных диаграмм изгиба и из данных испытаний при одноосном растяжении R_{bt} [5]. Согласно схеме рис. 2, за счет переменной жесткости резиновых прокладок, наибольшее обжатие образца происходит на его концах, а в срединной части, где проис-

ходит разрушение, концентрация напряжений практически отсутствует. Методика предусматривала из испытаний на одном и том же образце определение динамического модуля упругости, предела прочности при изгибе, одноосном растяжении, сжатии, пористости, работы на разрушение образца, что способствовало повышению точности получаемых результатов, принимая во внимание неоднородную структуру жаростойких бетонов.

Параллельно после циклов нагрева-охлаждения на образцах производится определение предела прочности жаростойких бетонов на растяжение R_{bf} при четырехточечном изгибе. Принятая схема испытаний обеспечивает разрушение образцов в зоне постоянных напряжений по сечению, наиболее ослабленному трещинами. По результатам испытаний строится график в координатах $R_{bf} - Z^2$ в зависимости от количества циклов «нагрев-охлаждение». Циклический нагрев оказывает значительное влияние на изменение резонансной частоты, динамического модуля упругости и предела прочности жаростойкого бетона при изгибе (рис. 4).

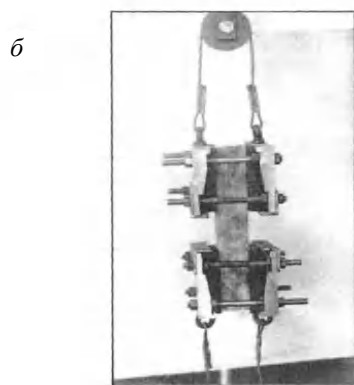
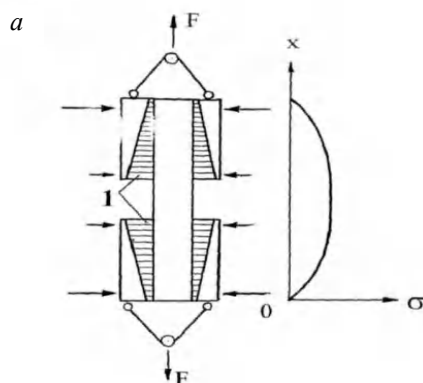


Рис. 2. Схема (а) и общий вид испытаний (б) для определения предела прочности бетона при одноосном растяжении. F – сила,

σ – нормальные напряжения, 1 – резиновые прокладки

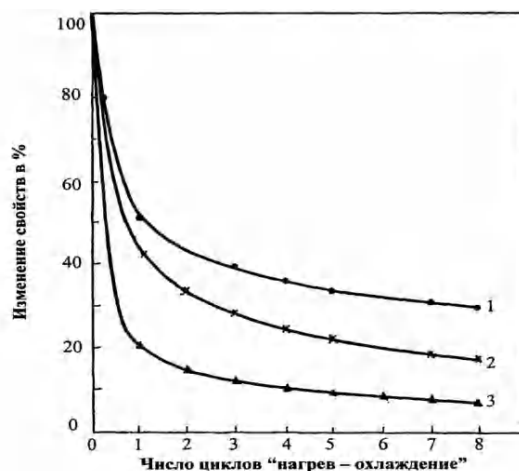


Рис. 3. Относительное изменение характеристик бетона при циклическом нагреве:

1 – резонансная частота; 2 – предел прочности при изгибе; 3 – модуль упругости

Уже первый цикл нагрева приводит к снижению резонансной частоты, а затем наиболее существенное изменение структуры бетона происходит к 6–8 циклам «нагрев-охлаждение», после чего процесс стабилизируется. Об изменении структуры также свидетельствует резкое уменьшение удельной поверхности бетона, которая после восьми циклов нагрева составляла 52,3 % начальной величины. Данные изменения резонансной частоты являются средними для

испытанных пяти образцов (среднее стандартное отклонение не превышает 4,0 %).

Результаты исследований

Результаты испытаний при четырехточечном изгибе получены по данным пяти образцов. Среднее стандартное отклонение характеристик исходных образцов составляло 7,0 %, а после циклов нагрева – 13,0 %. Резонансная частота, пропорциональная модулю упругости, уменьшается по мере нарушения структуры и уменьшения прочности жаростойких бетонов. Это позволило установить корреляцию между пределом прочности на растяжение при изгибе и изменением резонансной частоты (рис. 4). Таким образом, имеется возможность при минимальном количестве испытаний на одних и тех же образцах прогнозировать изменение прочности и долговечности бетона.

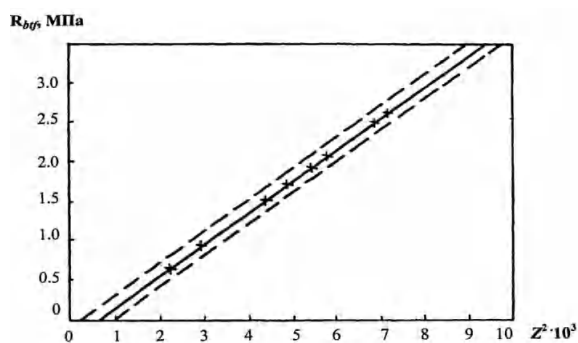


Рис. 4. Взаимосвязь квадрата резонансной частоты Z^2 и предела прочности при изгибе R_{bf} жаростойкого бетона на портландцементе с шамотным заполнителем в условиях циклического нагрева

Выводы

1. Установлена взаимосвязь между модулем упругости и пределом прочности при растяжении в зависимости от температуры нагрева жаростойких бетонов. Применение резонансного метода позволило разработать экспериментальный неразрушающий метод, позволяющий при минимальном количестве образцов определять термостойкость бетонов, прогнозировать их прочность и долговечность.

2. Применение неразрушающего резонансного метода наиболее перспективно для контроля модуля упругости, прочности и трещиностойкости жаростойких бетонов, а также нормирования их термостойкости и долговечности в зависимости от условий применения бетона при массовом производстве в условиях заводской технологии жаростойких бетонов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тринкер А. Б. Управление структурой и свойствами бетона // Технологии бетонов. – 2012. – Вып. 11–12. – С. 34–38.
2. Дворкин, Л. И. Испытания бетонов и растворов. Проектирование их составов / Л. И. Дворкин, В. И. Год, О. Л. Дворкин. – М.: Инфра-Инженерия, 2008. – 432 с.
3. Соловьева, В. Я. Проектирование высокопрочного бетона с улучшенными физико-механическими характеристиками / В. Я. Соловьева // Бетон и железобетон. – 2007. – Вып. 3. – С. 16–18.
4. Джонс, Р. Неразрушающие методы испытаний бетонов / Р. Джонс, И. Фэкоару. – М.: Стройиздат, 1974. – 296 с.
5. Бурханова, Р. А. Влияние нагрева на изменение трещиностойкости жаростойких бетонов / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурина, И. В. Стефаненко // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 10 (281) / ВолгГТУ. – 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 39–45.

УДК 621.762

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-56-65

Б. Г. Гасанов, М. А. Исмаилов

ЗАВИСИМОСТЬ УДАРНО-АБРАЗИВНОЙ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОТ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ РЕЗИНОВОЙ ПРОСЛОЙКИ

Южно-Российский государственный политехнический университет

им. М. И. Платова, г. Новочеркасск

email: kafmlsik@gmail.com

Установлено, что при ударно-абразивном испытании слоистых композиционных материалов из сталей 40Х, П40Х и резины величина поглощенной энергии зависит не только от физико-механических свойств материалов, но и от геометрических параметров упруго-диссипативного слоя. Ударно-абразивная износостойкость слоистых композиционных материалов в 1,5–2 раза больше, чем при использовании износостойких сталей. Предложен метод определения деформированного состояния резиновой упруго-диссипативной подложки слоистых композиционных материалов, и показано влияние интенсивности напряжений и деформаций на работу диссипации при испытании конструкционных сталей на ударно-абразивную износостойкость. Исследовано влияние режима термической обработки рабочего слоя из стали 40Х на ударно-абразивный износ СКМ. Выявлен механизм разрушения поверхности спеченных конструкционных сталей при ударно-абразивном износе.

Ключевые слова: слоистый композиционный материал, напряженно-деформированное состояние, диссипативная подложка, ударно-абразивная износостойкость

B. G. Gasanov, M. A. Ismailov

**DEPENDENCE OF IMPACT AND ABRASIVE WEAR RESISTANCE
OF LAYERED COMPOSITE MATERIALS
ON THE DEFORMED STATE OF THE RUBBER LAYER**

**Platov South-Russian State Polytechnic University (NPI),
Novocherkassk**

It is established that during impact-abrasive testing of layered composite materials made of 40X, P40X and rubber steels, the amount of absorbed energy depends not only on the physical and mechanical properties of the materials, but also on the geometric parameters of the elastic-dissipative layer. The impact and abrasive wear resistance of layered composite materials is 1.5-2 times greater than when using wear-resistant steels. A method for determining the deformed state of a rubber elastic-dissipative substrate of layered composite materials is proposed and the effect of stress and strain intensity on the dissipation operation when testing structural steels for impact and abrasive wear resistance is shown. The influence of the heat treatment regime of the 40X steel working layer on the impact and abrasive wear of the SCM is investigated. The mechanism of destruction of the surface of sintered structural steels during impact and abrasive wear has been revealed.

Keywords: Layered composite material, stress-strain state, dissipative substrate, impact and abrasive wear resistance

Введение

Среди материалов, применяемых для повышения эксплуатационной надежности оборудования и машин, резинотехнические изделия занимают особое место благодаря свойственной им эластичности и коррозионной стойкости, позволяющей выдерживать без разрушения значительные деформации, не допустимые для многих конструкционных материалов [1; 2]. Это особо относится к деталям и агрегатам буровых насосов, строительно-дорожных машин и технологического оборудования, детали которых работают в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия [3; 4].

Выявлено, что резиновые покрытия, нанесенные на стальные изделия, работают значительно дольше, если улучшить технологию гуммирования [5]. Экспериментально обосновано, что применение резиновых подложек, называемые также упруго-диссипативными (УДП), позволяют увеличить износостойкость конструкционных сталей за счет поглощения и рассеивания части энергии удара [6; 7]. Анализ этих и других публикаций показал, что недостаточно исследовано влияние деформированного состояния резиновой прослойки слоистых материалов или УДП на ударно-абразивную износостойкость изделий на их основе.

Целью данной работы является исследование влияния деформированного состояния резиновой подложки на ударно-абразивную изно-

состоять резинометаллических слоистых композиционных материалов.

**Материалы и методы
исследования**

Для проведения экспериментальных исследований были изготовлены цилиндрические образцы с рабочим слоем из стали 40X и резины (рис. 1). Металлические пластинки и резиновые цилиндрики без и с отверстием склеивали клеем на основе хлоропренового каучука или соединяли в процессе горячей вулканизации под давлением. Ударно-абразивную износостойкость оценивали на специально разработанной установке [8] при непрерывной подаче порошка электрокорунда. Для экспериментального определения деформированного состояния отдельных элементов слоистого образца осаждали при нагрузке 300 Н на стенде, разработанного для статических испытаний двух и многослойных материалов [9]. Для изучения деформированного состояния резиновой упруго-диссипативной подложки использовали также программный комплекс ANSYS Inc., в том числе ANSYS Mechanical [10]. Микрорентгеноспектральный анализ проводили в ЦКП ЮРГПУ(НПИ) на растровом электронном микроскопе Quanta 200 разрешающей способностью 5 нм с рентгеновским микроанализатором EDAX GENESIS, оснащенный ЭВМ и соответствующим программным обеспечением.

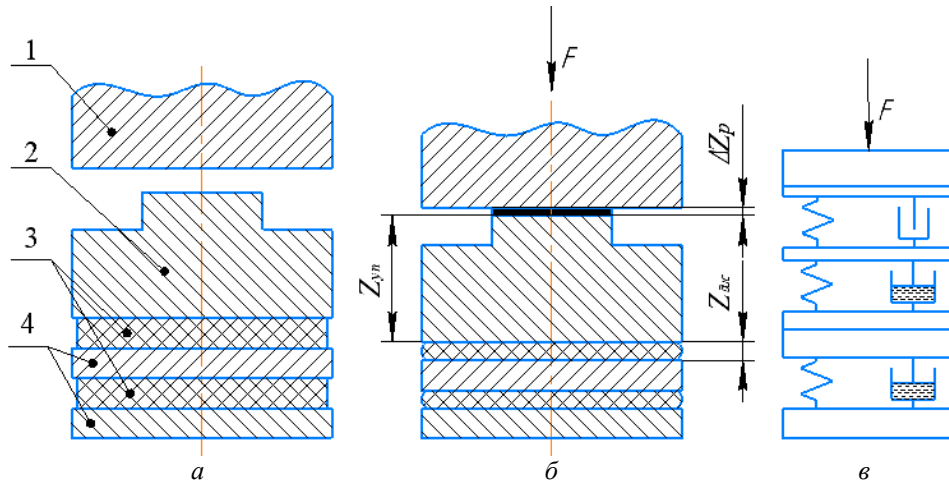


Рис. 1. Механические (а, б) и реологическая (в) модели испытания на ударно-абразивный износ рабочей поверхности СКМ:

1 – боек (контртело); 2 – образец из стали 40Х; 3 – упруго-диссипативная резиновая подложка; 4 – стальная шайба

Для аналитического описания реологии механической модели испытания слоистых композиционных материалов (СКМ) на ударно-абразивную износостойкость, показанной на рис. 1, использовали закон сохранения энергии или баланса работы. Суммарная работа ($A_{уд}$), совершаемая бойком 1, затрачивается на пластическую деформацию испытываемого образца 2 вдавливанием абразивных частиц (A_p), на упругую деформацию стальных колец 3 и 5 ($A_{упр}$) и упруго-диссипативную работу резиновой подложки 4 ($A_{дис}$):

$$A_{уд} = A_p + A_{упр} + A_{дис}. \quad (1)$$

Если известны компоненты тензоров напряжений и деформаций любого слоя СКМ, то работа его пластической и упругой деформации можно определить по следующим формулам [11]:

$$A_p = \frac{1}{2} \sigma_{ijp} \cdot \varepsilon_{ijp}; A_{упр} = \frac{1}{2} \sigma_{ijnr} \cdot \varepsilon_{ijnr}. \quad (2)$$

Из выражений (2) следует, что для определения диссипативной работы каждого элемента СКМ в данной модели нужно найти компоненты тензоров деформаций и напряжений материальных точек и вычислить по ним значения главных деформаций и напряжений.

Диссипативная работа подложки зависит от физических характеристик демпфера (резины), амплитуды (γ_i) и частоты (ω) гармонических колебаний деформации [12]:

$$A_{дис} = \int_0^t \sigma(t) d\varepsilon_z \quad (3)$$

Колебания деформации подложки приводит к появлению осциллирующих напряжений, которые выражаются следующим образом [14]

$$\sigma(t) = \sigma_0 \gamma(t) + \sigma_0 e^{i(\omega t + \delta)} \quad (4)$$

где $\gamma(t) = \gamma_0 e^{i\omega t}$ – деформация подложки, изменяющаяся по гармоническому закону; δ – угол возможных остаточных напряжений по отношению к изменению деформации; σ_0 – мгновенный модуль сдвига при упругой деформации подложки.

Для определения НДС необходимо разработать или специальную программу, или подобрать такие формулы, в которых характеристики диссипативной подложки можно было задать через константы:

$$E = 2G(1 + \mu), \quad (5)$$

где E – упругости Юнга; G – модуль упругости при сдвиге (Гука); μ – коэффициент Пуассона. Для резины $\mu = 0,5$.

Если известны главные удлинения, то для расчета главных напряжений используют следующую систему [13]:

$$\begin{aligned} \sigma_1 - \sigma_3 &= \frac{E}{3} (\lambda_1^2 - \lambda_3^2); \\ \sigma_2 - \sigma_3 &= \frac{E}{3} (\lambda_2^2 - \lambda_3^2), \\ \sigma_{ij} &= 3\lambda \varepsilon_{cp} \delta_{ij} + 2\mu_{ij}, \end{aligned} \quad (6)$$

где $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – главные напряжения; $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$ – главные деформации; E – модуль упругости резины, λ и μ – упругие константы Ляме; ε_{cp} – средняя деформация рассматриваемого элемента; δ_{ij} – символ Кронекера.

Поэтому для определения диссипативной работы каждого слоя СКМ в данной модели нужно найти компоненты тензоров деформаций и напряжений материальных точек резиновой подложки и вычислить по ним значения главных деформаций и напряжений.

Среднюю деформацию представительных

элементов СКМ определяли по следующей формуле:

$$\varepsilon_{cp} = \frac{1}{3}(\lambda_{11} + \lambda_{22} + \lambda_{33}) = \frac{1}{3}(\varepsilon_{11} + \varepsilon_{22} + \varepsilon_{33}), \quad (7)$$

где $\varepsilon_{11}, \varepsilon_{22}, \varepsilon_{33}$ – диагональные компоненты тензора деформаций.

Допускаем, что на торце цилиндрической подложки приложена нагрузка, расположенная симметрично ее оси и распределена одинаково во всех сечениях. Тогда в меридианных плоскостях резиновой подложки не могут возникнуть касательные напряжения вследствие симметрии нагрузки. Следовательно, напряжение $\sigma_\theta = \sigma_z$ всегда является главным, всего будет 3 нормальных ($\sigma_\rho, \sigma_\theta, \sigma_z$) и два равных между собой касательных напряжения ($\sigma_{\rho z} = \sigma_{z\rho}$).

Для индексации исследуемого элемента резиновой подложки введем обозначение ПЭ_{kl}, где k соответствующая строка, а l – столбец. Критические точки (вершины) представитель-

ного элемента обозначим буквами, как это показано на (рис. 2, б и в) элемент ПЭ₁₁. При осесимметричном напряженном состоянии перемещения в тангенциальном направлении практически отсутствуют и удлинение представительного элемента подложки происходит вследствие радиальных деформаций (рис. 3). Поэтому компоненты тензора деформации вычислили по следующим выражениям:

$$\varepsilon_\rho = \frac{du_\rho}{d\rho}; \quad \varepsilon_\theta = \frac{u_\rho}{\rho}; \quad \varepsilon_z = \frac{du_z}{dz}; \quad \gamma_{\rho z} = \frac{du_z}{d\rho} + \frac{du_\rho}{dz}. \quad (8)$$

Переход выражения (8) к конечно-разностным методам можно написать в следующем виде:

$$\varepsilon_\rho = \frac{\Delta u_\rho}{\Delta \rho}; \quad \varepsilon_\theta = \frac{u_\rho}{\rho}; \quad \varepsilon_z = \frac{\Delta u_z}{\Delta z}; \quad \gamma_{\rho z} = \frac{\Delta u_z}{\Delta \rho} + \frac{\Delta u_\rho}{\Delta z}, \quad (9)$$

где $\Delta u_\rho, \Delta u_z$ – максимальные амплитудные приращения радиуса вектора ρ и аппликаты z за один удар.

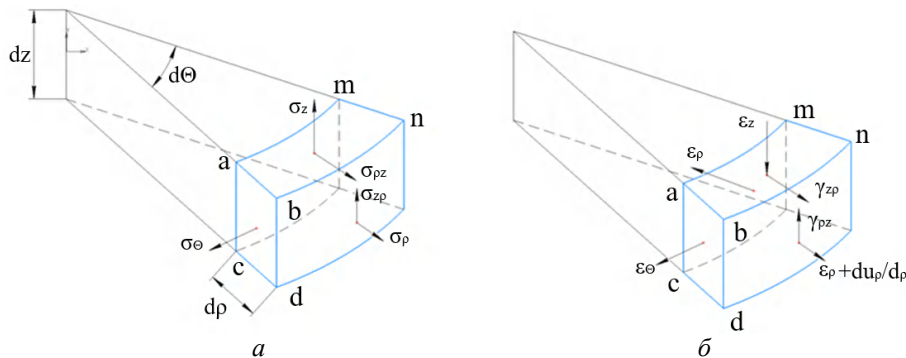


Рис. 2. Схема для оценки напряженного (а) и деформированного (б) состояния представительного элемента $dz, d\theta$ и $d\rho$ диссипативной подложки

Приращения $\Delta u_\rho, \Delta u_z$ радиус вектора ρ и аппликаты z определяли для каждой критической

точки графическим способом по схеме, показанной на рис. 3.

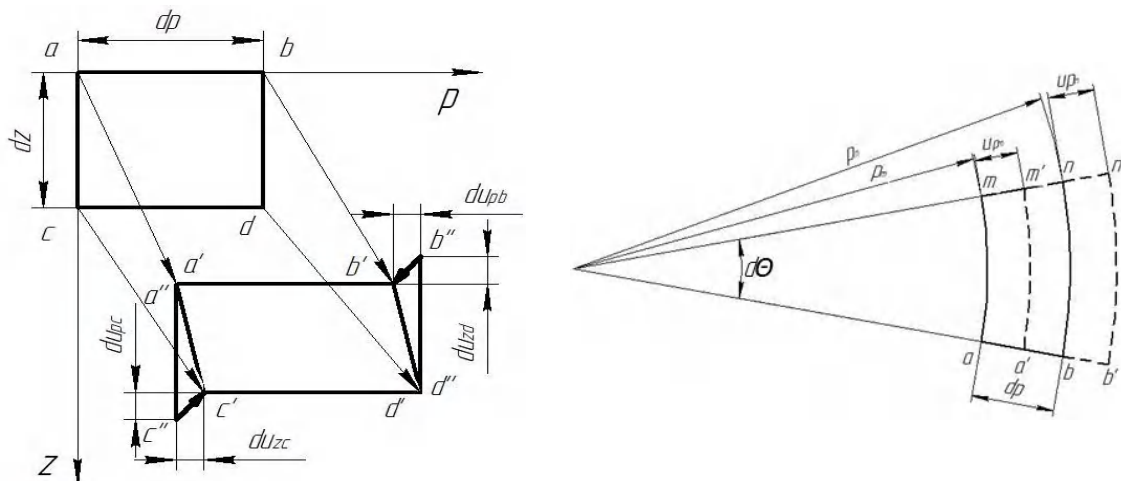


Рис. 3. Схема деформации представительного элемента упруго-диссипативной подложки

Из теории упругости известно, что удельная потенциальная энергия упругой деформации равна половине скалярного произведения тензора напряжений на тензор деформаций. Тогда согласно формуле (2) в главных осях получим:

$$A_{yup} = \frac{1}{2}(\sigma_1 \varepsilon_1 + \sigma_2 \varepsilon_2 + \sigma_3 \varepsilon_3), \quad (10)$$

$$\varepsilon_\rho - \varepsilon_{cp} = \frac{1}{2G}(\sigma_\rho - \sigma_{cp}); \gamma_{\rho\theta} = 0;$$

$$\varepsilon_\theta - \varepsilon_{cp} = \frac{1}{2G}(\sigma_\theta - \sigma_{cp}); \gamma_{\theta\rho} = \frac{1}{G}; \sigma_{\theta\rho} = 0; \quad (11)$$

$$\varepsilon_z - \varepsilon_{cp} = \frac{1}{2G}(\sigma_z - \sigma_{cp}); \gamma_{z\rho} = \gamma_{\rho z} = \frac{1}{G}\sigma_{\rho z},$$

$$\text{где } \varepsilon_{cp} = \frac{1}{3}(\varepsilon_z + \varepsilon_\rho + \varepsilon_\theta); \sigma_{cp} = \frac{1}{3}(\sigma_z + \sigma_\rho + \sigma_\theta); G = \frac{E}{2}(1 + \mu)$$

Подставляя выражения (6) и (11) в формулу (10), имеем

$$A_{yup} = \frac{1+\mu}{6E}(\sigma_z + \sigma_\rho)^2 + (\sigma_\rho + \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta + \sigma_z)^2. \quad (12)$$

Для моделирования и расчета напряженно-деформированного состояния цилиндрических образцов с упруго-диссипативной подложкой использовали программный комплекс ANSYS Inc., в том числе ANSYS Mechanical, основанный на методе конечных элементов [10].

Результаты исследования и их обсуждение

После осадки образцов СКМ замеряли их конечную деформацию в направлении прило-

где σ_i и ε_i – главные напряжения и главные деформации.

Для осесимметричного напряженного состояния зависимости между напряжениями и деформациями линейные и выражения (6) запишем в развернутом виде:

женной нагрузки и перпендикулярно ей, его слоев и отдельных элементов согласно схем, приведенных на (рис. 2 и 3), а также по формулам (9).

Основные расчеты при оценке напряженно-деформированного состояния проводили, используя модель упруго-диссипативной подложки, построенной в ANSYS с использованием МКЭ (рис. 4, а).

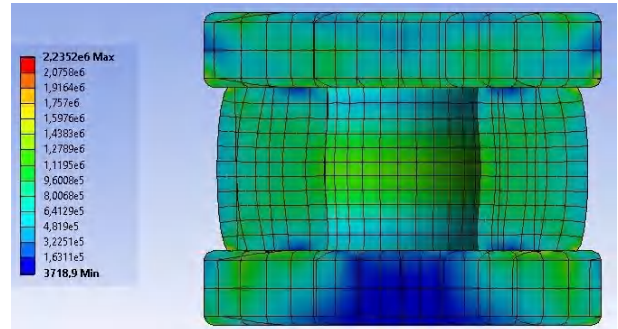
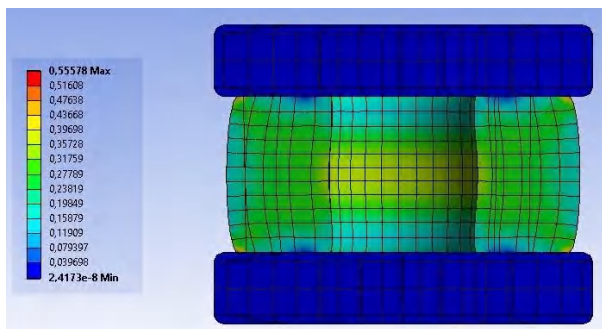


Рис. 4. Эпюры интенсивности деформации (а) и напряжения (б) при моделировании статической осадки УДП

Поскольку при осадке резиновые подложки с нанесенной координатной сеткой с шагом 1 мм принимают бочкообразную форму

(рис. 4, б), то сдвиговые напряжения $\sigma_{z\rho}$ и деформации $\gamma_{z\rho}$ определяли по следующим выражениям [14]:

$$\varepsilon_\rho - \varepsilon_{cp} = \frac{1}{2G}(\sigma_\rho - \sigma_{cp}); \gamma_{\rho\theta} = 0;$$

$$\varepsilon_\theta - \varepsilon_{cp} = \frac{1}{2G}(\sigma_\theta - \sigma_{cp}); \gamma_{\theta\rho} = \frac{1}{G}; \sigma_{\theta\rho} = 0. \quad (13)$$

Тогда зависимость (12) можно записать в следующем виде:

$$A_{yup} = \frac{1}{2} \frac{\varepsilon_i}{\sigma_i} (\sigma_\rho + \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta + \sigma_z)^2 + (\sigma_z + \sigma_\rho)^2, \quad (14)$$

где ε_i и σ_i – интенсивность деформаций и напряжений.

Значения ε_i и σ_i рассчитывали по следующим формулам:

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_\rho - \varepsilon_\theta)^2 + (\varepsilon_\theta - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_\rho)^2 + \frac{3}{2} \gamma_{\rho z}} \quad (15)$$

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_\rho - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\rho)^2 + 6 \cdot \sigma_{\rho z}^2} \quad (16)$$

Для оценки характера распределения деформаций и напряжения по слоям обозначим каждый слой по высоте – $N_{пр} = n_i/n_{об}$ и по радиусу – $R_{пр} = r_i/r_{об}$. (где n_i и r_i – рассматриваемые слои по высоте и радиусу, $n_{об}$ и $r_{об}$ – общее количество слоев). Исследования показали, что при нагрузках в интервале 300–600 Н степень относительной деформации по высоте ε_z резиновой подложки любого слоя практически не зависит от радиуса вектора r и в большей степени на ε_z влияет ее высота. В частности, относительная степень деформации ε_z верхнего и нижнего слоев резиновой подложки без от-

верстия, контактирующих со слоем из стали 40Х, составляет 0,095 – 0,096, минимальное значение ($\varepsilon_z = 0,074$ –0,075) имеет средний слой (рис. 5, кривая 1). При наличии отверстия в резиновой подложке максимальные значения ε_z (0,11) получены в слоях, контактирующих со стальными прослойками (рис. 5, кривая 2), а у средних слоев $\varepsilon_z = 0,087$ –0,88. Напряжения σ_ρ и σ_θ у слоев 1 и 10 не превышают 25–25,5 кПа, а в средних слоях $\sigma_\rho = 23,7$ кПа (рис. 6, б), что связано появлением дополнительных сдвиговых напряжений в зоне контакта стальной шайбы с резиной.

Если условно разделить резиновую подложку на кольца по радиусу толщиной стенки и высотой 1 мм и определить значения ε_ρ каждого ее элемента, как это показано на (рис. 2–4), то можно установить зависимость компонент деформаций ε_ρ от радиуса и высоты резинового слоя СКМ. Как это видно из (рис. 6, а) значения ε_ρ в меньшей степени зависят от радиуса и в основном на ε_ρ влияет высота резинового слоя. В частности, относительная радиальная деформация σ_ρ выделенных на (рис. 2, б) слоев резиновой подложки изменяется в пределах от 0,075 до 0,105 (рис. 6, а). Аналогичный характер имеет зависимость компонент тензора напряжений σ_ρ от радиуса и высоты подложки (рис. 6, б).

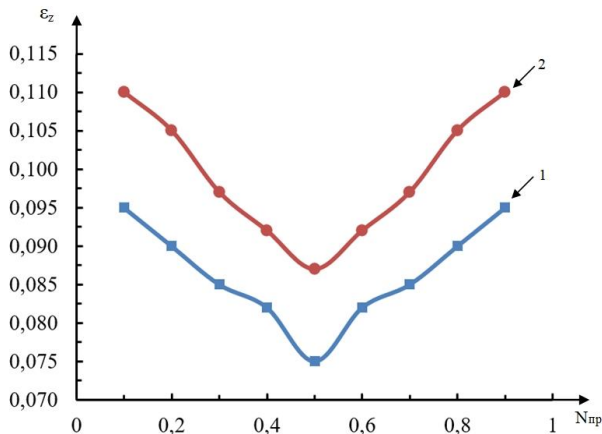


Рис. 5. Влияние $N_{пр}$ на относительную деформацию слоя $N_{пр} = 0,5$:
1 – без отверстия; 2 – с отверстием

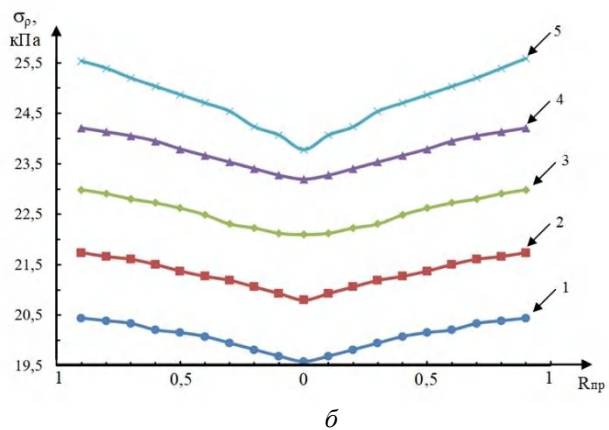
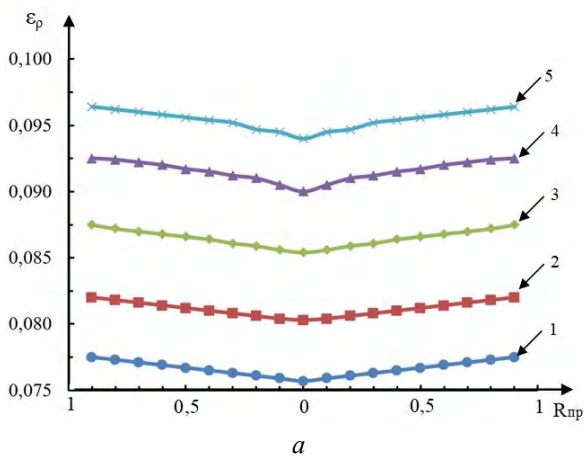


Рис. 6. Влияние приведенных высоты и радиуса на относительную степень деформации ε_ρ (а) и напряжений σ_ρ (б) резинового слоя $N_{пр}$:
1 – 0,5; 2 – 0,6; 3 – 0,7; 4 – 0,8; 5 – 0,9

Используя программный комплекс ANSYS, по формулам (9) и (11) вычисляли напряженно-деформированное состояние всех представительных элементов упругой подложки. Это по-

зволило определить интенсивность деформаций и напряжений по выражениям (16) и (17), соответственно, определить диссипативную работу подложки без отверстия (рис. 7).

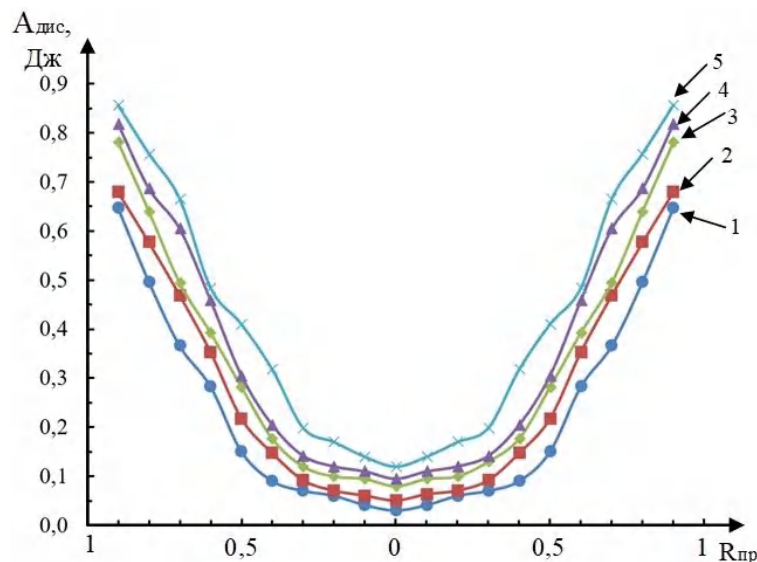


Рис. 7. Зависимость удельной диссипативной работы от приведенной высоты резиновой подложки $N_{пр}$:
1 – 0,5; 2 – 0,6; 3 – 0,7; 4 – 0,8; 5 – 0,9

Значения интенсивности напряжений и деформаций резинового слоя (подложки) без отверстия, полученные экспериментальным путем (рис. 8, а), сравнивали с результатами моделирования (рис. 8, б). Как следует из полу-

ченных результатов, расчетные значения σ_i и ε_i практически не отличаются от результатов, определенных на основе моделирования процесса осадки с использованием программного комплекса ANSYS Inc.

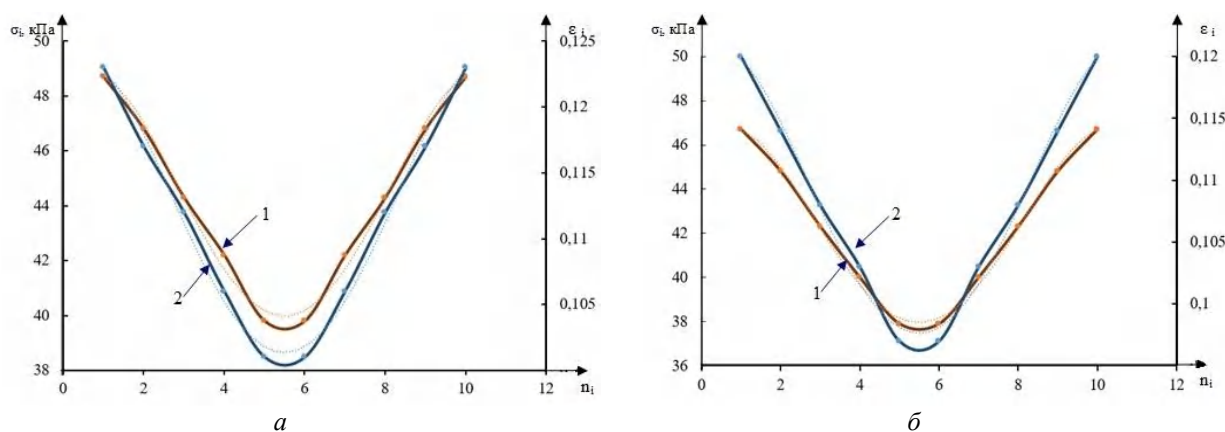


Рис. 8. Интенсивность напряжений (1) и деформаций (2) наружного слоя ($R_{пр}=1$) без отверстия при статической осадке:
а – экспериментальные данные; б – данные моделирования в ANSYS

На рис. 9 показаны расчетные значения деформаций ε_p и напряжений σ_p в процессе статической осадки при нагрузке 300 Н трехслойного образца «сталь – резина – сталь» с отверстием (рис. 2, б).

Поскольку приложенная нагрузка в этом случае сосредоточена на меньшей площади, то значения ε_z (рис. 5) и ε_p (рис. 6, а и 9, а) каждого условного слоя значительно больше, чем у образцов без отверстия.

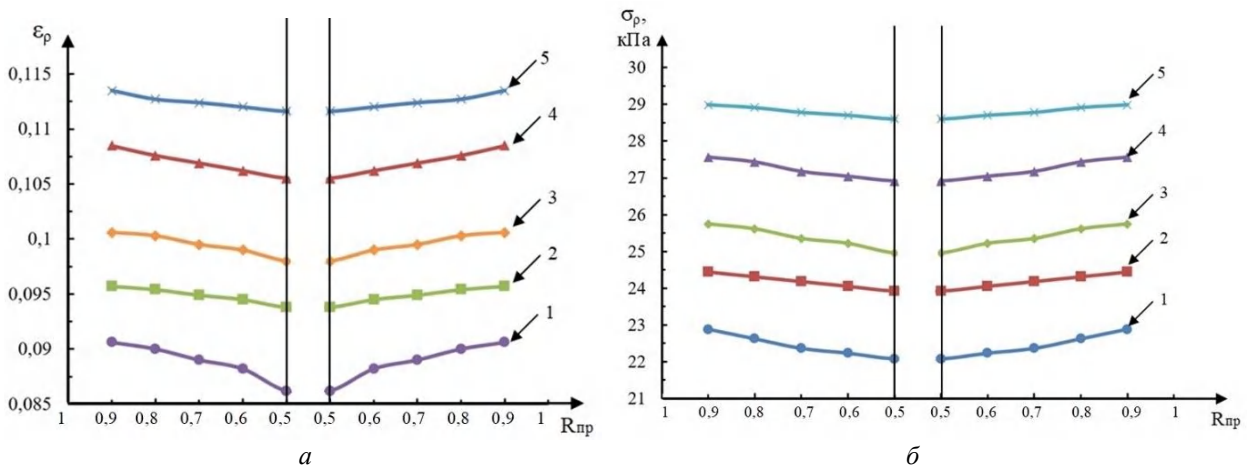


Рис. 9. Влияние приведенных высоты и радиуса на относительную степень деформации ε_p (а) и напряжений σ_p (б) резинового слоя $N_{пр}$:
1 – 0,5; 2 – 0,6; 3 – 0,7; 4 – 0,8; 5 – 0,9

Как следовало ожидать, с увеличением компонент радиальной и угловой деформаций (ε_θ , ε_p) каждого слоя возрастает диссипативная работа подложки (рис. 7 и 10). При наличии отверстия в УДП эта разница существенная. В частности, удельная диссипативная работа $A_{дис}$ средних слоев резины с отверстием и без него от-

личаются в 1,5–2 раза, а верхних и нижних слоев – не более, чем на 20–25 % (рис. 7 и 10). Это показывает, что при наличии отверстия в резиновой подложке СКМ работа, затраченная на упруго-пластическую деформацию рабочего слоя, будет также в 1,3–1,8 раза меньше, чем при использовании резиновых подложек без отверстий.

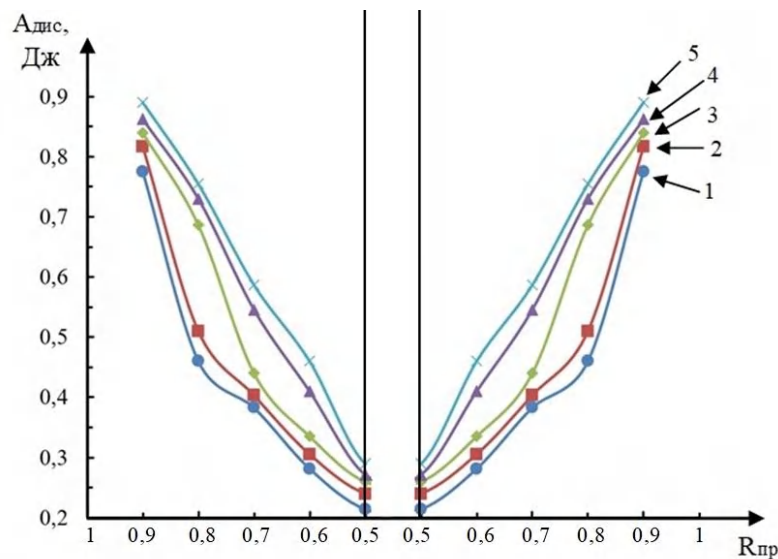


Рис. 10. Влияние внутреннего отверстия резиновой подложки на удельную диссипативную работу при высоте резиновой подложки $N_{пр}$:
1 – 0,5; 2 – 0,6; 3 – 0,7; 4 – 0,8; 5 – 0,9

На рис. 11 показано влияние характеристик УДП и способа термической обработки стали 40Х на интенсивность износа (потери массы) образцов при их ударно-абразивном испытании. В случае использования УДП с отверстием потери массы рабочего слоя из улучшенной стали 40Х снижаются 2–3 раза по сравнению с ударно-абразивным износом

образца из той же стали при испытании без резиновой подложки (рис. 11, кривые 1 и 2). Поскольку твердость образцов из стали 40Х после закалки и низкого отпуска существенно выше, чем после улучшения, то ударно-абразивная износостойкость после испытания при одинаковых условиях повышается на 5–8 % (рис. 11).

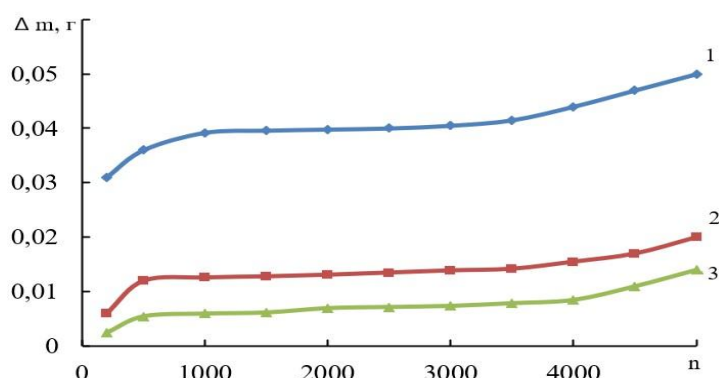
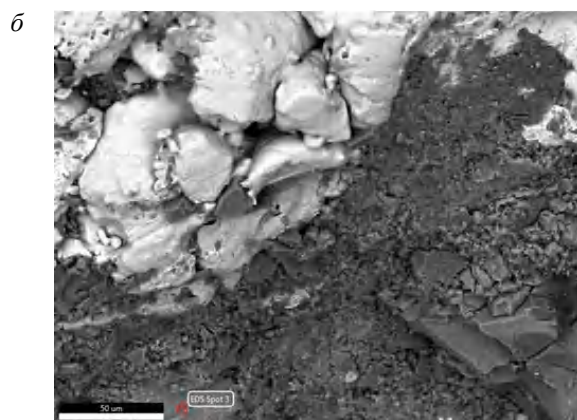
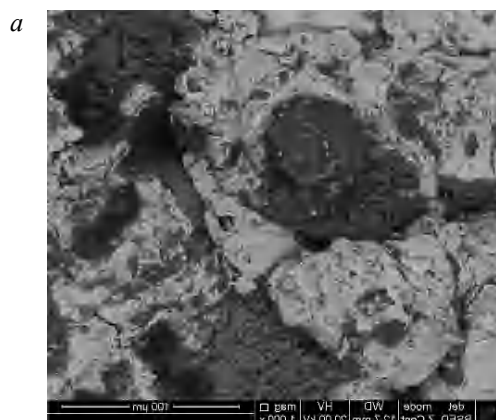


Рис. 11. Влияние режима термообработки на ударно-абразивный износ рабочего слоя СКМ из стали 40Х:
1 – закалка + ВО без подложки; 2 – закалка + ВО с подложкой; 3 – закалка + НО с подложкой

Было также исследовано влияние химического состава порошков абразива и особенности разрушения спеченной стали П40Х в зоне деформации при ударно-абразивном испытании. На первом этапе испытания износ материала образцов возрастает пропорционально энергии удара в результате внедрения твердых абразивных частиц вдавливаются в частицы порошка и в межчастичные границы (рис. 12, а), трещины при этом появляются и развиваются в большей степени по

границам частиц порошка железа. На втором этапе происходит замедление интенсивности износа из-за упрочнения в металле в зоне удара. Кроме этого, с увеличением количества ударов практически вся поверхность зоны деформации испытываемых образцов покрывается вдавленными в материал частиц железа абразивными включениями (рис. 12, б), соответственно, снижается интенсивность износа поверхности образцов с увеличением времени испытания.



в

Element	Weight %	MDL	Atomic %	Error %
O K	42.3	0.09	58.9	10.3
Mg K	1.4	0.05	1.3	8.5
Al K	32.3	0.05	26.7	5.8
Ca K	23.2	0.09	12.9	2.6
Fe K	0.7	0.15	0.3	13.3

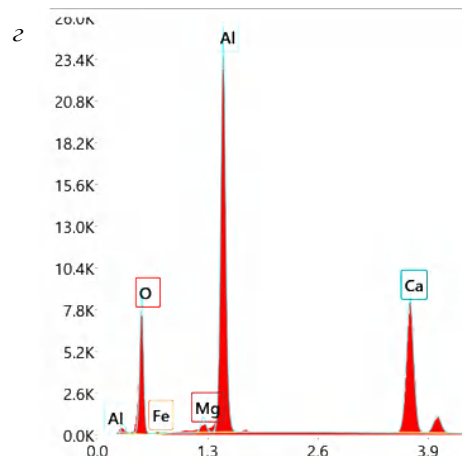


Рис. 12. Микроструктура поверхности стали П40Х на стадии интенсивного износа (а), в установившемся режиме износа (б) и распределение компонентов в частицах абразива (в и г)

Было выявлено, что характер износа также зависит от состава абразивного порошка. В частности, частицы оксидов кремния и алюминия меньше разрушаются в процессе удара и их большая часть вдавливаются в матрицу образца (рис. 12, а), что активирует процесс разрушения поверхности, а другие примеси (например, карбонаты кальция и магния) сами разрушаются при ударе, их микрочастицы заполняют микропоры и другие кристаллические дефекты частиц и покрывают более равномерно поверхность испытания образцов (рис. 12, б). Этим можно объяснить также снижение интенсивности износа образца с увеличением количества ударов на стадии установившегося износа.

Заключение

Разработан метод определения напряженно-деформированного состояния резинового упруго-диссипативного подложки слоистых композиционных материалов и показано влияние интенсивности напряжений и деформаций на работу диссипации при испытании конструкционных сталей на ударно-абразивную износостойкость.

Установлено, что при ударно-абразивном испытании слоистых композиционных материалов с рабочей поверхностью из сталей 40Х, П40Х и резины величина поглощенной энергии зависит не только от физико-механических свойств материалов, но и от геометрических параметров упруго-диссипативного слоя. Ударно-абразивная износостойкость СКМ в 1,5–2 раза больше, чем при использовании резинового слоя без отверстия.

Показано влияние режима термической обработки рабочего слоя из стали 40Х на ударно-абразивный износ СКМ. Выявлен механизм разрушения поверхности спеченных конструкционных сталей при ударно-абразивном износе.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Каучуки для изготовления резинотехнических изделий с повышенным ресурсом работоспособности : учеб. пособие / М. А. Ваниев [и др.] ; ВолгГТУ. – Волгоград : ВолгГТУ, 2013. – 71 с.
2. Исследование влияния типа каучука и вулканизирующей системы на теплообразование и усталостную выносливость резин при многократном сжатии / М. А. Ваниев, Т. Н. Евдошенко, Н. В. Сычев [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3(198) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 55–60.
3. Виноградов, В. Н. Износостойкость сталей и сплавов : учеб. пособие для вузов / В. Н. Виноградов, Г. М. Сорокин. – М. : Нефть и газ, 1994. – 417 с.
4. Абдюкова, Р. Я. Анализ причин отказов клапанов буровых насосов / Р. Я. Абдюкова, Н. Я. Багаутдинов // Эксплуатация нефтяных и газовых месторождений и подготовка нефти. – 2012. – № 4. – С. 66–70.
5. Донченко, А. С. Применение износостойких материалов на предприятиях цветной металлургии / А. С. Донченко, А. П. Соснин. Изд-во «Недра», 1971. – 200 с.
6. Дж. С. Дик. Технология резины : рецептурное и испытания : перевод с английского В. А. Шершнева / Дж. С. Дик. — Санкт-Петербург : НОТ, 2010. – 620 с.
7. Сиротин, П. В. Оценка возможности повышения ударно-абразивной износостойкости композиционных материалов за счет оптимизации их упруго-диссипативных свойств / П. В. Сиротин, Б. Г. Гасанов, М. А. Исмаилов // Актуальные проблемы порошкового материаловедения (Пермь, 26–28 ноября 2018 г.) / под ред. А. А. Ташкинова. – Пермь : Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2018. – 552 с.
8. Установка для испытания на ударно-абразивное и ударно-гидроабразивное изнашивание конструкционных и специальных материалов: патент 2434219 Рос. Федерация № 2009146684/28/ Б. Г. Гасанов, П. В. Сиротин, А. Д. Ефимов; заявл. 15.12.2009; опубл. 20.06.2011. Бюл. № 32.
9. Стенд для статических испытаний композиционных многослойных материалов (варианты): патент 2725530 Рос. Федерация № 2019132563/ Сиротин П. В., Исмаилов М. А.; заявл. 14.10.2019; опубл. 02.07.2020. бюл. № 19.
10. Инженерный анализ в ANSYS WORKBENCH: учеб. пособ. / В. А. Бруйка, В. Г. Фокин, Я. В. Кураева. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 149 с.: ил.
11. Гун, Г. Я. Теоретические основы обработки металлов давлением / Г. Я. Гун. – М. : Металлургия, 1980. – 456 с.
12. Малкин, А. Я. Реология: концепции, методы, приложения : пособие / А. Я. Малкин, А. И. Исаев. – Санкт-Петербург : Профессия, 2017. – 560 с.
13. Громов, Н. П. Теория обработки металлов давлением / Н. П. Громов. – М. : Металлургия. 1978. – 360 с.
14. Аркулис, Г. Э. Теория пластичности / Г. Э. Аркулис, В. Г. Дорогобид. – М. : Металлургия, 1987. – 352 с.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-66-70

*М. С. Морозова¹, М. Ю. Чубуков¹, Д. В. Руцкий², А. В. Дроздов², А. В. Сысоев²***ПРИМЕНЕНИЕ ФОСФАТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ
РЕСУРСА СБОРКИ РЕЗЬБОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОБСАДНЫХ ТРУБ**¹ АО «Волжский трубный завод»² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: drutskii@vstu.ru

В статье изложен опыт применения фосфатных покрытий для повышения эксплуатационных свойств резьбовых соединений обсадных труб. В ходе работы были проведены лабораторные, опытно-промышленные испытания. С использованием инструментов методологии «Лин 6-сигм» на лабораторном этапе выбраны лучшие варианты, определен оптимальный компонентный состав раствора фосфатирования для производства, который обеспечивает получение покрытия с наилучшими противозадирными свойствами. По результатам работы достигнут уровень свойств фосфатных покрытий, который позволяет осуществлять многократную сборку резьбовых соединений обсадных труб с сохранением технических характеристик. Многократная сборка подтверждена при производственных испытаниях в заводских условиях.

Ключевые слова: фосфатирование, фосфатные покрытия, резьбовое соединение, обсадная труба, сборка соединений, противозадирные свойства

*M. S. Morozova¹, M. Yu. Chubukov¹, D. V. Rutskiy², A. V. Drozdov², S. V. Sysoev²***THE USE OF PHOSPHATE COATINGS TO INCREASE
THE ASSEMBLY LIFE OF THREADED CONNECTIONS OF CASING PIPES**¹ JSC "Volzhsky Pipe Plant"² Volgograd State Technical University

The article describes the experience of using phosphate coatings to improve the performance properties of threaded connections of casing pipes. In the course of the work, laboratory and pilot tests were carried out. Using the tools of the Lin 6-sigma methodology, the best options were selected at the laboratory stage, the optimal component composition of the phosphating solution for production was determined, which ensures the production of a coating with the best extreme pressure properties. According to the results of the work, a level of properties of phosphate coatings has been achieved, which allows for repeated assembly of threaded connections of casing pipes while maintaining technical characteristics. Repeated assembly has been confirmed during production tests in the factory.

Keywords: phosphating, phosphate coatings, threaded connection, casing pipe, connection assembly, extreme pressure properties

В настоящее время качественная подготовка резьбовой поверхности обсадных труб и элементов их соединения (муфт) становится все более важным аспектом для производителей труб.

Нефтедобывающая промышленность предъявляет требования к поставке труб с соединениями многократного использования без заеданий. Повышение надежности резьбовых соединений является актуальной задачей [1]. Согласно действующим требованиям резьбовое соединение обсадных труб должно выдерживать испытание на трехкратную сборку/разборку с сохранением технических характеристик [2].

Нанесение антифрикционных покрытий на поверхности резьбовых, уплотнительных и упорных элементов резьбовых соединений труб и муфт является одним из способов, способствующих улучшению эксплуатационных

свойств резьбовых соединений. Зачастую резьбовые обсадные трубы и муфты из углеродистых сталей подвергаются фосфатированию. Данное покрытие по сравнению с альтернативными способами (меднение, цинкование и др.) отличается меньшими затратами. При этом обладает противозадирными свойствами и при определенном сочетании с консервационными составами обеспечивает коррозионную защиту.

Целью проводимой работы является изучение влияния свойств фосфатных покрытий на сборку/разборку резьбовых соединений обсадных труб и разработка технологии получения фосфатного покрытия, способного обеспечивать установленные требования к ресурсу резьбовых соединений.

Для достижения поставленной цели были проведены лабораторные исследования различ-

ных фосфатирующих материалов и технологий их применения, разработка метода и оценка свойств фосфатных покрытий, совершенствование технологии фосфатирования в ходе промышленных испытаний и проведение сравнительных испытаний на трехкратную сборку/разборку резьбовых соединений обсадных труб.

Фосфатный слой обладает рядом свойств, которые определяют область применения фосфатирования: слой устойчив к атмосферным воздействиям, к смазочным составам, к органическим растворителям, к термическому воздействию повышенных температур (до 300 °С). Фосфатный слой обладает высокой адгезионной способностью и противозадирными свойствами [4]. Противозадирные свойства покрытия характеризуются его стойкостью к истиранию при сборке соединений, что в свою очередь защищает резьбу от повреждений [5].

Однако, анализ текущей ситуации показывает, что получаемого уровня качества фосфатного покрытия недостаточно для обеспечения необходимого ресурса сборки резьбовых соединений обсадных труб. Износ покрытия происходит уже при первом цикле сборки/разборки соединения, а при втором-третьем цикле – образуются задиры на резьбовой поверхности.

Известно, что именно наружный слой, кристаллического строения, обуславливает эксплуатационные свойства фосфатного покрытия. Кристаллический слой образуется на первичном, прилегающем к металлу, слое, и растет

в различных направлениях по эпитаксиальным ориентациям, в частности, по поверхностной структуре металлической подложки [6]. В результате создается многомерная сетка, переплетением которой между твердыми фазами объясняются силы сцепления, соединяющие фосфатное покрытие с металлом основы [7]. Соответственно, фосфатное покрытие, предназначенное для обеспечения противозадирных свойств при сборке резьбовых соединений обсадных труб, напротив, должно иметь достаточно развитую кристаллическую структуру, что в свою очередь приводит к повышению удельной массы и толщины покрытия и, как следствие, увеличению его маслостойкости и шероховатости.

В рамках проведения лабораторного этапа были исследованы различные фосфатирующие составы. На каждом составе опробованы различные режимы фосфатирования: изменение компонентного состава растворов, изменение температурного режима и длительности обработки. Нанесение фосфатного покрытия производилось на образцы-сегменты размером 50x50 с оригинальной резьбовой поверхностью, из марок сталей и групп прочности, характерных для производства.

По результатам испытаний оценивалось качество полученных фосфатных покрытий по установленным показателям и по авторской методике рассчитывался комплексный показатель качества покрытий (рис. 1).

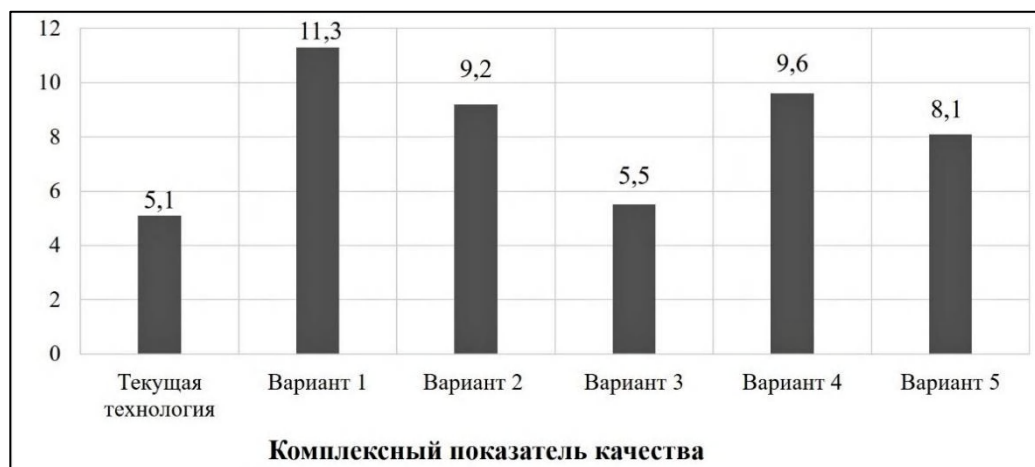


Рис. 1. Результат оценки комплексного показателя качества фосфатных покрытий

По итогам анализа результатов видно, что покрытие, получаемое в текущем производстве, обладает наименьшим комплексным показателем качества, чем и обусловлены возникающие

проблемы при многократной сборке резьбовых соединений.

С целью более углубленного анализа полученных результатов лабораторного этапа были

использованы инструменты методологии «Лин 6-сигм». Проведенный корреляционно-регрессионный анализ позволил выявить критические зависимости износостойкости фосфатного покрытия от его качественных показателей и определить наилучшие варианты для дальнейших производственных испытаний. В данном исследовании за параметр оптимизации была выбрана износостойкость полученного покрытия.

При анализе выявлено, что наибольшее влияние на износостойкость оказывают показатели толщина и удельная масса покрытия, при этом с чрезмерным увеличением шероховатости и маслосъемкости покрытия – износостойкость снижается. На основании проведенной оптимизации параметра износостойкости покрытия для дальнейших производственных испытаний был выбран вариант № 1 (рис. 2).

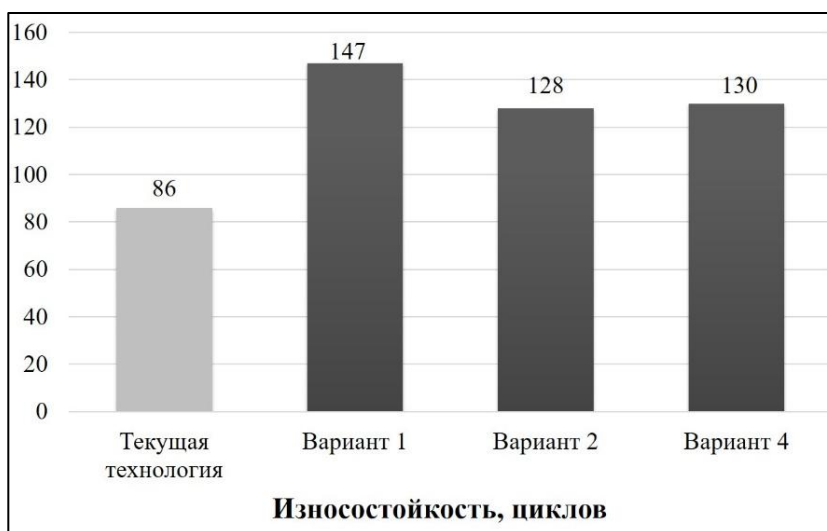


Рис. 2. Результат оценки износостойкости покрытий

В рамках промышленных испытаний проводилось совершенствование технологии фосфатирования с учетом возможностей оборудования и марок сталей, применяемых на производстве. При проведении производственных испытаний оптимизировались технологические параметры процесса фосфатирования (улучшены режимы, полученные при лабораторных испытаниях), оценивались стабильность и расход материалов.

Результаты ранее проведенных лабораторных испытаний показали, что наличие в растворе фосфатирования железа двухвалентного приводит к улучшению качества покрытия.

Проведенные исследования показали, что при увеличении содержания железа двухвалентного одни свойства покрытия улучшаются, при этом другие, проходя через максимум, в определенный момент начинают снижаться. В связи с чем важным этапом в совершенствовании технологии фосфатирования являлся подбор оптимального состава раствора фосфатирования.

Подбор оптимального состава раствора проводился с помощью инструмента «Анализ сме-

сей». В соответствии с разработанным планом полнофакторного эксперимента была проведена серия испытаний на 16 вариантах составов (таблица). При испытаниях также учитывался и временной фактор – длительность процесса фосфатирования, которая составляла 8, 10 и 15 минут.

В ходе каждого эксперимента проводили оценку толщины и износостойкости полученного покрытия. Результаты представлены в таблице.

Далее, используя предиктивную аналитику, был определен оптимальный компонентный состав раствора фосфатирования и оптимальная длительность процесса для получения покрытия с наилучшими противозадирными свойствами. Результаты оптимизации показали, что максимальное значение износостойкости покрытия достигается при использовании раствора, содержащего 1,0–1,5 % добавки и 15–20 % концентрата, оптимальная длительность фосфатирования составляет 11–12 минут. При этом значения толщины получаемого покрытия в среднем составляют 17 мкм

Результаты полнофакторного эксперимента

№ эксперимента	Компонентный состав раствора фосфатирования, %			Длительность, мин	Толщина, мкм	Износостойкость, циклов
1	18,0	79,00	3,00	8	24	94
2	16,4	81,90	1,70	15	20	124
3	20,0	79,00	1,00	15	22	145
4	20,0	79,0	1,00	10	21	147
5	20,0	79,00	1,00	8	18	130
6	12,0	87,25	0,75	15	13	115
7	16,4	81,90	1,70	10	18	120
8	12,0	85,00	3,00	15	26	86
9	18,0	79,00	3,00	15	28	87
10	20,0	79,25	0,75	8	14	108
11	20,0	79,25	0,75	15	16	114
12	12,0	87,25	0,75	10	12	100
13	12,0	87,25	0,75	8	11	95
14	12,0	85,00	3,00	8	20	84
15	12,0	85,0	3,00	10	25	86
16	16,4	81,90	1,70	8	17	108

По результатам были проведены сравнительные исследования свойств покрытий, полученных по штатной и улучшенной технологиям. В ходе исследований установлено, что показатели толщины, массы покрытия, шероховатости покрытия, полученного по улучшенной

технологии, превышают значения покрытия по текущей технологии в 1,5–2 раза. Фосфатное покрытие обладает выраженной кристаллической структурой и высокой плотностью упаковки кристаллов (рис. 3).

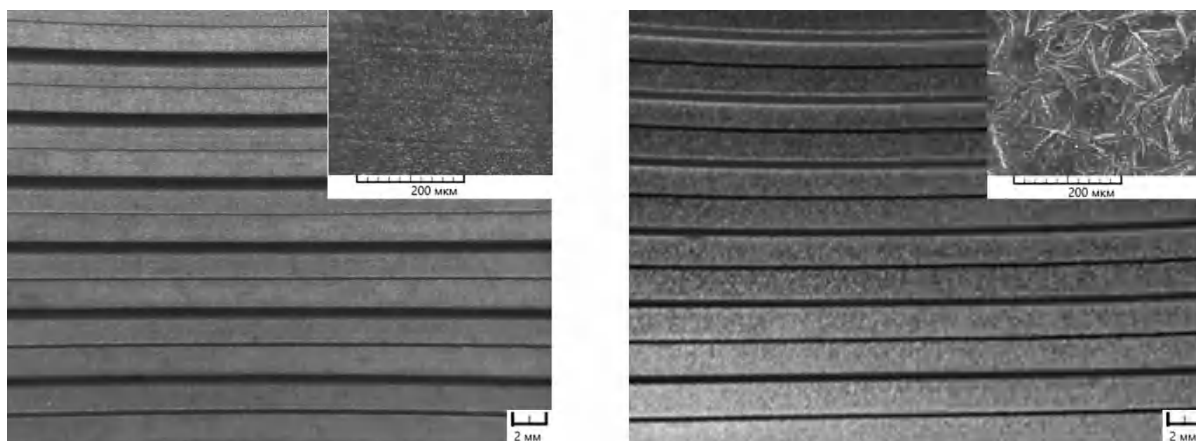


Рис. 3. Внешний вид фосфатного покрытия до и после улучшений

Проведенный сравнительный спектральный анализ структуры фосфатного покрытия до и после улучшений позволил выявить увеличение содержания в структуре покрытия кристаллов, содержащих соединения железа, что обуславливает наличие развитой слоистой кристаллической структуры фосфата [7; 8].

С целью оценки эффективности применения фосфатных покрытий улучшенного качества для обеспечения требуемого ресурса резьбовых соединений обсадных труб был проведен ряд испытаний. В качестве сравнительных были проведены испытания на трехкратную сборку/разборку резьбовых соединений обсадных

труб. Для испытаний были выбраны трубы разных типоразмеров с различными типами резьбового соединения. Испытания проводились на производственном оборудовании в заводских условиях.

Проведенные испытания показали, что полученное фосфатное покрытие с улучшенными свойствами позволяет осуществлять трехкратную сборку резьбового соединения без повреждений резьбы.

Выводы

С целью обеспечения требуемого ресурса сборки/разборки резьбовых соединений обсадных труб проведены исследования влияния свойств наносимого антифрикционного фосфатного покрытия. В ходе исследований проведены лабораторные испытания, на основании результатов которых технология фосфатирования была совершенствована. Показано влияние качества фосфатного покрытия на стойкость резьбовых соединений к истиранию.

По результатам проведенных испытаний на многократность сборки подтверждено, что применение фосфатного покрытия с улучшенными свойствами позволяет осуществлять трехкратную сборку/разборку резьбового соединения обсадных труб без повреждений резьбы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Емельянов, А. В. Новое решение проблемы герметичности резьбовых соединений обсадных колонн с использованием «Технологии чистого свинчивания» / А. В. Емельянов, А. В. Токарев // Бурение и нефть. – 2012. – № 2. – С. 46–48.
2. ГОСТ Р ИСО 13679–2016. Трубы стальные обсадные и насосно-компрессорные для нефтяной и газовой промышленности. Методы испытаний резьбовых соединений : национальный стандарт Российской Федерации: дата введения 2016-02-26 / Федеральное агентство по техническому регулированию и метрологии. – Изд. официальное. – Москва : Стандартиформ, 2016. – 128 с.
3. Григорян, Н. С. Фосфатирование : учеб. пособие / Н. С. Григорян, Е. Ф. Акимов, Т. А. Ваграмян. – М. : Глобус, 2008. – 144 с.
4. Грилихес, С. Я. Защита металлов окисными и фосфатными пленками / С. Я. Грилихес. – 2-е изд. – Москва : Ленинград : Машгиз, 1961. – 80 с.
5. Чурикова, Т. Н. Определение влияния антифрикционных компонентов на трибологические свойства резьбовых покрытий / Т. Н. Чурикова, Н. П. Самкова, Р. А. Саврай // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2020. – № 3. – С. 46–52.
6. Sathyanandham B., Balakrishnan K. A Critical Survey of Phosphating Processes // Metal Finish. 1967. V. 65. No. 8. P. 48-52.
7. Крутиков, А. Ф. Результаты электрохимических, минералогических и потенциокинетических исследований механизма пленкообразования в фосфатирующих растворах / А. Ф. Крутиков, С. А. Крутиков. – М. : ВИНТИ. – № 4077/76. – 1978. – 34 с.
8. Бек, Р. Ю. Исследование состава цинкофосфатных растворов фосфатирования / Р. Ю. Бек, З. М. Мельникова, Л. И. Бородихина // Изв. сиб. отд. АН СССР: Серия хим. наук. – 1980. – Вып. 5, № 12. – С. 142–146.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, ЛИТЬЯ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-71-75

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

ВЛИЯНИЕ СФОКУСИРОВАННЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ПРОПЛАВЛЯЮЩУЮ СПОСОБНОСТЬ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе показано влияние ультразвуковых колебаний на проплавляющую способность дуги и качество катодной очистки алюминия и его сплавов при различных параметрах переменного тока с прямоугольной формой импульсов при сварке неплавящимся электродом.

Ключевые слова: неплавящийся электрод, дуга, глубина проплавления, ультразвук

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

INFLUENCE OF FOCUSED ULTRASONIC VIBRATIONS ON THE MELTING ABILITY OF ALTERNATING CURRENT ARC

Volgograd State Technical University

The work shows the influence of ultrasonic vibrations on the penetrating ability of the arc and the quality of cathodic cleaning of aluminum and its alloys at various parameters of alternating current with a rectangular pulse shape when welding with a non-consumable electrode.

Keywords: non-consumable electrode, arc, penetration depth, ultrasonic

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 [1].

Дуга переменного тока с прямоугольной формой импульсов (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 им-

пульса любой полярности, например, $\tau_{обр}$), амплитуда токов в импульсах прямой $I_{д пр}$ и обратной $I_{д обр}$ полярностей и частота тока f [2]. По этой причине при исследовании дуги ПФИ основное влияние уделялось влиянию перечисленных специфических параметров на ее технологические характеристики.

Перспективным способом передачи ультразвуковых колебаний расплаву является воздействие их на дуговой разряд посредством ультразвуковых излучателей. Fan Y.Y. и др. из Харбинского технологического института установили, что ультразвуковая волна не только оказывает влияние на характер переноса электродного металла, но и изменяет свойства сварочной дуги [3]. Под действием ультразвуковых колебаний дуга сжималась, а ее плотность энергии увеличивалась, что способствует увеличению глубины проплавления. Эффект сжатия дуги в результате дугоакустического взаимодейст-

© Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П., 2024.

* Исследование выполнено за счет средств программы развития ВолгГТУ «Приоритет 2030», в рамках научного проекта № 15/631-24

вия так же был подтвержден в работах Wang J., Sun, Q. и др. [4] и Xie W.F. [5]. Xie W.F., Fan C.L. и др. [6] этот эффект связывают с достижением максимального акустического давления («пучность» давления), которое образуется в результате резонанса частот пьезокерамики с собственной частотой колебательной системы.

Сравнивая данные ученых по исследованию степени сжатия дуги в акустическом поле, можно сделать вывод, что воздействие ультразвуковых колебаний приводит к контрагированию дугового разряда, повышающего концентрацию энергии, вводимую в зону сварки. Однако мощность акустического поля может достигать 2000 Вт, что энергетически неэффективно, т.к. затраты электрической энергии на преобразование в ультразвуковые колебания больше, чем повышение мощности дуги по-

средством увеличения силы тока. Впрочем, остается открытым вопрос влияния сфокусированных в межэлектродном пространстве ультразвуковых колебаний малой мощности на изменение технологических свойств дуги.

Схема экспериментальной установки для проведения исследований представлена на рис. 1. Устройство для сварки неплавящимся электродом с применением ультразвуковых колебаний представляет собой ультразвуковой преобразователь 1, состоящий из пьезокерамического элемента 2, плосковогнутой фокусирующей линзы 3, защитного сопла 4 и неплавящегося электрода 5. Фокусирующая линза имеет радиус кривизны, равный 20 мм, и фокусное расстояние, равное 20 мм, что позволяет сфокусировать ультразвуковые колебания непосредственно в область сварочной дуги.

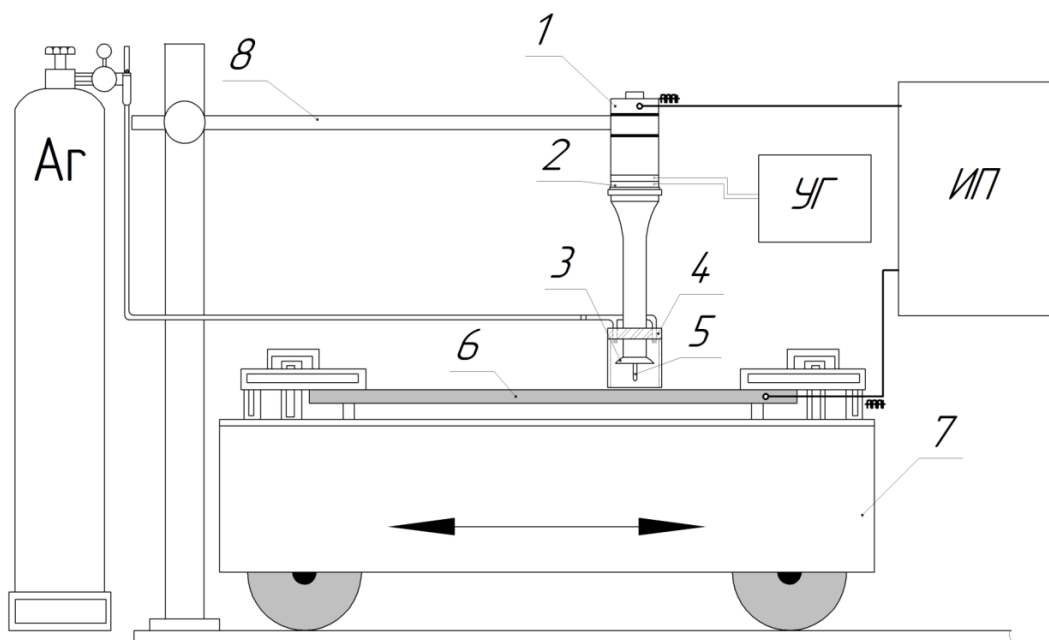


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:

1 – ультразвуковой преобразователь; 2 – пьезокерамический элемент; 3 – плосковогнутая фокусирующая линза; 4 – защитное сопло; 5 – неплавящийся электрод; 6 – пластина; 7 – тележка; 8 – штатив

Проплавляющая способность дуги постоянного тока оценивалась посредством проплавления пластин из алюминиевых сплавов АМг-6 и АМц размерами 300×200 мм (присадочный материал не применялся). При этом изделие 6 оставалось неподвижным на опорах токоподвода, а сварочная горелка перемещалась с помощью тележки 7 с возможностью точного регулирования скорости сварки. Длина дуги составляла 3 мм, ток дуги – 100–300 А, скорость сварки – 20–40 м/ч. Расход аргона составлял 12–25 л/мин (в зависимости от величины тока дуги). Частота переменного тока составляла 20–100 Гц, дли-

тельность импульсов тока обратной $\tau_{обр}$ полярности изменяли в пределах 2–10 мс. Постоянными параметрами являлись частота УЗК (20 кГц) и мощность ультразвука $P_{УЗК}=60$ Вт. На рис. 2 представлена зависимость глубины проплавления h , ширины шва e и величины зоны катодной очистки B_k от скорости перемещения дуги ПФИ $V_{св}$ (скорости сварки), в целом не отличающаяся от аналогичной зависимости для дуг переменного синусоидального и постоянного тока и имеющая убывающий характер с увеличением скорости сварки.

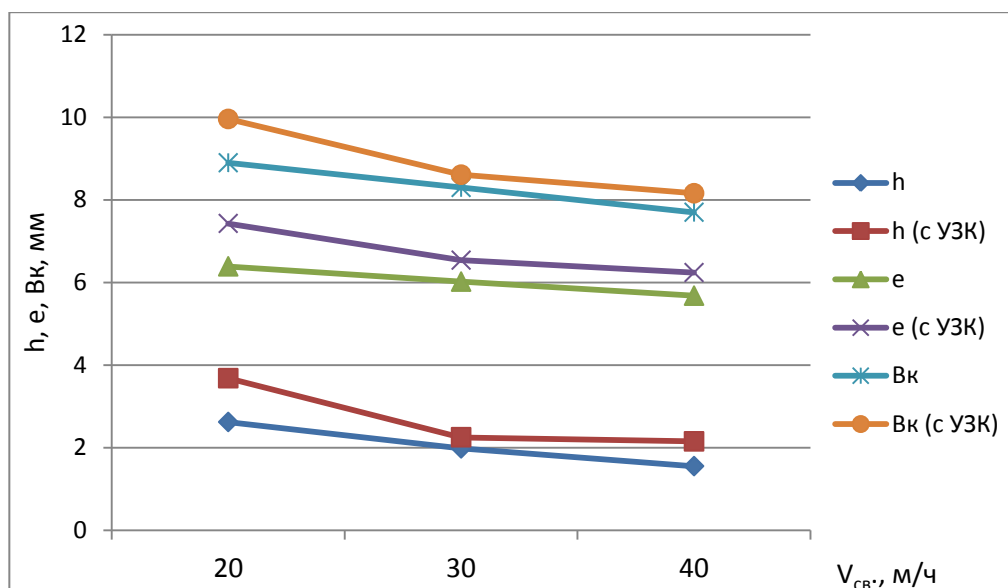


Рис. 2. Зависимость глубины проплавления h , ширины шва e и зоны катодной очистки B_k от скорости сварки $V_{св}$:

$I_{св.}=250 \text{ А}$; $\tau_{обр.}=3 \text{ мс}$; $\tau_{пр.}=17 \text{ мс}$; $f=50 \text{ Гц}$, $d_{эл.}=4 \text{ мм}$; материал: АМг-6, $\delta=10 \text{ мм}$

Следует отметить, что на проплавляющую способность дуги ПФИ влияет соотношение длительностей импульсов $\tau_{пр.}$ и $\tau_{обр.}$. Так, при весьма малых значениях $\tau_{обр.}$, отмечается как высокая стойкость электродов [1], так и хорошая проплавляющая способность дуги (рис. 4). Однако, в большинстве случаев, такие режимы неприемлемы по причине низкого качества катодной очистки свариваемой поверхности.

Когда изделие является катодом, происходит разрушение оксидной пленки Al_2O_3 поло-

жительными ионами плазмы дуги [7; 8]. Без воздействия ультразвука требуемое качество катодной очистки наблюдается при относительной длительности импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр.}/(\tau_{пр.}+\tau_{обр.})$, не менее 0,15. Без УЗК при $\tau_{обр.} \leq 0,15$ формирование шва и качество катодной очистки плохое (рис. 3), в то время как с воздействием ультразвука очистка существенно улучшается, глубина проплавления при этом также увеличивается на 13 % (рис. 4).



Рис. 3. Влияние ультразвука на качество катодной очистки:

$I_{св.}=150 \text{ А}$; $\tau_{обр.}=2 \text{ мс}$; $f=50 \text{ Гц}$, $d_{эл.}=4 \text{ мм}$; а – без УЗК; б – с УЗК

Увеличение $\tau_{обр.}$ приводит к снижению глубины проплавления. Кроме того, при значениях длительности импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр.} \geq 8 \text{ мс}$ значительно снижается стойкость электрода.

С ростом длительности импульсов обратной полярности с 2 до 8 мс (при частоте переменного

тока 50 Гц) ширина шва снижается на 25 %, а глубина проплавления более чем в 2 раза, как с УЗК, так и без УЗК. В случае использования ультразвука при любых значениях $\tau_{обр.}$ глубина проплавления выше, чем без УЗК (при $\tau_{обр.} = 5-8 \text{ мс}$ – более чем на 40 %), качество формирования шва при этом также повышается.

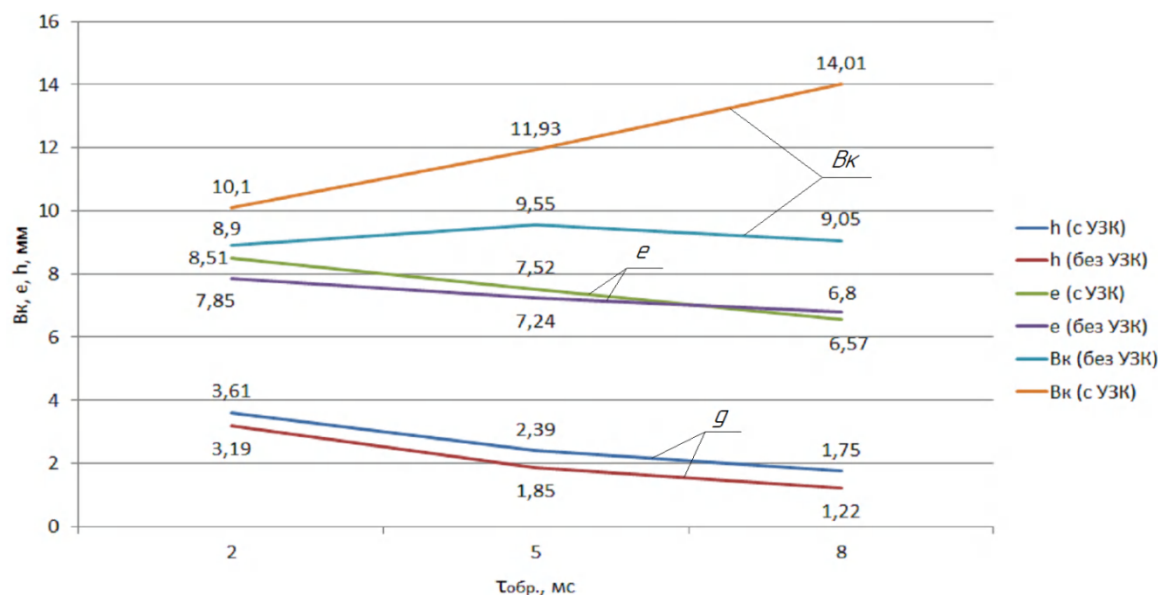


Рис. 4. Зависимость глубины проплавления h , ширины шва e и зоны катодной очистки B_k от длительности обратного импульса:
 $I_{св.}=150$ А; $V_{св.}=20$ м/ч; $f=50$ Гц, $d_{эл.}=4$ мм

Второй из специфических параметров дуги ПФИ – частота импульсов тока f на проплавляющую способность влияет незначительно (рис. 5). При изменении частоты от 20 до 100 Гц ширина e проплавлений незначительно уменьшается, а глубина h остается практически не-

изменной. как с УЗК, так и без УЗК. При использовании ультразвуковых колебаний ширина шва и глубина проплавления выше этих показателей, чем при сварке без УЗК при различных значениях f .

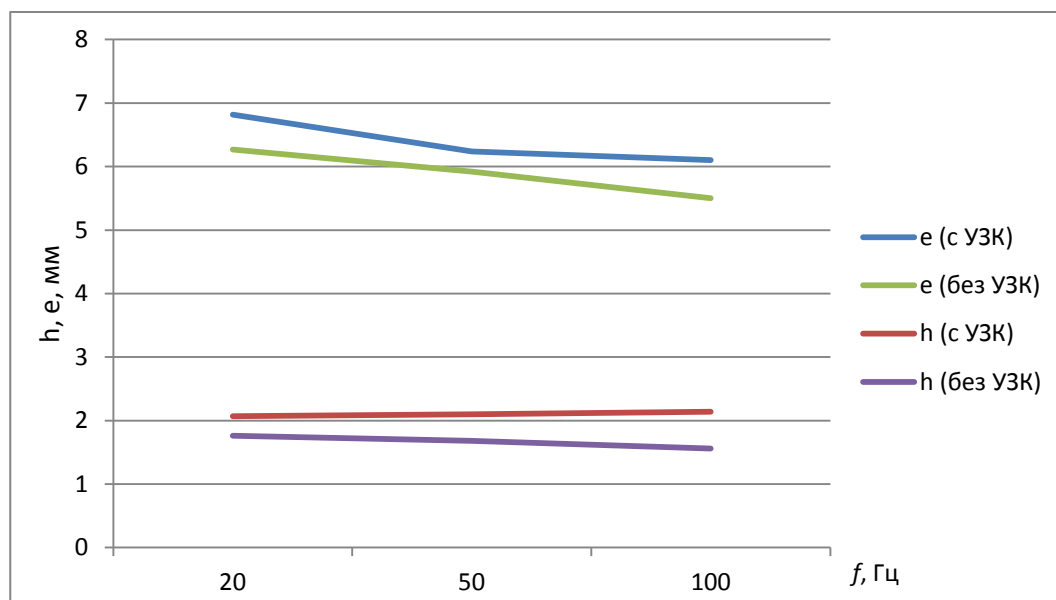


Рис. 5. Зависимость глубины h и ширины e проплавления от частоты переменного тока f :
 $I_{св.}=250$ А; $\tau_{обр.}/\tau_{пр.}=15/85$ %; $d_{эл.}=4$ мм; материал: АМг-6, $\delta=10$ мм

Выводы

1. С ростом длительности импульсов обратной полярности с 2 до 8 мс (при частоте переменного тока 50 Гц) ширина шва снижается ~ на 25 %, а глубина проплавления более чем

в 2 раза, как с УЗК, так и без УЗК. В случае использования ультразвука при любых значениях $\tau_{обр.}$ глубина проплавления выше, чем без УЗК (при $\tau_{обр.}=8$ мс более чем на 40%), качество формирования шва при этом также повышается.

2. С увеличением частоты прохождения импульсов переменного тока наблюдается уменьшение ширины шва как с УЗК, так и без УЗК. При использовании ультразвуковых колебаний ширина шва и глубина проплавления выше этих показателей, чем при сварке без УЗК при различных значениях f .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савинов, А. В. Дуговая сварка неплавящимся электродом / А. В. Савинов, И. Е. Лапин, В. И. Лысак. – М. : Машиностроение, 2011. – 477 с.
2. Савинов, А. В. Проплавающая способность дуги переменного тока с прямоугольной формой импульсов / А. В. Савинов, О. А. Полесский, И. Е. Лапин, В. И. Лысак, А. А. Чудин, П. П. Красиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 135–141.

3. Ultrasonic wave assisted GMAW / Fan, Y.Y., Yang, C.L., Lin, S.B., Fan, C.L., Liu, W.W. // Weld. Journal. - 2012. - V. 91. N3, P. 91–99.

4. Enhanced arc-acoustic interaction by stepped-plate radiator in ultrasonic wave-assisted GTAW / J. Wang, Q. Sun, J. Teng, P. Jin, T. Zhang, J. Feng // Journal of Materials Processing Tech. – 2018. – Vol. 262. – P. 19-31.

5. Effect of acoustic field parameters on arc acoustic binding during ultrasonic wave-assisted arc welding Weifeng Xie, Chenglei Fan, Chunli Yang, Sanbao Lin // Ultrasonics Sonochemistry. – 2016. – V. 29. – P. 476-484.

6. Xie, W.F.; Fan, C.L.; Yang, C.L.; Lin, S.B.; Zhang, Y.Q. Characteristics of acoustic-controlled arc in ultrasonic wave-assisted arc // Acta Physica Sinica. - 2015. V. 64. P. 412–420.

7. Sarrafi, R., Kovacevic, R., 2010. Cathodic cleaning of oxides from aluminum surface by variable-polarity arc // Weld. J. – V. 89. - P. 1-10.

8. Финкельбург, В. Электрические дуги и термическая плазма / В. Финкельбург, Г. Меккер. – М. : Изд. иностр. литер., 1961. – 370 с.

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-75-81

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич², З. Р. Датская¹

ВЛИЯНИЕ СМЕЩЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ОБРАЗОВАНИЕ ЗОН СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО И МЕДНОГО СПЛАВОВ

¹ Астраханский государственный университет

² Волгоградский государственный технический университет
e-mail: radmir.82@mail.ru

В статье рассматривается влияние смещения сварочного инструмента на медь и алюминий при сварке трением с перемешиванием на формирование микроструктуры и механические свойства разнородного шва. Исследованы режимы сварки: частота вращения сварочного инструмента 900 об/мин, скорость сварки 25 мм/мин, смещение варьировалось от 0 до 3 мм на медь или алюминий. Наиболее оптимальным смещением при сварке трением с перемешиванием являлось расположение пина 0,5 и 1 мм на медь, что позволяет образовывать композитное строение ядра и зоны термомеханического воздействия. Если толщина интерметаллических слоев не превышает 4–5 мкм, то наблюдаются повышенные значения механической прочности сварного разнородного соединения.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, разнородные соединения, интерметаллиды, алюминиевый сплав, медный сплав

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich², Z. R. Datskaya¹

INFLUENCE OF TOOL DISPLACEMENT DURING FRICTION STIR WELDING ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND FORMATION OF ZONES OF WELDED JOINTS OF ALUMINUM AND COPPER ALLOYS

¹ Astrakhan State University

² Volgograd State Technical University

The article examines the effect of welding tool displacement on copper and aluminum during friction stir welding on the formation of microstructure and mechanical properties of a dissimilar weld. The corresponding welding modes were considered in the work: welding tool rotation speed 900 rpm, welding speed 25 mm/min, mixing varied from 0 to 3 mm for copper or aluminum. The most optimal displacement during friction stir welding was the location of the pin of 0.5 and 1 mm on copper, which allows the formation of a composite structure of the core and the thermal deformation zone. At these positions of the tool pin relative to the line of contact of the metals, the mechanical properties of the weld are closer to those of the most ductile material (aluminum). The welding mode parameter (displacement) affects the formation and volumetric content of intermetallic layers. If the thickness of the intermetallic layers does not exceed 4–5 μm , then increased values of the mechanical strength of the welded dissimilar joint are observed.

Keywords: friction stir welding, dissimilar joints, intermetallic compounds, aluminum alloy, copper alloy

Существует множество применений разнородных соединений Al-Cu в силовой энергетике, авиакосмической, нефтегазовой и автомобильной промышленности. Использование процессов сварки плавлением для соединения разнородных металлов обычно нежелательно из-за ряда проблем, связанных с плавлением и затвердеванием, таких как различия в температурах плавления и величинах теплопроводности, в коэффициентах теплового расширения, более высокие остаточные напряжения, образование хрупких интерметаллидов и т. д. Процесс СТП является самым лучшим способом сварки для получения бездефектных сварных швов. Из-за большой разницы в величине пластической текучести алюминия и меди для стыковых соединений возникает проблема получения сварного соединения без дефектов и малого содержания интерметаллидов [1–5].

Смещение инструмента в сторону одного из свариваемых разнородных материалов влияет на механические свойства шва [6–10]. Смещение инструмента в сторону медного сплава приводит к большему нагреву меди, чем алюминия. В отсутствие смещения ось инструмента СТП располагается в центре линии сварного соединения. При нулевом смещении из-за различий в теплопроводности и температуре плавления свариваемых материалов происходит неравномерная и неполная пластическая деформация. В работе Т.К. Bhattacharya и соавторов [0] сообщается о получении методом СТП соединения меди и алюминия без смещения инструмента с прочностью шва 86,5 % от алюминиевого сплава. Смещение инструмента позволяет добиться большей прочности шва (вплоть до 100 %). Смещения пина положительно влияет на движение потока материала и на возникновение ИМФ. Это способствует снижению дефектности шва и обеспечению высокой прочности СС [0].

В ряде работ [13–16] предлагается сместить СИ в сторону алюминиевого сплава, так как медь имеет более высокий коэффициент теплопроводности, поэтому может отвести большое количество теплоты. Этот технологический прием позволяет оптимально распределять термические напряжения на оба материала и генерировать больше тепла в алюминии.

Смещение на медный сплав рассматривалось в работах [13–17], где описываются соединения меди и алюминия, в которых прочность сварных швов составляла 85–100 % от прочности на разрыв алюминиевого сплава. При СТП разнородных соединений фрагменты более твердого материала представляют собой барьер для потока менее твердого материала в зоне перемешивания. Для размягчения и перехода в сверхпластическое состояние (СПС) медного сплава необходимо вводить большую тепловую мощность.

Оптимальное значение смещения инструмента зависит от состава и толщины основного материала, конструкции инструмента и параметров процесса [0; 0]. При большем смещении пина происходит диспергирование медного сплава, который легко реагирует с алюминием, что ускоряет процесс диффузии и смешивания в зоне ЯСШ [0; 0].

Однако результаты этих работ не полностью согласуются в рекомендуемых величинах и направлениях смещения СИ. Это может быть связано с различиями в составе используемых сплавов и размеров свариваемых образцов. Поэтому необходимы дополнительные исследования влияния смещения СИ на качество сварного соединения.

Методика исследования

В исследованиях использовали преимущественно листовые (толщиной 3 мм) образцы из алюминия АД1 и меди М1.

Параметры режимов СТП алюминия и меди

Номер режима	Скорость вращения СИ (ω , об/мин)	Скорость сварки (v , мм/мин)	Угол наклона СИ (α , °)	Смещение СИ, мм
1	900	25	3	-3
2	900	25	3	-2
3	900	25	3	-1
4	900	25	3	0
5	900	25	3	0,5
6	900	25	3	1
7	900	25	3	2
8	900	25	3	3

Сварку образцов выполняли на вертикально-фрезерном станке модели 6Т80Ш, оснащенном набором сварочных инструментов для сварки конкретного металла заданной толщины, специализированной оснасткой и возможностью регулирования режимов, в том числе и угла отклонения инструмента от вертикали (таблица).

Исследования микроструктуры производили при помощи оптического микроскопа Zeiss Axiovert 40 MAT и электронного микроскопа FEI Versa 3D LowVac DualBeam, с помощью которого изучали химический состав отдельных структурных компонентов и распределение химических элементов в переходных зонах методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (EDX). Вырезку поперечных шлифов осуществляли методом электроэрозионной обработки на электроискровом проволочно-вырезном станке «АРТА-120» и на отрезном абразивном станке для влажной резки «ATM BRILLANT 220». Для горячего прессования образцов в полимерную композицию перед

полировкой использовали пресс «АТМ OPAL 460». Окончательно образцы шлифовали на машине «АТМ SAPHIR 560» с вращающимися кругами с абразивными шкурками. Для травления рабочей поверхности подготовленных микрошлифов использовали:

- для меди водный раствор соляной кислоты и хлорида железа (III): (100 мл H_2O +25 мл HCl +8 гр. $FeCl_3$);

- для алюминия водный 5 % раствор плавиковой кислоты.

Оценку механических свойств сварных соединений проводили по результатам испытаний на одноосное статическое растяжение и статический изгиб по ГОСТ 1497–84.

Обсуждение полученных результатов

Изменения положения инструмента относительно линии соприкосновения свариваемых образцов позволяет управлять распределением температуры и объемов перемешанных металлов. На рис. 1 представлены макрошлифы сварных швов, выполненных по режимам 1–3 (таблица).

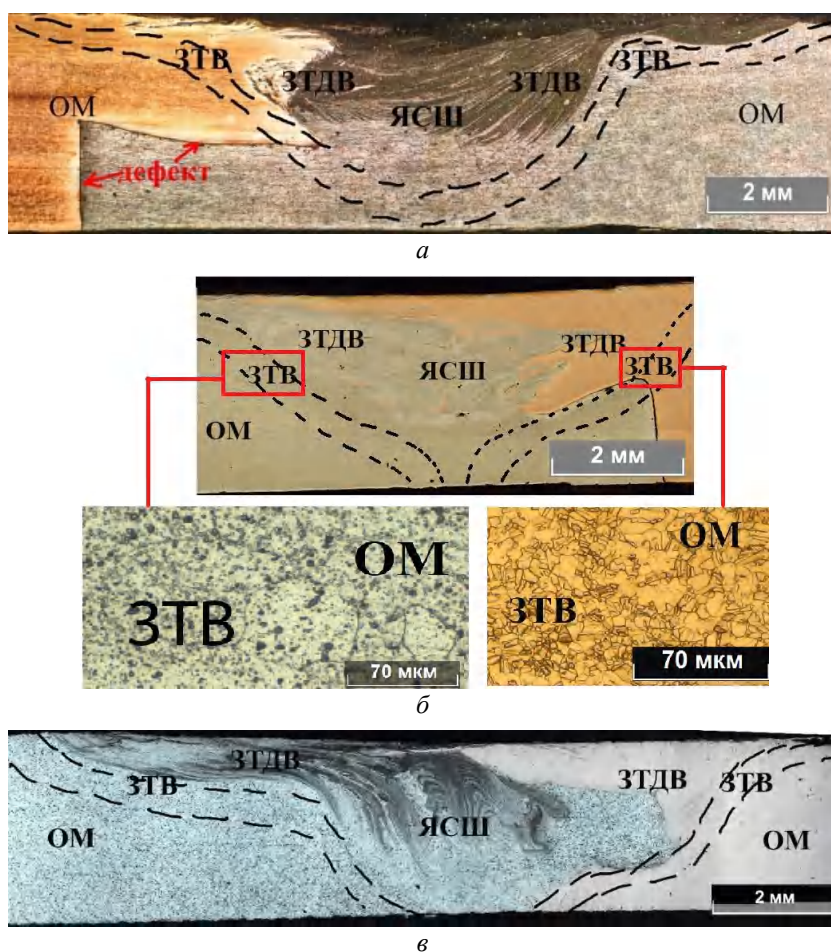


Рис. 1. Макрошлифы сварных швов алюминия и меди с участками ЗТВ:
а – режим 1; б – режим 2; в – режим 3

В отличие от СТП однородных материалов, на поперечном сечении разнородного стыкового соединения (рис. 1) сложнее выделить различные зоны, такие как зона термомодеформационного влияния (ЗТДВ), зона термического влияния (ЗТВ) и ядро (ЯСШ). Черными пунктирными линиями обозначены границы характерных зон сварного соединения (СС).

Мы можем наблюдать «луковичное строение» с нечеткими зонами ЯСШ и ЗТДВ. Прослойки твердых растворов и основных металлов вытянуты вдоль направления алюминия, что позволяет сказать центральная часть ядра представляет собой композит. В ЗТДВ, непосредственно сопряженной с зоной перемешивания, изгиб металла представлен в виде полосчатой

структуры. Она обусловлена пластическим течением материала в процессе СТП (рис. 1, а). Ширина сварного шва уменьшается с 18 до 16,5 мм с уменьшением смещения на алюминии.

С учетом диапазона рабочих температур (420–480 °С) образования соединений при СТП, на формирование структуры ЗТВ алюминия и меди оказывает влияние первичная (простая) и непрерывная постдинамическая рекристаллизации, реализуемой по механизму собирательной рекристаллизации. Материал в ЗТВ алюминия и меди практически не отличается по структуре от основного металла (рис. 1, б). При уменьшения смещения инструмента на алюминий (*режим 3*) можно наблюдать бездефектное сварное соединение (рис. 1, в).

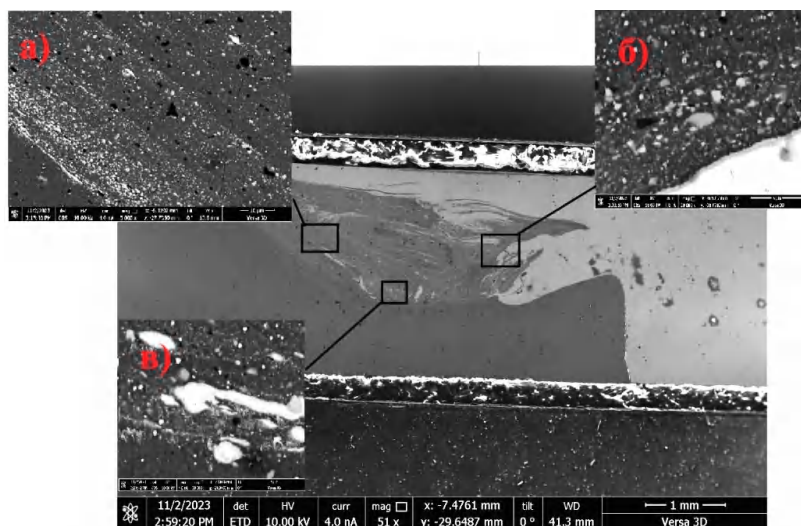


Рис. 2. EBSD карта микрошлифа соединения Al-Cu (режим 2):
а–в – увеличенные микроструктуры фрагментов ядра

Результат исследования на рис. 2 зон ЯСШ и ЗТДВ показывает, что как алюминий, так и медь не равномерно распределяются вдоль сечения сварного соединения. Видно, что инструмент захватывает медь с поверхности и средней части ЯСШ и перемешивает в верхнюю часть

алюминиевого сплава. В ЗТДВ со стороны меди и донной части ЯСШ наблюдаются крупные фрагменты меди, а со стороны алюминия в ЗТДВ можно видеть более мелкие фрагменты М1, которые сонаправлены со слоями АД1.

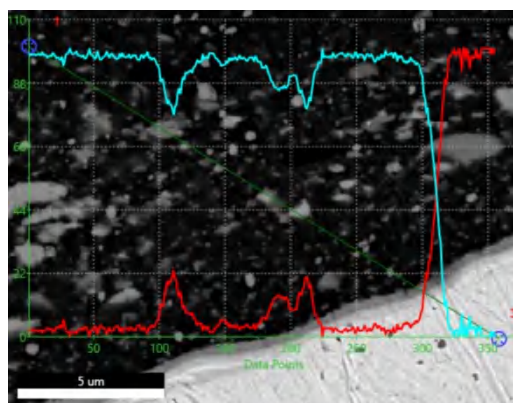


Рис. 3. Участок ЯСШ со стороны меди с интерметаллидными слоями (режим 2)

Электронно-микроскопическое исследование участка ЯСШ со стороны М1 (режим 2) показало (рис. 3), что интерметаллидных слоев (ИМС) отсутствуют.

В макроструктурах полученных без смещения швов дефекты отсутствовали (рис. 4). Наблюдается перемещение металла АД1 из ЯСШ в сторону алюминия под заплечик. По сравнению

с верхней частью сварного шва, низкое тепловложение привело к слабому размягчению тугоплавкого металла (меди) и отрицательно сказалось на перемещаемом потоке материала. В результате перемешанное пространство не может быть заполнено полностью медью. Заполнение происходило только в верхней и нижней частях ЗТДВ, где было соприкосновение со СИ.



Рис. 4. Макрошлиф сварного шва алюминия и меди (режим 4)

При смещении СИ на медь на 0,5 мм (режим 5) ЯСШ состоит из почти равновеликих объемов свариваемых металлов (рис. 5, в), структура ядра

имеет вид множества вихреподобных образований (рис. 5, з, д), сформировавшихся в результате сдвигово-поворотных воздействий СИ.

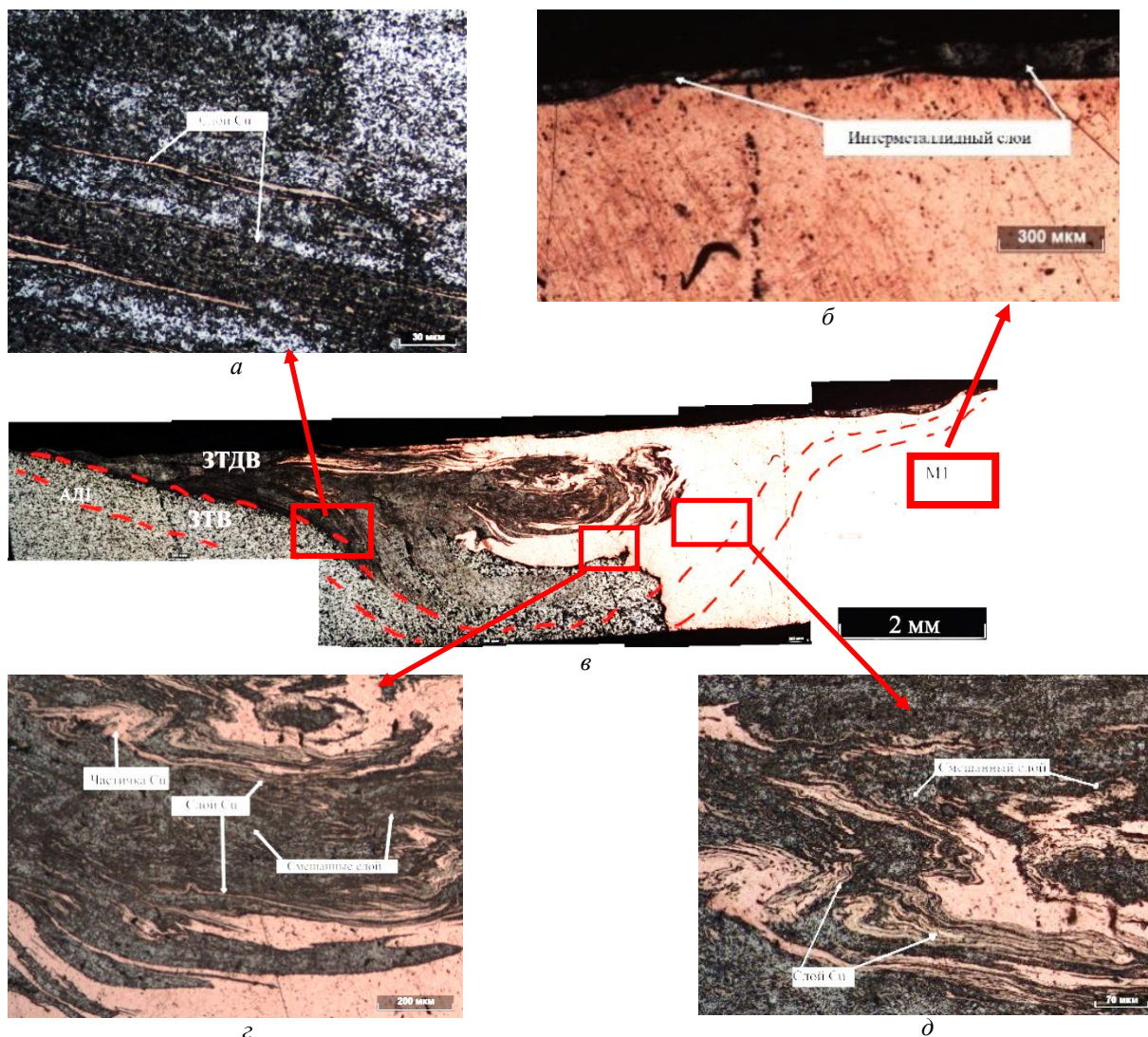


Рис. 5. Макрошлиф сварного шва алюминиевого и медного сплава (режим 5)

Четкую межзонную границу можно наблюдать в области перехода от ЯСШ к меди, так как СИ, изначально был смещен на 1 мм в сторону меди и большую часть времени контактирует именно с медью (рис. 5, д). Ламельный слой, состоящий из алюминия, меди и ИМС отчетливо видим в ЯСШ. Таким образом, центральную зону сварного шва можно рассматривать как алюмомедный композит, состоящий из кусочков и полосок меди хорошее смешавшиеся с алюминием. Кроме этого размеры и конфигурация, слоистость интерметаллидных фаз (ИМФ) не всегда являются показателями ухудшения механических свойств разнородных СС. В случае дисперсности как металлических,

так и интерметаллидных образований, они выступают в качестве упрочнителей швов, если размеры не превышают 1–3 мкм (рис. 5, а). В случае «поверхностного» (под заплечиком СИ) формирования ИМФ возникает опасная ситуация, так как в этом случае ИМФ выступают концентраторами напряжений, способствующих образованию трещин и инициирующих начало разрушений при механическом нагружении (рис. 5, б).

При увеличении смещения на М1 (режим 6,7) происходит больший захват меди и перераспределения ее по всему сварному шву по сравнению с образцами (режим 1–3), что можно наблюдать на рис. 6.

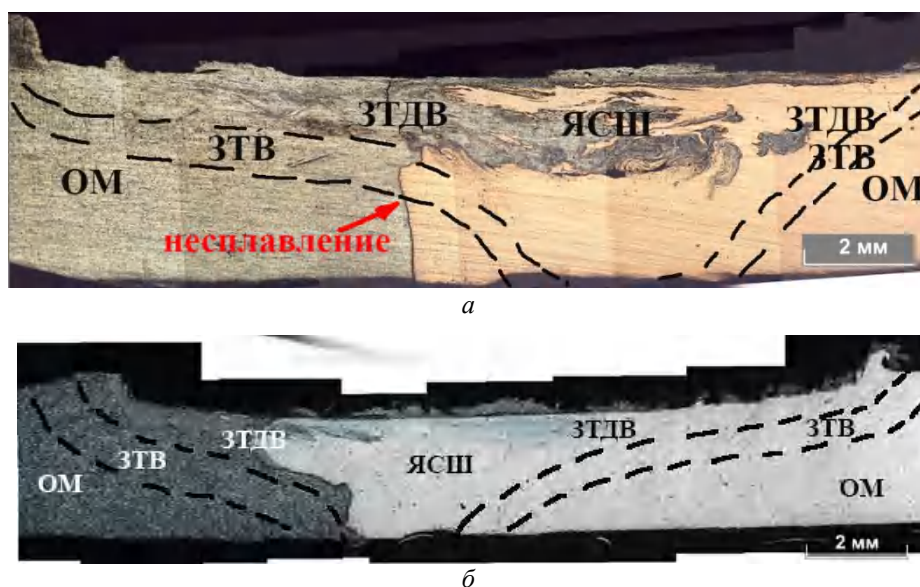


Рис. 6. Макрошлиф сварного шва алюминия и меди:
а – режим 6; б – режим 7

На рис. 6, а и 6, б наблюдается уменьшение объемной доли алюминия и увеличение ширины сварного шва от 16 до 17,5 мм. Это вызвано тем, что инструмент прогревает медь более интенсивнее и достигается температура перехода в СПС. При смещении $\delta_1 = 2$ мм наблюдается поток разнородных материалов на алюминиевой стороне. На макрошлифе (рис. 6, а) обнаруживаем ламинарное течение, а в ЯСШ турбулентные завихрения. С большим смещением на медную сторону (рис. 6, б) мы наблюдаем перенос свариваемых разнородных металлов лишь верхней части шва за счет захватом заплечиком. Толщина области интенсивного перемешивания алюминия и меди составила 0,4 мм. При увеличении смещения на медь $\delta_1 = 2$ мм и $\delta_2 = 3$ мм возрастает размер дефекта

в виде несплавления. Только заплечик и верхняя часть пина соприкасается с алюминиями (рис. 6, а и 6, б).

Электронномикроскопические и рентгеноструктурные исследования показали, что при длительном термомеханическом воздействии СИ на кромках и в местах статического застоя микропотоков разнородных металлов, возникают прослойки интерметаллидов. Средняя толщина интерметаллидных прослоек составляла 2–6 мкм. Преимущественно прослойки интерметаллидов наблюдались на алюминиевой стороне.

Построенные гистограммы временного сопротивления (рис. 7) показывают что максимальные прочностные характеристики наблюдаются при смещении СИ смещение на медь в диапазоне от 0,5 до 1 мм.

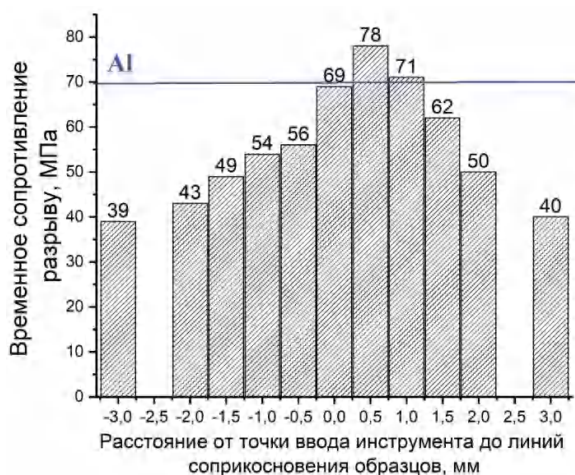


Рис. 7. Зависимость временного сопротивления на разрыв от смещения СИ

При данных смещениях ввода сварочного инструмента от 0 до 1 мм на медь происходит увеличение механические свойства сварного шва приближенных к наиболее пластичному материалу (алюминий).

Выводы

1. При СТП разнородных соединений фрагменты более твердого материала представляют собой барьер для потока менее твердого материала в зоне перемешивания. Для размягчения и перехода в СПС меди необходимо вводить большую тепловую мощность.

2. Для стыковых соединений меди и алюминия оптимальным является смещение СИ в сторону медной детали на 0,5–1 мм, при которых достигаются наибольшие механические свойства СС.

3. Ламельный слой, состоящий из алюминия, меди и ИМС отчетливо видим в ЯСШ и ЗТДВ. Таким образом, зону сварного шва можно рассматривать как алюмо-медный композит, состоящий из фрагментов меди компактной или пластичной формы, хорошее перемешанных с алюминием. Композитная структура сварного шва с толщинами ИМС от 2 до 6 мкм не снижает механические свойства сварного соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Mehta, K. P., Badheka, V. J. A review on dissimilar friction stir welding of copper to aluminum: process, properties, and variants, Mater. -2016. -pp. 233-254.
2. Kai, C., Xun, L., Jun, N. A review of friction stir based processes for joining dissimilar materials// The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. -2019, -pp. 1709-1731.
3. Chung-Wei, Y., Shiau-Jiun, J. Weibull Statistical Analysis of Strength Fluctuation for Failure Prediction and Structural Durability of Friction Stir Welded Al-Cu Dissimilar Joints Correlated to Metallurgical Bonded Characteristics// Department of Materials Science and Engineering. -2019. -pp. 205.

4. Sun, Y. A Review of the Friction Stir Welding of Dissimilar Materials between Aluminum Alloys and Copper/ Y. Sun, W. Gong, J. Feng, G. Lu// Metals. – 2022. -№12 (675). – pp. 1- 26.

5. Wei, Y. N. Research Progress of Friction Stir Welding Technology and Microstructure of Copper/Aluminum Joint/ Y.N. Wei, H. Li, P. Xiao, Y.G. Luo, H.T. Qu, S.H. Liang// Hot Work. Technol.- 2020.- №49.- pp. 1–5.

6. Lienert, T. Friction stir welding and processing/ T. Lienert, R. Mishra, M. Mahoney// Materials Park, OH: ASM International.- 2007.- pp. 123-154.

7. Xue, P. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al-Cu joints/ P. Xue, D. Ni, D. Wang, B. Xiao, Z. Ma// Materials Science and Engineering A.- 2011.- №528(13).- pp. 4683-4689.

8. Firouzdor, V. Al-to-Cu friction stir lap welding/ V. Firouzdor, S. Kou// Metallurgical and Materials Transactions A.- 2012.- №43(1).- pp. 303-315.

9. Akinlabi, E. T. Effect of tool displacement on defect formation in friction stir welding of aluminium and copper/ E.T. Akinlabi, A. Els-Botes, H. Lombard//Proceedings of the 8-th International Friction Stir Welding Symposium. Hamburg, Germany, TWI Ltd.- 2010.- pp. 216-224.

10. Anbukkarasi, R. Role of Third Material (Interlayer) on Mechanical Properties of the AA2024-Copper Joints Carried out by FSW/ R. Anbukkarasi, V. Satish, M. Kailas// Trans Indian Inst Met.- 2019.-№72(6).- pp. 1603–1606

11. Bhattacharya, T. K. Numerical and experimental investigation of thermal history, material flow and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloy to DHP copper dissimilar joint/ T.K. Bhattacharya, H. Das, S.S. Jana and T.K. Pal//The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.- 2017.- vol. 88. -№. 1. -pp. 847-861.

12. Avettand-Fenoel, M. Multiscale study of interfacial intermetallic compounds in a dissimilar al 6082-T6/Cu friction-stir weld/ M. Avettand-Fenoel, R. Taillard, G. Ji and D. Goran// Metallurgical and Materials Transactions A. -2012. -vol. 43. -№. 12. -pp. 4655-4666.

13. Singh, S. H. Effect of tool pin offset on the mechanical properties of dissimilar materials based on FSW/ S.H. Singh, M. Mahmeen// International Journal of Modern Trends in Engineering and Research.- 2016.- №3.- pp. 75-80.

14. Seyed, V. S. Formation and distribution of brittle structures in friction stir welding of AA 6061 to Copper/ V.S. Seyed, A. Hossein, B. Mohammad, K. Givi// Influence of Preheat. Mechanics, Materials Science & Engineering.- 2016.- pp. 25-37.

15. Shailesh, N. Optimum heat source position offset in welding of dissimilar Al-Cu metals using a theoretical approach/ N. Shailesh, M. Jyoti// Materials Today: Proceedings 5.- 2018.- pp. 26974–26980.

16. Fei, X. Special welding parameters study on Cu/Al joint in laser-heated friction stir welding/ X. Fei, Y. Ye, L. Jin, H. Wang, S. Lv// Journal of Materials Processing Tech.-2018.- №256.- pp. 160–171.

17. Shukla, R. K. Investigation of Joint Properties of Friction Stir Welding of Aluminum 6061 Alloy to Copper/ R.K. Shukla, P.K. Shah// International Journal of Engineering Research and Technology.- 2010.- vol. 3.- №3.- pp. 613–620.

18. Agarwal, S. P. Development of friction stir welded butt joints of AA 6063 aluminium alloy and pure copper/ S.P. Agarwal, P. Nageswaran, N. Arivazhagan, K.D. Ramkumar // International Conference on Advanced Research in Mechanical Engineering. Uttarakhand, India: IPM rt. Ltd Naintal.- 2012.- pp. 46-50.

19. Hou, W. The role of tool offset on the microstructure and mechanical properties of Al/Cu friction stir welded joints/ W. Hou, L.H. Shah, G. Huang, Y. Shen, A. Gerlich// Journal of Alloys and Compounds.- 2020.- №825.- pp.154045.

УДК 669.15-194.063.8.084.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-82-86

В. В. Галаган¹, М. В. Кириличев¹, Д. В. Руцкий¹, Н. А. Зюбан¹, Е. В. Прусова¹, К. Е. Титов²**ИДЕНТИФИКАЦИЯ И ВЫЯВЛЕНИЕ ПРИРОДЫ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ
В НЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКЕ ИЗ СТАЛИ 26ХГМФ***¹ Волгоградский государственный технический университет² АО «ФНПЦ «Титан-Баррикады»

e-mail: galaghan@list.ru

В статье приведены данные по идентификации включений в образцах металла непрерывнолитых заготовок. Подсчет и идентификацию включений проводили с использованием автоматического анализатора частиц EDAX Particle/Phase Analysis Software. Исследованием установлен преобладающий тип неметаллических включений. Показано, что большинство включений являются эндогенными и имеют сталеплавильную природу происхождения. Показано, что по сечению литой заготовки включения распределяются неравномерно, максимальную загрязненность имеют осевые объемы заготовки. При этом распределение оксидных и оксисульфидных включений противоположное, что связано с протеканием ликвационных процессов при затвердевании.

Ключевые слова: неметаллические включения, непрерывнолитая заготовка, автоматический анализ частиц

V. V. Galagan¹, M. V. Kirilichev¹, D. V. Rutskiy¹, N. A. Zyuban¹, E. V. Prusova¹, K. E. Titov²**IDENTIFICATION AND DETECTION OF THE NATURE
OF NON-METALLIC INCLUSIONS IN CONTINUOUSLY
CAST BILLETS FROM STEEL 26KhGMF**¹ Volgograd State Technical University² JSC "FNPTs" "Titan-Barricades"

The article presents data on the identification of inclusions in metal samples of continuously cast blanks. The counting and identification of inclusions was carried out using the automatic particle analyzer EDAX Particle/Phase Analysis Software. The study established the predominant type of non-metallic inclusions. It is shown that a large proportion of inclusions are endogenous and have a steelmaking nature of origin. It is shown that inclusions are unevenly distributed over the section of the cast workpiece, and the axial volumes of the workpiece have the maximum contamination. At the same time, the distribution of oxide and oxysulfide inclusions is opposite, which is associated with the course of liquation processes during solidification.

Keywords: non-metallic inclusions, continuously cast billet, automatic particle analysis

В настоящее время сталь является одним из наиболее востребованных конструкционных материалов, используемых в различных отраслях промышленности. Она обладает высокой прочностью, устойчивостью к коррозии и другими важными свойствами, что делает ее незаменимой для производства различных изделий. Качество стали определяется в первую очередь металлургической наследственностью, к которой можно отнести наличие продуктов выплавки в виде эндогенных неметаллических включений (НМВ). Наличие неметаллических включений различного состава, может приводить к значительному ухудшению свойств металлопродукции, такие как прочность, пластичность, коррозионная стойкость и т. д. [1–4].

Идентификация и определение количества и особенностей распределения неметаллических включений по сечению непрерывнолитой заго-

товки, является важной задачей для обеспечения качества стали и повышения ее эксплуатационных характеристик.

В настоящее время разработано достаточно много способов позволяющих обеспечить низкую загрязненность стали включениями на стадии выплавки и внепечной обработки [5–8]. Однако положительный эффект, достигнутый на стадии выплавки, может быть полностью утрачен в процессе разливки и затвердевания слитков и непрерывнолитых заготовок [5; 9; 10].

Таким образом, идентификация типа неметаллических включений, выявление особенностей их распределения по сечению непрерывнолитой заготовки является важным этапом контроля качества стали, который позволяет обеспечить улучшение ее качества и повысить эксплуатационные характеристики.

Целью данной статьи является идентифика-

ция неметаллических включений и выявление особенностей их распределения в непрерывно литой заготовке круглого сечения диаметром 260 мм из стали 26ХГМФ.

Идентификация и особенности распределения НМВ проводилось на 5 образцах, отобранных по сечению НЛЗ с шагом 24 мм (рис. 1).

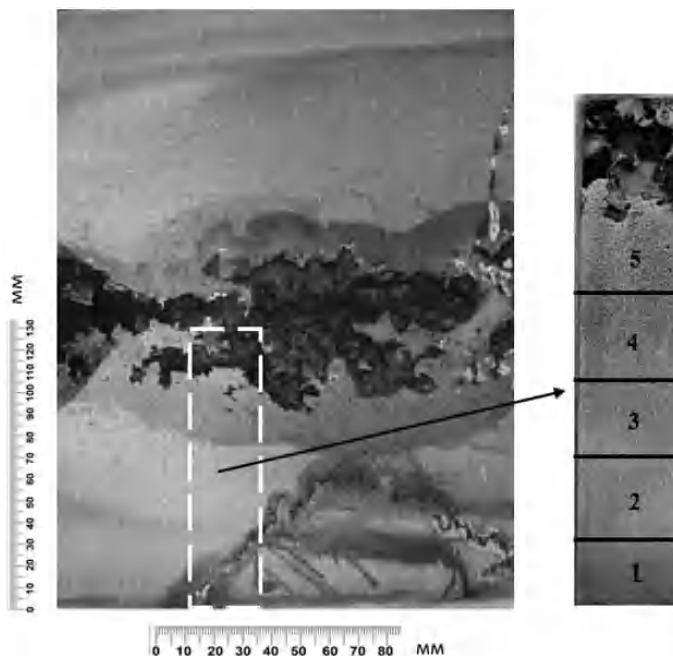


Рис. 1. Схема отбора проб для определения особенностей распределения и идентификации НМВ

Идентификация НМВ, проводилась путем совмещения сканирующей электронной микроскопии (SEM) и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии или (EDS), с помощью автоматического анализа частиц (EDAX Particle/Phase Analysis Software).

Сканированию подвергались все исследуемые образцы по сечению НЛЗ (рис. 1), параметры сканирования приведены в таблице.

После сканирования полученный массив данных химического состава неметаллических включений разбивался по группам в зависимости от их химического состава.

Параметры сканирования

Параметр	Значение
Увеличение (крат):	1000
Напряжение, кВ	12кВ
Длительность нахождения в спектре, с	1,0
Размер анализируемых включений, мкм	5,0–60,0
Размер одного поля сканирования, мм	0,348x0,271
Количество полей зрения на одном образце, шт	890
Количество полей зрения по все плавке, шт	6230
Площадь сканирования на каждом образце, мм ²	83,02
Площадь сканирования по плавке, мм ²	580
Количество проанализированных НМВ, шт	2651
Анализируемые элементы в НМВ	C; N; O; Mg; Al; Si; S; Ca; Ti; Mn; Fe

Обработка данных химического состава проанализированных включений показала, что

включения имеют сложный химический состав, их можно разделить на следующие группы:

сложные комплексные оксидные включения, содержащие $(\text{Ca}, \text{Al}, \text{Si}, \text{Mg})\text{O}$ в основе, содержащие тугоплавкую шпинель $(\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3)$ в оболочке легкоплавких алюминатов кальция типа $(\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3)$ и $(3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3)$ (рис. 2), доля которых составляет 32 % (рис. 3, а);

окисьюльфидные включения, содержащие $(\text{Ca}, \text{Al}, \text{Si}, \text{Mg})\text{O}$ в оболочке CaS (рис. 2), до-

ля которых составляет 68 % (рис. 3, б);

единичные нитридные включения MnS и CaS (рис. 2).

Максимальный размер выявленных включений составляет 17 мкм, при этом большая доля включений имеет размер не превышающий 10 мкм (рис. 3, б) доля этих включений составляет 85 %.

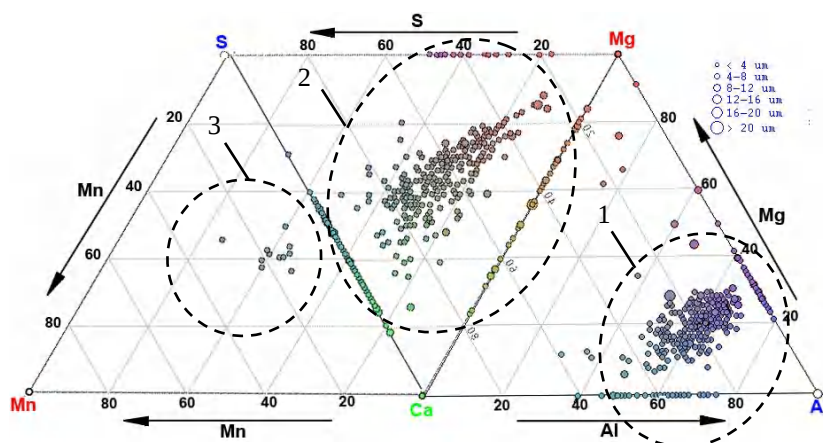
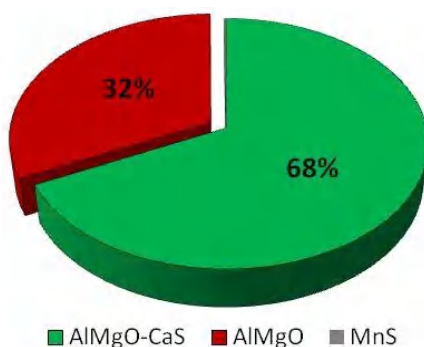
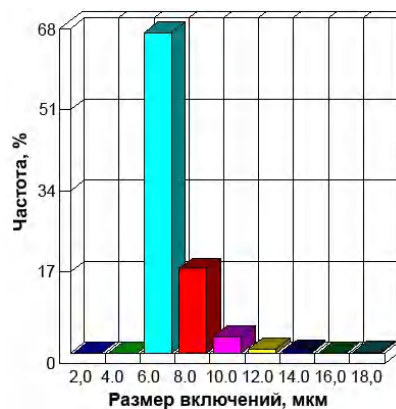


Рис. 2. Разделение на группы неметаллических включений:
1 – включения $(\text{MgO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3)$ в оболочке $(\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3)$ и $(3\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3)$; 2 – окисьюльфидные включения, содержащие $(\text{Ca}, \text{Al}, \text{Si}, \text{Mg})\text{O}$ в оболочке CaS ; 3 – сульфиды MnS и CaS



а



б

Рис. 3. Доля (а) и размер включений (б) различного типа

Химический состав, форма и размер НМВ показывает, что все типы выявленных включений можно отнести к эндогенным первичным и вторичным неметаллическим включениям сталеплавильного происхождения. Данный тип включений оказывает минимальное отрицательное воздействие на свойства стали. Используемые способы внепечной обработки,

подробно описанные в работе [5], позволяют получить сферические включения размером не более 10 мкм.

Для выявления особенностей распределения включений по сечению НЛЗ, был проведен подсчет количества различного типа включений в шт/мм² с пересчетом по ГОСТ 1778–70 (метод П) в %об (рис. 4).

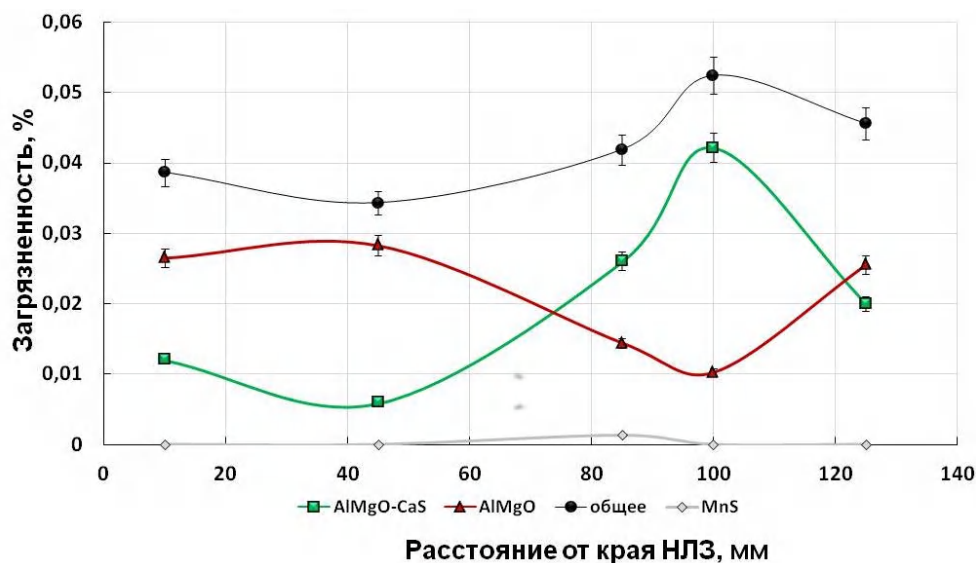


Рис. 4. Распределение включений по сечению НЛЗ

Подсчет загрязненности НМВ по сечению НЛЗ показал, что включения по сечению заготовки распределяются неравномерно (рис. 4). Общая загрязненность неметаллическими включениями постепенно увеличивается от края к центру заготовки. При этом распределение различного типа включений носит различный характер.

Загрязненность сульфидными НМВ минимальная и увеличивается до 1/2 радиуса НЛЗ. Это объясняется процессом ликвации серы при переходе из жидкого в твердое состояние и обогащению серой диффузионного пограничного слоя на фронте кристаллизации. Это обуславливает образование сульфидов, в основном MnS. Распределение оксисульфидных включений, являющихся преобладающим типом оксидов имеет противоположный по отношению к сульфидам и оксидам характер (рис. 4). Поверхностные слои имеют большую загрязненность оксисульфидными НМВ, чем сульфидными. Это объясняется тем, что при затвердевании поверхностных слоев НЛЗ на имеющихся первичных и вторичных тугоплавких оксидных включениях как на подложках образуется сульфидная фаза. В оксисульфидных НМВ, она представлена преимущественно сульфидом $(Ca;Mn)S$, образование которого обусловлено наличием Ca в включениях. Высокое сродство кальция к сере приводит к образованию сульфидов CaS по реакции $[Ca] + [S] \rightarrow (CaS)$, с величиной стандартной энергии Гиббса при 1600 °C (1873 K) $\Delta G^\circ = -336130$ Дж/моль, что почти в 2 раза превышает значение этой величины при образовании MnS. Это обуславливает обра-

зование тугоплавких включений $(Ca,Mn)S$ преимущественно на эндогенных оксидах.

В процессе дальнейшего затвердевания при отсутствии включений серы, загрязненность сульфидными и оксисульфидными включениями уменьшается (рис. 4). При этом в осевой части НЛЗ увеличивается загрязненность оксидными неметаллическими включениями.

Относительно повышенное содержание тугоплавких оксидных включений в поверхностных слоях НЛЗ объясняется наличием первичных и вторичных НМВ, образовавшихся на стадии выплавки и разлива стали. Источником образования тугоплавких оксидных включений, кроме продуктов плавки, являются отложения на внутренней поверхности погружного разливочного стакана, а также включения, попавшие в результате колебаний зеркала металла в кристаллизаторе, и включения, образовавшиеся в промежуточном ковше при разливе стали.

В осевой части НЛЗ содержание включений увеличивается, что обусловлено протеканием ликвационных процессов и замедленным продвижением фронта кристаллизации с пограничным диффузионным слоем примесей к оси заготовки.

Видно, что условия затвердевания оказывают большое влияние на распределение включений. При достигнутой при выплавке благоприятной форме и размере включений условия затвердевания оказывают большое влияние на распределение включений и могут приводить к неравномерному распределению различного типа включений по сечению затвердевшей заготовки и как следствие к получению в готовом металле скоплений включений.

Выводы

Проведенными исследованиями установлено, что в НЛЗ из стали 26ГМФ большинство включений (68 %) представлено оксисульфидами $(Ca, Al, Mg, Si)_xO_y$. Все выявленные включения относятся к эндогенному типу и имеют сталеплавильное происхождение. Они характеризуются сферической формой и размерами, не превышающими 10 мкм.

Распределение включений различного типа по сечению заготовки неравномерное. В поверхностных слоях наблюдается максимальная загрязненность оксидными включениями. При приближении к центру заготовки по мере увеличения концентрации серы в расплаве и на существующих тугоплавких оксидах образуется сульфидная оболочка, что приводит к увеличению содержания оксисульфидных неметаллических включений. После израсходования серы из жидкого расплава в осевых объемах происходит выделение чистых оксидных неметаллических включений.

Исследованием показано, что изменяющиеся условия затвердевания оказывает значительное влияние на особенности распределения неметаллических включений по сечению литого металла слитка или непрерывнолитой заготовки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Металловедение / Гуляев А. П. – 1986. – URL: <https://djvu.online/file/Yt2CJAqoj1YHd>.
2. Влияние неметаллических включений на свойства труб из сталей категории прочности K48–K52 / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. Ю. Чубуков, Д. П. Усков, В. Ф. Пет-

рова, М. В. Кириличев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7 (230) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Металлургия»). – С. 13–19.

3. Investigation on nonmetallic inclusions in ultra-low oxygen special steels / Li, J.Z., Jiang, M., He, X.F. et al // MMTB (2016), 47, pp 2386-2399.

4. Влияние неметаллических включений на коррозионную стойкость углеродистых низколегированных сталей для нефтепромысловых трубопроводов / И. Г. Родионова, О. Н. Бакланова, А. В. Аменжонов [и др.] // Сталь. – 2017. – № 10. – С. 41–48.

5. Влияние внепечной обработки на загрязненность неметаллическими включениями в стали 26ХМФБА / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С. Никитин // Сталь. – 2021. – № 7. – С. 17–21.

6. Оптимизация состава и количества неметаллических включений в непрерывнолитой заготовке на основе раскисления расплава алюминием и карбидом кальция / Д. В. Руцкий, Г. В. Бабин, С. Б. Гаманюк, В. В. Морозов, Ю. Л. Корнев // Металлург. – 2019. – № 4. – С. 41–48.

7. Влияние обработки расплава проволокой с Са и Ва-наполнителем на фазовый состав и загрязненность неметаллическими включениями при внепечной обработке и разливе стали 26ХМФБА / А. Ю. Агарков, Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, Г. В. Бабин // Черные металлы. – 2021. – № 12. – С. 36–44.

8. Григорович, К. В. Анализ процессов внепечной обработки углеродистых сталей / К. В. Григорович, А. К. Гарбер // Перспективные материалы. – 2011. – № 13. – С. 13–25.

9. Производство непрерывнолитых заготовок из стали 26ХМФБА для обсадных труб с применением барийсодержащей лигатуры / Д. В. Руцкий, В. В. Морозов, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С. Никитин, Р. М. Войтенко, В. О. Харламов // Металлург. – 2022. – № 5. – С. 45–55. – DOI: 10.52351/00260827_2022_05_45.

10. Особенности распределения неметаллических включений в непрерывнолитых заготовках из серосодержащей стали С45Е / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, М. В. Кириличев, М. С. Никитин, М. Ю. Чубуков // Сталь. – 2023. – № 11. – С. 8–11.

УДК [621.746:66914]:004.9

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-86-92

Л. В. Палаткина, Ю. В. Гребнев, Д. Ю. Гребнев, С. В. Палаткин

ПОЛУЧЕНИЕ ЛИТЫХ СТАЛЬНЫХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ КУЗНЕЧНОГО ПЕРЕДЕЛА В УСЛОВИЯХ МАШИНОСТРОИТЕЛЬНОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lv.palatkina@yandex.ru

Представлены результаты по разработке (для условий машиностроительного предприятия) основных технологических решений по получению стальных слитков круглого сечения массой 500 кг для кузнечного передела. Разработаны 3D-модели технологической оснастки и слитков круглого сечения для заливки в многогоразовую металлическую и одноразовую песчаную формы. В программном комплексе LVMFlow (на примере стали 45) выполнено компьютерное моделирование разлива и затвердевания модельных слитков. Проведена промышленная апробация полученных результатов компьютерного моделирования: из стали 45 отлиты слитки круглого сечения, из которых изготовлены и отгружены заказчиком поковки типа «фланец».

Ключевые слова: сталь, слиток круглого сечения массой 500 кг, компьютерное моделирование

L. V. Palatkina, Yu. V. Grebnev, D. Yu. Grebnev, S. V. Palatkin

**PRODUCTION OF CAST STEEL BLANKS FOR FORGING
IN THE CONDITIONS OF A MACHINEBUILDING ENTERPRISE**

Volgograd State Technical University

The results of the development (for the conditions of a machine-building enterprise) of the main technological solutions for the production of round steel ingots weighing 500 kg for forging are presented. 3D models of technological equipment and ingots of circular cross-section have been developed for pouring into reusable metal and disposable sand molds. In the LVMFlow software package (using the example of steel 45), computer modeling of casting and solidification of model ingots was performed. Industrial approbation of the obtained results of computer modeling was carried out: round-section ingots were cast from 45 steel, from which forgings of the "flange" type were made and shipped to customers.

Keywords: steel, 500 kg round section ingot, computer simulation

Стальные поковки и горячие штамповки в машиностроении изготавливаются из проката различного сортамента и химического состава [1]. В случае получения крупногабаритных, ответственных и уникальных изделий (роторы, судовые валы, оси ветряных турбин и т. д.) изготовление поковок осуществляется непосредственно из кузнечных слитков различных размеров и веса. Также следует отметить, что несмотря на разливку порядка 96 % мирового объема выплавляемой стали на машинах непрерывного литья заготовок, исследования направление на повышение качества стальных слитков по-прежнему актуальны [2; 3], при этом интенсивно изыскиваются пути их наиболее экономичного изготовления.

На сегодняшний день машиностроительные предприятия, работающие в сегменте серийного и мелкосерийного производств, сталкиваются с отсутствием сортамента проката (необходимого по химическому составу и уровню механических свойств). Кроме этого, использование проката может быть экономически нецелесообразным, так, например, при горячей штамповке для получения осевых отверстий необходимы дополнительные операции – высокотемпературный нагрев для последующей осадки и прошивки. Также производители проката зачастую выдвигают требования к машиностроителям на покупку крупной партии металла соответствующей производительности их металлургических печей.

В условиях машиностроительного предприятия решение задач, по снижению затрат на производство поковок и зависимости от поставщиков металла, возможно при получении литых заготовок под обработку металлов давлением от собственного литейного производства. При этом работы, посвященные данной тематике, практически отсутствуют.

Известно, что наиболее доступный способ получения литой заготовки – это литье в одноразовую песчаную форму. Следует учитывать, что при одинаковом уровне механизации лучшие технико-экономические показатели и основная экономия в 5–15 % на одну тонну литья, достигается при литье в многоразовую металлическую форму за счет уменьшения расходов на изготовление форм и формовочные материалы.

Цель данной работы – изучение на основе компьютерного моделирования (с последующей промышленной апробацией) качества литых стальных заготовок для кузнечного передела массой 500 кг залитых в многоразовую металлическую и одноразовую песчаную формы. Что представляет несомненный интерес для практики и теории затвердевания не только слитков малого развеса, но и крупных кузнечных слитков, для которых использование экспериментального метода анализа дефектов литья на модельных слитках массой 500 кг (отлитых в песчаные формы) в последнее время интенсивно развивается [4–6].

Общая методика работы предусматривала проведение трех основных этапов исследования:

1. Разработка чертежа слитка круглого сечения массой 500 кг и технологической оснастки для заливки в многоразовую металлическую и одноразовую песчаную формы.

2. Построение 3D-модели форм с последующим компьютерным моделированием заливки и затвердевания.

3. Проведение промышленной апробации полученных результатов компьютерного моделирования.

На первом этапе был проведен анализ возможностей литейного производства одного из предприятий нефтехимического машиностроения Волгоградского региона (табл. 1), на котором в дальнейшем был реализован третий этап работы.

Таблица 1

**Ключевое оборудование литейного производства машиностроительного предприятия,
необходимое для получения литых заготовок**

Оборудование	Наличие ключевого оборудования для получения слитков
Плавильный агрегат	Индукционная тигельная печь УИП-400 (чугунолитейный цех). Дуговая сталеплавильная ДСП-5 (сталелитейный цех).
Контроль химического состава на этапе выплавки	В условиях сталелитейного цеха (экспресс лаборатория).
Разливочное устройство	Разливочный стопорный ковш на 5 тонн расплава (диаметр разливочного стакана 80 мм).
Исходные материалы для выплавки Fe-C сплавов	Основная металлическая шихта (лом стальной, возврат собственного производства). Легирующие добавки (ферросплавы, чистые металлы). Карбюризаторы (электродный бой, кокс). Шлакообразующие (флюсовый известняк, шамот, плавиковый шпат). Раскислители, модификаторы (силикокальций, силикомарганец, алюминий, ниобий). Эзотермический порошок для нанесения на зеркало металла после заполнения форм. Антипригарные покрытия форм.
Контроль микроструктуры, механических и специальных свойств	В условиях цеха контрольных испытаний (лаборатория механических испытаний, металлографическая и химическая лаборатории).

Также была проведена оценка возможности выплавки слитков различного марочного состава. Так в чугунолитейном цехе в индукционной печи возможно получать металл для неотвешенных поковок (что обусловлено главным недостатком индукционной печи – отсутствием возможности проведения процесса рафинирования), кроме этого, в условиях рассматриваемого цеха имелись организационные трудности по проведению экспресс-анализа химического состава металла по ходу плавки. При этом возможности сталелитейного цеха и дуговой печи с основной футеровкой позволяют получить качественные стальные слитки любой степени легирования.

По итогам первого этапа был разработан чертеж слитка массой 500 кг круглого сечения высотой 1100 мм и диаметром прибыльной части 330 мм, а также чертежи многофазовой металлической формы (чугунной изложницы) и модельного комплекта для однократной песчаной формы (три литые тонкостенные опоки с модельной плитой).

На втором этапе исследований для спроектированной по размерам чертежей в программном комплексе Solid Works 3D-модели слитка круглого сечения с оснасткой, в расчетной среде LVMFlow (версия 6.50 релиз 3, лицензия 2029) создавалась задача для моделирования, на основе следующих исходных данных:

1. Точность моделирования определялась параметрами сеточной модели путем задания

размера расчетной ячейки 5 мм, а толщина, размер бокса и граничные условия подбирались автоматически программным комплексом LVMFlow.

2. Задавались начальные условия выбора материала формы (с учетом, что на внутреннюю полость необходимо нанести противогригарное покрытие на основе цинка толщиной 2 мм, а сама форма предварительно прогревается до 200 °С):

- многофазовая металлическая форма (рис. 1, а) – изложница из чугуна марки СЧ-10;
- однократная песчаная форма (рис. 1, б) – керамический огнеупорный кирпич и песчаная смесь на основе кварцевого песка (стальные опоки и модельная плита при моделировании отображались в программном комплексе LVMFlow как единое целое).

3. Моделировалась разливка стали 45 (химический состав, соответствует требованиям ГОСТ 1050–2013) из стопорного ковша с диаметром отверстия 80 мм, после окончания заливки моделировалась засыпка на зеркало металла экзотермической смеси массой 5 кг.

4. При задании температуры расплава руководствовались документами штатной технологии литейного цеха и полагали, что она при заполнении формы соответствует температуре выпуска, стали из плавильного агрегата (1640 °С).

5. При моделировании в программном комплексе LVMFlow визуализация процесса на-

полнения форм и последующего затвердевания литой заготовки в режиме 3D позволила:

- оценить вероятность образования поверхностных дефектов на литых заготовках, так как состояние поверхности является одним из основных критериев качества отливаемых сверху кузнечных слитков [7–9]. В соответствии с методикой оценки процесса разбрызгивания при компьютерном моделировании, представленной в работе [10] степень брызгообразования, оценивали как максимальную высоту подъема жидкого металла от дна формы в начальный период заливки;

- проанализировать движение потоков жидкой стали при заполнении формы расплавом, а также возникновение конвективных потоков и продолжительность их циркуляции;

- исследовать физическую неоднородность металла (характер образования усадочных раковин и пористости).

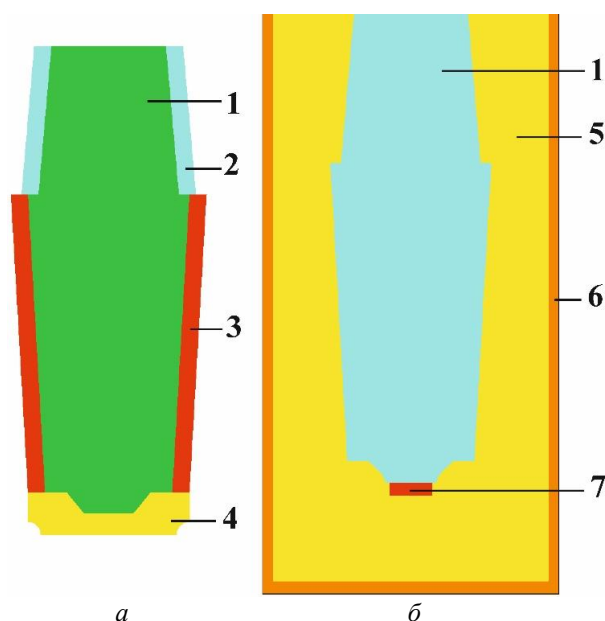


Рис. 1. Схематическое представление форм для моделирования после импортирования 3D-модели в среду программного комплекса LVMFlow: а – многоразовая металлическая форма (чугунная изложница); б – одноразовая песчаная форма; 1 – тело слитка; 2 – прибыльная надставка; 3 – изложница, формирующая «тело» слитка; 4 – поддон; 5 – песчаная смесь; 6 – металлические опоки и модельная плита; 7 – керамический огнеупорный кирпич

Для реализации третьего этапа исследования были изготовлены (отлиты) чугунные изложницы, состоящие из поддона, основной изложницы образующей «тело» слитка и изложницы, выполняющей прибыльную часть, а также подготовлен модельный комплект для одноразовой песчаной формы. Выбивка, очист-

ка, термообработка слитков, а также изготовление поковок из литых заготовок производилась в соответствии с действующими технологическими инструкциями. В ходе работ было выполнено пять плавов с полным контролем технологических характеристик и отлиты кузнечные слитки, из которых изготовлены изделия ответственного назначения типа «фланец» которые отгружены заказчиком.

Сравнительный анализ продольных осевых сечений заполнения расплавом многоразовой (рис. 2) и одноразовой формы не показал принципиальных различий, что обусловлено одинаковой геометрией внутренней полости и идентичными условиями разливки. Окончание разливки фиксировали при 8,5 с.

В момент открытия шиберного затвора сталеразливочного ковша скорость струи расплава соответствует 1,5–2,0 м/с (рис. 3, а) и интенсивно увеличивается до 5,5 м/с при приближении ко дну формы. Следует отметить, что использование диаметра разливочного стакана 80 мм соответствует массовому расходу расплава 106 кг/с.

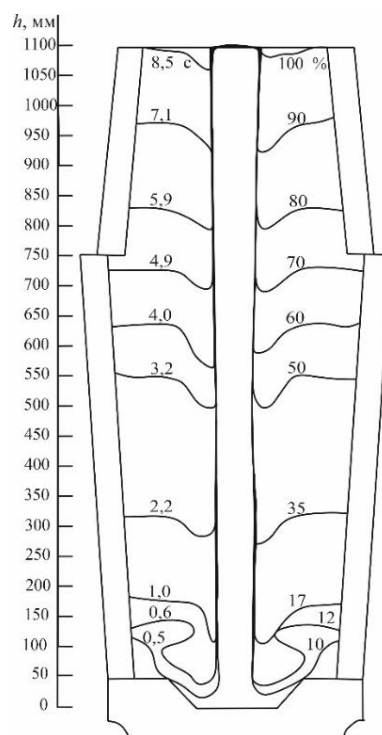


Рис. 2. Кривые изменения фронта потока расплава при заполнении чугунной изложницы: h, мм – высота полости формы; цифры у кривых – объем расплава в полости формы (V, %) в различные моменты времени заливки (τ, с)

При ударе струи расплава о дно формы наблюдается ее торможение до 2,0 м/с и после-

дующее формирование заплесков в виде набегающей на стенки формы волны (высотой порядка $1/4$ высоты формы ≈ 165 мм). После чего расплав растекается во все стороны (рис. 3, б 0,3 с от начала заполнения формы) с образованием «подушки» жидкого металла. Визуализация процесса наполнения формы показывает, что струя расплава, глубоко проникая в объем металла формы сохраняет скорость потока (рис. 3, б: 0,7 и 1,8 с от начала заполнения формы) и только при заполнении порядка 50 % объема наблюдается ее снижение до момента практически полного торможения на этапе завершения заполнения форм (фиксируется скорость менее 1,0 м/с). Также на протяжении всего этапа заполнения отсутствует равномерная

горизонтальная плоскость на зеркале металла (рис. 2), а интенсивная циркуляция потоков, возникающая на начальных этапах заполнения форм, сохраняется до момента их полного заполнения (рис. 3, г, д) и в последствии затухает.

Существенных отличий в длительность существования конвективных потоков зафиксировано не было:

- первые конвективные потоки в чугунной изложнице зафиксированы на 10 минуте от начала разливки и продолжались еще течение 114 минут;

- в песчаной форме первые конвективные потоки сформировались к 21 минуте после окончания заполнения формы и просуществовали еще 159 минут.

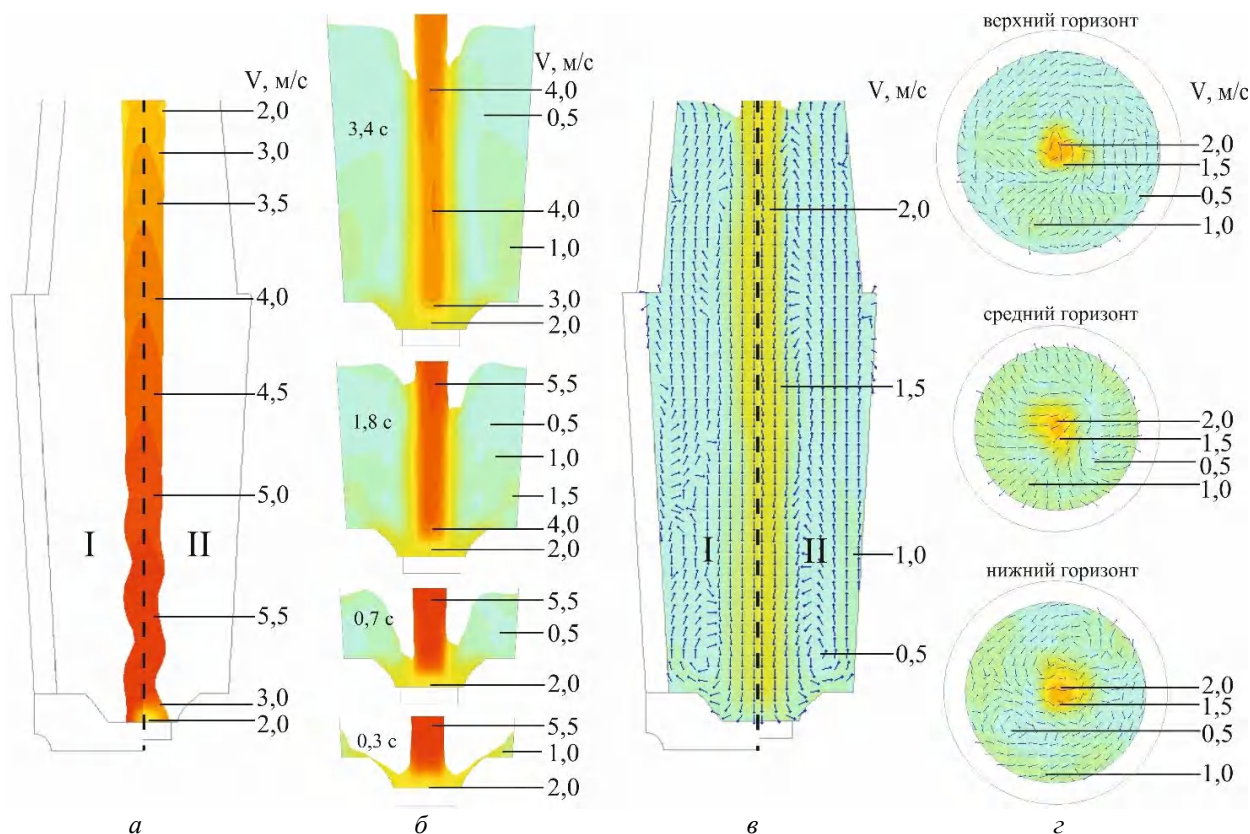


Рис. 3. Изменение скорости потока (V , м/с) при поступлении первых порций расплава в форму (I – чугунная изложница; II – одноразовая песчаная форма), на этапе начала и окончания разливки (t , с):
 а, б – торможение расплава в момент удара струи о дно формы с образованием заплесков и формированием завихрений расплава;
 в, г – образование и интенсивная циркуляция потоков в объемах расплава между стенками формы и периферийной зоной струи расплава на момент окончания заполнения формы расплавом; б и г – одноразовая песчаная форма

Характер изменения объема твердой фазы для многоразовой и одноразовой формы практически одинаков (рис. 4), однако из-за низкой температуропроводности песчаной формовочной смеси время затвердевания слитка в песчаной форме увеличено.

Сравнительная оценки физической неоднородности в режиме LVMFlow «усадка» показывает, что максимальная пористость наблюдается в центральных осевых зонах, при этом максимальные значения (рис. 5) наблюдаются в слитке, залитом в чугунную изложницу.

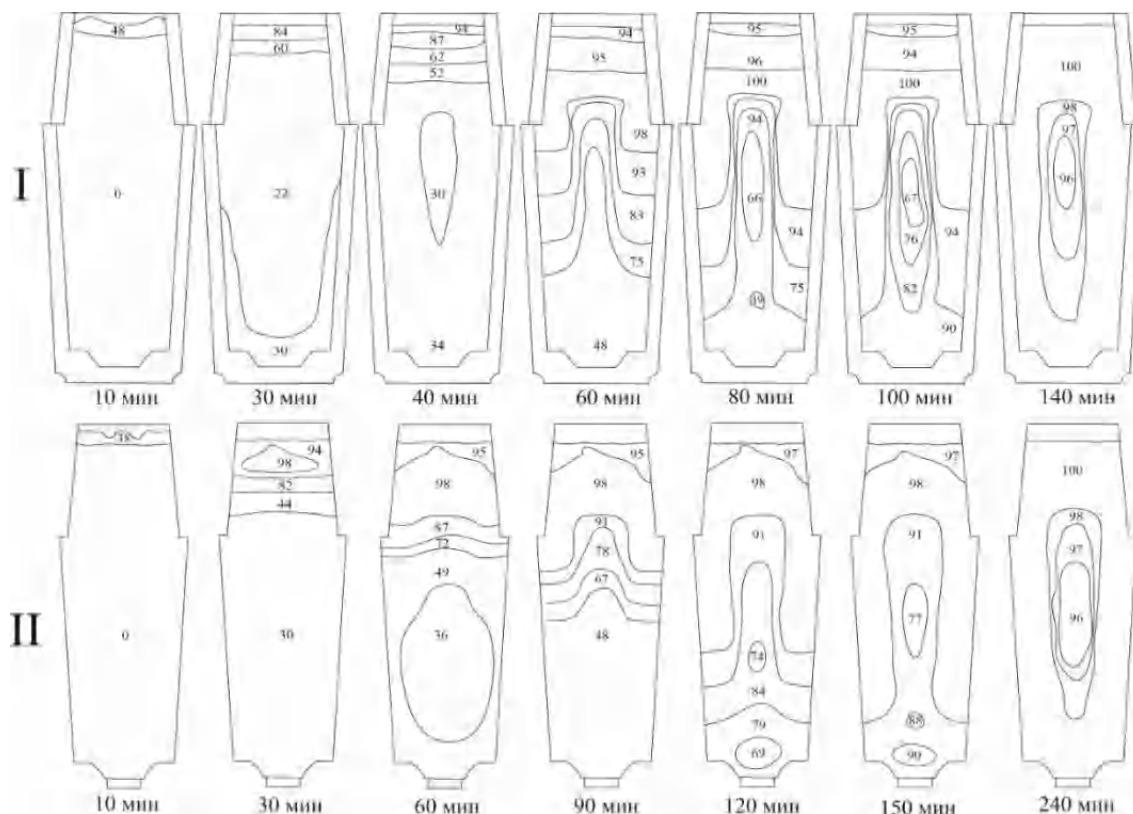


Рис. 4. Изменение объема твердой фазы при затвердевании (процент твердой фазы для каждой из границ изолиний) в различные моменты времени после окончания заливки:
 I – чугунная изложница; II – одноразовая песчаная форма

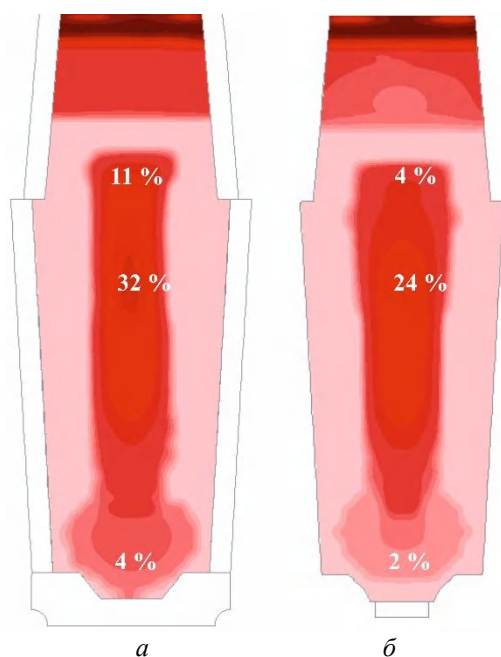


Рис. 5. Характерный вид расположения в теле слитка усадочной раковины (отображение в 3D модели осевого сечения):
 а – чугунная изложница; б – одноразовая песчаная форма

На третьем этапе исследований была реализована промышленная апробация компьютерного моделирования получены опытные слитки массой 500 кг из стали 45. После остывания слитки были выбиты из форм. Замечаний к качеству поверхности слитков – нет, она чистая без дефектов и пригара (что облегчило последующую очистку в дробеметной камере). Сравнительные испытания механических свойств проводились на кузнечной заготовке типа «фланец» которую получали из проката и литья в нормализованном состоянии (табл. 2).

Литые заготовки поступали в кузнечный цех после нормализации. Режимы термической обработки для горячих штамповок, произведенных из литого металла, не изменялись. После механической обработки детали успешно прошли ультразвуковой контроль и цветную дефектоскопию.

Таблица 2

**Сравнительные характеристики механических свойств литого
и ковального металла опытных плавов (сталь 45)**

Вид заготовок	Механические свойства					
	σ_t , МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	KCU ⁻⁴⁰ Дж/см ²
Литая: – среднее значение – интервал свойств	360 270–400	610 490–820	11 6–18	18 12–29	28 20–38	21 14–26
Горячая штамповка из проката: – средние значения – интервал свойств	395 370–410	660 640–720	15 13–19	26 21–27	7 34–41	32 29–34
Горячая штамповка из литой заготовки: – среднее значение – интервал свойств	390 370–420	670 630–720	16 14–18	25 22–27	37 35–40	30 28–33

Заключение

На основе анализа оборудования литейного производства машиностроительного предприятия проведена оценка возможности получения литых заготовок для собственных нужд. По результатам компьютерного моделирования для одноразовой и многоразовой форм проанализировано: изменение фронта потока расплава при заполнении формы; изменение скорости потока при поступлении первых порций расплава в форму на этапе начала и окончания разливки; изменение объема твердой фазы при затвердевании и расположение в теле слитка усадочной раковины. Последующая отливка модельных слитков показала, что литые заготовки для кузнечного передела возможно изготавливать в условиях литейных цехов машиностроительных предприятий путем заливки расплава в одноразовую песчаную форму или в многоразовую (чугунную изложницу), что позволит обеспечить производство качественными заготовками в максимально короткие сроки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Богодухов, С. И. Технологические процессы в машиностроении / С. И. Богодухов, Р. М. Сулейманов, А. Д. Проскурин. – М.: Инновационное машиностроение, 2021. – 640 с

2. Li, J., Xu, Xw., Ren, N. et al. A review on prediction of casting defects in steel ingots: from macrosegregation to multi-defect model. J. Iron Steel Res. Int. 29, 1901–1914 (2022). – Режим доступа: <https://doi.org/10.1007/s42243-022-00848-7>
3. Wang, T.; Wang, E.; Delannoy, Y.; Fautrelle, Y.; Budenkova, O. Numerical Simulation of Macrosegregation Formation in a 2.45 ton Steel Ingot Using a Three-Phase Equiaxed Solidification Model. Metals 2021, 11, 262. – Режим доступа: <https://doi.org/10.3390/met11020262>
4. Nishimura, T., Kishimoto, A. Casting Defect Analysis of Carbon Steel Using Sand Casting Experiments. Inter Metalcast (2022). – Режим доступа: <https://doi.org/10.1007/s40962-022-00917-3>
5. Chen, Z., Senk, D. & Firsbach, F. Experimental Investigations on Solidification of 500-kg Steel Ingots with Laboratory Trials. Metall Mater Trans B 49, 2514–2532 (2018). – Режим доступа: <https://doi.org/10.1007/s11663-018-1325-5>
6. Chen, Z. Quality of as-cast ingots with extreme large shapes: doctoral thesis. Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälische Technische Hochschule Aachen, 09 Dezember 2014. – Режим доступа: <https://core.ac.uk/download/pdf/36622351.pdf>
7. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка: монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан. – Волгоград: ВолгГТУ, 2003. – 168 с.
8. Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков. – М., Металлургия, 1973. – 248 с.
9. Еронько, С. П. Разливка стали: оборудование, технология / С. П. Еронько, С. В. Быковских. – К.: Техника, 2003. – 216 с.
10. Палаткин, С. В. Исследование влияния скорости разливки на структуру и дефекты стального слитка / С. В. Палаткин, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий // Металлургические процессы и оборудование. – 2013. – № 1. – С. 12–19.

УДК 544.6.018

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-93-98

*В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич, Е. Е. Евдокимов***ЛАТУНИРОВАНИЕ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ
ИЗ ЭТИЛЕНДИАМИНОВЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ****Волгоградский государственный технический университет**

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

ggubarevich@mail.ru, smat_b101@rambler.ru

Проведены исследования влияния составов основных компонентов медного, цинкового и латунного этилендиаминовых электролитов на электрохимические характеристики процесса электролиза и свойства получаемых покрытий. Предложен оптимальный состав этилендиаминового электролита латунирования.

Ключевые слова: латунирование, этилендиаминовый электролит, выход по току, катодная поляризация

*V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich, E. E. Evdokimov***INFLUENCE OF PULSED CURRENT ON THE STRUCTURE
OF COPPER-NICKEL ALLOY DEPOSIT****Volgograd State Technical University**

The compositions of the main components of copper, zinc and brass ethylenediamine electrolytes were studied for the electrochemical characteristics of the electrolysis process and the properties of the resulting coatings. The optimal composition of ethylenediamine electrolyte for brass plating has been proposed.

Keywords: brass plating, ethylenediamine electrolyte, current efficiency, cathodic polarization

Введение

Латунирование – старейший гальванический процесс, принципиально разработанный Б. С. Якоби в 1844 году, находит разнообразное промышленное применение.

Латунные покрытия часто применяются в качестве подслоя при гальваническом лужении, никелировании, хромировании, серебрении и золочении стальных изделий. Латунирование готовых изделий и полуфабрикатов в ряде случаев успешно применяется с целью замены латуни и как самостоятельное защитно-декоративное покрытие с последующим окрашиванием в различные тона раствором аммиака, сернистого натрия, щелочными растворами, содержащими окислители, а также химическим оксидированием в растворах щелочей [1; 2].

Целью настоящей работы является разработка нового технологического процесса бесцианистого латунирования стальной проволоки для металлокорда на основе этилендиаминовых электролитов.

Большое внимание в работе было уделено вопросу подготовки поверхности изделий перед нанесением покрытий, т. к. это является одним из важных факторов получения качественных гальванических покрытий.

Состояние вопроса

Электрохимическое латунирование – это один из вариантов получения покрытий. Наи-

большее распространение получили цианистые электролиты [3]. Они отличаются рассеивающей способностью и полностью исключают возможность контактного выделения металлов при покрытии стальных изделий. Но цианистые электролиты имеют свои недостатки, к которым относится большая токсичность. Осаждение из цианистых растворов обычно производится при небольшой плотности тока, что отрицательно влияет на скорость осаждения сплава и не позволяет интенсифицировать процесс.

Были предприняты многочисленные попытки избежать применения цианистых электролитов для латунирования ввиду их ядовитости.

Вследствие того, что для совместного выделения меди и цинка необходимо, чтобы потенциалы выделения были равны друг другу, а в сернокислых растворах этого не наблюдается, простые соли были заменены на комплексные соединения.

Исследования растворов, содержащих соли меди и цинка и органические соединения (этанолламин, глицерин, щавелевую кислоту, трилон Б) образующие с ними комплексы, показало возможность осаждения из них медноцинковых сплавов [4–6].

Поэтому перед нами стояла задача разработать доступные составы электролитов латунирования для промышленного электролиза на основе органических веществ, этилендиамина. Предварительные исследования показали, что

из таких электролитов представляется возможность получать мелкокристаллические осадки латуни, прочно сцепленные с основой при плотностях тока, значительно выше плотности тока для цианистых электролитов.

Методика исследований

Выбор состава электролита латунирования осуществлялся на основе изучения поляризационных кривых, выхода по току и изучения свойств латунных покрытий [7, 8, 9].

Парциальные поляризационные кривые для цинкового электролита снимались на электродах из платиновой жести (вплавленной в стекло) с поверхностью 2 см^2 , предварительно оцинкованных в стандартном электролите состава (г/л): $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O} - 215$, $\text{KAl(SO}_4)_2 \times 12\text{H}_2\text{O} - 50$, $\text{Na}_2\text{SO}_4 - 50$, желтый декстрин – 10.

Парциальные поляризационные кривые для меди снимались при тех же условиях из элек-

тролитов состава (г/л): $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O} - 35$, $\text{Na}_4\text{P}_2\text{O}_7 \times 10\text{H}_2\text{O} - 140$, $\text{Na}_2\text{HPO}_4 \times 12\text{H}_2\text{O} - 90$.

Компромиссные потенциалы снимались на латунно электроде с поверхностью 2 см^2 .

Все опыты проводились при строго постоянной температуре с точностью $\pm 0,5^\circ$ с использованием обычного термометра с ртутно-толуоловым терморегулятором.

Электродом сравнения при измерениях был насыщенный каломелевый полуэлемент.

Определение выхода по току (ВТ), т.е. той части количества прошедшего электричества, которая приходится на долю данной электрохимической реакции, было произведено весовым способом с использованием медного кулонометра из стандартного раствора состава (г/л): $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O} - 250$, $\text{H}_2\text{SO}_4 - 150$, $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH} - 50$.

Количество прошедшего электричества рассчитывалось по привесу катода:

$$\text{ВТ} = (31,8 \times \text{привес латуни}) / (32,07 \times \text{привес кулонометра}),$$

где 31,8 – молярная масса эквивалента меди, 32,07 – молярная масса эквивалента латуни (70 % Cu и 30 % Zn).

Для замера pH был использован pH-метр ЛПП-58 потенциометрического типа с применением каломелевого электрода с диапазоном замера pH от 1 до 14.

Катодами для электроосаждения латуни являлись образцы из стальной проволоки диаметром 1,2 мм и поверхностью 2 см^2 .

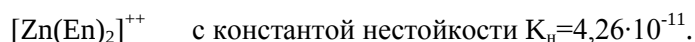
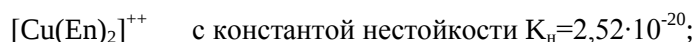
Прочность сцепления латунного покрытия с основой определялась по многократному из-

гибу изделий на 180° (до появления трещин в покрытии).

Состав латунного покрытия определялся весовым методом (медь определялась йодометрически).

Латунирование из этилендиаминовых электролитов

Выбор этилендиаминовых электролитов обуславливается образованием комплексных ионов меди и цинка с константами нестойкости резко отличающихся друг от друга:



Такое различие в величинах констант нестойкости позволяет сблизить потенциалы меди и цинка, что является основным условием получения мелкокристаллических осадков сплавов. Кроме того, при выборе состава электролита латунирования руководствовались стоимостью основных компонентов электролита, возможностью интенсификации процесса латунирования, т.е. возможностью применения в процессе высоких плотностей тока.

Как показали исследования, электроосаж-

дение сплава медь-цинк из растворов из простых солей осуществить невозможно вследствие очень большой разницы потенциалов их выделений (рис. 1).

Было установлено, что введение этилендиамина (En) в медный электролит способствует образованию устойчивого комплекса, смещению потенциала выделения меди в отрицательную сторону, приближая их значение к значениям потенциалов выделения цинка (рис. 2).

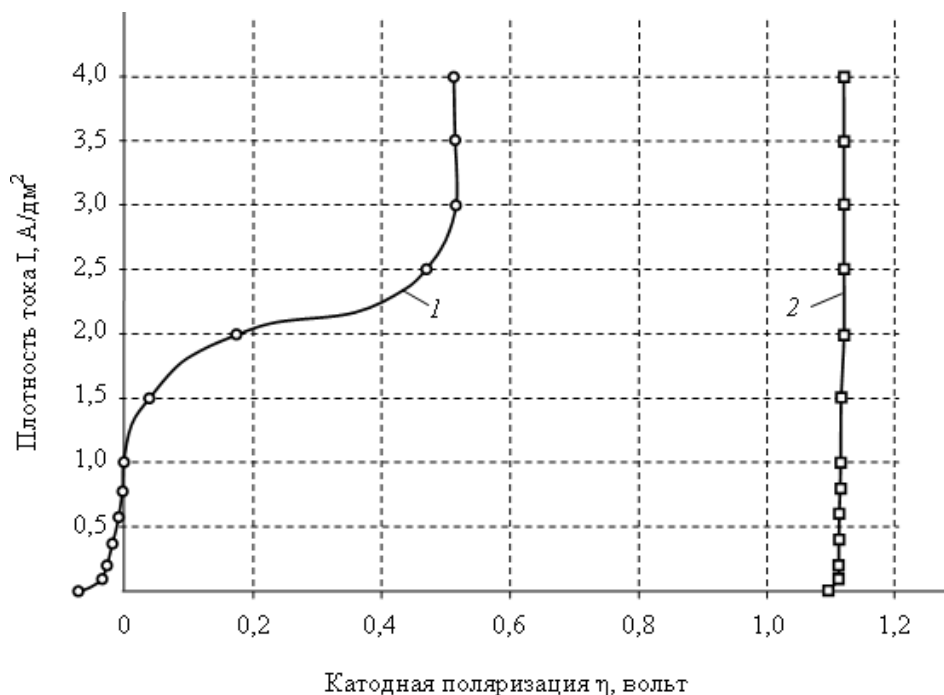


Рис. 1. Зависимость между катодной поляризацией и плотностью тока при электроосаждении:
1 – меди из электролита состава 0,1 моль/л $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$; 2 – цинка из электролита состава 0,2 моль/л $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$.
Температура 25 °С, электроды Pt/Cu, Pt/Zn с площадью поверхности 2 см². Электрод сравнения каломелловый (насыщенный)

Медь и цинк с этилендиамином в зависимости от содержания последнего в растворе образуют два типа комплексов [10]. Если в растворе

содержится эквимолекулярные количества меди, цинка и соответственно этилендиамина, то образуются комплексы типа:

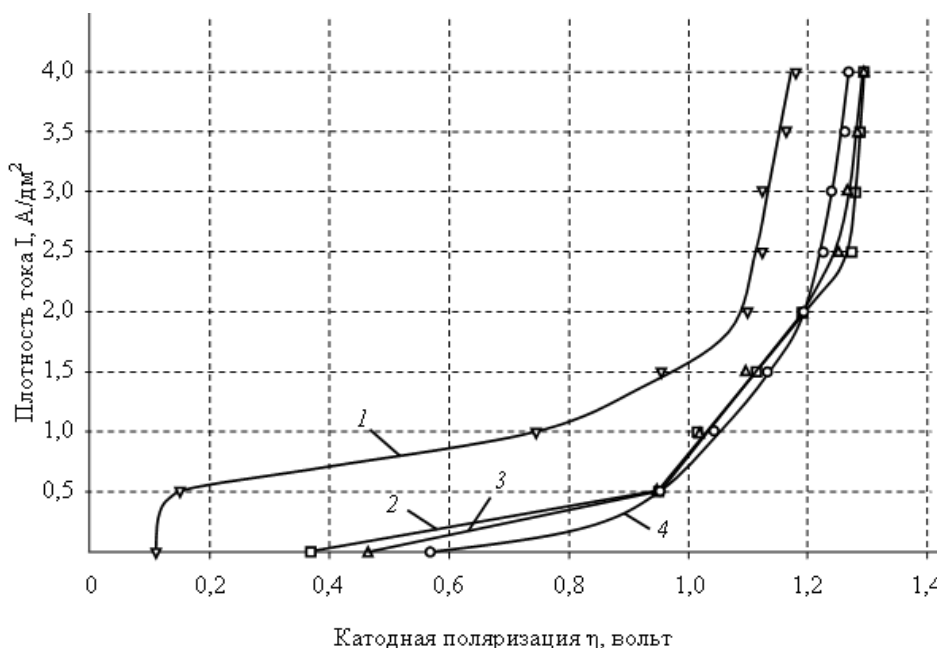
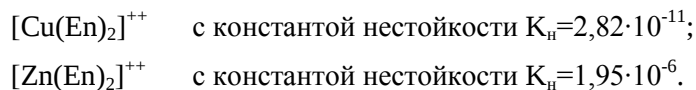


Рис. 2. Зависимость между катодной поляризацией и плотностью тока при электроосаждении меди из этилендиаминовых электролитов состава 0,2 М $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O} + \text{X М Эн} + 60 \text{ г/л } \text{Na}_2\text{SO}_4 \times 10\text{H}_2\text{O} + 60 \text{ г/л } (\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$:
1 – 0,2 М Эн; 2 – 0,4 М Эн; 3 – 0,5 М Эн; 4 – 0,5 М Эн.
Температура 25 °С, поверхность Pt/Cu катода 2 см². Электрод сравнения каломелловый (насыщенный)

Поляризационные кривые, представленные на рис. 2, показывают, что увеличение этилендиамина с 0,2 моль/л (рис. 2, кривая 1) до 0,4 моль/л (рис. 2, кривая 2) приводит к значительному увеличению равновесного потенциала и катодной поляризации при электроосаждении меди из 0,2 моль/л раствора сернокислой меди. Дальнейшее увеличение концентрации этилендиамина в растворе до 0,6 моль/л практически не приводит к изменению катодной поляризации.

Таким образом, электроосаждение меди из этилендиаминовых электролитов должно осуществляться из раствора, содержащего этилендиамина в два раза больше, чем содержание сернокислой меди, т.е. при соотношении основных компонентов в растворе 2:1. В этих условиях в растворе образуются комплексы меди типа $[\text{Cu}(\text{En})_2]^{++}$.

Для увеличения устойчивости этилендиаминовых электролитов целесообразно вводить 60 г/л $\text{Na}_2\text{SO}_4 \times 10\text{H}_2\text{O}$ и 60 г/л $(\text{NH}_4)\text{SO}_4$ [11].

Аналогичные исследования были выполнены и при электроосаждении цинка, которые представлены на рис. 3. Интересно при этом отметить, что в растворе, содержащем эквивалентные количества $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ и этилендиамина, образуются нерастворимые комплексы и только лишь при соотношении $([\text{En}] / [\text{Zn}^{++}]) = 2$ образуются растворимые комплексы [12, 13]. Поэтому в данном случае исследования по изучению влияния содержания этилендиамина на равновесный потенциал цинка и катодную поляризацию при электроосаждении цинка были проведены, начиная с соотношения $([\text{En}] / [\text{Zn}^{++}]) = 2$. Дальнейшее увеличение содержания этилендиамина в растворе, как показывает рис. 3, приводит к увеличению равновесного потенциала цинка и катодной поляризации при электроосаждении цинка. Так как основная цель настоящего этапа исследований заключалась в подборе таких отношений $[\text{En}] / [\text{Zn}^{++}]$ в растворе, при которых получались бы устойчивые этилендиаминовые комплексы и в которых разница в потенциалах выделения меди и цинка была бы минимальной, поэтому целесообразно вести электролиз при соотношении $([\text{En}] / [\text{Zn}^{++}]) = 2$. В этих условиях образуются комплексы цинка типа $[\text{Zn}(\text{En})_2]^{++}$.

Для улучшения растворимости сернокислого цинка в этилендиаминах и увеличении устойчивости цинкового этилендиаминового электролита, в последний вводился сернокислый аммоний в количестве 80 г/л.

Смешивая равные объемы медного и цинкового этилендиаминовых электролитов, можно получить латунный этилендиаминовый электролит, а из последнего сплав, содержащий 70 % меди и 30 % цинка.

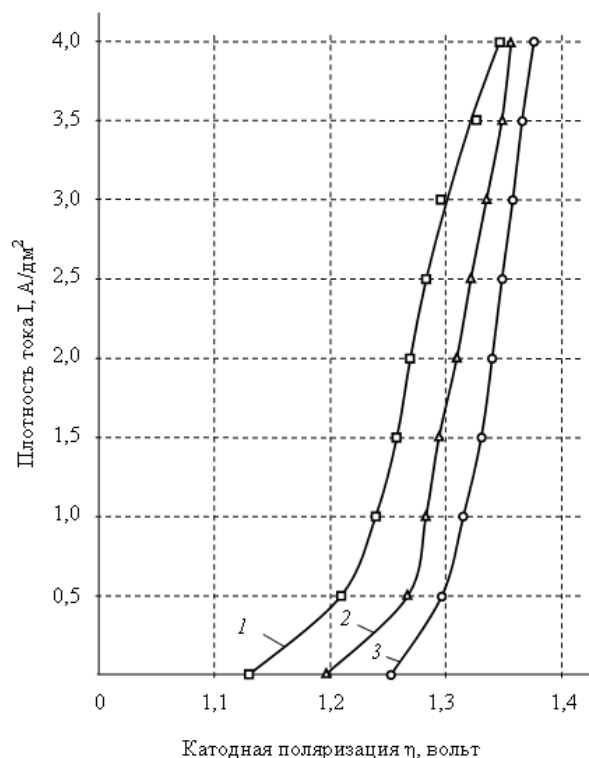


Рис. 3. Зависимость между катодной поляризацией и плотностью тока при электроосаждении цинка из этилендиаминовых электролитов состава 0,2 М $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O} + \text{X M En} + 80 \text{ г/л } (\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$: 1 – 0,4 М En; 2 – 0,5 М En; 3 – 0,6 М En. Температура 25 °С, поверхность Pt/Zn катода 2 см². Электрод сравнения каломеловый (насыщенный)

При изучении парциальных поляризационных кривых (электроосаждение только меди и соответственно только цинка) установлено, что повышение содержания этилендиамина в растворе 0,4 моль/л $([\text{En}] / [\text{Zn}^{++}]) > 2$ при электроосаждении меди практически не приводит к увеличению катодной поляризации, в то время как при электроосаждении цинка с увеличением концентрации этилендиамина в растворе происходит увеличение катодной поляризации. В этой связи представляет интерес изучить изменение компромиссного потенциала и, соответственно, катодной поляризации при электроосаждении сплава (латуни) из растворов, содержащих различное количество этилендиамина. Полученные опытные данные показывают, что при увеличении концентрации этилендиамина в растворе с 0,4 до 0,6 моль/л катодная поляризация при электроосаждении практически не изменяется.

Таким образом, выше указанные предварительные экспериментальные данные показывают, что из этилендиаминового латунного электролита: 0,2 моль/л $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$ + 0,4 моль/л En + 60 г/л $\text{Na}_2\text{SO}_4 \times 10\text{H}_2\text{O}$ + 60 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ + 0,2 моль/л $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ + 0,4 моль/л En + 80 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ представляется возможность осаждать сплав медь + цинк (латунь). Это подтверждается опытными данными, представленными на рис. 4. Из этого рисунка видно, что парциальные поляризационные кривые меди и цинка сравнительно близко располагаются друг от друга в отличие от парциальных кривых, полученных при электроосаждении меди и цинка из растворов их простых солей (рис. 1). Это значит, что в этилендиаминовых электролитах удастся значительно сблизить потенциалы вы-

деления меди и цинка и, таким образом, получить сплав. При этом поляризационная кривая для латуни (рис. 4) при невысоких плотностях тока (приблизительно до 2 А/дм²) располагается между парциальными кривыми меди и цинка, а при более высоких плотностях она располагается несколько правее парциальной кривой цинка. Такой характер изменения катодной поляризации при электроосаждении латуни подтверждает возможность получения сплава (латуни) и показывает, что при плотностях тока выше 2 А/дм² электроосаждение латуни происходит при более повышенной катодной поляризации, чем даже для цинка, а это в свою очередь должно приводить к образованию более мелкокристаллической структуры сплава.

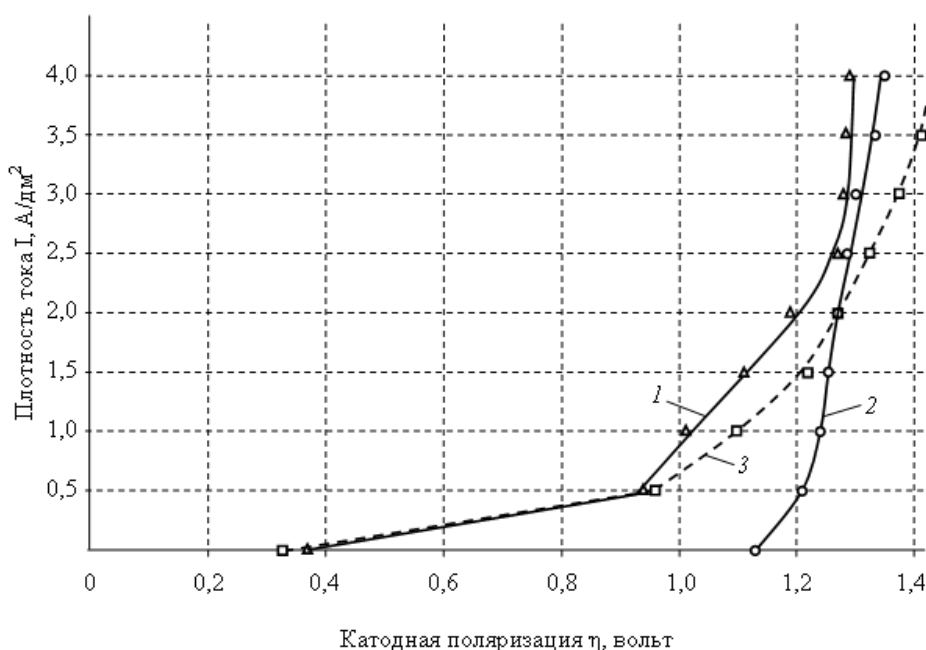


Рис. 4. Зависимость между катодной поляризацией и плотностью тока при электроосаждении меди, цинка и латуни из этилендиаминовых электролитов:

1 – 0,2 моль/л $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$ + 0,4 моль/л En + 60 г/л $\text{Na}_2\text{SO}_4 \times 10\text{H}_2\text{O}$ + 60 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$; 2 – 0,2 моль/л $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ + 0,4 моль/л En + 80 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$; 3 – 0,2 моль/л $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$ + 0,4 моль/л En + 60 г/л $\text{Na}_2\text{SO}_4 \times 10\text{H}_2\text{O}$ + 60 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ + 0,2 моль/л $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ + 0,4 моль/л En + 80 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$. Температура 25 °С, поверхность катода 2 см². Электрод сравнения каломеловый (насыщенный)

Латунный этилендиаминовый электролит может готовиться путем смешения равных объемов медного и цинкового этилендиаминовых электролитов. Так как при этом смешении концентрация компонентов электролита уменьшится в два раза, то при таком методе приготовления латунного электролита концентрации компонентов смешиваемых медного и цинкового этилендиаминовых электролитов должны быть увеличены в два раза. Проще готовить этилендиаминовый электролит

латунирования растворением всех компонентов раствора.

Такой электролит латунирования должен иметь состав: 0,2 моль/л $\text{CuSO}_4 \times 5\text{H}_2\text{O}$ + 0,2 моль/л $\text{ZnSO}_4 \times 7\text{H}_2\text{O}$ + 0,8 моль/л En + 60–80 г/л $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$ + 60 г/л $\text{Na}_2\text{SO}_4 \times 10\text{H}_2\text{O}$.

При этом растворение компонентов электролита должно производиться в следующей последовательности: сернокислый аммоний, этилендиамин, сернокислый цинк, сернокислая медь, сернокислый натрий. Введение в раствор

последующего компонента должно производиться только полного растворения предыдущего компонента.

Выводы

1. Изучено соотношение основных компонентов медного, цинкового и латунного этилендиаминовых электролитов на электрохимические характеристики процесса электролиза и свойства покрытий.
2. Изучено влияние нитрат-ионов на верхний предел допустимой плотности тока.
3. Разработан состав этилендиаминового электролита латунирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Орехова, В. В. Защитно-декоративные покрытия в изделиях народного потребления / В. В. Орехова. – Киев : Техника, 1989. – 152 с.
2. Защитные покрытия на металлах / под ред. Г. В. Самсонова. – АН УССР, Киев : Наук. думка, 1989. – 100 с.
3. Антропов, Л. И. Теоретическая электрохимия / Л. И. Антропов. – М. : Высшая школа, 1984. – 518 с.
4. Лайнер, В. Н. Защитные покрытия металлов / В. Н. Лайнер. – М. : Металлургия, 1974. – 559 с.
5. Бельский, М. А. Электроосаждение металлических покрытий / М. А. Бельский, А. Ф. Иванов. – М. : Металлургия, 1985. – 288 с.
6. Кудрявцев, Н. Т. Электрохимические покрытия металлами / Н. Т. Кудрявцев. – М. : Химия, 1979. – 352 с.
7. Вячеславов, П. М. Электролитическое осаждение сплавов / П. М. Вячеславов. – Л. : Машиностроение, 1986. – 112 с.
8. Вансовская, К. М. Гальванические покрытия / К. М. Вансовская. – Л. : Машиностроение, 1984. – 199 с.
9. Феттер, К. Электрохимическая кинетика / К. Феттер. – М. : Химия, 1967. – 856 с.
10. Электрохимические процессы с участием органических веществ. – М. : Наука, 1970. – 194 с.
11. Курило, И. И. Электрохимическое латунирование стали в ультразвуковом поле / И. И. Курило, А. А. Черник, И. М. Жарский, Е. И. Мохова // Гальванотехника и обработка поверхностей. – 2013. – Т. 21, № 4. – С. 33–38.
12. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений : монография / Н. Б. Березин [и др.] ; Федеральное агентство по образованию, гос. образовательное учреждение высш. проф. образования «Казанский гос. технологический ун-т». – Казань : КГТУ, 2006. – 274 с. – ISBN 5-7882-0372-4. – EDN QNBPKJ.
13. Кубасов, В. Л. Основы электрохимии / В. Л. Кубасов, С. А. Зарецкий. – М. : Химия, 1976. – 184 с.

УДК 544.642

DOI: 10.35211/1990-5297-2024-6-289-98-104

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

ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ ХРОМА ИЗ КИСЛЫХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ С ДОБАВЛЕНИЕМ ОРГАНИЧЕСКИХ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ

Волгоградский государственный технический университет

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

Исследовано влияние плотности тока на выход хрома по току, содержания органических добавок на микротвердость и пористость хромовых осадков, толщины хромовых осадков на внутренние напряжения. Проведены рентгенографические исследования структуры хромовых осадков, полученных из электролитов с органическими добавками.

Ключевые слова: хром, электролиз, органические добавки, выход по току, дифрактограмма, микротвердость, пористость, внутренние напряжения

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

ELECTRODEPOSITION OF CHROME FROM ACID ELECTROLYTES WITH THE ADDED ORGANIC SURFACTANTS

Volgograd State Technical University

The influence of current density on the current efficiency of chromium, the content of organic additives on the microhardness and porosity of chromium deposits, and the thickness of chromium deposits on internal stresses were studied. X-ray studies of the structure of chromium deposits obtained from electrolytes with organic additives were carried out.

Keywords: electrolysis, organic additives, current efficiency, diffraction pattern, microhardness, porosity, internal stresses

Введение

Актуальной задачей является разработка электролита хромирования на базе стандартного, который характеризовался бы более высоким выходом по току и повышенной эксплуатационной устойчивостью.

Для создания более совершенных электролитов хромирования необходимы не только эмпирические поиски новых добавок и режимов осаждения, но и детальное изучение совокупности процессов, происходящих на электроде и в приэлектродном слое в реальных условиях.

Цель работы состояла в получении хромовых покрытий и комплексном изучении физико-химического анализа фазового состава, структуры, физико-химических и физико-механических свойств осадков путем изменения условий осаждения и изучение влияния некоторых добавок органической природы на электролит хромирования.

При изучении механизма процесса хромирования является важным рассмотрение концепции прикатодной пленки.

Восстановление шестивалентного хрома до металлического состояния происходит через пленку, образующуюся из накапливающихся продуктов промежуточной реакции восстановления до трехвалентного состояния и компонентов раствора. Пленка не препятствует осаждению хрома, но скорость ее образования лимитирует скорость осаждения хрома [1]. Показано, что образование пленки на катоде сопровождается аномальным ходом поляризационной кривой [2; 3]. Образующаяся эластичная пленка выполняет роль своеобразной диа-

фрагмы, изменяющей условия разряда, что приводит к явно выраженному изменению катодных осадков.

Добавки органических и неорганических поверхностно-активных веществ могут привести к значительному изменению качества осадков и повышению выхода хрома по току [4; 5].

В зависимости от условий электролиза изменяется энергия связи чужеродных адсорбированных частиц с поверхностью катода, что изменяет скорость осаждения и растворения металла [6].

Установлено, что добавки галловой кислоты и метиленового голубого могут менять скорость образования прикатодной пленки [7]. Таким образом, изменяя условия осаждения хрома путем изменения состава и скорости образования пленки, можно интенсифицировать процесс осаждения хромовых покрытий из водных растворов, содержащих хром в шестивалентном состоянии.

Влияние плотности тока на выход хрома по току

В качестве базового раствора использовался стандартный электролит хромирования следующего состава (г/л): CrO_3 – 250, H_2SO_4 – 2,5. Температура ванны 50...70 °С. Количество поверхностно-активных добавок (ПАВ), а именно метиленовый голубой и галловая кислота менялось от 1 до 4 г/л, плотность тока от 10 до 400 А/дм^2 . В качестве материала анода использовались свинцовые пластины.

На рис. 1 приведена зависимость выхода по току (ВТ) хромовых осадков от плотности тока

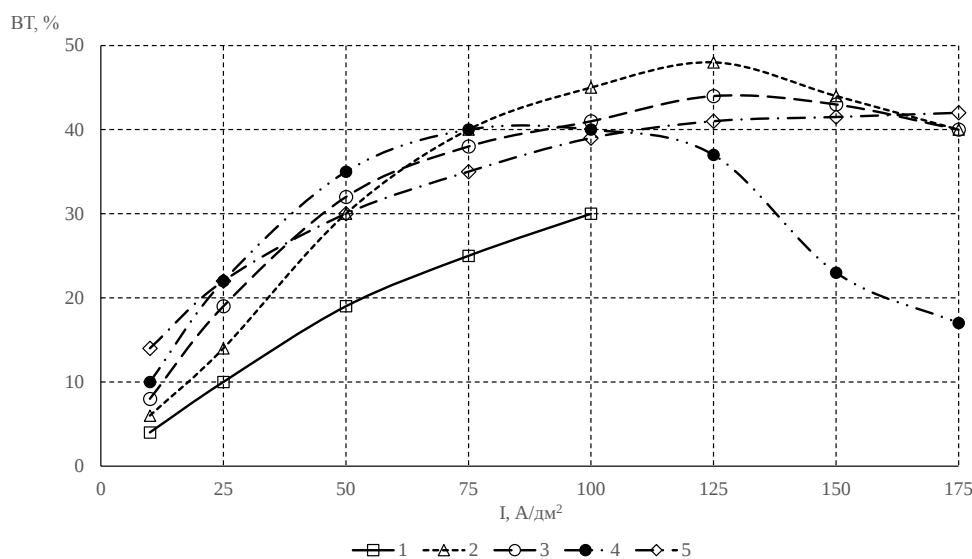


Рис. 1. Зависимость выхода по току электролитических осадков хрома от плотности тока при температуре 50 °С. Содержание добавки галловой кислоты, г/л: 1 – стандартный электролит без добавки; 2 – 2; 3 – 3; 4 – 1,5; 5 – 0,5

для покрытий, полученных из стандартного электролита хромирования и электролита с органическими добавками. На рис. 1 видно, что в интервале плотностей тока 10–175 А/дм² выход по току образцов, полученных из электролитов с добавками, выше, чем из стандартного электролита. Добавка повышает выход по току в интервале плотностей тока 10–100 А/дм².

Известно, что многие физико-механические характеристики покрытий в значительной степени определяются текстурой и размером частиц покрытия [8; 9].

Рентгенографическое изучение структуры осадков хрома, полученных из электролитов с добавками органических веществ

Дифрактограммы некоторых образцов хрома, полученных из стандартного электролита и электролитов с добавками органических веществ приведены на рис. 2. Как видно из рисунка хром кристаллизуется в кубической объемно концентрированной решетке с параметром элементарной ячейки $a = 2,88 \text{ \AA}$. На рентгенограммах не обнаружено рефлексов гидридов хрома, кристаллизующихся в гексагональ-

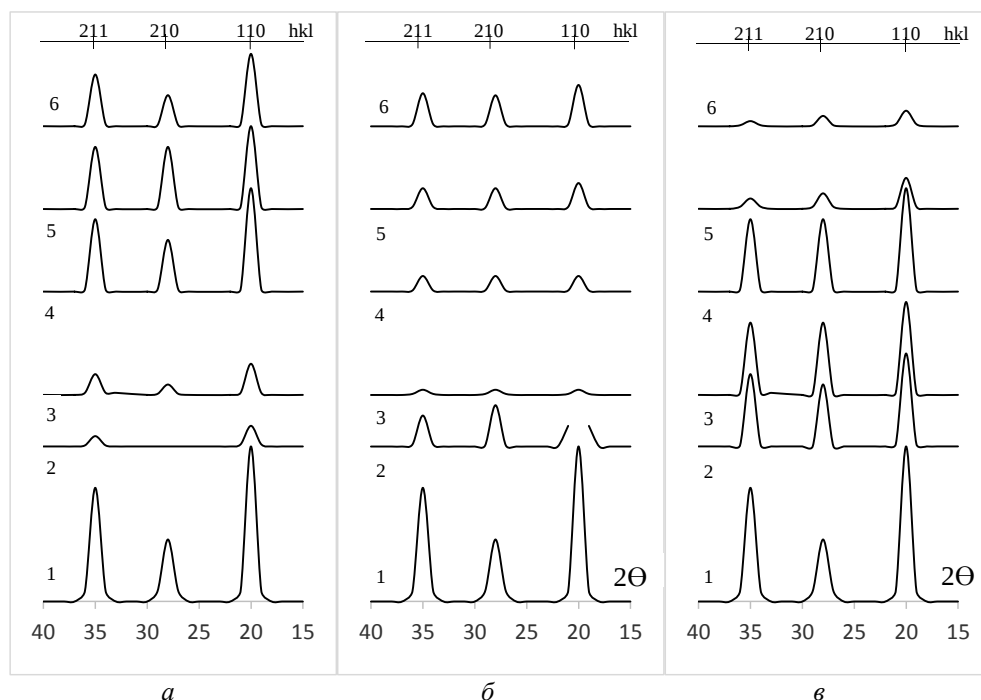


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм образцов хрома, осажденных при 50 °С из стандартного электролита (а), из электролита с добавками галловой кислоты 2 г/л (б), метиленового голубого 2 г/л (в) при плотностях тока, А/дм²: 1 – эталон; 2 – 20; 3 – 50; 4 – 80; 5 – 100; 6 – 300

ной или кубической гранецентрированной решетках, а также рефлексов возможных продуктов неполного восстановления хрома.

Следует отметить, что большая часть осадков хрома получилась рентгеноаморфной. Рентгенограммы таких образцов дают диффузные гало, сливающиеся с общим фоном.

Анализ функциональной зависимости интегральной ширины интерференционных максимумов от тригонометрических функций углов отблеска, проведенный по методике, изложенной в работе [10], показал, что наблюдаемое расширение обусловлено размерами блоков мозаики в кристаллической решетке при малых скоростях осаждения, а при больших плотностях тока обеи-

ми причинами. Результаты определения представлены на рис. 3. Из приведенных результатов видно, что с увеличением плотности тока (от 70 А/дм²) размер блоков мозаики образцов хрома из стандартного электролита возрастает. Введение добавок галловой кислоты и метиленового голубого (при температуре 50 °С) способствует увеличению размеров блоков мозаики в покрытиях, полученных при низких плотностях тока, причем увеличение размеров блоков проходит через максимум при концентрации добавок 2 г/л.

При концентрации метиленового голубого 1 и 2 г/л с увеличением плотности тока изменение размеров блоков носит экстремальный характер.

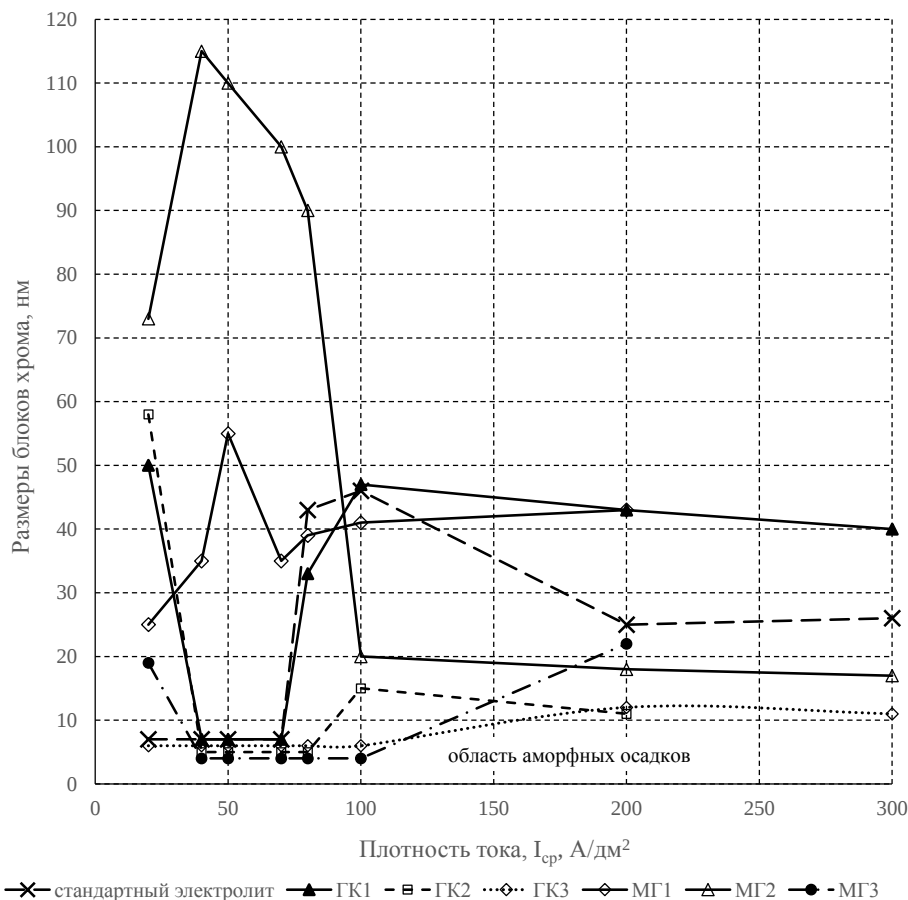


Рис. 3. Зависимость размеров блоков когерентного рассеяния образцов хрома от плотности тока, полученных из стандартного электролита с добавками: ГК – галловой кислоты; МГ – метиленового голубого.

Цифры в обозначении кривых соответствуют концентрации добавок, г/л

При концентрации галловой кислоты и метиленового голубого 3 г/л хром становится рентгеноаморфен в интервале плотностей тока 20–100 А/дм².

Аморфные осадки характеризуются повышенной твердостью и вместе с тем являются пластичными. Подобные свойства аморфных осадков могут быть объяснены тем, что отсутствие дальнего порядка в атомной структуре аморфных тел не допускает большой пластической деформации их сдвигом или двойникованием [11]. Поэтому при невысоких температурах, когда пластическая деформация за счет диффузионных процессов не может получить существенного развития, аморфное тело не обладает ощутимой пластичностью. Адсорбция добавок на растущей поверхности приводит к резкому возрастанию вероятности образования дефектов упаковки, плотности дислокаций и, соответственно, снижению размеров областей когерентного рассеивания [12; 13]. В условиях электролиза на катоде часто образуются

пересыщенные твердые растворы с сильно нарушенной кристаллической решеткой. При большом количестве дефектов упаковки кристаллическое вещество может превратиться в аморфную структуру. Образование аморфных структур способствует введению ПАВ, образование гидроокисей, основных солей, водорода [14].

Влияние содержания органической добавки на микротвердость и пористость хромовых осадков

Микротвердость осадков, полученных из электролитов с органическими добавками, отличается от микротвердости покрытий из стандартного электролита. Она уменьшается с увеличением количества добавки галловой кислоты (рис. 4, а) и немного возрастает в присутствии добавки метиленового голубого (рис. 4, б).

Одним из недостатков хромовых покрытий являются большие внутренние напряжения, приводящие к снижению механических свойств основного металла, вследствие растрескивания покрытий и увеличение пор.

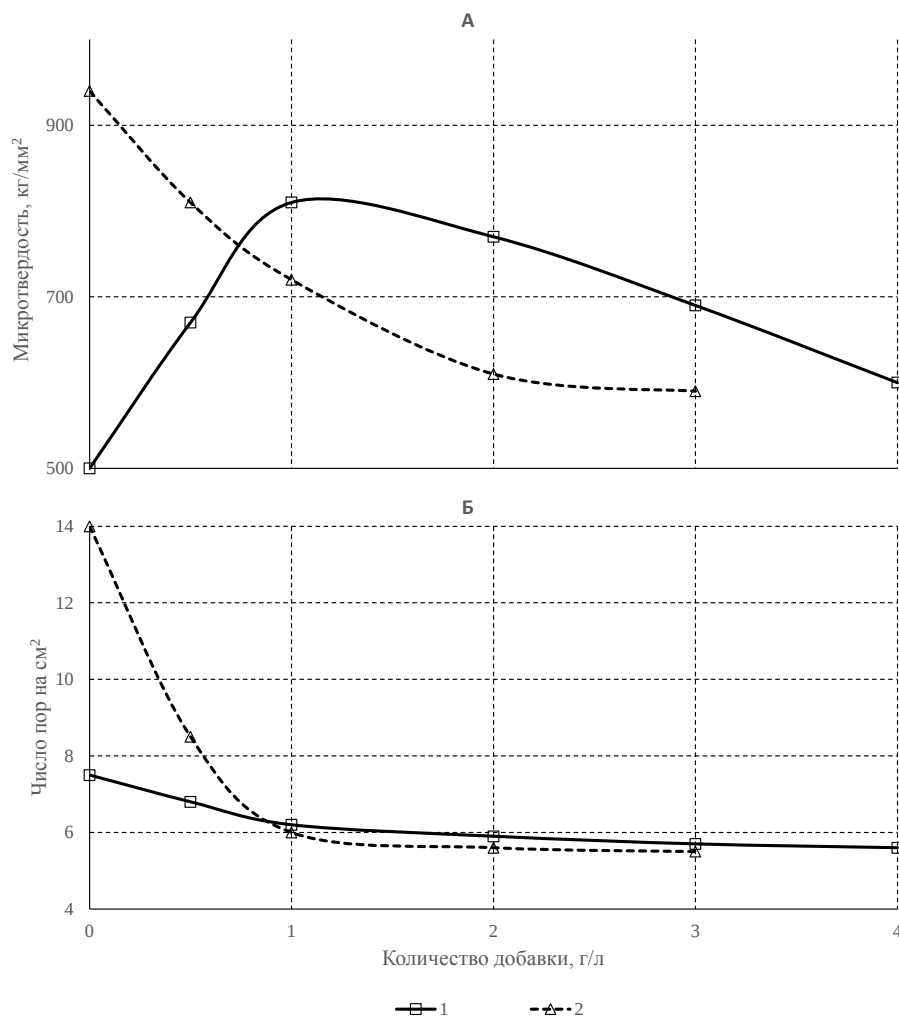


Рис. 4. Зависимость микротвердости (А) и пористости (Б) электролитических осадков хрома, полученных из стандартного электролита с добавками галловой кислоты (1) и метиленового голубого (2), при температуре и плотности тока: 1 – 50 °С, 50 А/дм²; 2 – 70 °С, 100 А/дм²

Растрескивание хромового осадка приводит к образованию сетки трещин и резкому увеличению числа пор канальчатого типа [15], снижающих защитные свойства хромовых покрытий. Как показали измерения (рис. 4, а), введение в электролит добавок метиленового голубого и галловой кислоты резко снижает число пор на единицу поверхности покрытий.

Осадки хрома, полученные из электролита с добавками ПАВ, имеют наиболее качественный внешний вид, наименьшие внутренние напряжения, минимальное число пор на единицу поверхности, высокое значение микротвердости.

Регулирующим фактором в рассмотренном случае является изменение структуры и свойства катодной пленки, в состав которой могут входить продукты распада органических веществ в растворе хромовой кислоты.

Механизм электроосаждения хромовых осадков в присутствии метиленового голубого и гал-

ловой кислоты рассмотрены в работе [6]. Увеличение количества галловой кислоты повышает скорость перехода шестивалентного хрома в трехвалентное состояние, предшествующее выделению металлического хрома, причем потенциал смещается в более положительную область. Смещение потенциала в присутствии добавки связано с изменением поверхностной энергии катода и увеличение его относительной активности.

В работе были определены внутренние напряжения электролитических осадков методом растяжения-сжатия цилиндрического образца. Он основан на измерении осевой деформации катода в процессе осаждения покрытия.

Для объяснения возникновения внутренних напряжений в образцах электролитического хрома существует так называемая концепция фазовых переходов, согласно которой большое количество совыделяющегося водорода спо-

способствует выделению метастабильного гексагонального хрома, который при определенной температуре переходит в кубический, приводя тем самым к уменьшению объема, что влечет за собой напряжения растяжения [16].

Влияние толщины покрытия на внутренние напряжения хромовых осадков

На рис. 5 приведены результаты исследований внутренних напряжений осадков хрома, полученных из стандартного электролита и электролита с добавками галловой кислоты

и метиленового голубого. Из рисунка видно, что внутренние напряжения несколько увеличиваются по мере роста толщины осадка. Введение добавок понижает внутренние напряжения по сравнению со стандартным электролитом. При увеличении концентраций вводимых добавок до 3 г/л, как метиленового голубого, так и галловой кислоты оказывает значительное влияние на снижение внутренних напряжений в получаемых хромовых покрытиях.

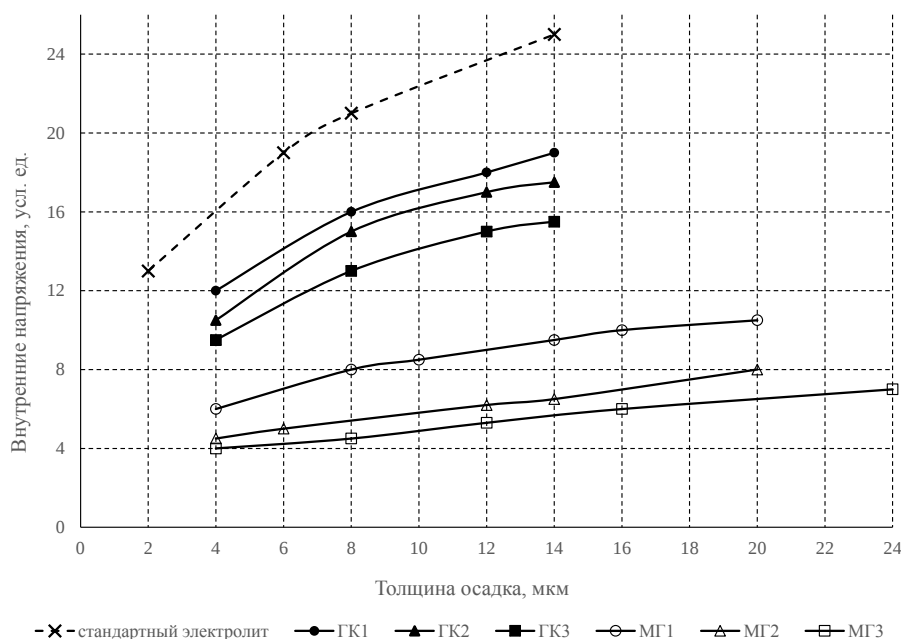


Рис. 5. Зависимость внутренних напряжений электролитических осадков хрома, полученных из электролитов хромирования с добавками галловой кислоты (ГК) и метиленового голубого (МГ), от толщины осадка при температуре 50 °С и плотности тока 50 А/дм². Цифры в обозначении кривых соответствуют концентрации добавок, г/л

Уменьшение внутренних напряжений электролитических осадков хрома, полученных из электролита с добавкой, объясняется, вероятно, тем, что в присутствии добавки уменьшается выход по току водорода и, как следствие, наводороживание осадков [15; 16].

Выводы

1. Экспериментально определены оптимальные концентрации органических поверхностно активных веществ (галловой кислоты и метиленового голубого) в составе стандартного электролита хромирования.

2. Введение ПАВ в стандартный электролит хромирования позволяет увеличить его производительность в зависимости от плотности тока и повысить микротвердость осадков хрома по сравнению с осадками, полученными из электролита без добавок.

3. Установлено, что внутренние напряжения хромовых покрытий при введении в электролит галловой кислоты и метиленового голубого уменьшаются.

4. Рентгеноструктурный анализ и микроструктурные исследования поверхности хромовых осадков показали уменьшение кристаллов и переход хрома из кристаллического состояние в аморфное. Для хромовых осадков определена структура и размер блоков когерентного рассеяния при осаждении хрома из электролитов с добавками ПАВ (галловой кислоты и метиленового голубого).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ваграмян, А. Т. О современной теории электроосаждения хрома из хромовой кислоты / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева // Итоги науки. ВИНТИ. Сер. Электрохимия. – 1966. – Т. 1. – С. 166–208.

2. Hoare, J. P., Holden, A. N., Laboda, M. A. On Kinetics of highspeed plating of chromium // *Electroplat and Surface Finish*. - 1980. - V. 67. - №3. - P. 42-45.
3. Солодкова, Л. Н. Электролитическое хромирование / Л. Н. Солодкова, В. Н. Кудрявцев. – М.: Глобус, 2007. – 192 с.
4. Фомичев, В. Т. Электроосаждение хрома из электролитов, содержащих органические добавки: автореферат дис.... д-ра техн. наук / Фомичев В. Т. – Новочеркасск: НГТУ, 1994. – 34 с.
5. Фомичев, В. Т. Электроосаждение хрома из электролитов с органическими добавками / В. Т. Фомичев, Е. В. Москвичева, А. М. Озеров // Технологии нанесения противокоррозионных покрытий: матер. всесоюз. науч.-техн. конф. – Челябинск, 1985. – С. 36–37.
6. Фомичев, В. Т. Полярографические исследования восстановления хромат-ионов в присутствии органических веществ / В. Т. Фомичев, З. А. Кучера // Сборник VSCN. – Прага, 1978. – С. 75–85.
7. Фаличева, А. И. О механизме катодного восстановления хроматных анионов / А. И. Фаличева, Л. Д. Королева // Защита металлов. – 1971. – № 4. – С. 405–409.
8. Раджюненс, В. С. Влияние состава электролита хромирования на основе хрома (III) на выход по току и качество хромовых покрытий / В. С. Раджюненс, В. Ю. Скоминас // Сборник научных трудов Института химии и химической технологии АН ЛитССР. – Вильнюс, 1988. – 19 с.
9. Dubpernell, G., Kenney, D. Eigenschaften von Chromueberzuegen aus Chromis-pel-l-Electroliten // *Galvanotechnik*. - 2002. – V. 03. №6. - S. 1466-1469.
10. Ваграмян, А. Т. Методы исследования электроосаждения металлов / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева. – М.: Изд. 2-е, АН СССР, 1960. – 448 с.
11. Петроченкова, И. В. Влияние плотности тока на рассеивающую способность электролитов хромирования / И. В. Петроченкова, В. М. Помогаев, А. В. Волкович // Современные наукоемкие технологии: теория, эксперимент и практические результаты: тез. докл. – М., Тула: ТулГУ, 2007. – С. 56–59.
12. Яковец, И. В. Рассеивающая способность электролитов при интенсивных режимах электроосаждения в контролируемых гидродинамических условиях / И. В. Яковец // Электрохимические и электролитно-плазменные методы модификации металлических поверхностей: материалы второй междунар. конф. – Кострома, 2007. – С. 170–171.
13. Иванов, В. П. Влияние органической добавки на рассеивающую способность электролита хромирования / В. П. Иванов, В. М. Дзыцок // Прогресс. техн. и вопросы экологии в гальванотехнике: тез. докл. – Пенза, 1990. – С. 12–13.
14. Кармаев, Н. А. К вопросу о состоянии прикатодного слоя при электроосаждении хрома и его трехвалентных соединений / Н. А. Кармаев, А. Г. Мохов, А. Левин // Электрохимия. – 1971. – Т. 7. – В. 10. – С. 1465–1468.
15. Кутыгин, Е. Н. Расчет внутренних напряжений электролитических осадков / Е. Н. Кутыгин, В. А. Зыбин, В. Т. Фомичев // Защита металлов. – 1982. – Т. 18. – № 4. – С. 661–664.
16. Аджиев, Б. У. Внутренние напряжения электролитического хрома различной структуры / Б. У. Аджиев, З. А. Соловьева // Защита металлов. – 1980. – Т. 16. – № 5. – С. 634–636.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна АРИСОВА

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

Корректура Н. Н. Кваши
Компьютерная верстка: Е. В. Макарова

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

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

Темплан 2024 г. Поз. № 5ж. Дата выхода в свет 21.06.2024 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,63. Уч.-изд. л. 11,27.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 339.

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