

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

**Редакционная коллегия:**

*Байбурин В. Б.*, д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ, Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)  
*Безъязычный В. Ф.*, д-р техн. наук, проф., Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)  
*Бодров В. Н.*, д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)  
*Бребельс А.*, PhD, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)  
*Буренин А. А.*, чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)  
*Голованчиков А. Б.*, д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*Гринберг Б. А.*, д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)  
*Гуревич Л. М.*, д-р техн. наук, доцент 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, профессор, засл. деятель науки РФ, МВТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)  
*Королев А. В.*, д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)  
*Кузьмин С. В.*, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*Кураев А. А.*, д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)  
*Лысак В. И.*, академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*Марков В. А.*, д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет МГТУ им. Н. Э. Баумана (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, главный научный сотрудник, 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)  
*Полянчиков Ю. Н.*, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*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)  
*Шарипов В. М.*, д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)  
*Шаховская Л. С.*, д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ  
*Шеин А. Г.*, д-р физ.-мат. 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.

*Матлин М. М.,* д.т.н., проф.

*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)

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется  
по подписке.

Индекс журнала по каталогу  
Агентства «Роспечать»  
для Российской Федерации –  
80811(ОК+ЭК). По вопросам  
подписки обращаться  
в издательство.

**Тел. издательства ВолГТУ:**

(8442) 24-84-06

Факс (8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

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

# № 10 (205) Октябрь 2017

**УЧРЕДИТЕЛЬ:**

**ФГБОУ высшего образования  
«Волгоградский государственный технический университет»**

**Адрес редакции:**

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.

Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00

**E-mail:** president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,  
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2017

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

### **Editorial board:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

*Kuzmin S.V.*, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

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

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

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

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

*Navrotskiy A. V.*, D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

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

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

*Polyanchikov Y. N.*, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

*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

*Sheyin A. G.*, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of 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)

*Pustovoit 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.

*Matlin M. M.*, D. Sc. (Engineering),  
Prof.

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

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by subscription.  
Index of the journal in the catalogue of  
the Agency «Rospechat» for the Rus-  
sian Federation – 80811(OK+ЭК).  
Concerning subscription turn to the  
editorial office.

**Tel. Of VSTU editorial office:**

(+7 8442) 24-84-06

Fax: (+7 8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 10 (205)**  
**October**  
**2017**

**FOUNDER:**

**FSBEI of Higher Education**  
**«Volgograd State Technical University»**

**Editorial office address:**

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

**E-mail:** president@vstu.ru

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

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

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

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

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

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

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 65, 70  
Адаменко Н. А. 65, 70  
Ан Д. А. 65  
Арисова В. Н. 35, 40, 49  
Артемьев А. А. 86  
Артемьев Н. А. 21, 31  
Бадиков К. А. 95  
Банников А. И. 90  
Барон А. А. 153  
Белов А. А. 136, 144  
Бесшапошников Ю. П. 26  
Богданов А. И. 7, 13, 130  
Бондарева О. П. 141  
Бочкарев А. А. 35  
Букин В. М. 58  
Волобуев С. С. 35  
Габельченко Н. И. 136  
Гребнев Ю. В. 144  
Гринберг Б. А. 26  
Губаревич Г. П. 44  
Гуревич Л. М. 13, 21, 58, 78, 90, 99, 105, 125  
Даненко В. Ф. 105  
Долгачев Ю. В. 118, 156  
Дробот Л. Ю. 70  
Дубцов Ю. Н. 122  
Дука В. В. 118  
Евстропов Д. А. 78, 103  
Елсуков С. К. 122, 130  
Жильцов Н. П. 144  
Заяц С. В. 82  
Зорин И. В. 86, 122, 130  
Иванов М. А. 26  
Иноземцев А. В. 26  
Казанкин В. А. 75  
Казанкина Е. Н. 75  
Казуров А. В. 65, 70  
Кайгородов А. С. 82, 103  
Кидалов Н. А. 144  
Кинина А. Д. 54  
Колех Д. С. 82  
Кондаков А. В. 78  
Королев А. А. 146  
Краюхин С. А. 146  
Кривченко Н. В. 21  
Крохалев А. В. 111  
Крючков О. Б. 141  
Кузьмин С. В. 111  
Кулевич В. П. 17, 31, 54, 103  
Листратенко А. К. 40  
Литвинова Т. Р. 122, 130  
Лысак В. И. 111  
Мальцев Г. И. 146  
Матлин М. М. 75  
Миронов И. А. 141  
Мозгунова А. И. 75  
Никитин В. К. 111  
Новиков Р. Е. 7, 13, 78, 90, 99, 125  
Палаткина Л. В. 153  
Панков В. В. 58  
Панков С. В. 58  
Пацелов А. М. 26  
Пермяков И. Л. 90  
Писарев С. П. 21, 78  
Прияткин Д. В. 130  
Проничев Д. В. 17, 21, 31, 54  
Пустовойт В. Н. 118, 156  
Пушкин М. С. 26  
Радько М. С. 40  
Репин С. А. 17  
Рогачев В. А. 58  
Савин Д. В. 65  
Савкин А. Н. 95  
Савченко А. В. 44  
Седов А. А. 95  
Седов Э. В. 141  
Серов А. Г. 13, 17, 21, 86  
Скоробогатова А. В. 136  
Слаутин О. В. 17, 26, 31, 35, 54, 82, 86, 103  
Соколов Г. Н. 122, 130  
Соломатин А. В. 125  
Сухобоков Г. О. 130  
Таубе А. О. 7, 13  
Тескер Е. И. 125  
Трудов А. Ф. 40, 49  
Тупицин М. А. 111  
Фастов С. А. 122  
Фетисов В. А. 122  
Фомичев В. Т. 44  
Фрункин Д. Б. 90  
Харламов В. О. 111  
Шморгун В. Г. 7, 13, 17, 31, 35, 54, 86, 103  
Шрамова В. О. 49  
Щербин Д. В. 7

---



---

**I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ  
КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

<i>Шморгул В. Г., Богданов А. И., Таубе А. О., Новиков Р. Е., Щербин Д. В.</i> Исследование структурно-фазовой стабильности жаростойких слоистых Ni/Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> покрытий.....	7
<i>Шморгул В. Г., Гуревич Л. М., Богданов А. И., Таубе А. О., Новиков Р. Е., Серов А. Г.</i> Применение слоистых покрытий системы Ni-Cr-Al для защиты воздушных фурм доменных печей от прогара.....	13
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Серов А. Г., Кулевич В. П., Репин С. А.</i> Теплофизические свойства слоистых композитов системы Ti-Fe.....	17
<i>Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Писарев С. П., Серов А. Г., Артемьев Н. А., Кривченко Н. В.</i> Исследование коррозионной стойкости интерметаллидного покрытия на стальной подложке.....	21
<i>Иноземцев А. В., Пушкин М. С., Гринберг Б. А., Иванов М. А., Слаутин О. В., Пацелов А. М., Бесшапошников Ю. П.</i> Особенности структуры поверхности раздела для однородных материалов, полученных сваркой взрывом (медь-медь).....	26
<i>Шморгул В. Г., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Артемьев Н. А.</i> Закономерности формирования оплавок в системе алюминий-медь при сварке взрывом.....	31
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Волобуев С. С., Бочкарев А. А.</i> Исследование фазового состава диффузионной зоны в сваренном взрывом биметалле медь М1 + сплав МА2-1.....	35
<i>Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Листратенко А. К., Радько М. С.</i> Влияние оплавок в зоне соединения стали с алюминием на протекание диффузионных процессов при термической обработке.....	40
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Исследование процессов образования композиционных Cr-Zn покрытий из электролитов на основе хромовой кислоты в присутствии органической добавки.....	44
<i>Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Шрамова В. О.</i> Исследование причин непроваров в композиционном материале 09Г2С+08Х17Н13М2Т, полученном сваркой взрывом.....	49
<i>Шморгул В. Г., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кинина А. Д.</i> Структура и фазовый состав локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом биметалле Ст3-АД1.....	54

**II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ**

<i>Гуревич Л. М., Панков В. В., Букин В. М., Панков С. В., Рогачев В. А.</i> О возможности применения технологии 3DLD для оценки качества сварки полиэтиленовых труб.....	58
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., Ан Д. А.</i> Изучение влияния дисперсных алюминиевых и медных наполнителей на теплофизические свойства фторопласта-4.....	65
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Казуров А. В., Дробот Л. Ю.</i> Влияние температурно-временного режима спекания на структуру и свойства композита на основе политетрафторэтилена.....	70

**III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ**

<i>Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i> Расчет несущей способности резьбы в различных условиях нагружения.....	75
<i>Гуревич Л. М., Кондаков А. В., Евстропов Д. А., Новиков Р. Е., Писарев С. П.</i> Влияние формы индентора на напряженно-деформированное состояние поверхности упруго-пластичного материала.....	78
<i>Кайгородов А. С., Заяц С. В., Колеух Д. С., Слаутин О. В.</i> Влияние оксидной фазы на механические свойства композита Al+Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , полученного методом динамической пластической деформации.....	82
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Артемьев А. А., Серов А. Г., Зорин И. В.</i> Испытания на абразивное изнашивание слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Ti-Fe.....	86
<i>Фрункин Д. Б., Новиков Р. Е., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Банников А. И.</i> Исследование возможности повышения точности трубных заготовок сварных прямошовных труб, производимых на АО «Волжский трубный завод»...	90

<i>Савкин А. Н., Бадиков К. А., Седов А. А.</i> Влияние асимметрии на трещиностойкость алюминиевого сплава AL 2024 T3 при регулярном нагружении.....	95
<i>Гуревич Л. М., Новиков Р. Е.</i> Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с конической мягкой прослойкой.....	99
<i>Шморгунов В. Г., Слаутин О. В., Кайгородов А. С., Кулевич В. П., Евстропов Д. А.</i> Оценка износостойкости слоистых металло-интерметаллидных титано-стальных композитов методом царапания.....	103
<i>Даненко В. Ф., Гуревич Л. М.</i> О влиянии масштабного фактора на напряженно-деформированное состояние деформационной зоны при волочении проволоки в монолитных волокнах.....	105
<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Тупицин М. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Никитин В. К.</i> Методика триботехнических испытаний и антифрикционные свойства покрытий из твердых сплавов $Cr_3C_2 - Ti$ при трении по силицированному графиту в воде.....	111
<i>Пустовойт В. Н., Дука В. В., Долгачев Ю. В.</i> Сценарий роста трещины в стали со структурой ферритно-мартенситного композита.....	118
<b>IV. ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ</b>	
<i>Елсуков С. К., Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Литвинова Т. Р., Фастов С. А., Фетисов В. А.</i> Технологические особенности формирования металла, наплавленного расщепленным электродом.....	122
<i>Тескер Е. И., Гуревич Л. М., Соломатин А. В., Новиков Р. Е.</i> Исследование микроструктуры и свойств поверхностного упрочненного слоя в конструкционной стали после лазерной закалки.....	125
<i>Литвинова Т. Р., Соколов Г. Н., Зорин И. В., Елсуков С. К., Богданов А. И., Сухобоков Г. О., Прияткин Д. В.</i> Влияние комплексного модификатора на структуру и хладостойкость сварных соединений сталей 12Х2НВФА и 10ХСНД.....	130
<i>Габельченко Н. И., Белов А. А., Скоробогатова А. В.</i> Исследование металла расходных материалов, работающих в условиях абразивного износа.....	136
<i>Крючков О. Б., Миронов И. А., Седов Э. В., Бондарева О. П.</i> Использование лигатуры АЦК для микролегирования стали 15ХМА.....	141
<i>Кидалов Н. А., Жильцов Н. П., Гребнев Ю. В., Белов А. А.</i> Улучшение выбиваемости керамических форм.....	144
<i>Королев А. А., Краюхин С. А., Мальцев Г. И.</i> Кинетика испарения металлов из Zn-Pb-Ag сплава при вакуумной перегонке.....	146
<i>Барон А. А., Палаткина Л. В.</i> Исследование микротвердости дендритной структуры серого чугуна.....	153
<i>Долгачев Ю. В., Пустовойт В. Н.</i> Условия реализации двойникового механизма зарождения применительно к мартенситу.....	156

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

*В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. О. Таубе, Р. Е. Новиков, Д. В. Щербин*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ЖАРОСТОЙКИХ СЛОИСТЫХ Ni/Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> ПОКРЫТИЙ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние изотермического отжига при температурах 900 и 1100 °С на кинетику фазовых превращений в слоистых покрытиях системы Al-Ni, полученных с помощью технологии, включающей сварку взрывом, обработку давлением и высокотемпературную термообработку.

*Ключевые слова:* жаростойкие покрытия, микроструктура, фазовый состав, диффузионная зона, алюминиды никеля.

*V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, R. E. Novikov, D. V. Sherbin*

## INVESTIGATION OF STRUCTURAL AND PHASE STABILITY OF THE HEAT-RESISTANT Ni/Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> LAYERED COATING

Volgograd State Technical University

The effect of isothermal annealing at 900 and 1100 °C on the kinetics of phase transitions in the coatings system Al-Ni, obtained by the complex technology, is studied.

*Keywords:* heat-resistant coatings, structure, phase composition, the diffusion zone, nickel aluminides.

### Введение

Увеличение срока службы деталей, работающих в экстремальных условиях при высоких и сверхвысоких температурах в агрессивных средах, является актуальной задачей.

Среди жаростойких покрытий, обеспечивающих защиту материалов в окислительных средах при температурах до 1200 °С, весьма эффективными являются покрытия из алюминидов никеля, высокие защитные свойства которых основаны на способности поверхностного слоя этих покрытий окисляться с образованием защитной пленки на основе оксида алюминия Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [1–3].

В работах [4, 5] предложен технологический процесс получения жаростойких слоистых Ni/Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> покрытий, в которых каждый слой несет определенную функциональную нагрузку: слой никеля предотвращает проникновение атомов алюминия в основу и обеспечивает высокую

адгезию покрытия к подложке, а алюминид никеля защищает основу от окисления за счет образования оксидной пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В процессе эксплуатации таких покрытий из-за имеющегося градиента концентраций должно происходить диффузионное перераспределение алюминия и никеля по толщине покрытия, что в итоге может привести к снижению содержания алюминия в поверхностном слое ниже критического, необходимого для формирования защитной пленки Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В этой связи для оценки жаростойкости слоистых покрытий особенно важно знать фазовый и химический состав поверхностных слоев на всех этапах его жизненного цикла.

Целью данной работы явилось исследование последовательности и кинетики протекания фазовых и структурных трансформаций на межслоистой границе Ni/Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> при высокотемпературных нагревах, имитирующих эксплуатационные.

### Материалы и методы исследования

Исследование проводилось на двухслойных образцах состава никель НП2 толщиной 2 мм и алюминид никеля  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  толщиной ~100 мкм

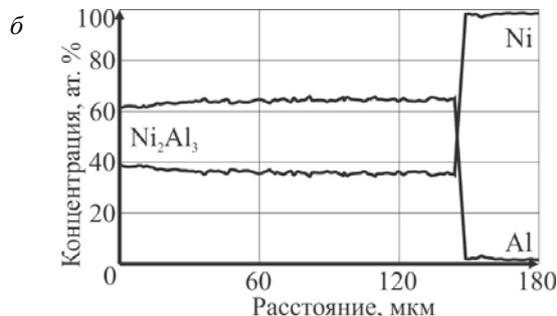
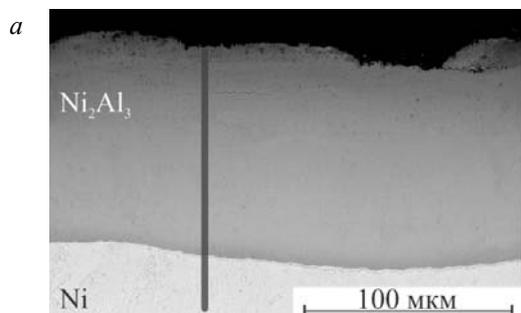


Рис. 1. СЭМ-изображение (а) и распределение химических элементов по толщине (б) слоистого покрытия

Металлографические исследования, а также определение химического состава структурных составляющих осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометрах Bruker D2 Phaser и Bruker D8 Discover.\*\*

### Результаты и их обсуждение

*Отжиг при 900 °С*

Металлографические исследования образ-

цов показали, что после часового нагрева при 900 °С происходит образование двух визуально различимых прослоек с четкой границей раздела: со стороны интерметаллида  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  образуется фаза  $\text{NiAl}$ , богатая алюминием –  $\text{NiAl}_{(\text{Al}-\text{r})}$ , а со стороны никеля – фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (рис. 2). На дифрактограмме покрытия наблюдается только набор рефлексов, соответствующий  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , что обусловлено глубиной проникновения рентгеновских лучей (~80–120 мкм).

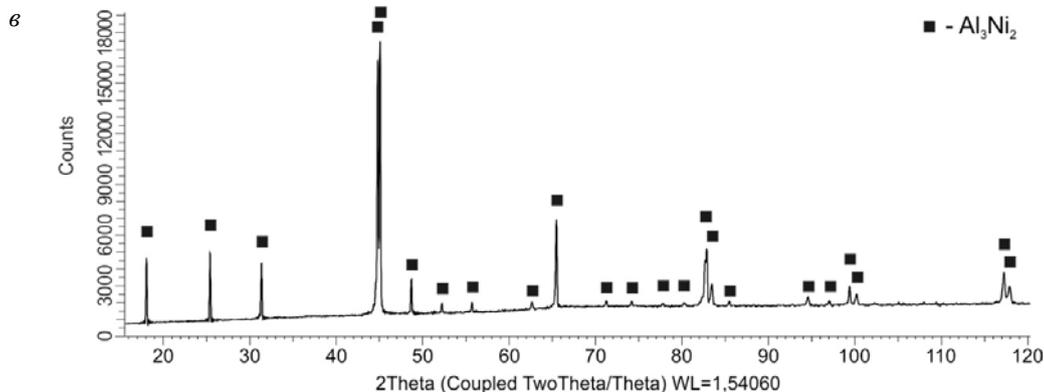
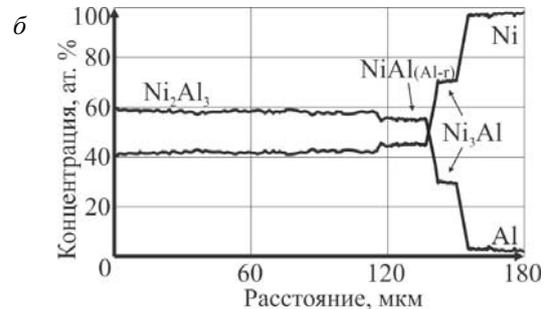
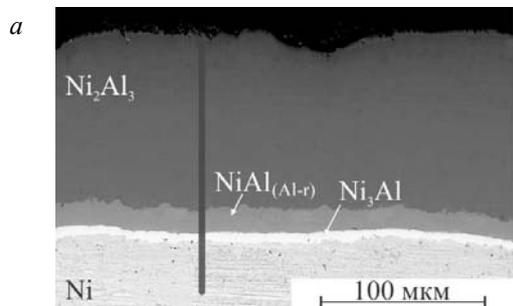


Рис. 2. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 900 °С, 1 ч

\*\* Авторы выражают благодарность заведующей аналитическим центром НЦВО РАН кандидату химических наук Л. Д. Исхаковой за оказанную помощь при проведении рентгеноструктурных исследований и интерпретации полученных результатов.

Увеличение времени выдержки приводит к постепенному поглощению фазы  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  фазой  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$ , которая, в свою очередь, насыщаясь никелем, разбивается на визуально различимые

участки с разной концентрацией последнего. При этом со стороны никеля образуется более светлая прослойка, соответствующая фазе  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  – фаза  $\text{NiAl}$ , богатая никелем (рис. 3).

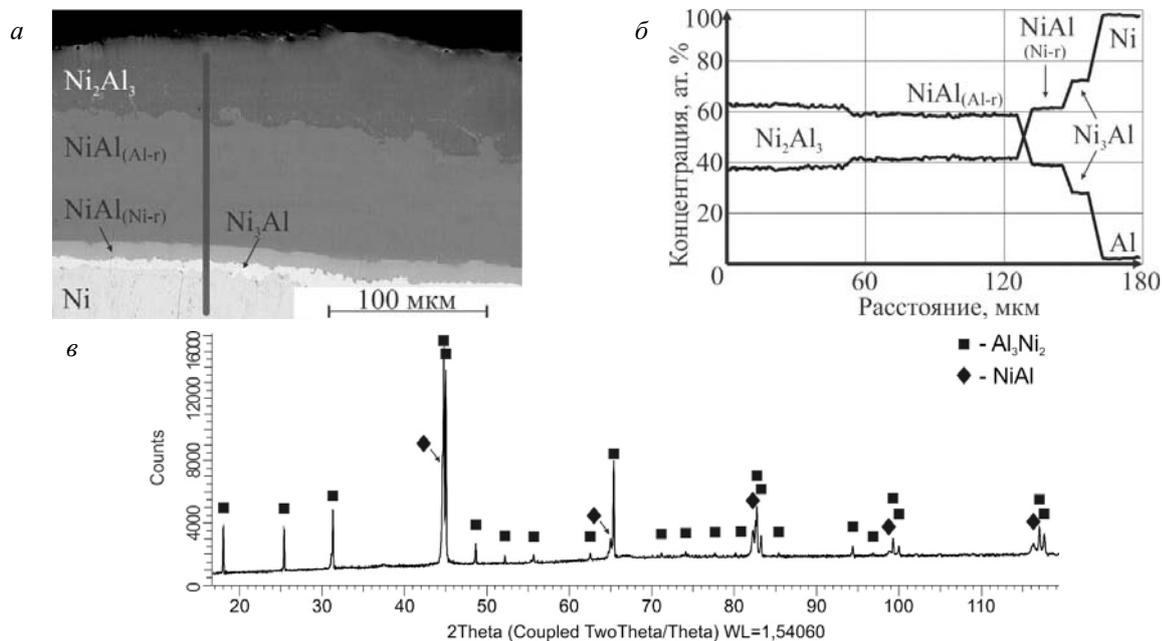


Рис. 3. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 900 °С, 10 ч

Следует отметить, что в соответствии с диаграммой состояния  $\text{Al-Ni}$  моноалюминид  $\text{NiAl}$  является бертоллидом и в равновесном состоянии существует в широком диапазоне концентраций никеля (64–76,5 мас.%). Наличие четкой визуально различимой границы между фазами  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$  и  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  авторами [6] связывается с

резким падением коэффициента взаимной диффузии в области стехиометрического состава, что снижает способность насыщения атомами никеля прослойки  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$  сквозь прослойку  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$ . Это приводит к появлению в прослойке  $\text{NiAl}$  четкой границы раздела между слоями с различным содержанием никеля.

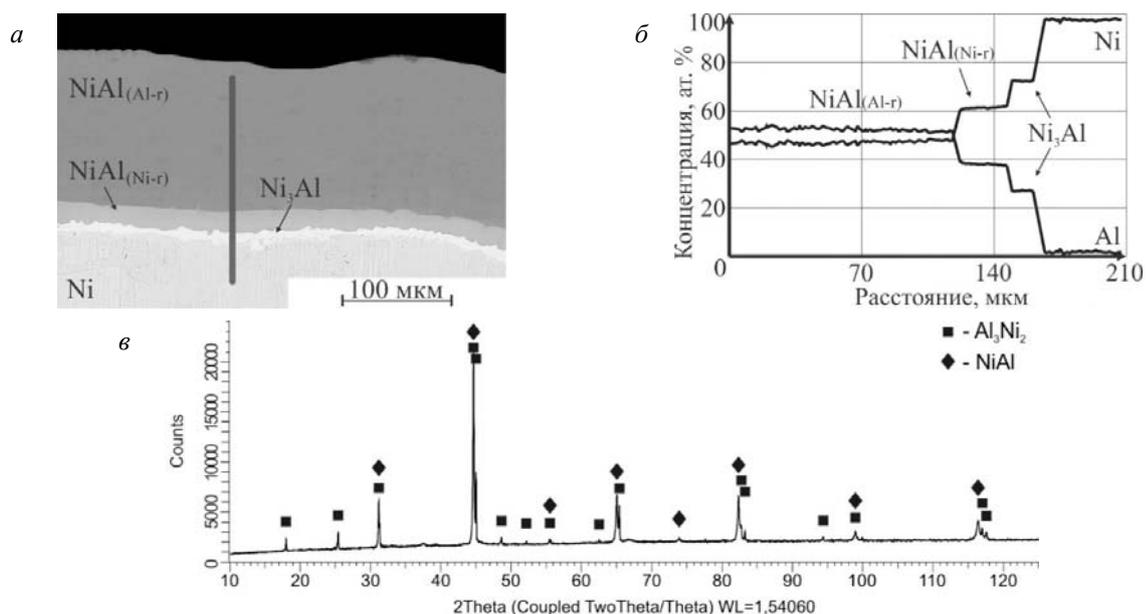


Рис. 4. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 900 °С, 25 ч

После 25-часовой выдержки фаза  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  полностью переходит в фазу  $\text{NiAl}$  (рис. 4). Довольно быструю трансформацию  $\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$  можно объяснить сходством их структур [6]. Структура как  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , так и  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$  основана на ОЦК-ячейке, однако она характеризуется различным распределением вакансий. В  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$  вакансии распределены случайным образом, а в  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  они упорядочены в плоскостях, перпендикулярных диагонали куба.

Увеличение времени выдержки приводит к насыщению обеих прослоек фазы  $\text{NiAl}$  нике-

лем, постепенному росту прослойки  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$ , за счет деградации прослойки  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$ . На дифрактограммах образцов после 75-часовой выдержки, присутствуют рефлексы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , что свидетельствует об образовании на поверхности интерметаллида оксидной пленки.

При выдержке 200 ч в области между прослойкой  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  и никелем происходит образование прослойки твердого раствора алюминия в никеле  $\text{Ni}(\text{Al})$  – так называемого никелевого аустенита (рис. 5).

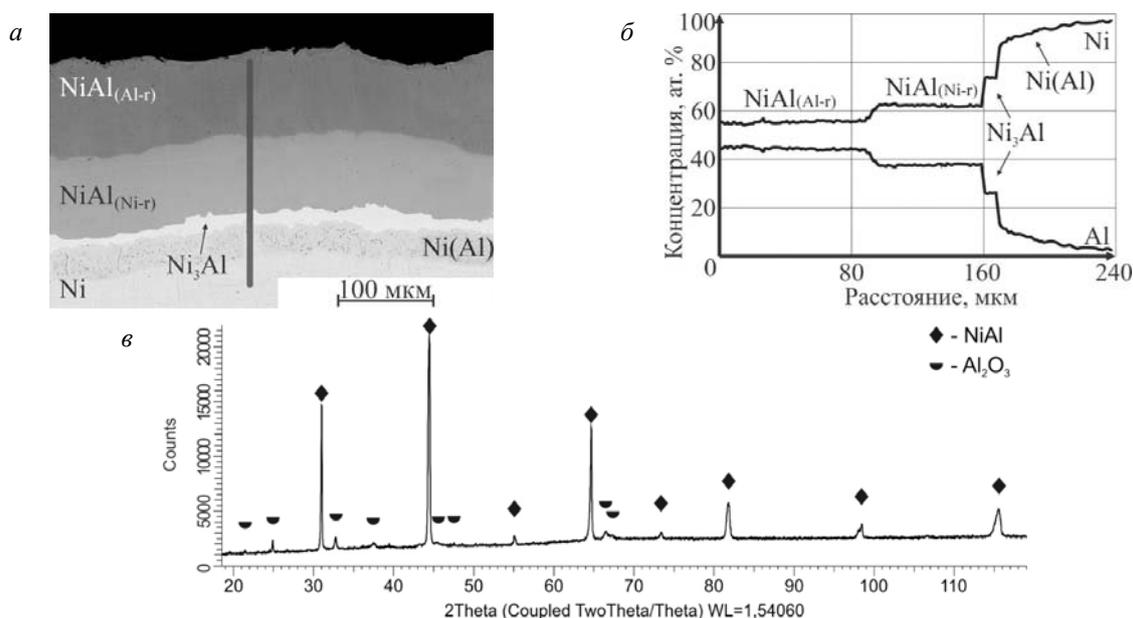


Рис. 5. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 900 °С, 200 ч

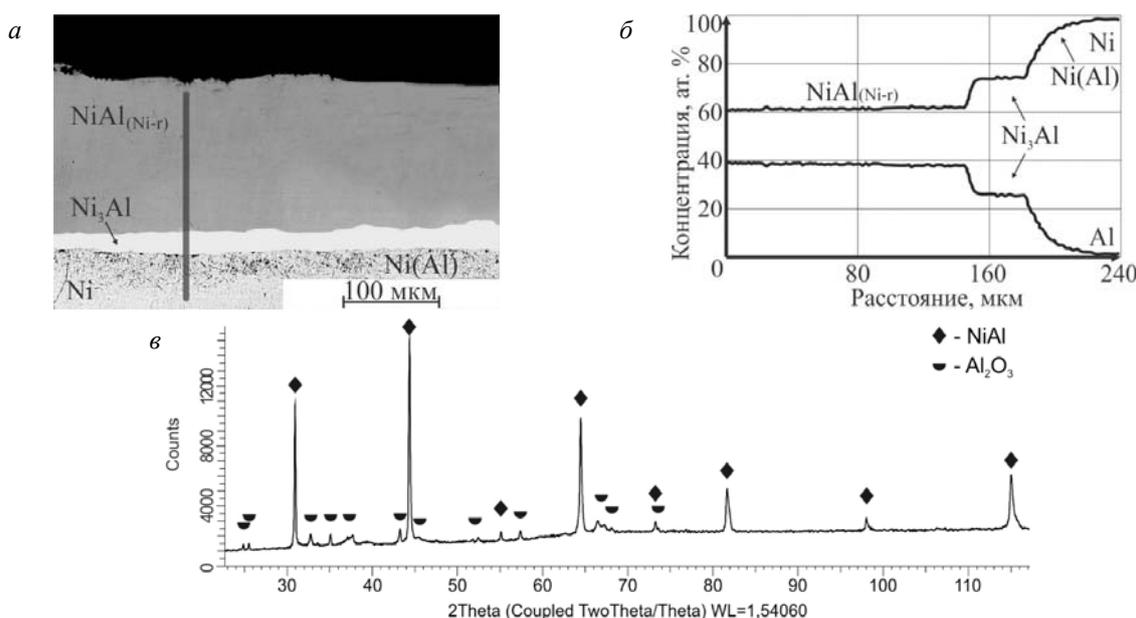


Рис. 6. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 900 °С, 500 ч

К 500 часам происходит окончательная трансформация фазы  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})}$  в  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$ , т. е. завершается фазовый переход  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})} \rightarrow \text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  и начинается интенсивное насыщение прослойки  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  атомами никеля, сопровождающееся ее переходом в фазу  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (переход  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})} \rightarrow \text{Ni}_3\text{Al}$ ) (рис. 6).

*Отжиг при 1100 °С*

Исследования показали, что основные тренды диффузионных процессов, протекающих

при 1100 °С, аналогичны трендам, наблюдавшимся при 900 °С. В то же время с ростом времени выдержки происходит значительное увеличение скорости фазовых переходов. Так, переход  $\text{NiAl}_{(\text{Al-r})} \rightarrow \text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  завершается уже после 10-часовой выдержки (рис. 7). К 25 часам происходит окончательная трансформация  $\text{Ni}_2\text{Al}_3 \rightarrow \text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  и образование прослойки твердого раствора  $\text{Ni}(\text{Al})$  (рис. 8).

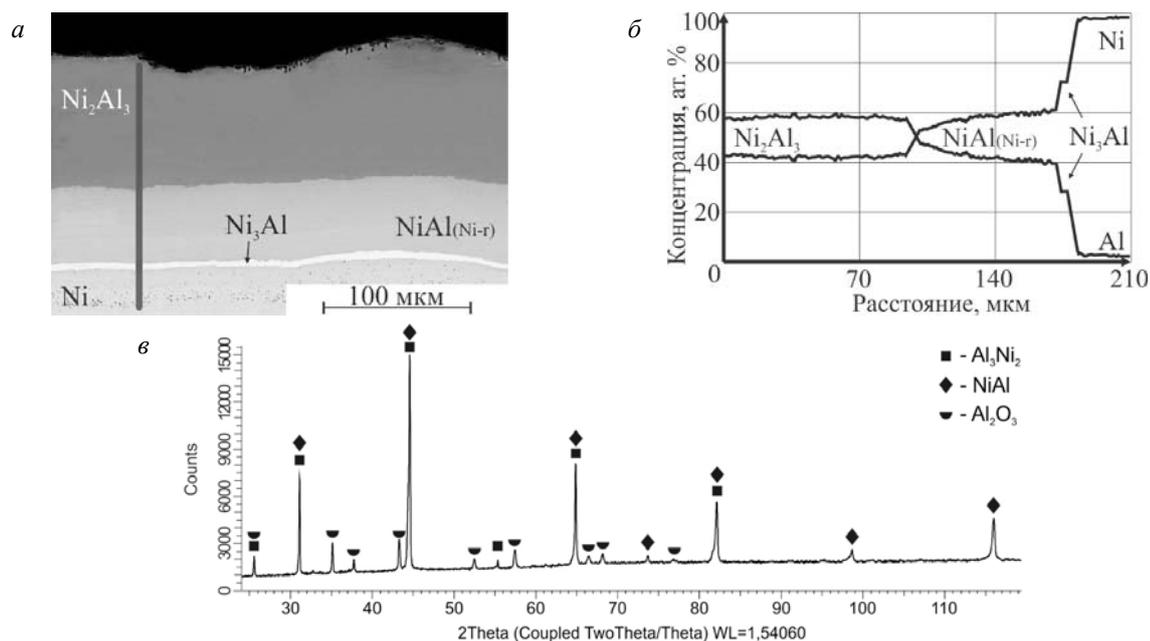


Рис. 7. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 1100 °С, 10 ч

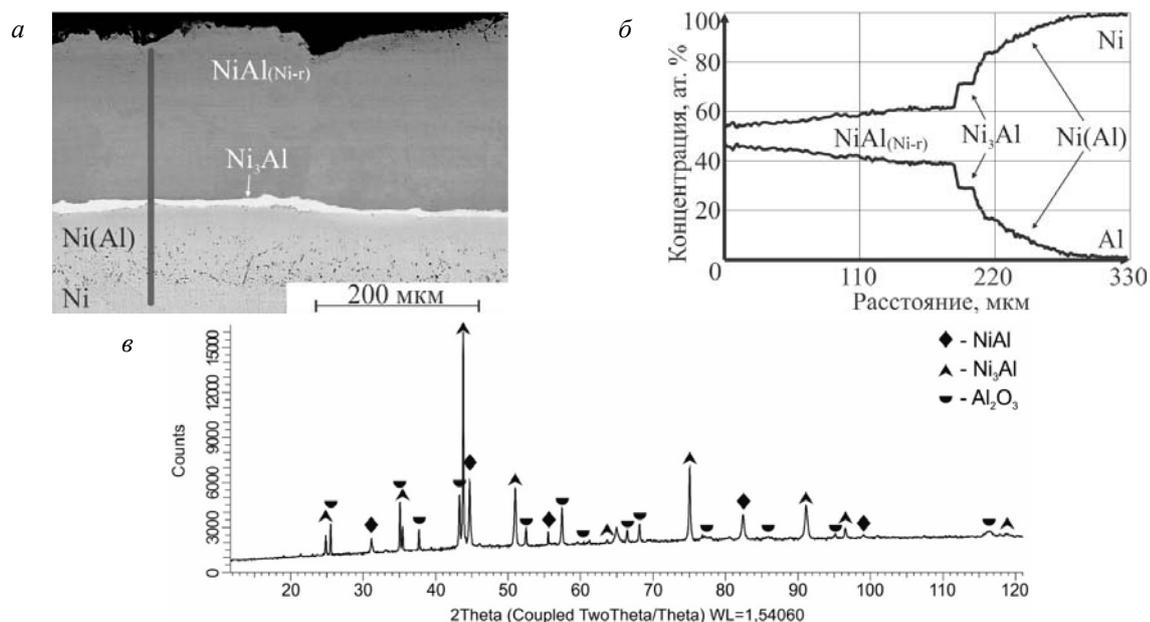


Рис. 8. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 1100 °С, 25 ч

Появление рефлексов оксида  $\text{Al}_2\text{O}_3$  на дифрактограммах наблюдается уже после часовой выдержки. При выдержке 200 ч на поверхности покрытий образуется комплексная оксидная пленка из  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и шпинели  $\text{NiAl}_2\text{O}_4$ . При этом происходит рост толщин прослоек  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{Ni}(\text{Al})$ , сопровождающийся уменьшением толщины прослойки  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  (рис. 9). Характерной особенностью структуры двухфазной  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$  +

$\text{Ni}_3\text{Al}$  прослойки, формирующейся при медленном охлаждении (вместе с печью) после выдержки 200 часов, является «фазовое расслоение» – образование гетерогенной структуры, представляющей собой нитевидные включения  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в прослойке  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$ , которое наиболее вероятно связано с уменьшением растворимости никеля в интерметаллиде  $\text{NiAl}_{(\text{Ni-r})}$ .

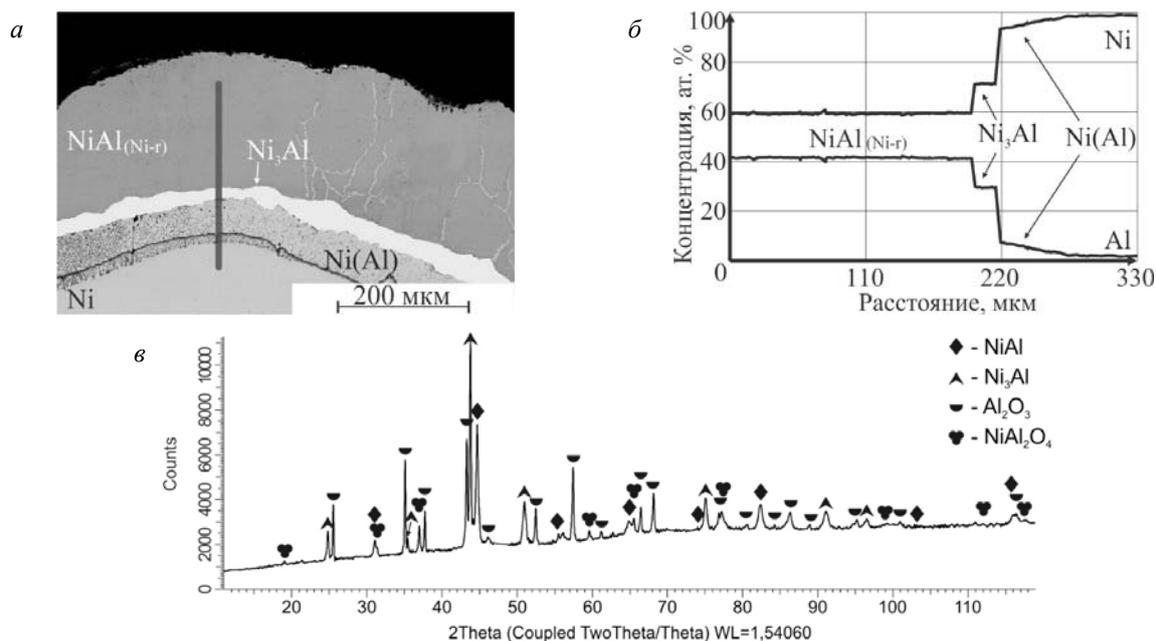


Рис. 9. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 1100 °С 200 ч

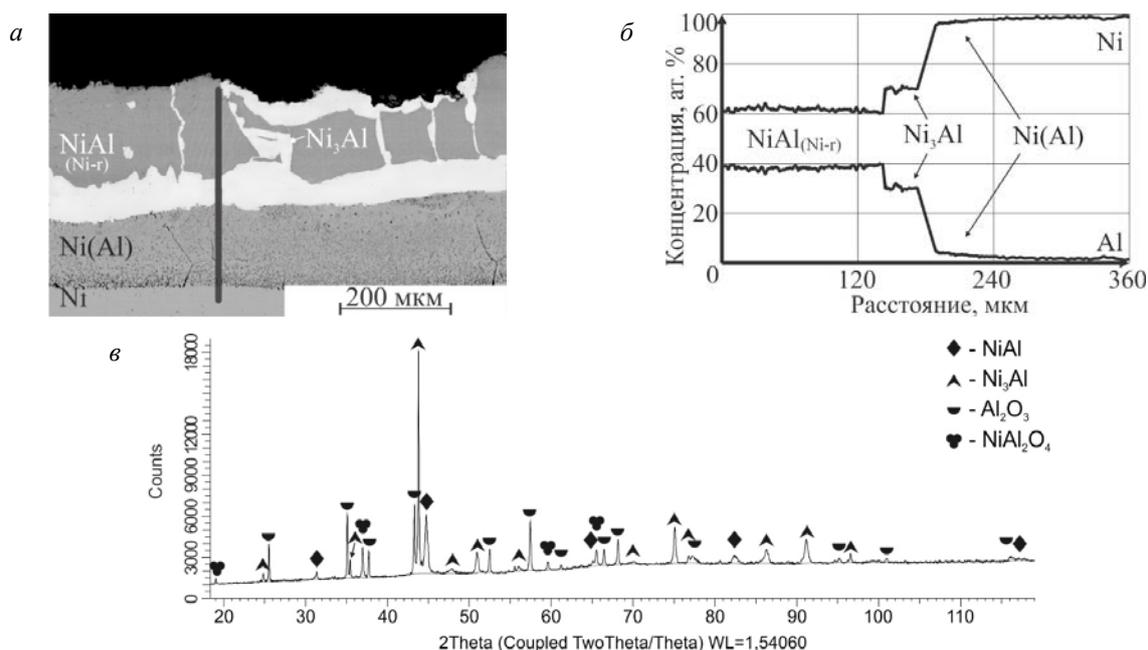


Рис. 10. СЭМ-изображение (а), распределение химических элементов (б) и дифрактограмма с поверхности покрытия (в) после ТО 1100 °С, 500 ч

С увеличением времени выдержки до 500 ч происходит рост сплошной прослойки  $Ni_3Al$ , увеличение размеров нитевидных фрагментов  $Ni_3Al$ , а, соответственно, и площади, занимае-

мой ими в прослойке  $NiAl_{(Ni-r)}$ . При этом общая толщина внешнего слоя покрытия уменьшается в результате расширения зоны твердого раствора  $Ni(Al)$  (рис. 10).

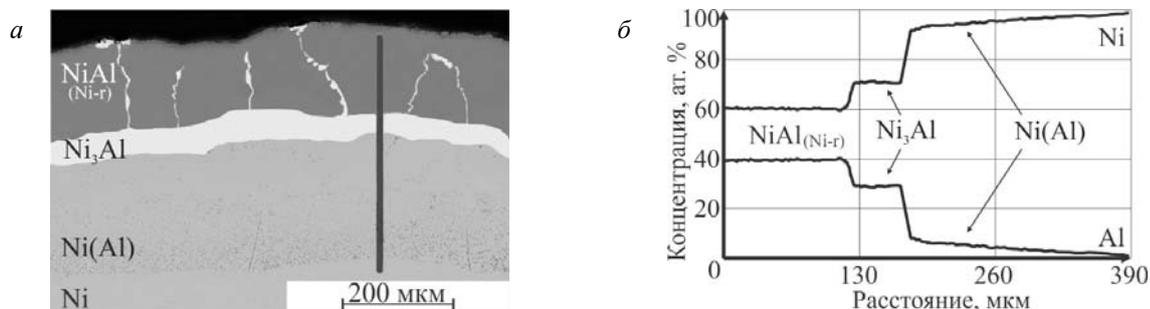


Рис. 11. СЭМ-изображение (а) и распределение химических элементов (б) в покрытии после ТО 1100 °С, 500 ч с охлаждением на воздухе

Установлено, что быстрое охлаждение (на воздухе) приводит к образованию более однородной структуры покрытия, количество визуально различных нитевидных включений  $Ni_3Al$  резко сокращается (рис. 11).

$NiAl$ . Быстрое охлаждение (на воздухе) приводит к резкому сокращению визуально различных нитевидных включений  $Ni_3Al$ .

**Выводы**

1. Фазовые превращения в слоистых  $Ni/Ni_2Al_3$  покрытиях при высокотемпературных нагревах идут в следующей последовательности  $Ni_2Al_3 \rightarrow NiAl(Al-r) \rightarrow NiAl(Ni-r) \rightarrow Ni_3Al \rightarrow Ni(Al)$ . На поверхности покрытий образуется защитная оксидная пленка  $Al_2O_3$ , которая с ростом температуры становится комплексной и представляет собой смесь  $Al_2O_3$  и шпинели  $NiAl_2O_4$ .

2. Структура двухфазных  $NiAl + Ni_3Al$  слоев определяется режимом их охлаждения. При медленном охлаждении (вместе с печью) происходит «фазовое расслоение» – образование гетерогенной структуры, представляющей собой нитевидные включения  $Ni_3Al$  в прослойке

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Developments in high-temperature corrosion and protection of materials. Cambridge, England. Woodhead. Boca Raton, FL. 2008. 658 p.
2. Desai V. Materials for high-temperature protection // J. Mater. Eng. Perform. 2006. Vol. 58. № 1. P. 15–16.
3. Susan D.F., Marder A.R. Ni–Al composite coatings: diffusion analysis and coating lifetime estimation // Acta Mater. 2001. Vol. 49. P. 1153–1163.
4. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, А.И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
5. Шморгун, В. Г. Комплексная технология получения покрытий из алюминидов никеля на поверхности стальных изделий / В.Г. Шморгун, А.И. Богданов, А.Ол. Таубе // Известия вузов. Черная металлургия. – 2014. – № 5. – С. 64–65.
6. Delaey L., Tas H. (ed.). Hot Isostatic Pressing'93. – Newnes, 2012.

УДК 62-419.5:519.876.5

**В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, А. О. Таубе, Р. Е. Новиков, А. Г. Серов**

**ПРИМЕНЕНИЕ СЛОИСТЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ni-Cr-Al  
ДЛЯ ЗАЩИТЫ ВОЗДУШНЫХ ФУРМ ДОМЕННЫХ ПЕЧЕЙ ОТ ПРОГАРА\***

**Волгоградский государственный технический университет**  
e-mail: mv@vstu.ru

Предложена технологическая схема получения защитного слоистого покрытия системы Ni-Cr-Al на поверхности медных деталей. Выполнено моделирование деформации сваренного взрывом СКМ M1+X20H80+AD1 при изготовлении холодной штамповкой рывальной части воздушной доменной фурмы в программном пакете SIMULIA/Abaqus и распределения температурного поля по сечению трехслойной стенки M1–X20H80–покрытие в условиях выхода фурмы на стационарный режим при температуре окружающей среды 1600 °С в программе DEFORM-2D.

*Ключевые слова:* слоистое покрытие, воздушная доменная фурма, моделирование.

© Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Богданов А. И., Таубе А. О., Новиков Р. Е., Серов А. Г., 2017

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 16-38-00072 мол\_a

V. G. Shmorgun, L. M. Gurevich, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, R. E. Novikov, A. G. Serov  
 APPLICATION OF Ni-Cr-Al SYSTEM LAYERS COATING FOR PROTECTION  
 OF BLAST-FURNACES AIR TUYERE FROM BURNOUT

Volgograd State Technical University

A technological scheme for obtaining a protective layered coating of the Ni-Cr-Al system on the surface of copper parts is proposed. Simulation of the deformation of the explosion welded layered composite M1 + X20N80 + AD1 by the cold stamping of the blister part of the blast-furnace air tuyere in the SIMULIA/Abaqus software package and the distribution of the temperature field over the section of the three-layer wall M1-X20N80-coating under the stationary conditions and at ambient temperature 1600°C in the software package DEFORM-2D was carried out.

*Keywords:* layered coating, blast-furnace air tuyere, simulation.

Воздушные фурмы являются одним из важнейших элементов конструкции доменной печи, определяющих эффективность ее работы.

Дутьевая фурма доменной печи, как правило, состоит из внутреннего и наружного медных конических стаканов и рьльной медной части с рифленой поверхностью. Схематичное изображение типовой сварной воздушной доменной фурмы с водяным охлаждением представлено на рис. 1.

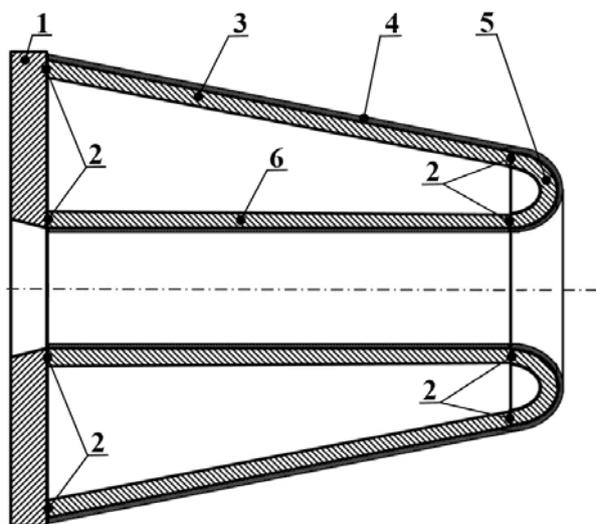


Рис. 1. Схематичное изображение доменной фурмы (сварной):

1 – фланец; 2 – сварные швы; 3 – наружный стакан; 4 – защитное покрытие; 5 – рьльная часть; 6 – внутренний стакан

Основные причины выхода воздушных фурм из строя: прогар рьльной части, трещины по сварке и износ наружного стакана. Первая причина определяется преимущественно нарушением технологии плавки, вторая – качеством сварного соединения, последняя – стойкостью материала фурмы, а именно стойкостью поверхностного слоя [1, 2].

Добиться значительного увеличения стойкости воздушных фурм доменных печей по прогару и снижения тепловых потерь позволяет защита медной поверхности фурмы слоистыми

покрытиями АД1/X20N80 [3–7]. Их нанесение осуществляется методом электродуговой металлизации, основными недостатками которого являются: наличие значительного количества оксидов в покрытии, что снижает его прочность; недостаточная прочность сцепления покрытия с основой (15–40 МПа); высокая пористость, препятствующая применению покрытий в коррозионных средах без дополнительной обработки; низкий коэффициент использования материала (до 60 %) [8].

Во многом указанных недостатков лишена предложенная нами технологическая схема получения защитного слоистого покрытия системы Ni-Cr-Al. Технологическая схема состоит из операций, включающих в себя: получение слоистого композиционного материала (СКМ) состава медь М1–сплав X20N80–алюминий АД1; изготовление из триметалла рьльной части, наружного и внутреннего стакана; изготовление медного фланца; термическую обработку для формирования покрытия; соединение наружного и внутреннего стакана с рьльной частью и с медным фланцем; последовательное нанесение сплава X20N80 и алюминия АД1 в местах соединения наружного и внутреннего стакана с рьльной частью.

Получение триметалла М1+X20N80+АД1 осуществляется с помощью сварки взрывом на режимах, обеспечивающих прочность на отрыв слоев на уровне наименее прочного металла [9].

Изготовление рьльной части производится путем вырезки кольца из сваренного взрывом СКМ М1+X20N80+АД1 и дальнейшей его холодной штамповки. Для оценки возможности осуществления такой операции было проведено моделирование деформации триметаллического кольца в программном пакете SIMULIA/Abaqus. На рис. 2 приведены расчетные модели штампованной рьльной части фурмы с распределением напряжений Мизеса (*a*) и деформа-

ций (б, в). Согласно полученным данным максимальные значения напряжений (до 1 ГПа в слое Х20Н80) и деформаций (до 150 % в алюминиевом слое) возникают в краевых участках. В остальных участках сечения модели уровень напряжений в медном слое не превышает 170 МПа, в слое Х20Н80 – 700 МПа, в алюминиевом слое –

50 МПа, а деформации в слоях металлов не превышают 20 %.

Формирование наружного и внутреннего стакана производится из триметаллических листов М1+Х20Н80+АД1 их деформированием в менее жестких условиях, чем при холодной штамповке СКМ.

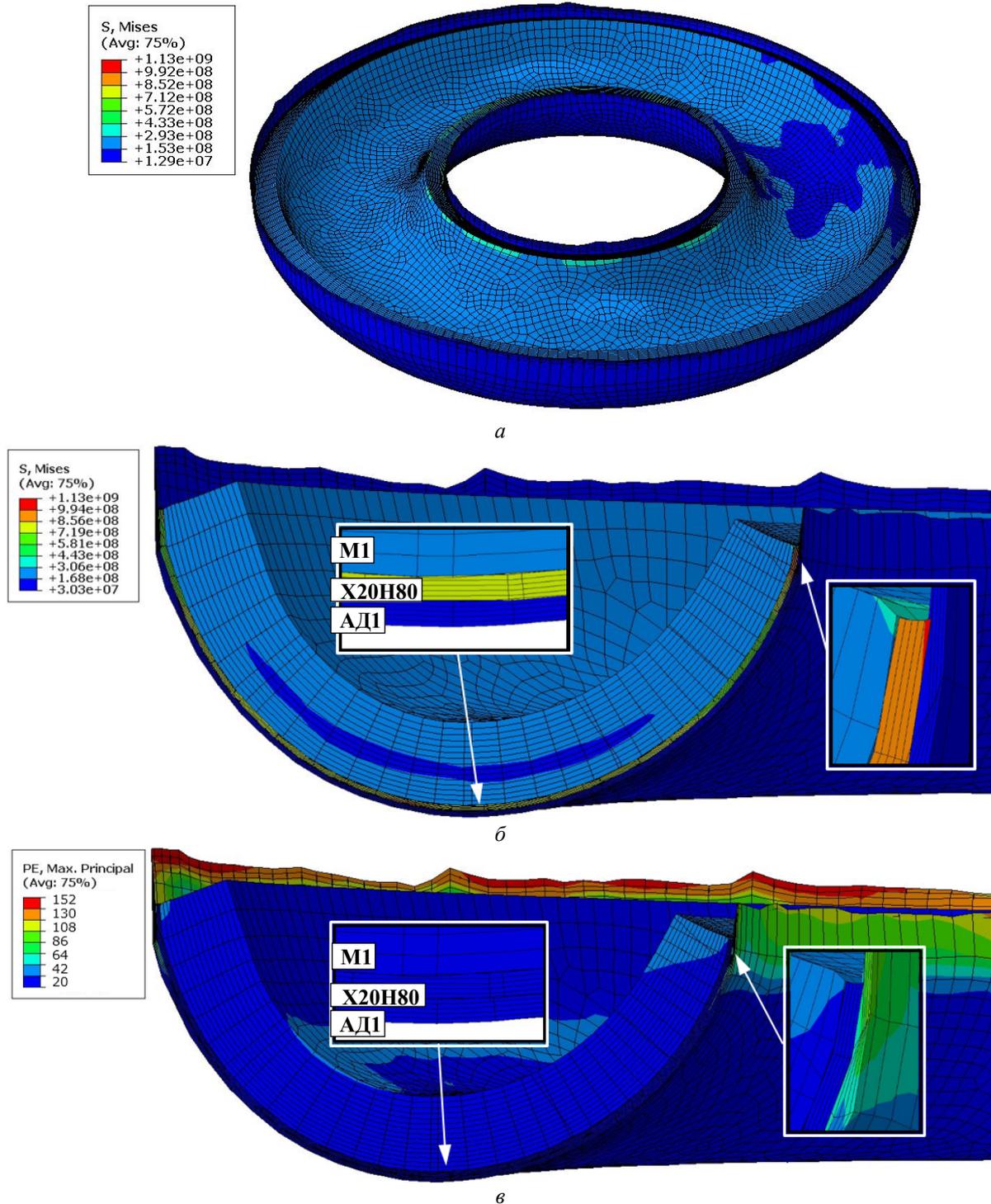


Рис. 2. Моделирование штамповки рьльной части формы из триметалла М1+Х20Н80+АД1: а – общий вид; б – распределение напряжений Мизеса; в – распределение деформаций по поперечному сечению

Перед сборкой формы проводится механическая обработка кромок под сварку медного слоя (рис. 3, б). Соединение продольных стыков, а также наружного и внутреннего стакана с рыльной частью и фланцем по слою меди

осуществляется автоматической электродуговой сваркой под слоем флюса (рис. 3, в).

Последовательное нанесение слоев Х20Н80 и алюминия на шовные зоны производится способом электродуговой металлизации (рис. 3, г).

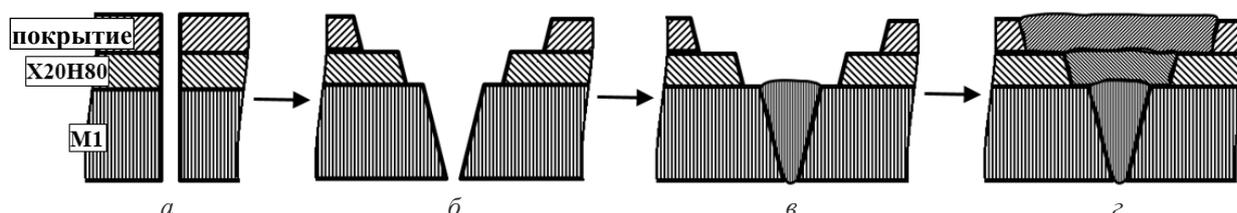


Рис. 3. Поэтапная схема соединения стыковых частей формы

Термообработка с целью формирования диффузионной зоны на границе АД1-Х20Н80 проводится по режиму 630 °С, 100 ч. После самопроизвольного отделения алюминиевого слоя при охлаждении, на подслое Х20Н80 остается покрытие состава  $Ni_2Al_3+CrAl_7$  (рис. 4) [10–12]. По нашим данным, работоспособность такого покрытия толщиной ~ 100 мкм при температуре эксплуатации 1000 °С составит около 1730 ч, что на 30–40 % больше, чем у имеющих аналогов.

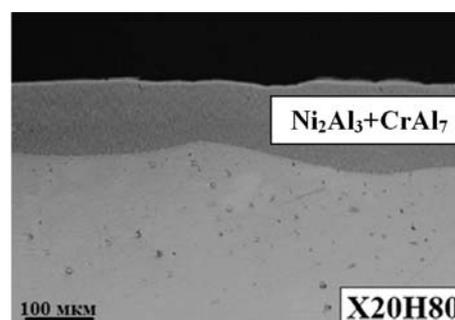


Рис. 4. СЭМ-изображение слоистого покрытия системы Ni-Cr-Al

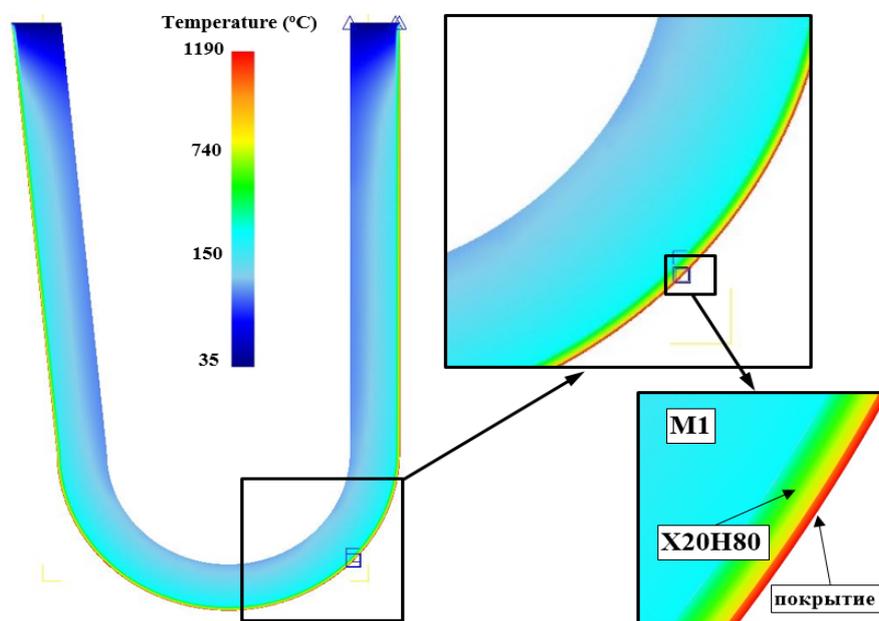


Рис. 5. Модель распределения температурного поля по сечению трехслойной стенки формы

Моделирование распределения температурного поля по сечению трехслойной стенки М1-Х20Н80-покрытие проводили в программе DEFORM-2D в условиях выхода формы на стационарный режим (4 мин после начала нагрева) при температуре окружающей среды 1600 °С

(рис. 5). Анализ результатов моделирования показал, что, кроме обеспечения защиты от высокотемпературного окисления, покрытие и подслое Х20Н80 играют роль термобарьера, обеспечивая максимальную температуру меди не более 300 °С, а в зоне контакта с водяным

контуром – не более 80 °С, минимизируя тем самым тепловые потери в печи.

### Выводы

1. Преимуществом предложенного комбинированного метода перед методом электродуговой металлизации является то, что основная часть медной поверхности (за исключением соединительных швов) защищена диффузионным покрытием, имеющим беспористую структуру, высокий уровень прочности сцепления с подложкой и, практически, стопроцентный коэффициент использования материала.

2. Полученные слоистые покрытия системы Ni-Cr-Al можно рассматривать в качестве жаростойких и термобарьерных, обеспечивающих высокие показатели защиты воздушных фурм доменных печей от высокотемпературного окисления и минимальные тепловые потери.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бородулин, А. В.* Научные основы рационального использования энергетических ресурсов в доменном производстве / А.В. Бородулин // Автореферат дис. д-ра тех. наук – Екатеринбург. – 1994. – 46 с.
2. *Бондаренко, А. А.* Исследование теплонапряженности различных участков фурм / А.А. Бондаренко, А.С. Горбик, Г.Г. Дышлевич // Сталь. – 1983. – № 7. – С. 11–12.
3. *Елагина, О. Ю.* Повышение надежности слоев, напыленных композиционными порошками на основе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, плакированных ультратонким слоем меди / О.Ю. Елагина, Б.А. Слободяников, А.Г. Буклаков и др. // Управление качеством в нефтегазовом комплексе. – 2009. – № 4. – С. 47–49.
4. *Бочка, В. В.* Повышение стойкости воздушных фурм доменных печей / В.В. Бочка, Е.Г. Донсков, Е.В. Дорош

и др. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». – Москва. – 2003. – № 9. – С. 21–24.

5. Дутьевая фурма доменной печи и способ нанесения защитного покрытия на дутьевую фурму доменной печи: пат. 2235789 Рос. Федерация: МКИ C21B 7/16 / Маншин А.Г., Складановский Е.Н., Нецветов В.И. и др. – 2002129285/02; заявл. 6.11.02; опубл. 10.09.04

6. *Украинцев, А. Е.* Разработка защитных покрытий для воздушных фурм доменных печей / А.Е. Украинцев // 62-е дни науки студентов МИСиС: международные, межвузовские и институтские научно-технические конференции. – Москва, 2007. – С. 219–220.

7. *Акимов, В. А.* Исследование и совершенствование технологии изготовления воздушных фурм доменных печей нанесением алюмосодержащих газопламенных покрытий с последующей термообработкой: дис. ... канд. тех. наук / Акимов В. А. – МИСИС, Москва, 2011.

8. *Украинцев, А. Е.* Разработка составов и создание на меди диффузионных слоев электродуговой металлизацией с последующей термообработкой: дис. ... канд. тех. наук / Украинцев А. Е. – Моск. инст. стали и сплавов, Москва, 2010.

9. Оценка параметров соударения при сварке взрывом многослойных композиций / В. Г. Шморгул, А. П. Соннов, Ю. П. Трыков, И. А. Ковалев // Металловедение и прочность материалов: межвуз. сб. науч. тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 1997. – С. 20–25.

10. Investigation of heat-resistant layered coating of Al-Cr-Ni / В.Г. Шморгул, Ю.П. Трыков, А.И. Богданов, А.Ол. Таубе // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 116, 2016, 6 p.

11. Phase Composition of Heat-Resistant Layered Coatings of the Al-Cr-Ni System / Shmorgun, V.G., Iskhakova, L.D., Bogdanov, A.I., Taube, A.O. // Metallurgist. - 2017. - Vol. 60, No. 9-10, 2017. - p. 1113-1119.

12. The study of the chemical and phase composition of the diffusion interaction zone in layered composite Cr20Ni80-AD1 / V.G. Shmorgun, L.D. Iskhakova, A.I. Bogdanov, A.O. Taube, R. P. Ermakov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 177, 2017, 5 p.

УДК 669.716:621.785

## **В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. Г. Серов, В. П. Кулевич, С. А. Репин** **ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe\***

**Волгоградский государственный технический университет**  
e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты экспериментов по определению температуропроводности трехслойных титано-стальных слоистых металлических и металл-интерметаллидных композитов в интервале температур 25–510 °С. Показано, что максимальный вклад в изменение теплофизических свойств вносят интерметаллидные слои, образующиеся на межслойных границах, с коэффициентом теплопроводности 5,8–11,79 Вт/(м·К).

*Ключевые слова:* титан, сталь, интерметаллид, слоистый композит, теплопроводность, температуропроводность, фазовый состав.

## **V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. V. Pronichev, A. G. Serov, V. P. Kulevich, S. A. Repin** **THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF LAYER COMPOSITES OF THE SYSTEM Ti-Fe \*** **Volgograd State Technical University**

The results of experiments to determine the thermal diffusivity of three-layer titanium-steel layered metallic and metal-intermetallic composites in the temperature range 25-510 °C are presented. It is shown that the maximum contribution to the change in thermophysical properties is made by the intermetallic layers formed at the interlayer boundaries, with a thermal conductivity coefficient of 5,8-11,79 W/(m · K).

*Keywords:* titanium, steel, intermetallic, layered composite, thermal conductivity, thermal diffusivity, phase composition.

### Введение

Общим для большинства работ, посвященных титано-стальным слоистым металло-интерметаллидным композитам (СМИК) [1–5], является то, что основное внимание в них уделено проблеме получения композитов, обладающих высокой жаропрочностью и отсутствием разрывов основных и интерметаллидных слоев. Вопрос же о влиянии фазового состава и объемной доли интерметаллидной составляющей на теплофизические свойства СМИК до настоящего времени остается открытым и требует комплексного исследования [6, 7]. В работе [8] впервые приведены данные о теплопроводности СМИК системы титан-сталь, но поскольку объемная доля интерметаллидной прослойки в экспериментальных образцах не превышала 8 %, надежных данных по ее теплопроводности с использованием при расчете правила смеси получить не удалось.

Целью данной работы явилось определение теплофизических свойств СМИК системы Ti-Fe.

### Материалы и методы исследования

Исследования проводили на 3-слойных образцах состава титан ВТ1-0 + сталь 08кп + титан ВТ1-0, полученных по комплексной технологии, включающей сварку взрывом (СВ) и последующую горячую прокатку (ГП). Исходные толщины слоев титана и стали составляли 2 мм. Образцы были сварены на оптимальном режиме, обеспечивающем при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение образцов при напряжениях 360–500 МПа. Последующая ГП сваренных композитов производилась на двухвалковом прокатном стане ДУО при температуре 700 °С до толщины 1,11–1,15 мм с обжатием за один проход 8–12 %. После ГП толщина титановых слоев составила 0,375–0,4 мм, а слоя стали 0,35–0,36 мм. Термообработку (диффузионный отжиг) осуществляли в вакуумной печи СВШЛ 0,6–2/16 при температуре 1000 °С в течение 10 часов.

Металлографическая часть работы выполнена с применением микроскопа Olympus VХ61, фиксирование структуры производилось цифровой камерой DP-12 с последующей обработкой электронного изображения пакетом

программ AnalSyS. Химический состав структурных составляющих определяли на электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Для идентификации фаз проводили съемку образцов на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ESO. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М.

Исследование температуропроводности проводили на установке LFA 427 в диапазоне температур 25–510 °С, используя образцы квадратного сечения 10×10 мм. Нагрев проводился в защитной атмосфере аргона. Теплопроводность СМИК рассчитывали, используя экспериментальные данные об их теплоемкости и температуропроводности:

$$\lambda = a \cdot C_p \cdot \rho, \quad (1)$$

где  $a$  – температуропроводность,  $\rho$  – плотность,  $C_p$  – удельная теплоемкость.

Расчет коэффициента теплопроводности интерметаллидной прослойки (ИП) проводился по правилу смеси в соответствии с известной методикой [6–8]:

$$\lambda_{ИП} = \frac{\delta_{ИП}}{\frac{\delta}{\lambda_{СМИК}} + \frac{\delta_{Ti}}{\lambda_{Ti}} + \frac{\delta_{Ст}}{\lambda_{Ст}}}, \quad (2)$$

где  $\lambda_{ИП}$ ,  $\lambda_{СМИК}$ ,  $\lambda_{Ti}$ ,  $\lambda_{Ст}$  – коэффициенты теплопроводности интерметаллидной прослойки, СМИК, титана ВТ1-0 и стали 08кп;  $\delta_{ИП}$ ,  $\delta_{СМИК}$ ,  $\delta_{Ti}$ ,  $\delta_{Ст}$  – толщины интерметаллидной прослойки, СМИК, титана ВТ1-0 и стали 08кп.

### Результаты и их обсуждение

Установлено, что микротвердость у границы соединения в слоях титана – 2,2–2,6 ГПа (ВТ1-0), стали 08кп – 2,1–2,5 ГПа (рис. 1). Аномально высокая твердость стали 08кп объясняется наклепом, реализованным при прокатке, что так же подтверждается высокой степенью текстурирования ее микроструктуры (рис. 2, а).

Термообработка (с учетом данных по кинетике диффузии в слоистых композитах системы титан-железо [9–13]) по режиму 1000 °С, 10 ч обеспечила объемное наполнение СМИК интерметаллидами твердостью 6–7,8 ГПа 60–61 % (рис. 2, б) за счет реализации в титановых слоях «сквозной» диффузии. При этом твердость стального слоя повысилась до 2,9 ГПа (рис. 1).

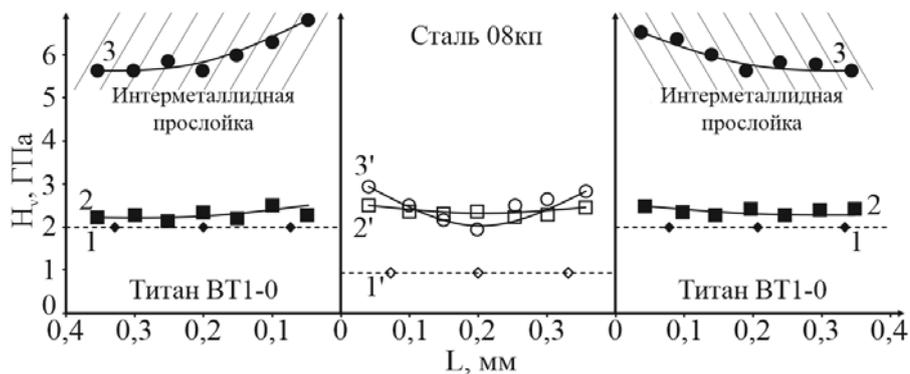


Рис. 1. Распределение микротвердости в поперечном сечении титановых (1, 2, 3) и стального слоев (2', 3', 4') (1, 1' – микротвердость исходного отожженного титана и стали); 2, 2' – после СВ и последующей ГП; 3, 3' – после термообработки 1000 °С, 10 ч

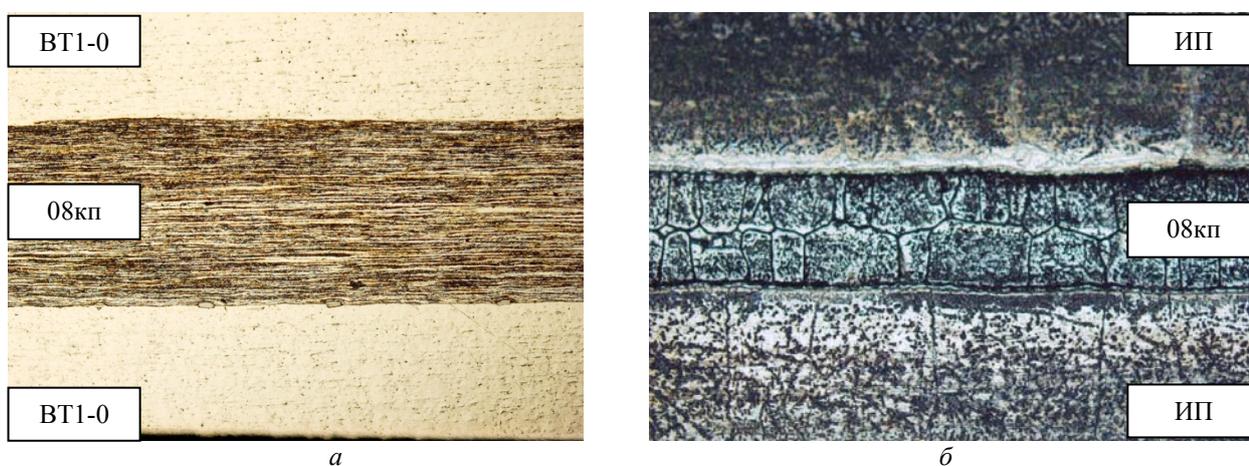


Рис. 2. Микроструктура композита ВТ1-0 + сталь 08кп + ВТ1-0 (×100): а – после СВ + ГП; б – термообработки 1000 °С, 10 ч

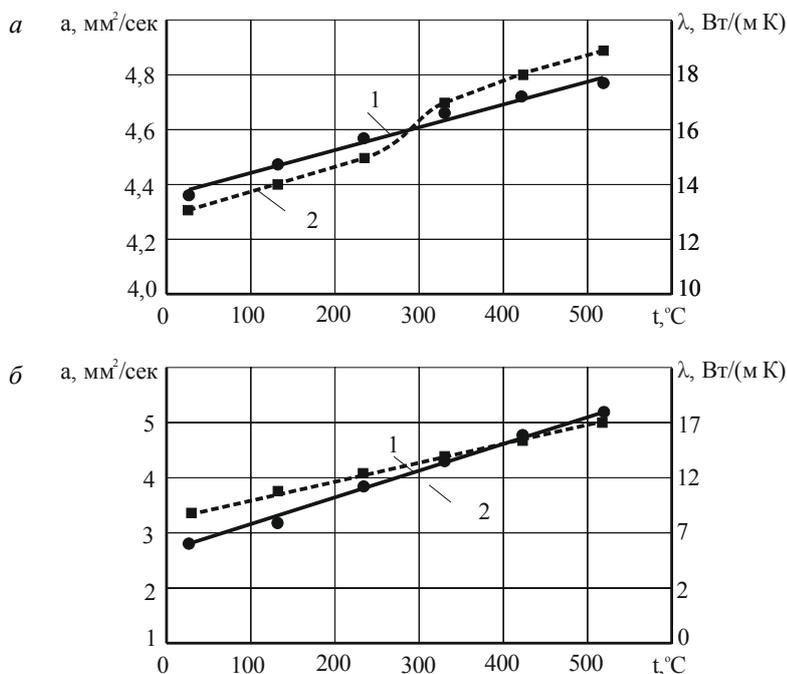


Рис. 3. Температурная зависимость коэффициентов температурно- (1) и теплопроводности (2) слоистого композита после: а – СВ + ГП; б – термообработки 1000 °С, 10 ч

Экспериментально установлено, что температуропроводность слоистого композита ВТ1-0 + сталь 08кп + ВТ1-0 после СВ и ГП в исследуемом диапазоне температур увеличивается с 4,38 до 4,785 мм<sup>2</sup>/с (рис. 3, а). Полученные значения температуропроводности позволили рассчитать по уравнению (1) соответствующие значения коэффициента теплопроводности – 13 и 19 Вт/(м · К), что несколько ниже значения, полученного при расчете по правилу смеси  $\approx 21$  Вт/(м · К), и связано с большой концентрацией дефектов кристаллического строения и высоким уровнем внутренних напряжений в слоистом композите после СВ и ГП.

Замена слоев титана в составе слоистого композита на интерметаллидные прослойки приводит к снижению теплофизических характеристик материала (рис. 3, б) – температуропроводности до 3,0–4,5 мм<sup>2</sup>/с и теплопроводности до 8,9–17,3 Вт/(м · К) соответственно.

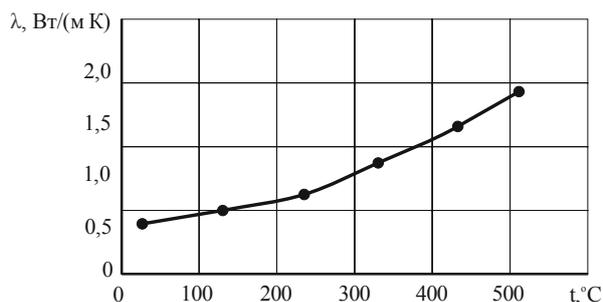


Рис. 4. Коэффициент теплопроводности интерметаллидной прослойки в СМИК системы Ti-Fe после термообработки 1000 °C, 10 ч

Расчет по правилу смеси (2) показал, что коэффициент теплопроводности интерметаллидной прослойки в исследованном диапазоне температур возрастает от 5,8 Вт/(м · К) (25 °C) до 11,7 Вт/(м · К) (510 °C) (рис. 4).

#### Вывод

Теплофизические свойства слоистых композитов системы титан-сталь определяются их структурно-механической неоднородностью, а слоистых интерметаллидных композитов – объемным наполнением интерметаллидными прослойками, эквивалентный коэффициент теплопроводности которых увеличивается при повышении температуры от комнатной до 510 °C с 5,8 до 11,79 Вт/(м · К).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгул, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. 2005. № 3. С. 3–9.
2. Трыков, Ю. П. Создание слоистых интерметаллидных композитов многоцелевого назначения с повышенными жаропрочными свойствами / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, Л. М. Гуревич // Наука производству, № 1, 2005. С. 25–29.
3. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л.М. Гуревич, В.Г. Шморгул, О.В. Слаутин, А.И. Богданов. – Москва, 2016. – 346 с
4. Трыков, Ю. П. Создание титано-стальных композитов и соединений с использованием комплексных технологий / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгул, Л.М. Гуревич // Перспективные материалы, 2004, № 5. С. 59–66.
5. Трыков, Ю. П. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов, 2004, № 1. – С. 48–53.
6. Трыков, Ю. П. Теплофизические свойства сваренного взрывом сталеалюминиевого композиционного материала / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, Материаловедение, 2007, № 2, с. 31–35.
7. Трыков, Ю. П. Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. В. Волчков // Технология металлов. 2007. № 7. С. 31–35.
8. Трыков, Ю. П. Исследование теплопроводности титаностальных слоистых металлических и интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, А. И. Богданов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2009. № 11. С. 33–36.
9. Шморгул, В. Г. Формирование диффузионной прослойки в титаностальном композите В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова // Упрочняющие технологии и покрытия. 2008. № 6. С. 39–42.
10. Трыков, Ю. П. Исследование кинетики диффузии в композитах системы Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 20–23.
11. Шморгул, В. Г. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгул, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2012. № 9. С. 42–45.
12. Shmorgun, V. G. The structure and phase composition of the diffusion zone in a titanium and steel composite / V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, R. E. Novikov // Materials Science Forum. 2016. T. 870. С. 214–218.
13. Шморгул, В. Г. Химический состав диффузионной зоны в титаностальном композите / В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. – Волгоград, 2015. – № 5 (160). – С. 32–35.

УДК 669.716:621.785

*Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, С. П. Писарев, А. Г. Серов, Н. А. Артемьев, Н. В. Кривченко***ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ  
ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено исследование коррозионной стойкости интерметаллидного покрытия на стальной подложке в условиях воздействия влажной приморской атмосферы. Установлено что интерметаллидный слой коррозии не подвергается, а очаги разрушения появляются в зоне нарушения сплошности покрытия на поверхности стали.

*Ключевые слова:* интерметаллидное покрытие, коррозия, Fe-Al.

*L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, S. P. Pisarev, A. G. Serov, N. A. Artemiev, N. V. Krivchenko***INVESTIGATION OF CORROSION RESISTANCE  
OF INTERMETALLIDE COATING ON STEEL CASING****Volgograd State Technical University**

A study of the corrosion resistance of an intermetallic coating on a steel substrate under the influence of a moist coastal atmosphere was carried out. It has been established that the intermetallic compound is not corroded, while corrosion damage occurs at the contact points of the intermetallic compound and steel.

*Keywords:* intermetallic coating, corrosion, Fe-Al.

**Введение**

Коррозия металлических материалов, в частности чугуна и стали, сдерживает их использование в коррозионноактивных средах. Для защиты таких материалов можно использовать несколько методов, один из которых поверхностное покрытие металла другими коррозионно-стойкими материалами, такими как керамика или полимеры. В этих целях перспективно использовать алюминий и его сплавы, обладающие повышенным сопротивлением к коррозии, особенно во влажной среде [1, 2].

Алюминиевые покрытия на стальных подложках обеспечивают уникальные свойства благодаря образованию интерметаллидных соединений системы Fe-Al, обладающих коррозионной и окислительной стойкостью, низкой плотностью [3–5].

Целью данной работы является исследование кинетики развития коррозионного поражения композита с интерметаллидным покрытием на стальной подложке, полученного диффузионным отжигом биметалла АД1+Ст3, в условиях влажной приморской атмосферы.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводилось на образцах Ст3+интерметаллидное покрытие (рис. 1), полученных по технологии, включающей: изготовление биметаллической заготовки методом СВ;

отжиг при температуре 650 °С в течение 10 ч с последующим охлаждением на воздухе для создания диффузионной прослойки толщиной 100–120 мкм; разделение слоев биметалла по границе соединения алюминий-интерметаллид за счет термических напряжений, возникающих в композите и превышающих предел прочности соединения алюминиевый слой – интерметаллид Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> [6] или интерметаллида Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>; повторную термическую обработку при 1050 °С в течение 10 ч для трансформации интерметаллидного покрытия с последовательным превращением Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> в FeAl, Fe<sub>3</sub>Al и Fe(Al) [7].

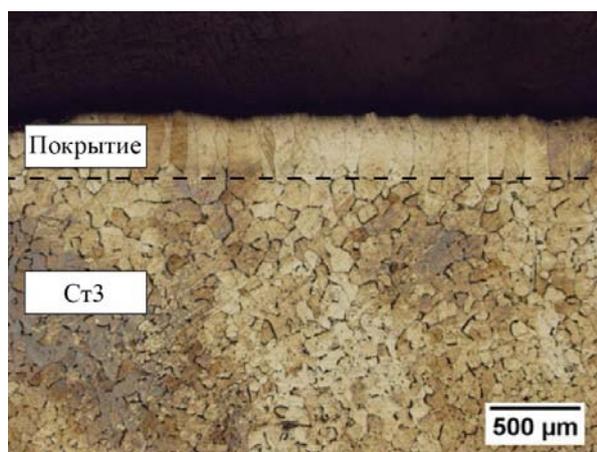


Рис. 1. Интерметаллидное покрытие, образовавшееся на поверхности стали после диффузионного отжига 1050 °С в течение 10 ч

Испытания на коррозионную стойкость проводили в соответствии с ГОСТом 9.908–85 [8] в среде, имитирующей воздействие влажной приморской атмосферы. Методика предусматривала циклическое погружение всех образцов в солевой раствор, имитирующий морскую воду, в течение 90 суток. Каждые 15 дней производился визуальный осмотр образцов, удаление продуктов коррозии и их фотографирование до и после очистки. Оценка степени коррозионного воздействия проводилась методом оптического анализа и по изменению массы (замер массы проводился на электронных весах с точностью 0,1 г).

#### Полученные результаты и их обсуждение

Стойкость алюминиевого покрытия против коррозии во влажной атмосфере зависит от состояния самого покрытия. Трещины и поры, возникающие в защитном покрытии, вызывают отрицательные последствия, и они могут служить причиной коррозии [9].

Для коррозионных испытаний было подготовлено три образца. На образце № 1 воздейст-

вию влажной атмосферы подвергалось только интерметаллидное покрытие, а остальные поверхности были защищены слоем эпоксидного компаунда. У образца № 2 подвергались воздействию влажной атмосферы торцевые поверхности интерметаллидного покрытия и стали, а боковые защищались слоем эпоксидного компаунда. У образца № 3 защита эпоксидным компаундом не использовалась.

У образца № 1 на 30-й день были замечены следы продуктов коррозии на поверхности интерметаллидного покрытия, что объясняется появлением трещин после первичной термообработки в процессе охлаждения, вследствие термических напряжений. Отдельные трещины достигали стальной подложки и открывали возможность контакта стали с агрессивной средой. Это подтверждается наличием визуально обнаруживаемых на 30-й день эксперимента продуктов коррозии на поверхности образца (рис. 2, б). После удаления продуктов коррозии по завершению исследований было выявлено отсутствие коррозионных поражений интерметаллидного покрытия (рис. 2, а–г).

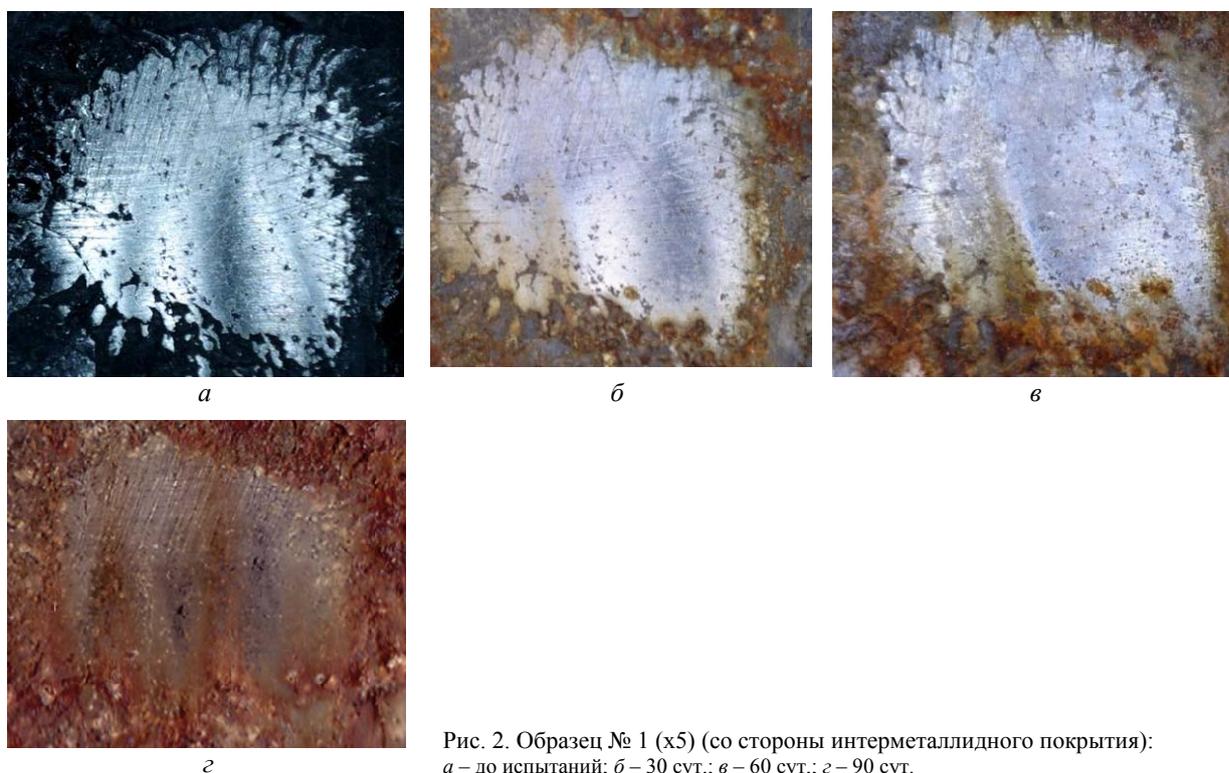


Рис. 2. Образец № 1 (x5) (со стороны интерметаллидного покрытия): а – до испытаний; б – 30 сут.; в – 60 сут.; г – 90 сут.

У образца № 2 на 30-й день зафиксировано появление продуктов коррозии на незащищенных эпоксидным компаундом поверхностях интерметаллида и стали. На 60 день выявлено по-

явление пятна продуктов коррозии на интерметаллидном покрытии вследствие развития коррозионного поражения. После 90 суток воздействия влажной приморской атмосферы поверх-

ность интерметаллида покрылась рыжим сло-  
ем оксида железа (по-видимому,  $Fe_2O_3$ ), сталь

так же заметно покрыта продуктами коррозии  
(рис. 3, *a-z*).

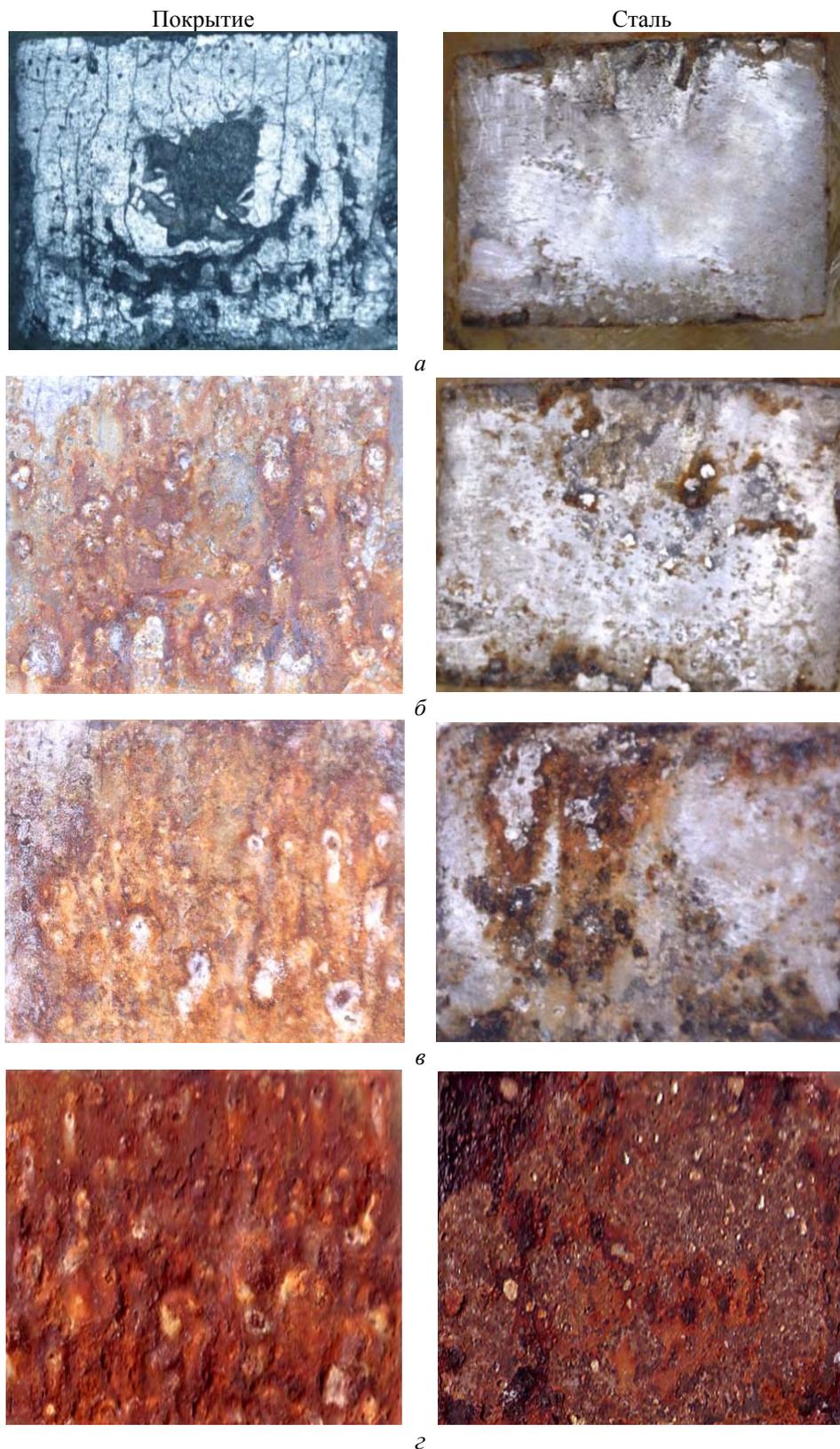


Рис. 3. Поверхности образца № 2 (x5):  
*a* – до испытаний; *б* – 30 сут.; *в* – 60 сут.; *г* – 90 сут.

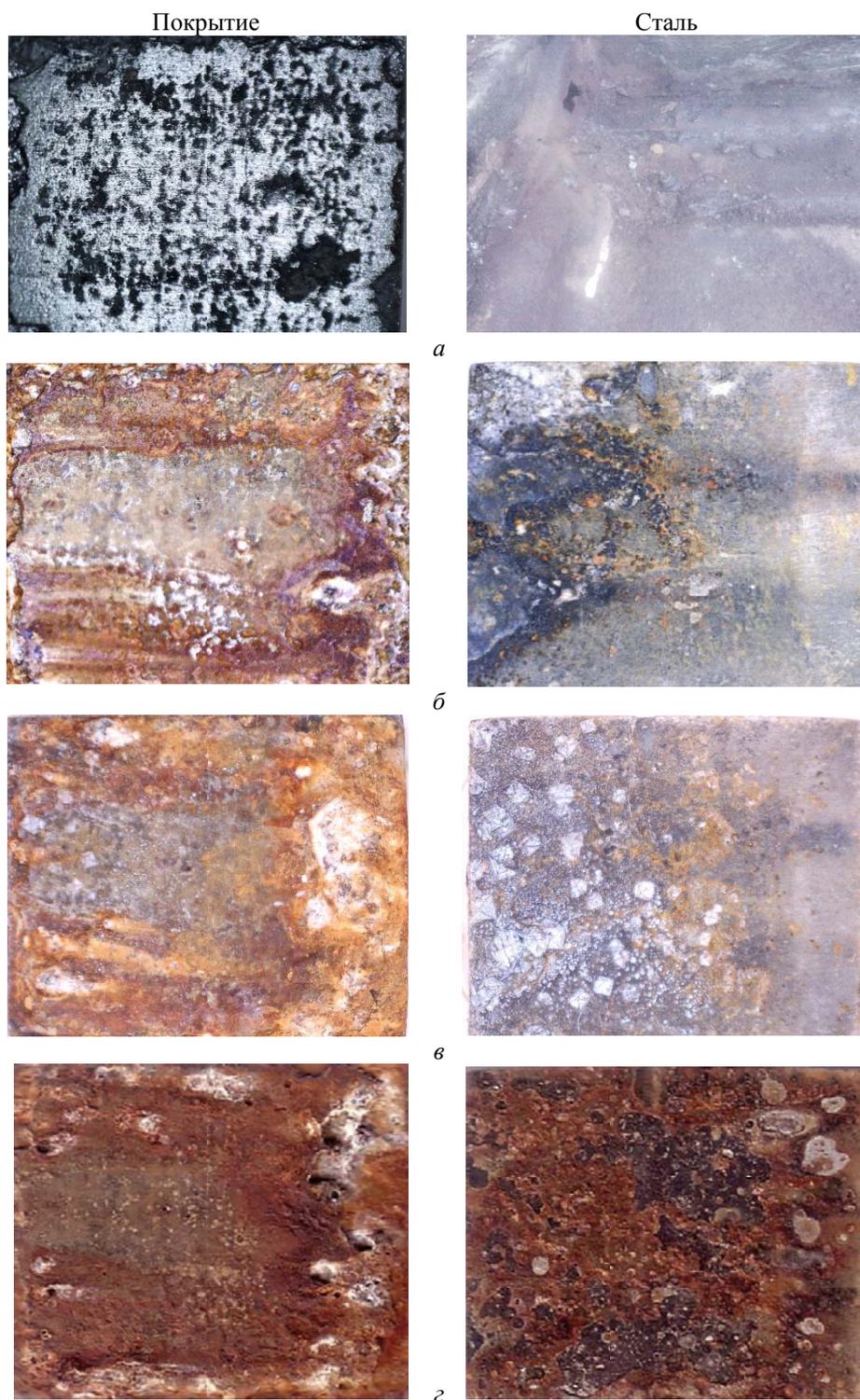


Рис. 4. Поверхности образца № 3 (x5):  
*a* – до испытаний; *б* – 30 сут.; *в* – 60 сут.; *г* – 90 сут.

У образца № 3 на 30-й день после начала эксперимента визуально обнаруживаются продукты коррозионного воздействия на поверхности интерметаллида, а также появление крупных очагов коррозионного разрушения на по-

верхности стали, развивающиеся до конца эксперимента (рис. 4, *a–г*).

Во время эксперимента у всех образцов на поверхности покрытия находились продукты коррозии. Это свидетельствует о том, что

в процессе получения покрытия в нем образовались поры и трещины, доходящие до стальной подложки. По образовавшимся кана-

лам к подложке доставлялась агрессивная среда, что привело к появлениям продуктов коррозии.

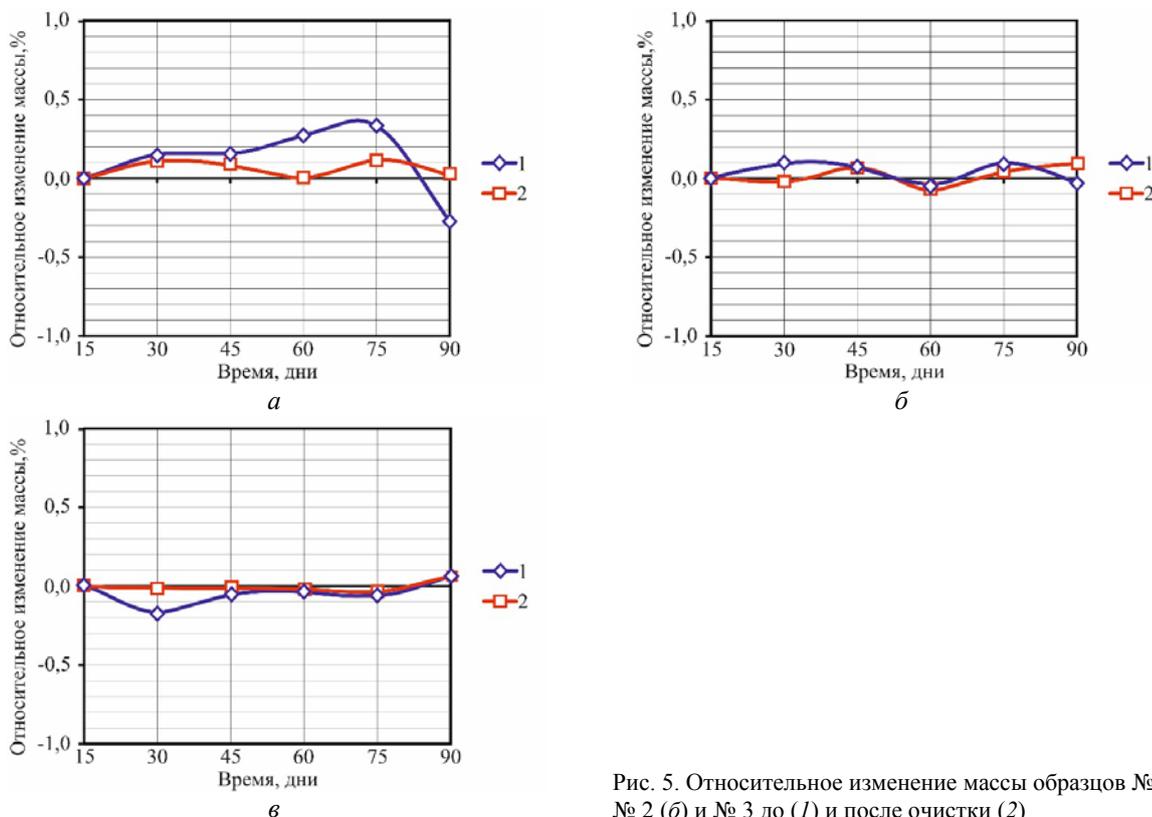


Рис. 5. Относительное изменение массы образцов № 1 (а), № 2 (б) и № 3 до (1) и после очистки (2)

После завершения эксперимента и удаления продуктов коррозии было обнаружено, что коррозия на интерметаллидном покрытии не развивается, она появляется только в местах наличия контакта со сталью.

Одним из основных показателей стойкости материалов к воздействию окружающей среды является скорость изменения массы образца. В процессе исследования масса образцов изменялась в пределах погрешности измерений (рис. 5), что свидетельствует о близости скоростей процессов переноса вещества, связанных с коррозионным разрушением металла и осаждением продуктов коррозии.

#### Выводы

1. При длительном воздействии агрессивной среды, имитирующей влажную приморскую атмосферу, обнаруживаются продукты коррозии как на поверхности интерметаллида, так и стали. На поверхности, защищенной интерметаллидным покрытием, коррозия развивается только в случае проникновения агрессивной среды по каналам трещин до стальной подложки, а на поверхности непосредственно ин-

терметаллидного покрытия коррозионных поражений не обнаружено.

2. Масса образцов в течение коррозионных испытаний изменялась в пределах погрешности измерения, что свидетельствует о близости скоростей процессов переноса вещества, связанных с коррозионным разрушением металла и осаждением продуктов коррозии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рябов, В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений : монография / В. Р. Рябов. – Москва: Металлургия, 1975. – 288 с.
2. Fatma Ahnia, Evaluation of aluminum coatings in simulated marine environment / Fatma Ahnia, Boualem Demri // Surface and Coatings Technology - vol 220, 15 April 2013, Pages 232–236.
3. C. Bailey, Metal/Environment Reaction / C. Bailey, F.C. Porter, A.W. Pearson, R.A. Jarman, in: L.L. Shreir, R.A. Jarman, G.T. Burstein (Eds.) // Corrosion - vol. 1, 1994, p. 680.
4. Проничев, Д. В. Исследование коррозионной стойкости биметалла АД1+Ст3 / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, С. П. Писарев, М. Д. Трунов, В. М. Ястребов // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 10). – С. 15–18.

5. Проничев, Д. В. Investigation on the Corrosion Resistance of Al-Steel Laminated Composite / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, М. Д. Трунов, В. М. Ястребов // Contemporary Engineering Sciences. – 2015. – Vol. 8, No. 23. – С. 1083–1090.

6. Шморгун, В. Г. Получение покрытия из алюминидов железа на поверхности стали / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. Н. Арисова, В. П. Кулевич // Известия ВолГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–16.

7. Шморгун, В. Г. Трансформация структуры и фазо-

вого состава покрытий системы Al-Fe после высокотемпературных нагревов / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич // Известия ВолГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 25–28.

8. ГОСТ 9.908–85. Металлы и сплавы. Методы определения показателей коррозии и коррозионной стойкости. – Москва: Изд-во стандартов, 1998. – 16.

9. Тейндл, Йозеф Новые методы нанесения металлических покрытий : пер. с чеш. / Й. Тейндл. – Москва: Металлургиздат, 1963. – 96 с.

УДК 621.791.13

*А. В. Иноземцев<sup>1</sup>, М. С. Пушкин<sup>1</sup>, Б. А. Гринберг<sup>1</sup>, М. А. Иванов<sup>2</sup>, О. В. Слаутин<sup>3</sup>  
А. М. Пацелов<sup>1</sup>, Ю. П. Бесшапошников<sup>4</sup>*

**ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ РАЗДЕЛА  
ДЛЯ ОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ,  
ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ (МЕДЬ-МЕДЬ)\***

<sup>1</sup> Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup> Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ, Киев, Украина

<sup>3</sup> Волгоградский государственный технический университет, Волгоград

<sup>4</sup> ОАО «Уралхиммаш», Екатеринбург

e-mail: av-inz@yandex.ru<sup>1</sup>, mv@vstu.ru<sup>3</sup>

Рассмотрены различные границы раздела, полученные сваркой взрывом, для соединения медь-мельхиор, имитирующего однородную пару медь-медь. Исследована эволюция микроструктуры рельефа поверхности при движении из центра окна свариваемости к нижней границе. Получены неоднородности структуры, такие как: волны, квазиволны (обрывающиеся волны) и зоны расплава. Всплески, а также отдельные выступы, наблюдаемые для соединений медь-тантал, в случае медь-титан выявлены не были. Для соединений медь-мельхиор наблюдались крупномасштабные незавершенные повороты в твердой фазе (макроповороты). Использовались различные методы анализа для поверхностей раздела с близкой подводимой энергией, для которых разделение в рамках окна свариваемости не представлялось возможным.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, однородное соединение, зоны локального расплавления, граница контакта, выступы, квазиволновая граница.

*A. V. Inozemtsev<sup>1</sup>, M. S. Pushkin<sup>1</sup>, B. A. Greenberg<sup>1</sup>, M. A. Ivanov<sup>2</sup>, O. V. Slautin<sup>3</sup>  
A. M. Patselov<sup>1</sup>, Yu. P. Besshaposhnikov<sup>4</sup>*

**FEATURES OF SURFACE STRUCTURE FOR A HOMOGENEOUS MATERIAL  
OBTAINED BY EXPLOSION WELDING (COPPER-COPPER)\***

<sup>1</sup> M.N. Miheev Institute of Metal Physics of Ural Branch of Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

<sup>2</sup> G. V. Kurdumov Institute of Metal physics NASU, Kiev, Ukraine

<sup>3</sup> Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

<sup>4</sup> ОАО «Uralkhimmash», Ekaterinburg, Russia

The different boundary reviewed in case of an explosive welding for copper – cupronickel joints simulating the homogenous copper – copper pair. The paper studied the microstructure evolution of the surface topography at moving from center window of weldability to the lower boundary. Some nonuniformities are observed, such as: waves, quasiwave (breaking waves) and melted zones. Splash and individual cusps have not been identified for the copper-titanium. As regards the copper – cupronickel joints, some large-scale unfinished rotations (macro-rotations) in the solid phase were observed. Different methods of analysis for surfaces with close values of energy were used. For this surface the division in the window of weldability was not possible.

*Keywords:* explosive welding, homogenous joints, local melted zones, interface, cusps, quasiwave interface

© Иноземцев А. В., Пушкин М. С., Гринберг Б. А., Иванов М. А., Слаутин О. В., Пацелов А. М., Бесшапошников Ю. П., 2017

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке проекта УрО РАН № 15-17-2-18, а также РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-00235 мол\_а.

Энергия детонации взрывчатых веществ (ВВ), используемая в процессе сварки взрывом (СВ) для разгона метаемой пластины, обеспечивает сцепление материалов, а также формирование характерных структур вблизи поверхности раздела, которые существенно отличны от структур, наблюдаемых в переходных зонах соединений, полученных другими способами сварки. Это объясняется уникальными силовыми, температурно-временными и геометрическими параметрами данного процесса, который обладает потенциалом получения соединений различных сочетаний металлов и сплавов, которые не удастся получить другими методами.

Сварка взрывом представляет собой высокоинтенсивное, высокоскоростное воздействие. Характерные величины: длительность сварки примерно  $10^{-6}$  с, скорость охлаждения  $10^5$  К/с [1, 2].

Известны плоская и волнообразная формы поверхности раздела соединений, получаемых сваркой взрывом. Однако такое название формы при визуальном наблюдении весьма условно, т.к. при более детальном исследовании характер поверхности намного более сложный.

В результате электронно-микроскопических исследований большого количества соединений разнородных материалов [3], таких как Cu-Ta, Cu-Ti, Al-Ta, Fe-Ag был выявлен набор типичных структур поверхности раздела, сменяющих друг друга по мере интенсификации режима. Такой набор включает в себя: изолированные выступы, наблюдаемые ниже нижней границы «окна свариваемости» (НГ); всплески вблизи НГ на плоской поверхности; наблюдаемая несколько выше НГ квазиволновая поверхность, содержащая одновременно и волны, и всплески; волнообразная поверхность, достаточно совершенная, внутри «окна свариваемости», ближе к его центру [4]. Кроме того, в любом случае наблюдаются зоны локального расплавления [5]. Набор типичных структур практически не зависит от типа взаимной растворимости исходных элементов, но квазиволновая поверхность имеет различную структуру.

Остаются вопросы, связанные с тем, насколько полученные результаты являются универсальными. С целью расширения круга исследуемых соединений мы попытались определить типичные структуры поверхности раздела при СВ однородных материалов. В качестве исходного материала была выбрана медь для удобства последующего сравнения с соединениями Cu-Ta, Cu-Ti [6]. Однако для наблюдений

структуры поверхности раздела необходимо иметь возможность полностью вытравить один материал и наблюдать поверхность другого. Именно в этом состоит трудность исследования поверхности раздела для соединений однородных материалов. Поэтому вместо соединения медь-медь исследуется соединение медь – мельхиор. Подобный выбор обусловлен тем, что медь и мельхиор имеют похожие свойства: близкую температуру плавления и плотность, а значит, их можно считать для таких экспериментов, в первом приближении – однородными. Но из-за того, что мельхиор и медь по-разному реагируют на травление, обладают разным цветом и имеют расхождения в химическом составе, переходная зона между этими двумя материалами все-таки различима при электронно-микроскопическом наблюдении.

#### Материалы и методика эксперимента

Сварку взрывом проводили Волгоградский государственный технический университет (Волгоград) и ОАО Уральский завод химического машиностроения (Екатеринбург). Использовалась параллельное расположение пластин: верхняя пластина (медь М1) приводится в движение контролируемым взрывом, в результате чего с большой скоростью соударяется с нижней пластиной (мельхиор МН19). Образование соединения происходит в результате пластической деформации приконтактных областей свариваемых материалов.

Используется мельхиор марки МН19, имеющий химический состав: Ni – 18–20 %, Cu – 78–80 %, примеси – 1.5 %. Значения плотности меди и мельхиора близки:  $8,93$  г/см<sup>3</sup> (медь),  $8,9$  г/см<sup>3</sup> (мельхиор). Медь и мельхиор МН19 имеют близкие температуры плавления ( $T_{пл}(Cu) = 1085$  °С,  $T_{пл}(МН19) = 1190$  °С). В отожженном состоянии мельхиор МН19 имеет больший предел прочности (290 МПа) по сравнению с медью М1 (245 МПа) после отжига.

Существование так называемого «окна свариваемости» отражает необходимые условия образования прочного соединения [7, 8]. В данной работе сварка осуществлялась с различным энерговыделением в зону соединения за счет варьирования параметров СВ:  $\phi$  – угол соударения,  $v_k$  – скорость точки контакта.

Металлографический анализ структуры проводили на оптическом микроскопе Eriquant, снабженном вычислительным комплексом SIAMS. Исследование микроструктуры выполнено с помощью СЭМ Quanta 200. В работе

также использовался электронный микроскоп, как расположенный в ВолгГТУ – Versa 3D, так и в ИФМ УрО РАН – Quanta 600.

#### Результаты исследования и их обсуждение

В данной работе изучается как плоская, так и волнообразная граница для соединения медь – мельхиор. Представленные все исследуемые режимы СВ (рис. 1, табл. 1), условно были разделены на две группы. В обозначении первой, исполь-

зуются только цифры: (1), (2), (3). Вторая группа – обозначается буквами: (A), (B), (C), (D). Внутри группы присутствует строгая интенсификация режима сварки: от самого интенсивного (1) или (A) к самому слабому (3) или (D), соответственно. Однако отличия между элементами разных групп не так очевидны: например, нельзя точно сказать - какой из режимов (2) или (C) имеет большую энергию закачки исходя из их расположения в окне свариваемости.

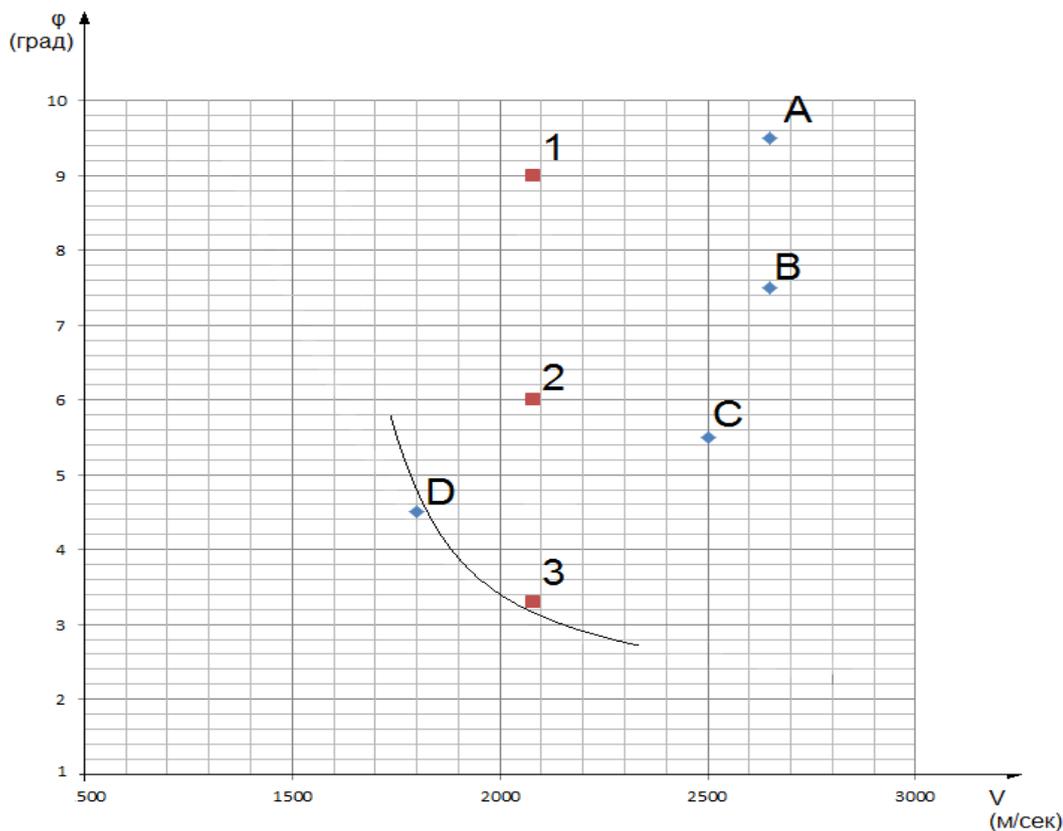


Рис. 1. Соединение медь-тантал: параметры сварных образцов

Таблица 1

Режимы сварки взрывом меди М1  
с мельхиором МН19

Режим	Угол соударения $\phi$ , град.	Скорость точки контакта $v_k$ , м/с
(A)	9,5	2650
(B)	7,5	2650
(C)	5,5	2500
(D)	4,5	1800
(1)	9	2080
(2)	6	2080
(3)	3,3	2080

Далее (табл. 2) приведены значения амплитуд волн (A) и их периодов ( $\lambda$ ) в зависимости от режима сварки (для волнообразных границ):

Таблица 2

Значения амплитуд и периода волны  
для характерного режима СВ

Режим	Амплитуда волны A, мкм	Период волны $\lambda$ , мкм
(A)	$230 \pm 5$	$530 \pm 7$
(B)	$87 \pm 7$	$212 \pm 11$
(C)	$67 \pm 6$	$190 \pm 10$
(1)	$110 \pm 5$	$268 \pm 6$
(2)	$35 \pm 9$	$100 \pm 14$

На рис. 2 представлены оптические изображения границы контакта (поперечные и продольные сечения) для режимов (A), (B), (C). При режиме (D) соединение не образуется. Также даны оптические изображения (рис. 3)

для режимов (1), (2), (3). Именно оптические изображения наилучшим образом отражают разницу в цвете меди и мельхиора. В данных случаях светлый цвет – мельхиор, темный – медь, третий цвет – расплав.

Для всех режимов наблюдаются выступы на границе раздела (рис. 2 и 3). Они отчетливо видны на продольных сечениях, представляющих собой набор чередующихся полос, соответствующих различным материалам. Для всех используемых режимов также наблюдаются

многочисленные зоны локального расплавления, которые отличаются по цвету от исходных материалов. Выступы, как и зоны локального расплавления, составляют тонкую структуру контактной границы, которая обеспечивает диссипацию энергии, закаченной в систему при СВ.

С точки зрения амплитуды выступов интенсивность режимов распределяется следующим образом (от самого интенсивного к самому слабому): (A), (1), (B), (C), (2), (3), (D).

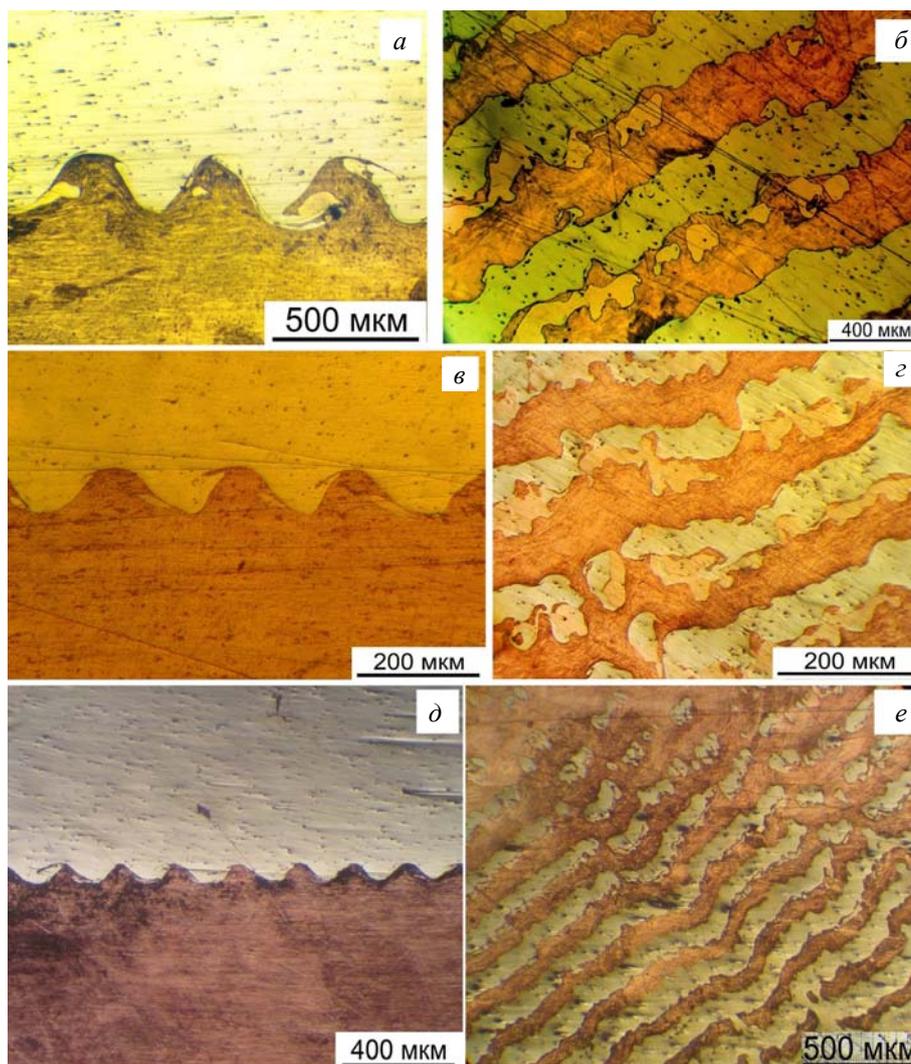


Рис. 2. Оптические изображения поверхности раздела для поперечного сечения: а – (A), в – (B), д – (C) и продольного сечения б – (A), z – (B) и e – (C), соответственно

Граница раздела для режима (3) – плоская, продольное сечение указывает на то, что данная поверхность покрыта отдельными всплесками (рис. 3, e). Дальнейшее интенсификация режима сварки приводит к образцу (2), где в продольном сечении (рис. 3, z) уже видны полосы мельхиора, однако режим не устойчивый, по-

лосы часто смыкаются, переходят одна в другую. Подобное поведение уже встречалось ранее для соединения Cu-Ti [7, 8]. Таким образом, происходит переход от всплесков к волнам. Режимы (B), (C) довольно близки друг к другу. Для обоих случаев переходная граница – волна, хотя она все еще изрезанная, и по всей ее по-

верхности наблюдается отдельные выступы. Далее идут режимы (А) и (1), граница раздела которых является строго волновой.

На рис. 3, б, г, д представлены продольные сечения для соединений (1), (2), (3), соответственно. На каждом переходе можно отчетливо заметить, как возрастает изрезанность переходной зоны с уменьшением интенсивности режима СВ. Для соединения (1) в продольном сечении наблюдаются довольно гладкие полосы, однако для соединения (3) уже для отдельных островов мельхиора видна высокая степень изрезанности поверхности.

Режимы (D) и (3) находятся около НГ окна свариваемости, поэтому для них нельзя опреде-

лить период и длину волны. Режим (D) на некоторой площади сварился и, визуально, соединение было получено. Но, уже при шлифовке образца, соединение расслаивалось. И наоборот: соединение, полученное по режиму (3), где наблюдается плоская граница раздела (рис.3, д, е) и с меньшим углом соударения при СВ по отношению к режиму (D), не расслаивается. Таким образом, можно утверждать, что НГ проходит несколько выше режима (D) и ниже (3) (рис. 1).

Для соединений медь-мельхиор наблюдалось вихреобразование в твердой фазе (макроповороты). Ранее макроповороты наблюдались в алюминиде для соединения титан – орторомбический алюминид титана [9, 10].

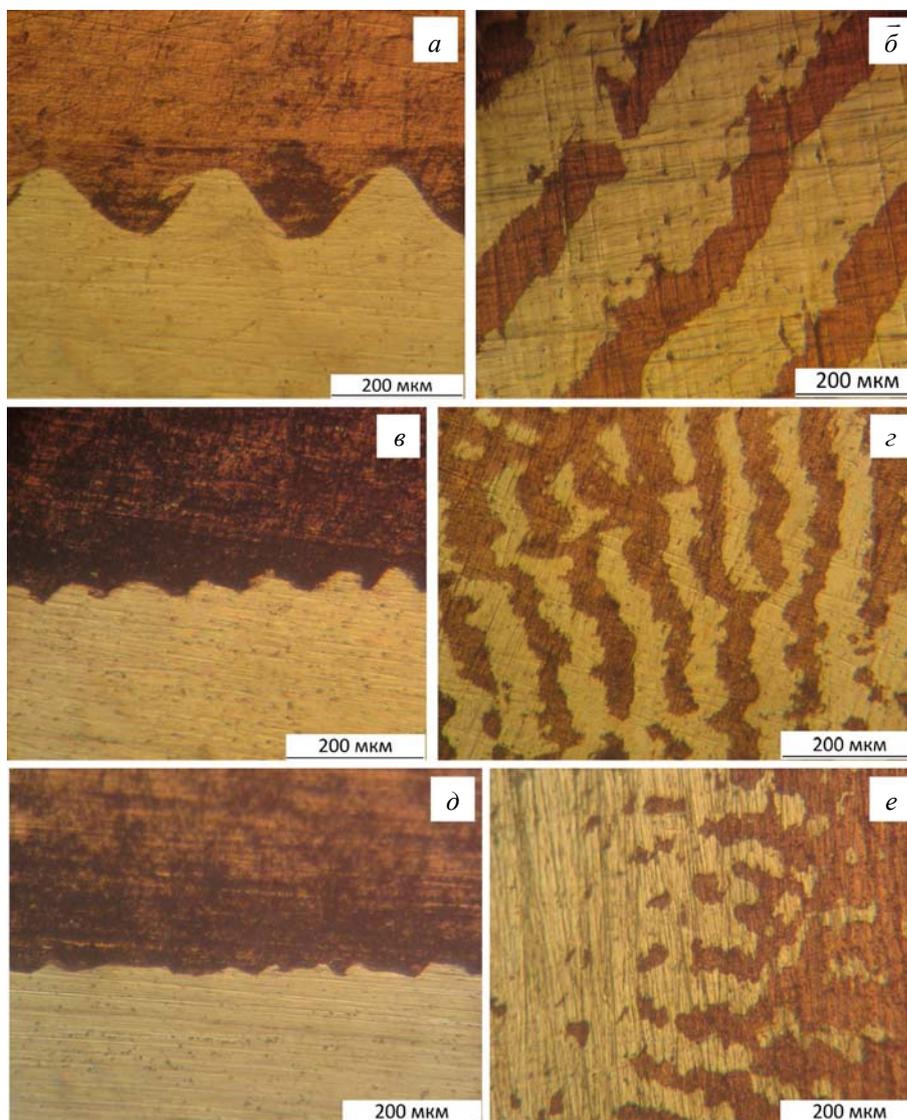


Рис. 3. Оптические изображения поверхности раздела для поперечного сечения: а – (1), б – (2), д – (3) и продольного сечения: б – (1), з – (2), е – (3), соответственно

**Выводы**

1. Анализ полученных типичных структур волновой границы для соединений М1 + МН19 позволил установить, что на продольных сечениях, представляющих собой набор полос, наблюдаются неоднородности границы контакта: выступы, группы выступов, зоны локального расплавления, которые и образуют микроструктуру границы раздела.

2. При уменьшении интенсивности режима СВ в соединениях медь – мельхиор наблюдается увеличение изрезанности переходной зоны, т. е. тонкая структура рельефа поверхности усложняется при уменьшении внешних параметров, таких как угол соударения и скорость точки контакта.

3. Для соединений медь-мельхиор, полученных сваркой взрывом, наблюдались крупномасштабные незавершенные повороты в твердой фазе (макроповороты), которые имеют форму, подобную наблюдаемой ранее для соединений титан – орторомбический алюминид титана.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. *Дерибас, А. А.* Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. – Новосибирск: Наука, 1980. – 220 с.
2. *Lancaster J. F.* Metallurgy of welding (6th ed) Abington Cambridge: Abington Pub, 1999. P. 446
3. *Гринберг, Б. А.* Структура расплавленных зон при сварке взрывом (алюминий-тантал, медь-титан) / Б. А. Гринберг, М. С. Пушкин, А. М. Пацелов, А. В. Иноземцев,

М. А. Иванов, О. В. Слаутин, Ю. П. Бесшапошников // Сварочное производство. 2016. № 5. С. 25–35.

4. *Greenberg B. A., Ivanov M. A., Inozemtsev A. V., Kuz'min S. V., Lysak V. I., Vlasova A. M., and Pushkin M. S.* Interface Relief upon Explosion Welding: Splashes and Waves // The Physics of Metals and Metallography. 2015. № 4. P. 367–377.

5. *Greenberg B.A., Ivanov M.A., Inozemtsev A.V., Kuz'min S.V., Lysak V.I., Pushkin M.S.* Evolution of interface relief during explosive welding // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2015. V. 79. P. 1118–1121.

6. *Гринберг, Б. А.* Процессы самоорганизации и эволюции поверхности раздела при сварке взрывом (медь-тантал, медь-титан) / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, А. В. Иноземцев, М. С. Пушкин, А. М. Пацелов, О. В. Слаутин // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2015. V. 12. С. 391–402.

7. *Гуревич, Л. М.* Образование интерметаллидов при сварке взрывом и последующем нагреве / Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, М. С. Пушкин, А. В. Иноземцев, А. М. Пацелов, В. О. Харламов // Известия ВолгГТУ : научный журнал / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – V. 181. – P. 7–12.

8. *Pushkin M.S., Inozemtsev A.V., Greenberg B.A., Patselov A.M., Ivanov M.A., Slautin O.V., Besshaposhnikov Yu.P.* Quasi-wave shape of an interface upon explosive welding // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. 2016. V.80. №10. P. 1273–1278.

9. *Рыбин, В. В.* Структура переходной зоны при сварке взрывом (титан – орторомбический алюминид титана) / В. В. Рыбин, Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, О. В. Антонова, О. А. Елкина, А. В. Иноземцев, А. М. Пацелов // Сварка и диагностика. 2010. № 3. С. 26–31.

10. *Рыбин, В. В.* Образование вихрей при сварке взрывом (титан – орторомбический алюминид титана) / В. В. Рыбин, Б. А. Гринберг, О. В. Антонова, О. А. Елкина, М. А. Иванов, А. В. Иноземцев, А. М. Пацелов, И. И. Сидоров // ФММ. 2009. Т. 108. № 4. С. 371–384.

УДК 620.22:669

**В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, Н. А. Артемьев**

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ОПЛАВОВ  
В СИСТЕМЕ АЛЮМИНИЙ-МЕДЬ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние энергетических параметров сварки взрывом меди с алюминием на структуру, фазовый состав и свойства участков оплавленного металла на границе соединения.

*Ключевые слова:* оплавы, медно-алюминиевый композит, сварка взрывом.

**V. G. Shmorgun, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, N. A. Artemiev**

**FORMATION REGULARITIES OF FORMATION THE MOLTEN ZONE  
IN ALUMINUM-COPPER SYSTEM IN EXPLOSION WELDING**

**Volgograd State Technical University**

The influence of the energy parameters of explosion welded copper-aluminum composite on the structure, phase composition and properties of the areas of molten metal at the joint interface is investigated.

*Keywords:* molten metal, copper-aluminum composite, explosion welding.

© Шморгун В. Г., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Артемьев Н. А., 2017

\* Работа выполнена при финансовой поддержке за счет гранта РФФИ № 17-08-00283

Слоистые интерметаллидные композиционные материалы и покрытия системы медь-алюминий представляют особый интерес благодаря сочетанию уникальных свойств, таких как высокая твердость, износостойкость и низкая тепло- и электропроводность [1–5]. Однако в условиях твердофазной диффузии из-за низкой скорости взаимодействия на границе соединенных металлов формирование в композите интерметаллидных прослоек большой толщины несколько затруднено. Существует несколько путей ускорения диффузионных процессов, например, подбор оптимальных режимов температурной обработки, реализация контактного плавления и т. д. [1, 6]. Одним из путей интенсификации процесса формирования интерметаллидных слоев является получение соединения сваркой взрывом на завышенных режимах с образованием гетерогенных участков оплавленного металла, которые при дальнейшей термической обработке трансформируются в интерметаллиды.

Целью работы являлось исследование закономерностей формирования, структуры и фазового состава участков оплавленного металла на межслойной границе сваренного взрывом по угловой схеме биметалла медь-алюминий.

#### Материалы и методы исследования

Для изучения закономерностей формирования оплавов в системе Cu-Al при сварке взрывом был получен биметалл АД1-М1 по угловой схеме, что обеспечило реализацию энергии, затраченной на совместную пластическую деформацию ( $W_2$ ) в диапазоне 0,8–2,58 МДж/м<sup>2</sup> и формирование структур с различной степенью структурной неоднородности.

Металлографические исследования проводили с применением модульного моторизованного микроскопа Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12 и электронного растрового микроскопа Versa 3D. Площадь оплавов измеряли при обработке цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS». Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3м под нагрузкой 0,2–1 Н.

Оценка времени существования локального оплава в жидком состоянии произведена по методу сосредоточенных источников [7]. Для оп-

лавов, моделируемых цилиндрами, вытянутыми в направлении, перпендикулярном направлению процесса сварки взрывом, применимо уравнение мгновенного линейного источника

$$T(r, \tau) = \frac{Q}{4\pi\lambda\tau} \exp\left(-\frac{r^2}{4a\tau} - b\tau\right), \quad (1)$$

где  $T$  – температура в локальной точке;  $Q$  – линейная интенсивность источника, равная теплосодержанию единицы длины оплавленного участка;  $r$  – расстояние от источника до точки тела с определяемой температурой;  $\tau$  – промежуток времени от окончания действия источника;  $\lambda$ ,  $a$ ,  $b$  – коэффициенты теплопроводности, температуропроводности и поверхностной теплоотдачи соответственно.

Приравняв в уравнении (1)  $r$  и  $b$  к нулю и проинтегрировав по времени, получим формулу для расчета мгновенной скорости охлаждения оплавов, образующихся при заданной температуре

$$V = \frac{4\pi\lambda T^2}{Q}, \quad (2)$$

Тепловую интенсивность мгновенного линейного источника определим как теплоту, аккумулированную единицей длины оплава площадью поперечного сечения  $S$

$$Q = S \cdot \rho \cdot (c \cdot T_{пл} + E_{пл}), \quad (3)$$

где  $\rho$ ,  $c$ ,  $T_{пл}$  и  $E_{пл}$  – плотность, удельная теплоемкость, температура плавления, удельная теплота плавления оплавленного металла, соответственно.

При расчетах были приняты следующие допущения: использованы величины констант металлов при нормальной температуре; величины  $\rho$ ,  $c$ , и  $E_{пл}$  для оплавленного металла определены по правилу аддитивности, исходя из массовых долей в них меди и алюминия; максимальная температура оплава  $T_{пл}$  принималась равной температуре ликвидус сплава системы Al-Cu аналогичного химического состава по диаграмме состояния; температура солидуса  $T_c$  в условиях высоких скоростей охлаждения равна 0,8 абсолютной температуры плавления алюминия [8]; средняя скорость охлаждения оплава  $V_{cp}$  в интервале кристаллизации равна среднему арифметическому скоростей охлаждения на граничных точках интервала ликвидус ( $V_{Тпл}$ ) и солидус ( $V_{Тc}$ ); учитывая теплопередачу в две полубесконечные пластины Cu и Al, использовали эффективный коэффициент теплопроводности  $1/\lambda = (1/\lambda_{Cu} + 1/\lambda_{Al})/2$ . Время существования оплава оценивалось как  $\tau_{рас} = (T_{пл} - T_c)/V_{cp}$ .

### Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ материала позволил идентифицировать четыре типа микроструктуры с различной степенью неоднородности, на трех из них зафиксировано образование включений оплавленного металла.

Первый тип структуры (рис. 1, *a*) формируется при  $W_2 \sim 0,8-1,1$  МДж/м<sup>2</sup> и характеризуется незначительным волнообразованием и отсутствием оплавов, повышение энергии  $W_2$  до 1,1–2,0 МДж/м<sup>2</sup> вызывает появление включений оплавленного металла толщиной до 50 мкм, имеющих вытянутую форму (рис. 1, *б*) при этом

доля оплавленного металла по длине границе соединения составила 80 % (рис. 2).

В диапазоне  $W_2 \sim 2,0-2,45$  МДж/м<sup>2</sup> возникают участки интенсивного перемешивания металла, внутри которых образуются крупные оплавы (рис. 1, *в*) размером до 100 мкм, в промежутках между этими участками их толщина оплавленного металла 20 мкм. Общая доля оплавов по длине границы – 80 % (рис. 2).

На максимальных параметрах СВ (2,4–2,58 МДж/м<sup>2</sup>) наблюдается увеличенное волнообразование, в завихрениях волн формируются оплавы размером до 500 мкм, доля оплавов достигает 100 % (рис. 2).

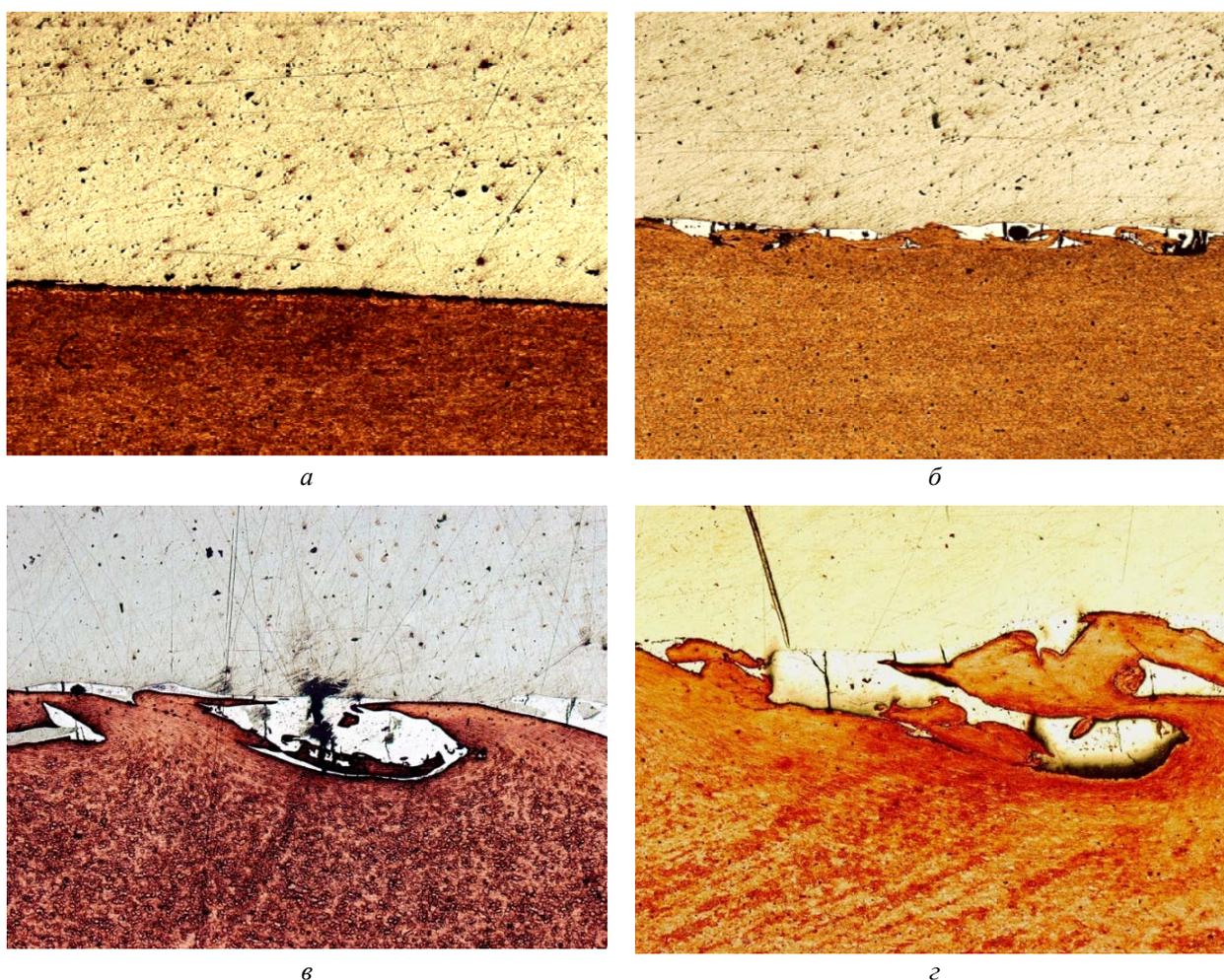


Рис. 1. Микроструктуры различных типов, формирующиеся при сварке взрывом биметалла АД1-М1:  
*a-г* –  $W_2 = 0,95; 1,3; 2,1; 2,55$  МДж/м<sup>2</sup> соответственно

Исследование химического состава и свойств включений оплавленного металла показало, что при энергии  $W_2 = 0,8$  МДж/м<sup>2</sup> оплав содержит 51–62 % (At) Al и 38–49 % (At) Cu и имеет микротвердость на уровне 3,7 ГПа. Таким обра-

зом, его структура представляет собой смесь твердого раствора меди в алюминии (алюминия) с включениями интерметаллидных фаз  $\Theta$  и  $\eta_2$ , что согласуется с диаграммой состояния Cu-Al.

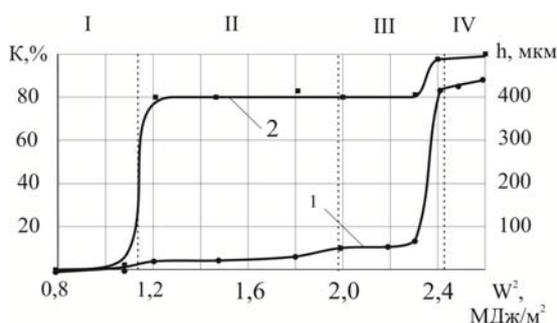


Рис. 2. Зависимость толщины (1) и относительной протяженности (2) оплавок в биметалле алюминий-медь от энергии  $W_2$

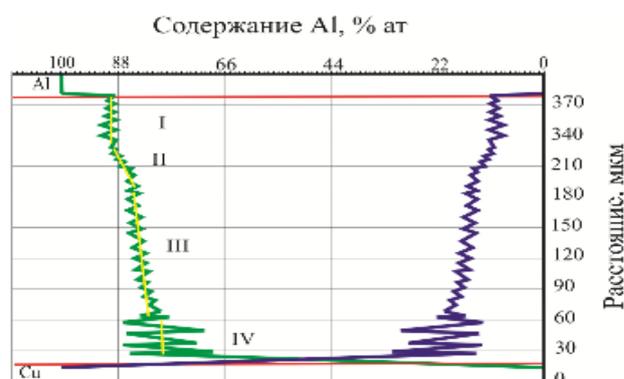
На более жестких режимах СВ ( $W_2 = 1,7$ – $2,4$  МДж/м<sup>2</sup>) в оплавах увеличивается содержание алюминия до 74–91 % (At), при этом наблюдается градиент концентрации алюминия от 74–

78 % (At) у границы с М1 до 88–91 % (At) у границы с АД1 (рис. 3), фазовый состав состоит из твердого раствора меди в алюминии (алюминия) и включений  $\Theta$ -фазы, а микротвердость снижается до 3,2–3,3 ГПа.

Результаты расчета скорости охлаждения и времени существования оплавленного металла при сварке взрывом Al и Cu (представлены в таблице) показывают, что благодаря высокой теплопроводности соединяемых металлов, скорость охлаждения экстремально высока и в зависимости от количества жидкого металла колеблется от  $9,9 \cdot 10^7$  °C/с при  $W_2 = 0,8$  МДж/м<sup>2</sup> до  $2,34 \cdot 10^5$  °C/с при  $W_2 = 2,4$  МДж/м<sup>2</sup>, время существования жидкости при этом увеличивается от  $1,52 \cdot 10^{-6}$  до  $3,98 \cdot 10^{-4}$  с.



а



б

Рис. 3. Микроструктура (а) и химический состав (б) оплавок, образующихся при СВ биметалла Cu-Al при  $W_2 = 2,25$  МДж/м<sup>2</sup>

#### Химический состав и свойства оплавок

$W_2$ , МДж/м <sup>2</sup>	Хим. состав, % (At)		Твердость, ГПа	Скорость охлаждения оплава, °C/с	Время существования оплава, с
	Cu	Al			
0,8	34–49	51–62	3,7	$9,9 \cdot 10^7$	$1,52 \cdot 10^{-6}$
1,7	12–14	86–88	3,3	$7,9 \cdot 10^7$	$1,48 \cdot 10^{-6}$
2,2	12–16	74–88	3,3	$3,29 \cdot 10^6$	$3,68 \cdot 10^{-5}$
2,25	14–25	75–91	3,2	$2,11 \cdot 10^6$	$4,31 \cdot 10^{-5}$
2,4	20–24	76–80	3,2	$2,34 \cdot 10^5$	$3,98 \cdot 10^{-4}$

#### Выводы

Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что увеличение энергии  $W_2$  приводит к росту объема оплавленного металла, образующегося при сварке взрывом алюминия АД1 и меди М2. При этом процессы охлаждения и кристаллизации протекают на экстремально высоких скоростях и время существования оплавок находится в диапазоне  $1,52 \cdot 10^{-6}$  –  $3,98 \cdot 10^{-4}$  с.

При таком характере протекания процессов в алюминии успевают раствориться некоторое количество меди, концентрация которой зависит от объема расплава. В процессе охлаждения происходит распад расплава по эвтектическому механизму в образовании дисперсных включений интерметаллида  $\text{CuAl}_2$  ( $\Theta$ -фазы), твердость таких оплавок находится на уровне 3,2–3,3 ГПа. При относительно малых значениях  $W_2 = 0,8$  МДж/м<sup>2</sup> и малых объемах оплавлен-

ного металла, концентрация меди выше и возможно образование включения не только  $\Theta$ , но и  $\eta_2$ -фазы, что вызывает повышение твердости до 3,7 ГПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Investigation of aluminum–copper bimetal-based intermetallide coating produced by contact melting method / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов // *Inorganic Materials: Applied Research*. – 2016. – Vol. 7, No. 1. – С. 97–101.

2. Influence of strain-hardened zones and intermetallic layers of explosion welded and heat treated Al/Cu laminated metal composites on the evolution of thermal conductivity coefficient / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов // *Materials Science (Medziagotyra)*. – 2014. – Vol. 20, No. 3. – С. 267–270.

3. Growth and properties of intermetallics formed during thermal aging of Cu-Al ball bonds / G. H. M. Gubbels [at al.] // *3rd Electronic System-Integration Technology Conference (ESTC)*. – 2010. DOI: 10.1109/ESTC.2010.5642821

4. Исследование теплопроводности сваренного взрывом медно-алюминиевого композита / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, М. Д. Трунов, К. М. Земцова // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы мате-

риаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 30–34.

5. Структура и свойства диффузионных покрытий систем Ti-Cu, Al-Cu и Fe-Al / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 21–25.

6. *Шморгун, В. Г.* The structure and the phase composition of copper aluminide-based coatings formed on the aluminum surface under contact melting in the Al-Cu system joints [Электронный ресурс] / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Vol. 177, conference 1 : International Conference of Mechanical Engineering. Automation and Control Systems 2016 (MEACS 2016) (Tomsk, Russian Federatuion, 27-29 October 2016). – [Bristol, UK : IOP Publishing], 2017. – 6 p. – doi:10.1088/1757-899X/177/1/012110. – URL : <http://iopscience.iop.org/issue/1757-899X/177/1>.

7. *Рыкалин, Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – Москва : Гос. научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1951. – 296 с.

8. *Седых, В. С.* К вопросу о структуре оплавленных участков, образующихся на границе раздела металлов в свариваемых взрывом соединениях / В. С. Седых // *Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. – Волгоград, 1995. – С. 36–45.

УДК 620.22:669

***В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. С. Волобуев, А. А. Бочкарев***

**ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ  
В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛЕ МЕДЬ М1 + СПЛАВ МА2-1\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследован фазовый состав диффузионной зоны в полученном сваркой взрывом биметалле медь М1 + магниевый сплав МА2-1 после термообработки. Показано изменение текстурного состояния магниевого сплава вследствие структурных искажений при образовании новых фаз.

*Ключевые слова:* диффузия, медно-магниевый композит, сварка взрывом.

***V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. N. Arisova, S. S. Volobuev, A. A. Bochkarev***

**STUDY OF THE PHASE COMPOSITION OF THE DIFFUSION ZONE  
IN THE WELD EXPLOSIVE BIMETAL MADE OF COPPER M1 + ALLOY MA2-1\***

**Volgograd State Technical University**

The phase composition of the diffusion zone in the bimetal copper obtained by explosion welding with bimetal M1 + magnesium alloy MA2-1 after heat treatment was studied. The change in the texture state of a magnesium alloy due to structural distortions during the formation of new phases is shown.

*Keywords:* diffusion, copper-magnesium composite, explosion welding

**Введение**

Актуальность биметаллических соединений системы магний-медь обусловлена наметившейся в последнее время тенденцией использования композитных панелей в строительстве

для внутренней отделки закрытых помещений, а также вентилируемых фасадов [1, 2]. Такие панели наряду с прочностью на уровне холоднодеформированной меди имеют низкий вес за счет использования в их составе магния.

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Арисова В. Н., Волобуев С. С., Бочкарев А. А., 2017

\* Работа выполнена при финансовой поддержке за счет гранта РФФИ № 17-08-00283

Наиболее целесообразным способом получения биметаллических соединений системы магний-медь является сварка взрывом, позволяющая получать крупногабаритные листы биметалла с высокой трансверсальной прочностью. Жесткость биметаллических листов может быть повышена формированием на их межслойной границе диффузионных прослоек интерметаллидного состава, образующихся в процессе высокотемпературной термообработки.

В данной работе исследованы фазовый состав и тонкая структура в поперечном сечении биметалла медь М1 + магниевый сплав МА2-1 после сварки взрывом и последующей термообработки.

#### Материалы и методы исследования

Биметаллическое соединение медь М1 (1,5 мм) + магниевый сплав МА2-1 (3,0 мм) было получено сваркой взрывом по плоскопараллельной схеме на оптимальном режиме, обеспечившим минимальный уровень физической и химической микронеоднородности на межслойной границе и прочность соединения 260 МПа. Термообработку (ТО) образцов проводили в воздушной атмосфере печи SNOL

8,2/1100 при температуре 480 °С с последующим охлаждением на воздухе. Металлографические исследования осуществляли на модульном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP12. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker: D8 ADVANCE ECO. Химическое травление поверхности проводили в реактивах: 4 % раствор  $\text{HNO}_3$  +  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$  (со стороны сплава МА2-1) и 20 %  $\text{Fe}_3\text{Cl}$  + 40 %  $\text{HCl}$  + 40 %  $\text{H}_2\text{O}$  (со стороны меди). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

#### Полученные результаты и их обсуждение

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что после ТО на межслойной границе формируется диффузионная зона с визуально различимыми двумя сплошными прослойками. Ее толщина с увеличением времени выдержки при ТО растет (рис. 1).

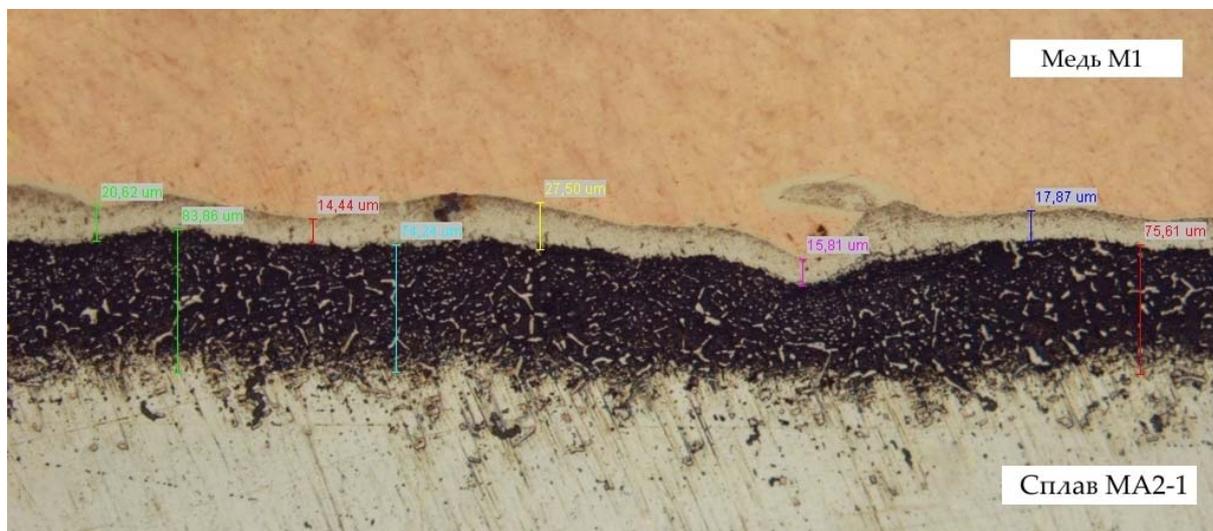


Рис. 1. Микроструктура диффузионной зоны в биметалле М1+МА2-1 после ТО 480 °С, 3 ч  $\times 200$

Расшифровка дифрактограмм (рис. 2), полученных после съемки предварительно разрушенной диффузионной зоны, как в сторону меди, так и в сторону магния, позволила выявить наличие в ее составе помимо основных металлов (Cu и Mg) две интерметаллидные фазы:  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  и  $\text{CuMg}_2$  [3,4].

Серия рентгеновских съемок после послыоного удаления металла со стороны магниевго сплава позволила обнаружить изменение соотношений интенсивностей рефлексов на разных расстояниях от поверхности предварительно разрушенной диффузионной зоны (рис. 3, 4).

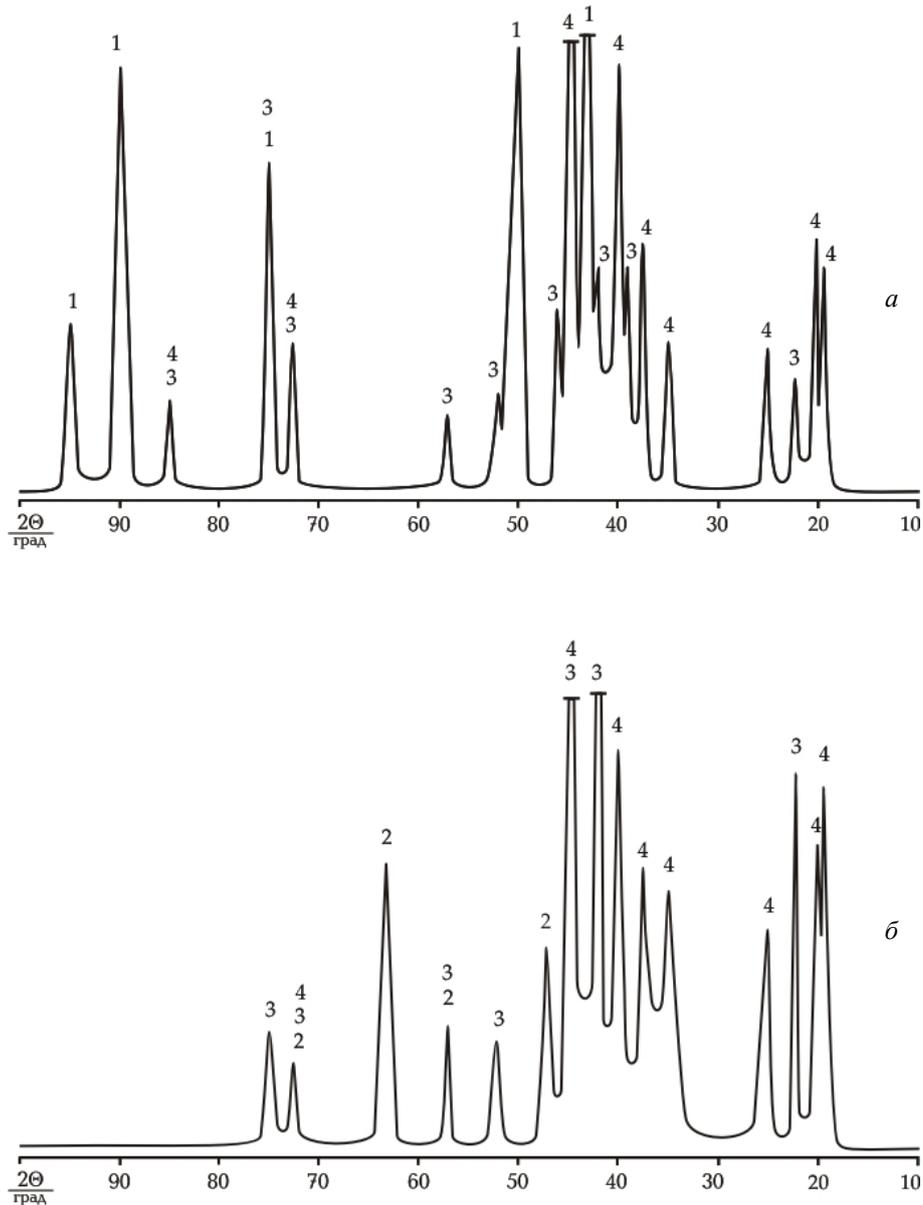


Рис. 2. Дифрактограммы, полученные после съемки предварительно разрушенной диффузионной зоны со стороны меди (*а*) и магния (*б*). Условные обозначения: 1 – Cu; 2 – Mg; 3 –  $\text{Cu}_2\text{Mg}$ ; 4 –  $\text{CuMg}_2$ . (ТО 480 °С, 1 ч)

После съемки на расстоянии 200–300 мкм от поверхности на дифрактограмме обнаружены только линии, характерные для магния (рис. 3), причем наиболее интенсивным является рефлекс, соответствующий Mg (201). На дифрактограмме, полученной после съемки на расстоянии 150–170 мкм от поверхности, выявлены пики интерметаллидной фазы  $\text{CuMg}_2$  и изменение относительных интенсивностей рентгеновских линий магния. На рас-

стоянии 120 мкм появляется интерметаллид  $\text{Cu}_2\text{Mg}$ . При этом интенсивность линии Mg (201) уменьшается относительно интенсивности других линий, а вблизи поверхности наиболее интенсивным является рефлекс, соответствующий Mg (103), который превышает отражения линии Mg (201) в 5,5 раз. Аналогичная картина значительных изменений интенсивностей линий дифрактограммы ранее отмечалась авторами [5].

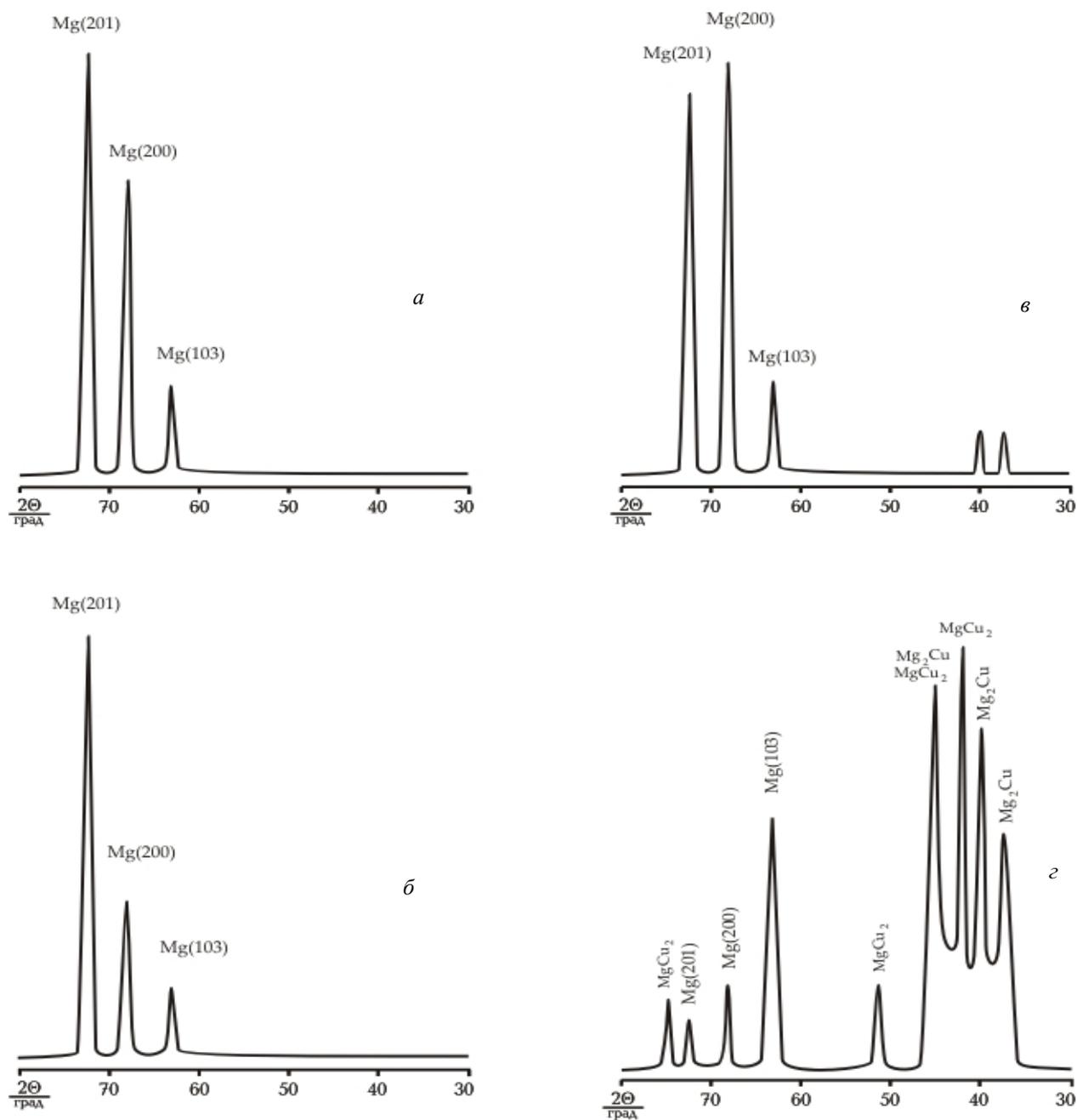


Рис. 3. Дифрактограммы, полученные после съемки (со стороны магния) предварительно разрушенной диффузионной зоны (*г*) и на расстоянии 300 (*а*), 200 (*б*) и 120 (*в*) мкм от ее поверхности (ТО 480 °С, 10 ч)

Такое изменение относительных интенсивностей, полученных в результате отражения от кристаллографических плоскостей при рентгеновской съемке, свидетельствует о высокой степени искажения кристаллической решетки

магния в результате диффузионных процессов, сопровождающихся образованием твердого раствора Mg (Cu) и интерметаллидных фаз  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  и  $\text{CuMg}_2$ .

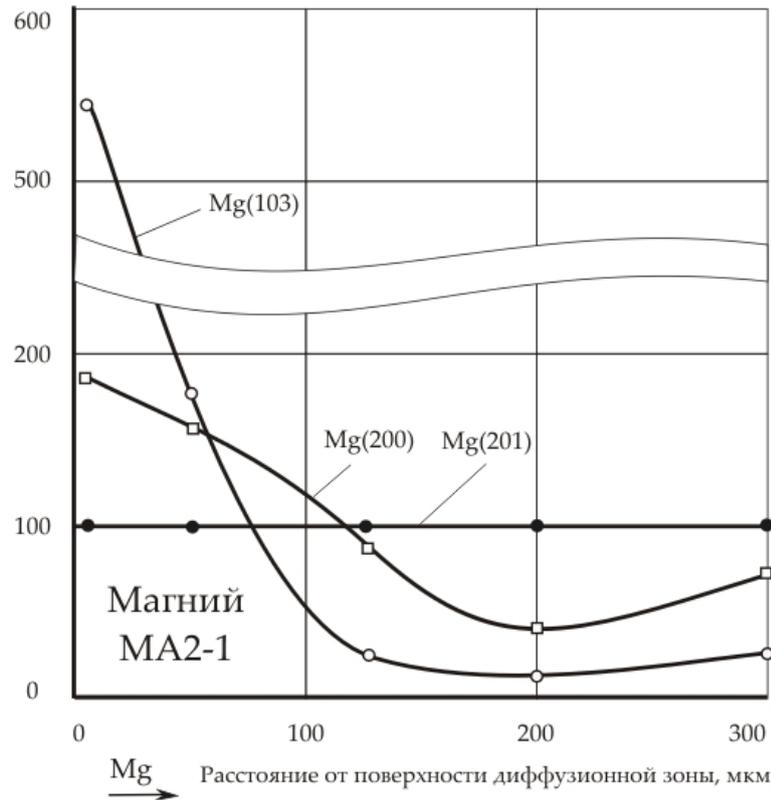


Рис. 4. Зависимость относительной интенсивности дифракционных рефлексов от расстояния до поверхности предварительно разрушенной диффузионной зоны (со стороны магния) после ТО 480 °С, 10 ч

### Вывод

Фазовый рентгеноструктурный анализ в поперечном сечении биметалла медь М1 + магниевый сплав МА2-1 после его термообработки при 480 °С позволил обнаружить изменение относительных интенсивностей дифракционных рефлексов магния на расстоянии значительно большем, чем толщина визуально-видимой диффузионной зоны, свидетельствующее о высокой степени искажения его кристаллической решетки в результате диффузионных процессов, сопровождающихся образованием твердого раствора Mg(Cu) и интерметаллидных фаз Cu<sub>2</sub>Mg и CuMg<sub>2</sub>.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Эмли, Е. Ф. Основы технологии производства и обработки магниевых сплавов / Эмли Е.Ф. – М.: Metallurgia, 1972. – 488 с.

2. Шморгул, В. Г. Структура и свойства сваренного взрывом композита медь М1 + сплав МА2-1 / В.Г. Шморгул, О.В. Слаутин, С.С. Волобуев, В.П. Кулевич // ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. С. 17–21.

3. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов. – 4-е изд. доп. и перераб. / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М. : МИСИС, 2002. – 360 с.

4. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. В 3 т. Т. 1. Методы испытаний и исследований : справ. изд. / Б. С. Бокштейн [и др.] ; под общ. ред. А. Г. Рахштадта, Л. М. Капустиной, С. Д. Прокошкина. А. В. Супова. – М. : Интермет Инжиниринг, 2004. – 688 с.

5. Гуревич, Л. М. Влияние термообработки на формирование элементов тонкой структуры магниево-алюминиевого композита после сварки взрывом и изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 10). – С. 6–11.

УДК 621.791.4.03:621.771

*В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, А. К. Листратенко, М. С. Радько***ВЛИЯНИЕ ОПЛАВОВ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ  
С АЛЮМИНИЕМ НА ПРОТЕКАНИЕ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ  
ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты металлографических, рентгеновских исследований и измерений микротвердости сваренного взрывом биметалла АД1+Ст3. Изучены особенности диффузионных процессов в зоне соединения при нагревах в присутствии оплавок. Определен состав оплавок и образующихся при нагревах интерметаллидов. Сделана оценка влияния на надежность композита.

*Ключевые слова:* композит, сварка взрывом, фазовый состав, оплавы, интерметаллидная прослойка, микротвердость.

*V. N. Arisova, A. F. Trudov, A. K. Listratenko, M. S. Radko***INFLUENCE OF ALLOYS IN THE CONNECTION AREA WITH ALUMINUM  
ON THE PROTECTION OF DIFFUSION PROCESSES IN THERMAL PROCESSING****Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of metallographic, x-ray studies and microhardness measurements of the bimetal welded AD1 + St3. The features of diffusion processes in the compound zone during heating in the presence of melts are studied. The composition of melts and intermetallic compounds formed during heating is determined. The effect on the reliability of the composite is evaluated.

*Keywords:* composite, explosion welding, phase composition, melts, intermetallic interlayer, microhardness.

**Введение**

Промышленное применение сваренных взрывом композиционных материалов для изготовления деталей различных узлов и конструкций неизбежно ставит задачу исследования их технологических и эксплуатационных свойств. Актуальность такого исследования обусловлена возможными структурными изменениями на границах раздела алюминия со сталью в процессе технологических переделов и условий эксплуатаций, связанных с термическими воздействиями, способными существенно изменить исходные механические свойства сваренного взрывом соединения [1–3].

Прочное и надежное соединение при сварке взрывом обеспечивается при соблюдении определенных параметров, которые принято называть оптимальными (тип ВВ, высота заряда ВВ, сварочный зазор). При сварке крупногабаритных заготовок не всегда удается обеспечить одинаковый сварочный зазор, что сказывается на структуре зоны соединения, на процессы в этой зоне при последующей термической обработке и работоспособности биметалла [4–6]. В связи с этим целью данной работы было изучение влияния параметров нагружения на характер взаимодействия компонентов стале-

алюминиевого композита при последующих нагревах.

**Материалы и методика эксперимента**

Эксперименты проводились на материале заготовки, полученной сваркой взрывом пластин из алюминия АД1 и стали Ст3 по угловой схеме с изменяющимся сварочным зазором с 2 до 10 мм. Это обеспечило изменение параметров нагружения в некотором диапазоне: скорость соударения  $V_c$  изменялась с 350 до 460 м/с, а энергетический параметр  $W_2$  в пределах от 1,1 до 1,9 МДж/м<sup>2</sup>. Из сваренной заготовки вырезались образцы для проведения металлографических исследований и измерений микротвердости.

Металлографические исследования проводили на тщательно отполированных и протравленных микрошлифах с использованием модульного моторизованного оптического микроскопа Olympus VX-61 с фиксацией микроструктур с помощью цифровой камеры DP-12 при различных увеличениях. Обработку цифровых фотографий осуществляли на ЭВМ с использованием программного комплекса AnalySIS фирмы Soft Imagine System GmbH (Германия).

Микротвердость измеряли методом восстановленного отпечатка в соответствии с ГОСТ 9450–76 с использованием микротвердомера ПМТ.

Определение фазового состава и периодов решетки составляющих композита проводили с использованием универсального дифрактометра ДРОН-3 в  $\text{Cu}(K_{\alpha})$ -излучении. Идентификацию фаз проводили по базам данных PDF-2 ICDD (The International Centre for Diffraction Data) программой «Crystal impact match».

Рентгеноспектральный анализ проводился на электронном двухлучевом микроскопе VERSA 3d с использованием энергодисперсного спектрометра EDAX.

### Результаты и их обсуждение

Для исследований из сваренной взрывом заготовки вырезались образцы с разными параметрами нагружения:  $V_c = 400$  м/с ( $W_2 = 1,5$  МДж/м<sup>2</sup>) и  $V_c = 465$  м/с ( $W_2 = 1,9$  МДж/м<sup>2</sup>), которые нагревали в муфельной печи до  $540$  °С с разными вре-

менами выдержки: 0,5, 1,5, 3 и 5 ч. После выдержки в печи с изучаемой поверхности снимали окисный слой металла, изготавливали металлографические шлифы и изучали структуру, толщину образующейся интерметаллидной прослойки, ее состав и твердость.

Металлографические исследования показали, что в зоне соединения при сварке взрывом образуются оплавки, толщина и протяженность которых в образце, сваренном со скоростью  $V_c = 465$  м/с более значительны. Выдержка при  $540$  °С в течение уже 0,5 ч приводит к образованию интерметаллидной прослойки, толщина которой растет с увеличением времени выдержки. Наибольший темп роста прослойки наблюдается при выдержке до 1,5 ч, а затем толщина прослойки нарастает с меньшим темпом (рис. 1).

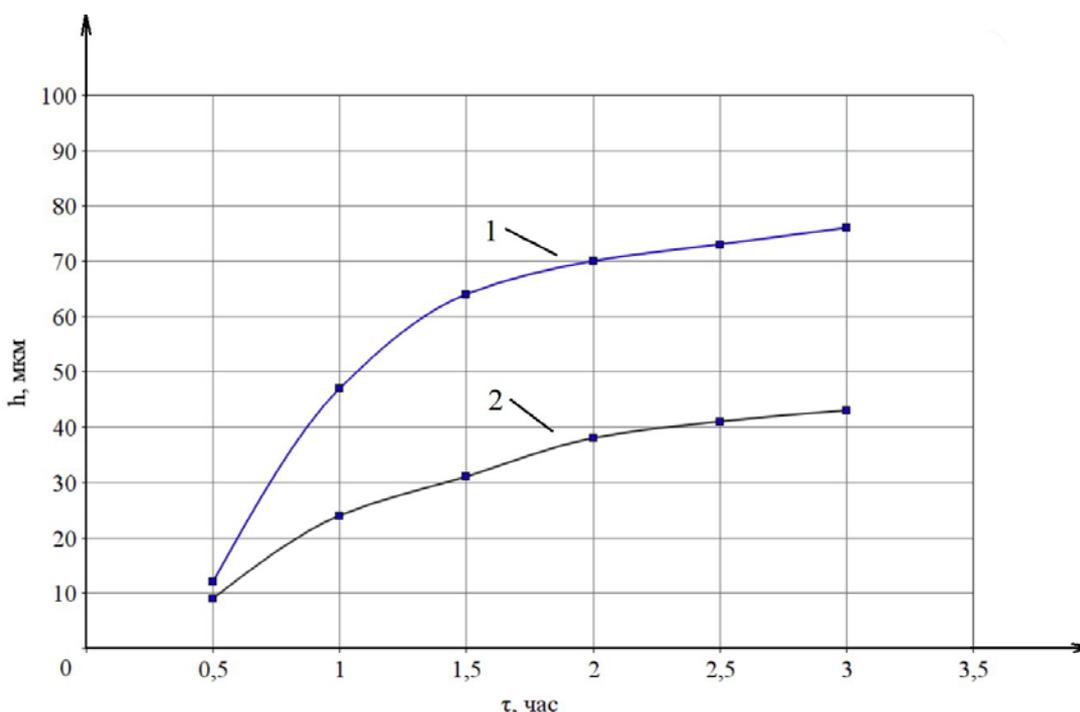


Рис. 1. Изменение толщины прослойки от времени выдержки при  $t = 540$  °С:  
1 –  $V_c = 465$  м/с, 2 –  $V_c = 400$  м/с

Из графика следует, что толщина интерметаллидной прослойки зависит от параметров сварки: при скорости соударения пластин  $V_c = 465$  м/с она достигает 80 мкм, в отличие от

сваренного образца со скоростью  $V_c = 400$  м/с, где она составляет ~ 40 мкм. Микроструктуры зоны соединения после выдержки в течении 5 ч при  $540$  °С приведены на рис. 2.

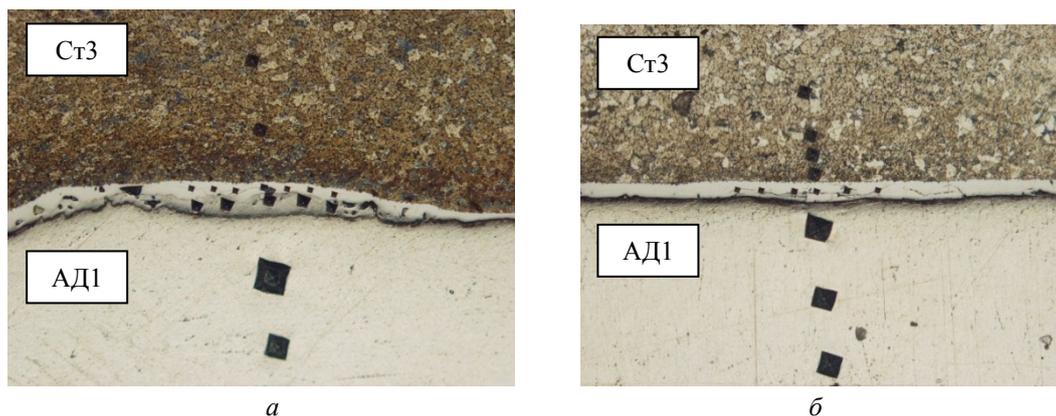


Рис. 2. Микроструктуры зоны соединения после термической обработки при 540 °С с выдержкой 5 ч:  
*a* –  $V_c = 465$  м/с; *б* –  $V_c = 400$  м/с

На фотографиях видно, что независимо от скорости соударения образование интерметаллидов происходит на границе между оплавом и сталью.

Измерениями микротвердости было выявлено, что твердость оплавов находится на уровне стали Ст3 и составляет ~ 2 ГПа (рис. 3).

С увеличением времени выдержки растет толщина интерметаллидной прослойки, а так же ее твердость: после выдержки 1,5 ч твердость составляет ~ 6 ГПа, после 3 ч – 8 ГПа, а после пятичасовой выдержки достигает 10 ГПа. На рис. 4 показано распределение микротвердости после выдержки 1,5 ч.

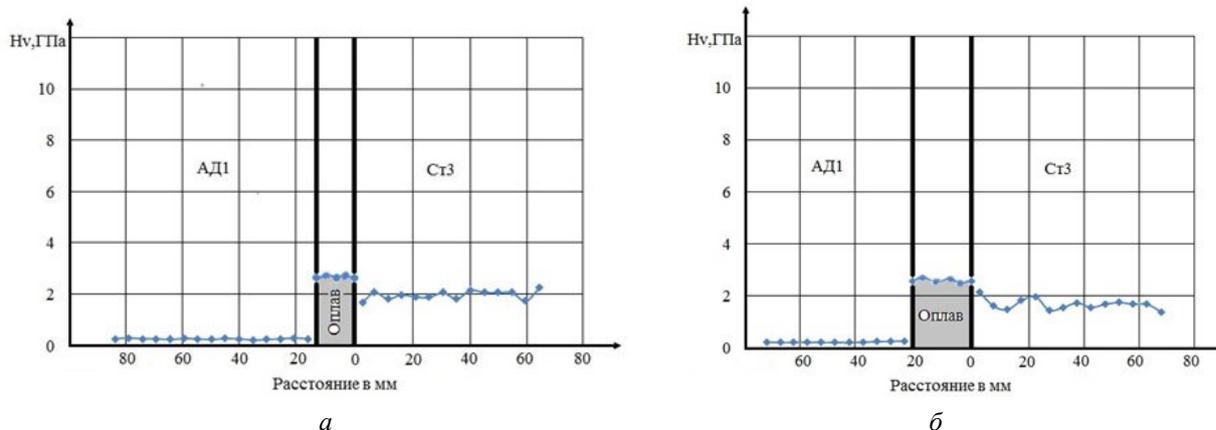


Рис. 3. Распределение микротвердости в сталеалюминиевом композите после сварки взрывом:  
*a* –  $V_c = 400$  м/с; *б* –  $V_c = 465$  м/с

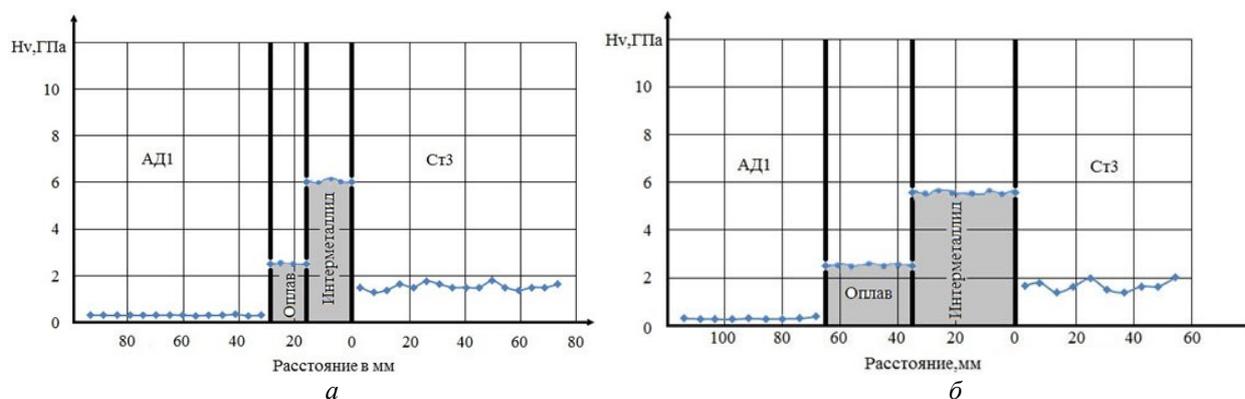


Рис. 4. Распределение микротвердости в сталеалюминиевом композите после выдержки 1.5 ч при 540 °С:  
*a* –  $V_c = 400$  м/с; *б* –  $V_c = 465$  м/с

Для определения фазового состава оплавов и интерметаллидов исследуемых образцов механической обработкой удалялся алюминиевый слой до оплава и проводилась рентгеновская съемка. Расчет углов отражения  $2\theta$  и последующее определение ряда  $d_{hkl}$  с расшифровкой фазового состава показали, что оплавы в зоне соединения состоят из алюминия, в котором имеются включения мелкодисперсных интерметаллидов  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$  и  $AlFe_3$ . Растворимости железа в алюминии не наблюдалось, что соответствует диаграмме состояния.

Предыдущими исследованиями [7–8] было показано, что интерметаллидный слой по составу соответствует химическому соединению  $Fe_2Al_5$ , которое является наиболее устойчивым в системе Al-Fe. Распределение атомных долей элементов Fe и Al в интерметаллиде, определенное на электронном двухлучевом микроскопе VERSA 3d показало соотношение между Al и Fe в оплаве 9 к 1, что соответствует интерметаллиду  $Fe_2Al_5$ .

Таким образом, результаты металлографического, рентгеноструктурного анализов и измерение микротвердости показали, что образующиеся при повышенных параметрах сварки взрывом оплавы, со сравнительно невысокой твердостью, представляют собой расплавленный алюминий с дисперсными включениями метастабильных интерметаллидов. Образование оплавов связано с адиабатичностью процесса сварки и значительным выделением тепла в тонком поверхностном слое алюминия вследствие его пластической деформации.

При отсутствии оплавов ( $V_c < 400$  м/с), образование интерметаллидов при нагревах происходит непосредственно в зоне контакта алюминия со сталью. Если в зоне соединения присутствуют оплавы, то образование интерметаллидов происходит на границе между оплавом и сталью. При этом происходит взаимодействие алюминия из расплава с железом из стали с образованием твердого и хрупкого соединения  $Fe_2Al_5$ . Присутствие оплавов в зоне соединения в меньшей степени снижает надежность соединения алюминия со сталью в отличие от интерметаллидов, которые образуются при нагревах.

#### Выводы

1. Показано, что при скоростях соударения пластин из алюминия и стали  $V_c > 400$  м/с в зоне соединения образуются оплавы с невысокой

твердостью, состоящие из алюминия с дисперсными включениями химических соединений  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$  и  $AlFe_3$ .

2. Нагрев сталеалюминиевого композита до  $540$  °С с последующими выдержками приводит к образованию твердой и хрупкой интерметаллидной прослойки, состава  $Fe_2Al_5$ , которая наиболее интенсивно растет при выдержке до 1,5 ч.

3. Показано, что в присутствии оплавов интерметаллидная прослойка образуется между оплавами и сталью. В образовании интерметаллидного состава  $Fe_2Al_5$  участвует железо из стали и алюминий из оплавов.

4. Оплавы в меньшей степени снижают надежность соединения алюминия со сталью в отличие от интерметаллидов, которые образуются при нагревах.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рябов, В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений: монография / В. Р. Рябов. – М.: Metallurgy, 1975. – 288 с.
2. Ушков, С. С. Создание сварных сталеалюминиевых корпусных конструкций / С. С. Ушков, А. В. Баранов, В. И. Павлова, Е. П. Осокин // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 1(45). – С. 79–91.
3. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, Л. М. Гуревич. – М.: Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
4. Ковтунов, А. И. Исследование процессов смачивания стали алюминием при производстве слоистых композитов / А. И. Ковтунов, С. В. Мямин, Т. В. Чермашенцева // Сварочное производство. – 2011. – № 3. – С. 8–11.
5. Teicarico. Effects of heat treatments on mechanical properties of Fe/Al explosion-welded structural transition joints / L. Tricarico, R. Spind, D. Sorgente, M. Brandizzi // Materials & Design. 2009, vol.30, no.7, p.2693-2700.
6. Лысак, В. И. Деформационно-энергетические аспекты и примеры практического применения процесса сварки взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, А. П. Пеев, Е. А. Чугунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 3). – С. 4.
7. Трудов, А. Ф. Особенности взаимодействия компонентов в сваренном взрывом сталеалюминиевом биметалле при нагревах / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Т. С. Попова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 5(160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 38–42.
8. Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1 – сталь Ст3 / Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). – С. 17–21.

УДК 544.6.018.47:669

*В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич***ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ОБРАЗОВАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ  
Cr-Zn ПОКРЫТИЙ ИЗ ЭЛЕКТРОЛИТОВ НА ОСНОВЕ ХРОМОВОЙ КИСЛОТЫ  
В ПРИСУТСТВИИ ОРГАНИЧЕСКОЙ ДОБАВКИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: savtchenko2@mail.ru

Предложена методика выбора оптимального состава электролита для получения композиционного Cr-Zn покрытия на основе изучения физических свойств растворов: плотности, вязкости, электропроводности, поверхностного натяжения.

*Ключевые слова:* хром, цинк, электролит хромирования, электроосаждение сплавов, выход по току.

*V. T. Fomichev, A.V. Savchenko, G. P. Gubarevich***RESEARCH PROCESSES FORMATION OF COMPOSITE CR-Zn  
COATINGS FROM ELECTROLYTES BASED ON CHROMIC ACID  
IN THE PRESENCE OF ORGANIC ADDITIVES****Volgograd State Technical University**

A method for selecting the optimal electrolyte composition for obtaining a composite Cr-Zn coating is proposed based on studying the physical properties of solutions: density, viscosity, electrical conductivity, surface tension.

*Keywords:* chromium, zinc, chromium electrolyte, electrodeposition of alloys, current output.

**Введение**

Выявление механизма электролитического восстановления хромовой кислоты является одной из сложнейших задач электрохимии. До настоящего времени нет теории, объясняющей все особенности данного процесса. Сложность связана с тем, что при растворении хромового ангидрида  $\text{CrO}_3$  в воде образуются изополикислоты с ионами  $\text{Cr}_4\text{O}_{13}^{2-}$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_7^{2-}$ ,  $\text{Cr}_3\text{O}_{10}^{2-}$ , соотношение которых в растворе меняется в зависимости от степени разбавленности и кислотности раствора [1]. Поскольку в катодном процессе одновременно с восстановлением ионов хрома выделяется водород, меняется кислотность в прикатодном слое, что еще более затрудняет установление соотношения скоростей восстановления между ионами. Механизм восстановления хромовой кислоты осложняется также и тем, что в ходе восстановления хромат-ионы образуют ионы различной валентности. Кроме того, при электровосстановлении иона  $\text{Cr(VI)}$  до металла в растворе необходимо наличие некоторого количества посторонних анионов [2]. Осаждение металлического хрома из растворов хромовой кислоты возможно при одновременном выделении на катоде водорода.

Ранее были проведены исследования, ставящие целью выявить влияние структуры органического вещества на электрохимический процесс восстановления хромат-ионов. На их основе выбрано вещество из класса алкалоидов – 4-метиламинофенол (МАФ). Учитывая то, что органические соединения, вводимые в раствор хромовой кислоты, определенным образом влияют на структуру и физико-химические свойства получаемых растворов [3], изучено влияние избранного органического вещества на плотность, электропроводность, вязкость и поверхностное натяжение растворов.

**Плотность растворов хромовой кислоты**

Плотность растворов хромовой кислоты зависят от количества добавляемой серной кислоты. Практически при всех концентрациях хромовой кислоты наблюдается экстремальная точка, которой соответствует резкое изменение (уменьшение) плотности получаемого раствора. До концентрации 250 г/л (2,5 моль/л)  $\text{CrO}_3$  добавки серной кислоты линейно повышают плотность растворов, выше данной концентрации наблюдается линейная зависимость плотности от количества серной кислоты, но с иным наклоном кривой. Данный эффект связан, вероятно, с тем, что в растворах хромовой кислоты, в зависимости от концентрации, присутствуют хромат-ионы, содержащие различное количество ионов хрома (VI). Увеличение концентрации приводит к полимеризации [4], а введение в раствор сульфат-ионов преобразует структуру хроматов. С увеличением концентрации  $\text{Cr}^{6+}$ , наблюдаемый минимум сдвигается в область больших концентраций  $\text{H}_2\text{SO}_4$ , при этом сохра-

няется приблизительно постоянным мольное соотношение  $\text{CrO}_3/\text{H}_2\text{SO}_4$ . При мольном соотношении  $\text{H}_2\text{CrO}_4/\text{H}_2\text{SO}_4=100$  (250 г/л / 2.5 г/л) происходят структурные перестройки раствора, при которых раствор структурно становится более стабильным. Согласно [5], склонность атомов хрома к тетраэдрической гибридизации и стремление их сохранить тетраэдрическую координацию в растворах способствует размещению анионов хромовой кислоты в каркасе структуры воды по принципу замещения без стерических искажений. Такое размещение, как показали результаты исследований [6], возможно лишь в области концентрации менее 2.5 моль/л. В более концентрированных растворах хромовой кислоты происходит разрушение структуры хромовой кислоты.

Введение в растворы хромовой кислоты органической добавки – МАФ приводит к иному характеру хода кривых зависимости плотности растворов хромовой кислоты. До 250 г/л хромовой кислоты добавки МАФ практически не меняют величины плотности в диапазоне от 0.5 до 20 г/л. Последующее увеличение концентрации хромовой кислоты уже значительно отклоняется изменением плотности от количества органического вещества: так при концентрации 400 г/л  $\text{CrO}_3$  (4 моль/л) изменение концентрации МАФ от 0.015 моль/л до 0.03 моль/л увеличивает плотность от 1.21 до 1.31 г/см<sup>3</sup>.

Наблюдаемое поведение плотности растворов хромовой кислоты с добавками органических веществ связано, на наш взгляд, с тем, что, в отличие от системы «хромат – сульфат-ионы», в системах с органическими веществами протекают, кроме физических, и химические процессы окисления хромат-ионами органического вещества, в процессе которых образуются ионы хрома (III). При этих реакциях с участием электрофилов в кислых средах в присутствии ионов металлов окисление органических соединений имеет довольно сложный механизм, зависящий от строения вещества [7]. Вместе с этим, появление ионов хрома (III) способствует, согласно [4], образованию полимерных соединений, представляющих собой агрегаты, близких по размерам к коллоидным частицам, обладающих различными зарядами от +4 до 0 за счет возрастания числа оловых мостиков. При этом вязкое течение растворов должно изменяться, отличаясь от растворов хромовой кислоты с неорганической добавкой.

### **Вязкость растворов хромовой кислоты**

Как показывают экспериментальные данные, добавка серной кислоты вызывает изменения вязкости, сходные с зависимостью изменения плотности, а именно: до концентрации 250 г/л хромовой кислоты она линейна и в данной точке происходит небольшой излом, меняется угол наклона прямой. Ход этой зависимости для системы  $\text{CrO}_3$  – МАФ резко отличен от вышерассмотренного. До концентрации 200–250 г/л  $\text{CrO}_3$  она незначительно повышается, оставаясь практически независимой от концентрации МАФ до 4 г/л, после чего наблюдается небольшое увеличение вязкости. После 250 г/л увеличение концентрации МАФ резко повышает вязкость – величина ее резко возрастает по достижении концентрации МАФ выше 4 г/л.

Данные работы [3] показывают, что в области концентраций хромовой кислоты в 2–2.5 моль/л наблюдается резкий минимум зависимости  $dLg\eta/dC$  от концентрации  $\text{H}_2\text{CrO}_4$ , что авторы связывают с разрушением структуры воды и этому явлению отвечают отрицательные значения энтропии вязкого течения. Сложная концентрационная зависимость физико-химических свойств растворов кислоты и термодинамических параметров может служить косвенным указанием на конкурирующее действие двух процессов: разрушающего структуру воды и образования полихромных ионов. Структурирующее действие анионов хрома (VI) становится преобладающим при концентрации более 4.5 моль/л, при этом энтропия вязкого течения возрастает и увеличивается проводимость растворов за счет формирования новых полихромных структур. Введение в растворы хромовой кислоты органического вещества, в нашем случае МАФ, усиливает факторы, разрушающие структуру воды.

### **Электропроводность растворов хромовой кислоты**

Электрическая проводимость растворов хромовой кислоты линейно растет с увеличением концентрации и мало меняется при добавлении серной кислоты. Добавление в раствор хромовой кислоты МАФ резко меняет характер зависимости величины удельной электропроводности. Увеличение концентрации МАФ приводит к уменьшению электропроводности при всех изучаемых концентрациях хромовой кислоты. При малых концентрациях МАФ

(0.2 г/л – для концентрации  $\text{CrO}_3$  25 и 2 г/л – для концентрации  $\text{CrO}_3$  250 г/л) уменьшение электропроводности растворов практически не заметно, дальнейшее увеличение содержания МАФ в растворе приводит к ее резкому снижению. Вероятно, в этих точках перегиба наблюдается изменение ионного состава, связанного, вероятно, с накоплением ионов хрома (III) и вхождением их в состав полихроматов. Ионы хрома (III), согласно [4], способствуют образованию хромихромат-ионов, что приводит к снижению электропроводности.

Следует отметить, что вводимое органическое соединение не распадается нацело. Согласно [8, 12] циклические соединения в растворах хромовой кислоты способны образовывать полициклические структуры, обладающие, кроме прочего, поверхностно-активным действием.

#### Поверхностное натяжение растворов хромовой кислоты

Зависимость величины поверхностного натяжения от концентрации хромовой кислоты и МАФ показывает, что увеличение концентрации добавок приводит, во всех случаях к снижению величины поверхностного натяжения. Это позволяет предполагать, что при взаимодействии данного органического вещества с хромат-ионами разрушению подвергаются не все молекулы органики.

Выше представленные данные физико-химических исследований растворов хромовой кислоты с добавками *n*-метиламинофенола позволяют судить о структурных изменениях в растворе хромовой кислоты, оценить количе-

ственные характеристики технологических растворов. В частности, из вышеприведенного следует вывод, что состав «стандартного» электролита хромирования, содержащий 250 г/л (2.5 моль/л) хромового ангидрида и 2.5 г/л серной кислоты, разработанный еще в начале XX века эмпирически, отражает тот факт, что данный состав соответствует «критической» концентрации – точке изменения физико-химических характеристик системы.

Основным раствором для изучения электрохимических характеристик электролита для получения хромовых покрытий можно взять раствор хромовой кислоты концентрацией в 250 г/л и добавки МАФ в диапазоне 2–6 г/л.

Известные ранее результаты [9–12] в сопоставлении с проведенными в данной работе исследованиями показали, что максимальный выход хрома по току, а также оптимальные значения некоторых физических характеристик получаемых покрытий, достигаются в экстремальных (по первой или второй производной) точках функций физико-химических свойств (плотность, вязкость, поверхностное натяжение, удельная электропроводность) от состава растворов электролитов хромирования.

#### Изучение физико-химических характеристик растворов электролитов для осаждения композиционных Cr-Zn покрытий

Полученная приближенная модель распространена и на электролиты для электроосаждения композиционных хром-цинковых покрытий, для чего изучены физико-химические характеристики предлагаемых растворов.

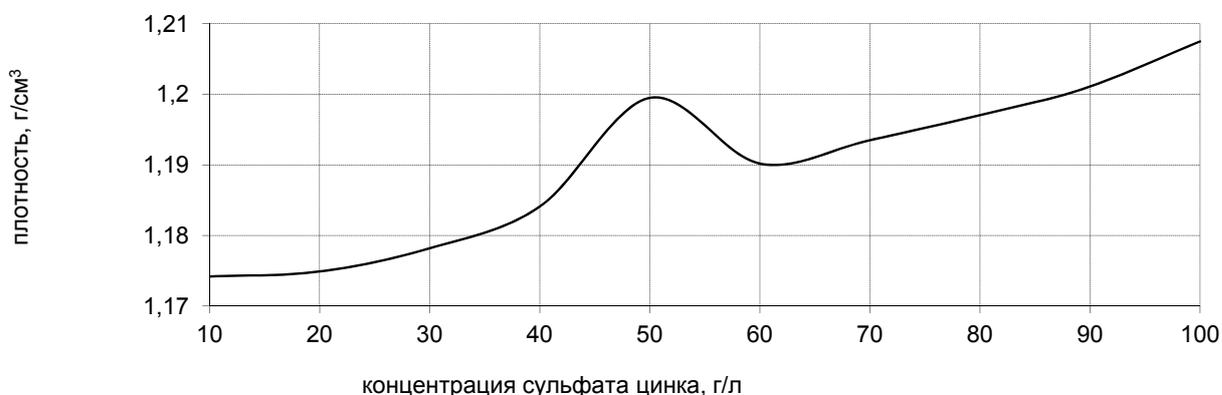


Рис. 1. Плотность растворов электролитов состава, г/л:  $\text{CrO}_3$  – 250,  $\text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  – 10...100, МАФ – 3. Температура 20 °С

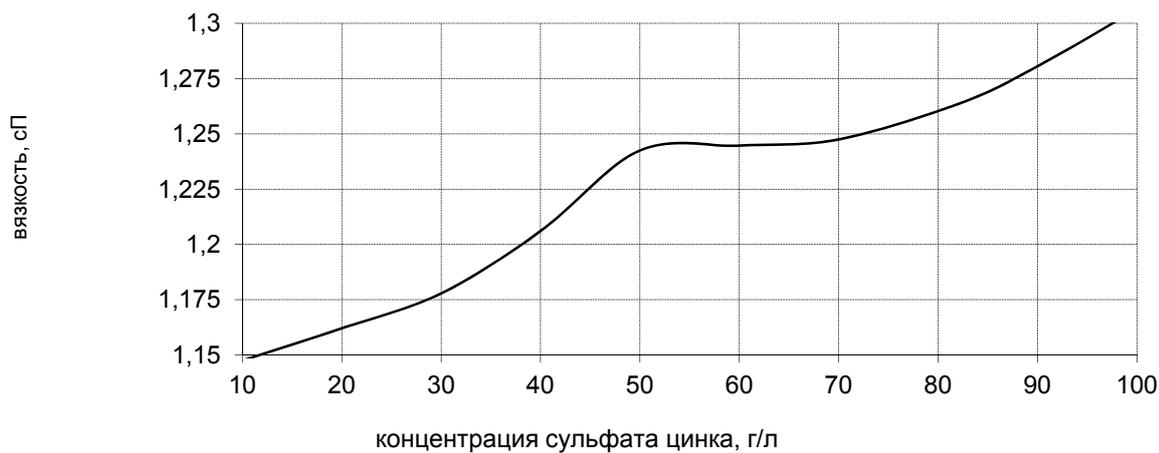


Рис. 2. Вязкость растворов электролитов состава, г/л:  
 $\text{CrO}_3 - 250, \text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 10-100, \text{MAФ} - 3$ . Температура  $20^\circ\text{C}$

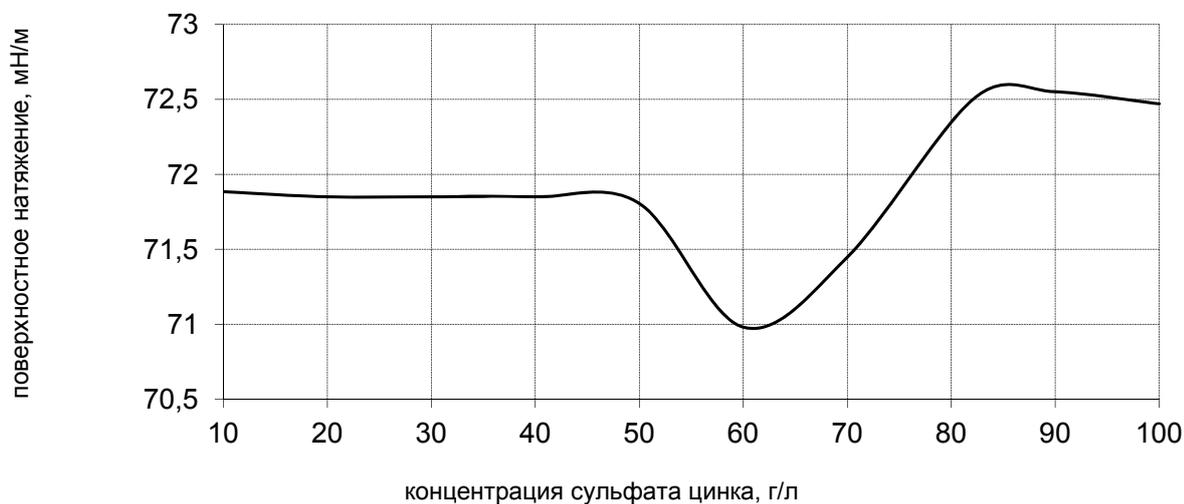


Рис. 3. Поверхностное натяжение растворов электролитов состава, г/л:  
 $\text{CrO}_3 - 250, \text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 10-100, \text{MAФ} - 3$ . Температура  $20^\circ\text{C}$

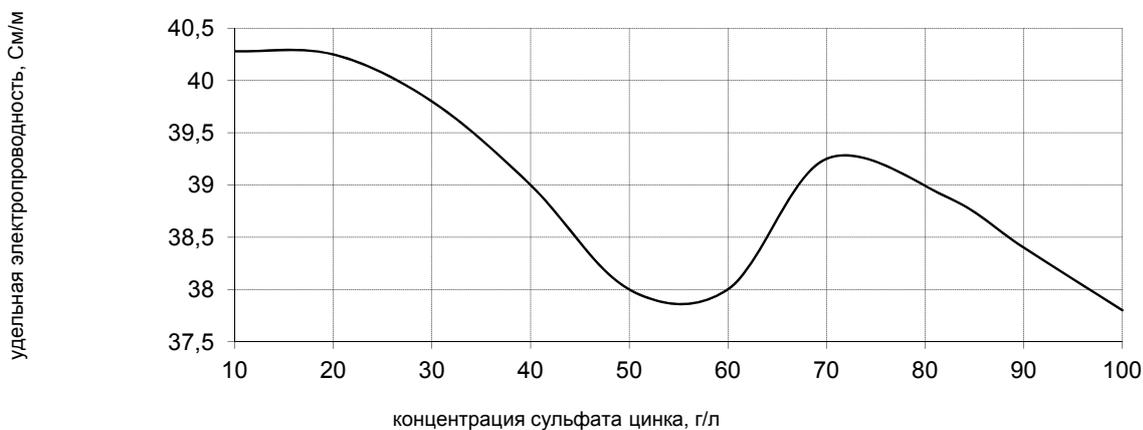


Рис. 4. Удельная электропроводность растворов электролитов состава, г/л:  
 $\text{CrO}_3 - 250, \text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O} - 10 \dots 100, \text{MAФ} - 3$ . Температура  $20^\circ\text{C}$

Как видно из рис. 1–4, при концентрациях сульфата цинка в 40–70 г/л наблюдается резкий излом зависимостей плотности, вязкости, поверхностного натяжения, удельной электропроводности. Подобный излом наблюдается при концентрации органической добавки в 2–5 г/л.

Полученные данные о физико-химических свойствах исследованных растворов позволяют сделать вывод о возможности прогнозирования технологических показателей процесса сплавосаждения композиционных хром-цинковых покрытий, что позволяет уменьшить объем электрохимических исследований данного процесса. Для подтверждения этой гипотезы изучены более широкие диапазоны компонентов в составе электролитов.

Полученные данные по влиянию состава электролита, его температуры и плотности тока на процесс совместного восстановления ионов хрома и цинка позволяют сделать обобщающие выводы:

1. Увеличение содержания МАФ в электролите, повышение температуры электролита, при постоянстве других компонентов, способствует восстановлению хромат-ионов. Увеличение плотности тока способствует выделению цинка в сплав. Максимальный выход сплава по току соответствует 3 г/л МАФ.

2. Увеличение содержания ионов цинка, при постоянстве содержания других компонентов, в электролите снижает выход хрома по току. Максимальный выход сплава по току соответствует содержанию сульфата цинка в электролите в количестве 40±60 г/л. Повышение температуры электролита при этом способствует понижению содержания цинка в сплавах. Увеличение плотности тока действует противоположным образом.

3. Увеличение концентрации хромат-ионов в электролите, при постоянстве содержания других компонентов, в целом увеличивает выход сплава по току. Увеличение температуры электролита снижает, а повышение плотности тока приводит к возрастанию выхода сплава по току. С увеличением содержания  $\text{CrO}_3$  содержание цинка в сплаве возрастает до концентрации в 250 г/л, а затем снижается. Увеличение плотности тока до 50 А/дм<sup>2</sup> снижает, а при

дальнейшем повышении увеличивает количество цинка в сплаве.

4. Оптимальным составом электролита для осаждения композиционных Cr-Zn покрытий по параметрам выхода по току, основываясь на результатах обработки экспериментальных данных математическими методами, следует считать состав, г/л:  $\text{CrO}_3$  – 250;  $\text{ZnSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$  – 60; МАФ – 3. Температура 22 °С, плотность тока 80 А/дм<sup>2</sup>.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шлугер, М. А. Ускорение и усовершенствование хромирования деталей машин / М. А. Шлугер. – М., 1961. 139 с.
2. Ваграмян, А. Т. Поляризация катода при электроосаждении хрома / А. Т. Ваграмян, Д. Н. Усачев, Г. И. Червова // Теория и практика электролитического хромирования. – М., 1957. – С. 8–26.
3. Попова, С.С. Структурные изменения в растворах хромовой кислоты / С. С. Попова, Н. Д. Соловьева // Изв. вузов. Химия и хим. технология. – 1984. – Т. 27, вып. 3. – С. 273–275.
4. Вассерман, И. М. Химическое осаждение из растворов / И. М. Вассерман. – Л.: Химия, 1980. – 208 с.
5. Спицин, В. И. Проблемы сольватации и комплексообразования / В. И. Спицин. – Иваново: Изд-во Ивановского хим.-техн. ин-та. – 1978. – С. 3–12.
6. Hoare J.P. An Electrochemical Mystery Story: A Scientific Approach to Chromium Plating// Plat. and Surface Finish. – 1989. – V.86, № 9. – P. 46–52.
7. Рудаков, Е. С. Кинетика реакций насыщенных углеводородов с  $\text{Po}^{2+}$ ,  $\text{Ho}^{2+}$ ,  $\text{Cl}^{6+}$ ,  $\text{Mn}^{3+}$  и карбоксилатами в серной кислоте / Е. С. Рудаков, В. В. Заманчиков, А. И. Луцык // Теория и экспериментальная химия. – 1976. – Т. 12, № 4. – С. 474.
8. Фаличева, А. И. О механизме катодных процессов при хромировании из хроматных электролитов / А. И. Фаличева, Р. И. Бурдыкина // Защита металлов. – 1995. – Т. 31, № 2. – С. 209–214.
9. Москвичева, Е. В. Электроосаждение хрома из электролита с добавками органических веществ: автореф. дис. канд. техн. наук / Е. В. Москвичева. – М., 1984. – 18 с.
10. Гальванические покрытия в машиностроении / справочник в 2 томах: под ред. М. А. Шлугера и Л. Д. Тока. – М.: Машиностроение, 1985. – Т. 2. – 248 с.
11. Фомичев, В. Т. Электроосаждение хрома из электролитов, содержащих органические добавки : дис. ... д-ра техн. наук / Фомичев В. Т. – Новочеркасск, 1994.
12. Москвичева, Е. В. Ресурсосберегающие процессы как основа экологически чистых технологий гальванического хромирования из водных и неводных сред : дис. ... д-ра техн. наук / Москвичева Е. В. – Москва, 1998.

УДК 621.791.4.03:621.771

*В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, В. О. Шрамова*  
**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРИЧИН НЕПРОВАРОВ  
 В КОМПОЗИЦИОННОМ МАТЕРИАЛЕ 09Г2С+08Х17Н13М2Т,  
 ПОЛУЧЕННОМ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ**

**Волгоградский государственный технический университет**  
 e-mail: mv@vstu.ru

Исследованы дефекты сваренного взрывом КМ 09Г2С+08Х17Н13М2Т в виде пленок, образовавшихся в местах непроваров. С помощью рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов определены химический и фазовый состав пленок и выявлены причины их образования.

*Ключевые слова:* композиционный материал, дефекты, химический состав, фазовый состав.

*V. N. Arisova, A. F. Trudov, V. O. Shramova*

**INVESTIGATION OF REASONS OF NON-PROVISIONS IN COMPOSITE  
 MATERIAL 09G2S + 08X17N13M2T OBTAINED BY WELDING EXPLOSION**

**Volgograd State Technical University**

The defects of the КМ 09G2S + 08X17N13M2T, welded by the explosion, were studied in the form of films formed in places of impregnations. Using the X-ray diffraction and x-ray spectral analyzes, the chemical and phase composition of the films was determined and the reasons for their formation were identified.

*Keywords:* composite material, defects, chemical composition, phase composition.

Получение сварных соединений со стабильными свойствами и оптимальной структурой осложняется проявлением нестационарности процесса сварки взрывом (СВ), способствующей возникновению в зоне соединений различных видов дефектов и неоднородностей, причинами возникновения которых могут быть: масштабный фактор, различная степень пластической деформации вдоль волнообразной границы раздела металлов, структурная неоднородность поверхностных слоев пластин и др. [1–2] Особую сложность представляет обеспечение стабильности механических характеристик ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_t$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ) и характера разрушения композиционных соединений из металлов и сплавов, имеющих узкий диапазон оптимальных режимов сварки. Реализуемая при сварке взрывом крайне неоднородная по толщине соединяемых элементов пластическая деформация приводит к анизотропии свойств слоистых материалов. Образование химической, физической и структурной неоднородности в свариваемых взрывом соединениях

оказывает значительное влияние на конструкционную прочность, деформационную способность, работу разрушения и другие характеристики в процессе их технологических переделов и последующей эксплуатации соответствующих конструкций [3–10], и поэтому понятно то внимание, которое традиционно уделяется изучению условий образования и выявлению опасных видов неоднородности, а также изысканию путей устранения их вредного влияния.

**Материалы и методы исследования**

Биметаллическое стальное соединение 09Г2С+08Х17Н13М2Т с толщинами слоев 9 мм 09Г2С + 2 мм 08Х17Н13М2Т было получено сваркой взрывом на оптимальном режиме. С помощью ультразвукового дефектоскопа УД2-140 были выявлены места непроваров разных размеров (рис. 1), после вскрытия которых были обнаружены полости, в них находились отслоенные пленки толщиной 0,3–0,5 мм, вид которых представлен на рис. 2.

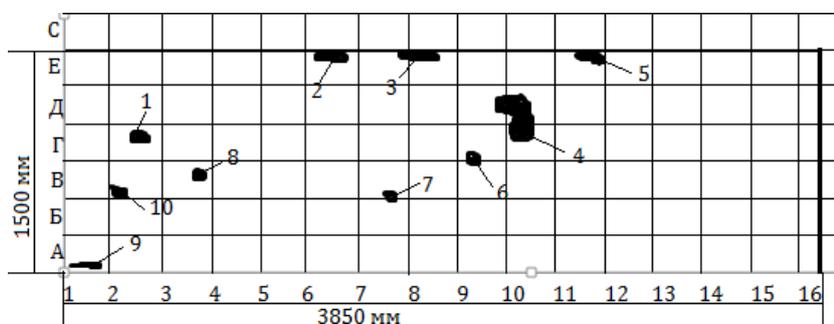


Рис. 1. Картография УЗК с выявленными местами непроваров с размерами:  
 1 – 40x70 мм; 2 – 30x230 мм; 3 – 50x370 мм; 4 – 150x180 мм; 5 – 30x150 мм; 6 – 40x70 мм;  
 7 – 40x90 мм; 8 – 40x100 мм; 9 – 30x250 мм; 10 – 40x90 мм



Рис. 2. Вид отслоившихся пленок в местах непроваров

Для изучения химического состава пленок проводили исследования на растровом двухлу-

чевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam, в котором используется энергодисперсионный анализ. Фазовый состав определяли на дифрактометре Bruker: D8 ADVANCE ECO. Анализ дифрактограмм и расшифровка фазового состава проводилось с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

#### Полученные результаты и их обсуждение

На рис. 3 представлена структура пленок, полученная в электронном микроскопе при различном увеличении.

Как следует из рис. 3, пленки имеют вспененную, пористую структуру.

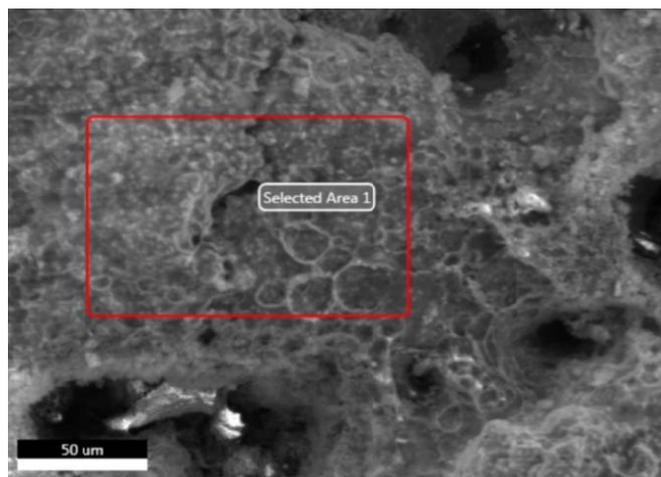
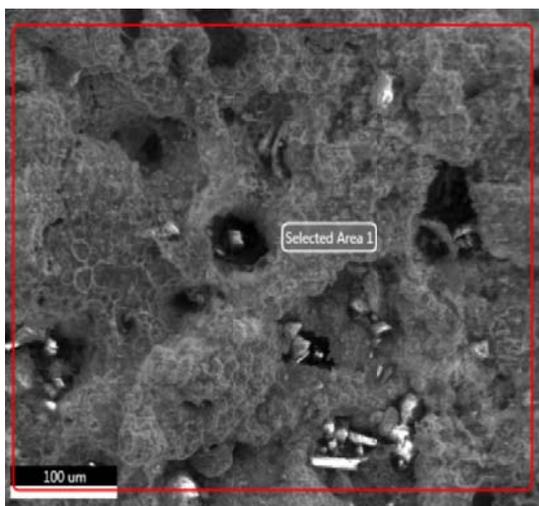
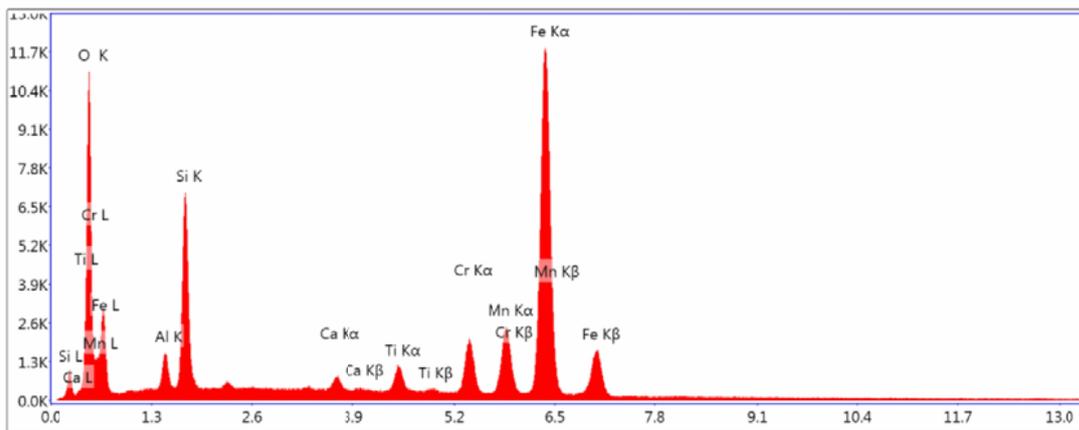


Рис. 3. Структура пленок в электронном микроскопе

На рис. 4 представлены спектрограммы и расшифровка химического состава исследуемых пленок.

Как следует из приведенных данных рис. 4, в составе пленок содержится большое количество кремния – до 12 %, железа – до 56 %, хрома – до 15 %, кислорода – до 19 %. Наличие кремния и кислорода может быть объяснено

проведением перед сваркой взрывом пескоструйной обработки для очистки поверхности от окалины. Оксид кремния остался на поверхности свариваемых сталей, а при последующей сварке взрывом, при которой в зоне контакта образуются высокие температуры, произошло взаимодействие компонентов сталей и оксида кремния.

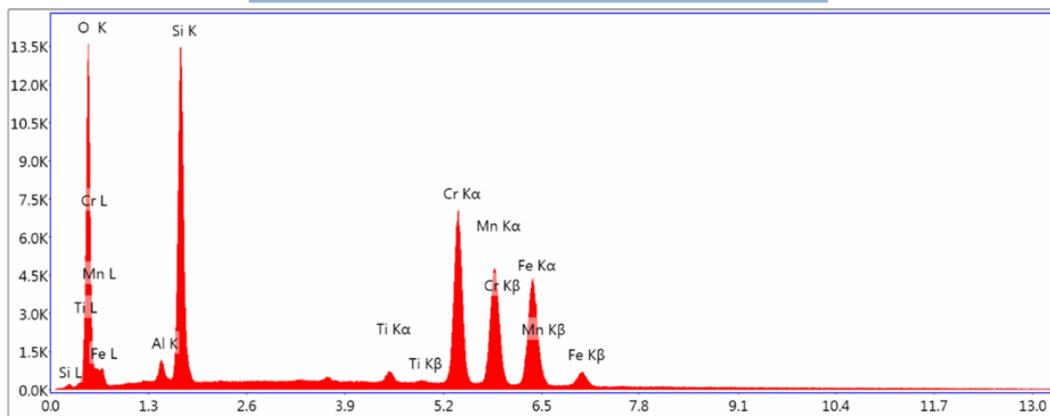


Lsec: 30.0 0 Cnts 0.000 keV Det: Apollo X-SDD Det

Reso

Element Weight % Atomic % Net Int. Error %

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	15.99	37.06	2474.82	7.21
AlK	1.01	1.39	249.26	10.1
SiK	8.64	11.41	2781.76	6.27
CaK	0.71	0.66	217.45	8.64
TiK	1.96	1.52	562.42	3.58
CrK	5.42	3.86	1305.47	2.37
MnK	8.8	5.94	1430.91	2.29
FeK	57.47	38.16	7862.53	1.7



Lsec: 30.0 0 Cnts 0.000 keV Det: Apollo X-SDD Det

Reso

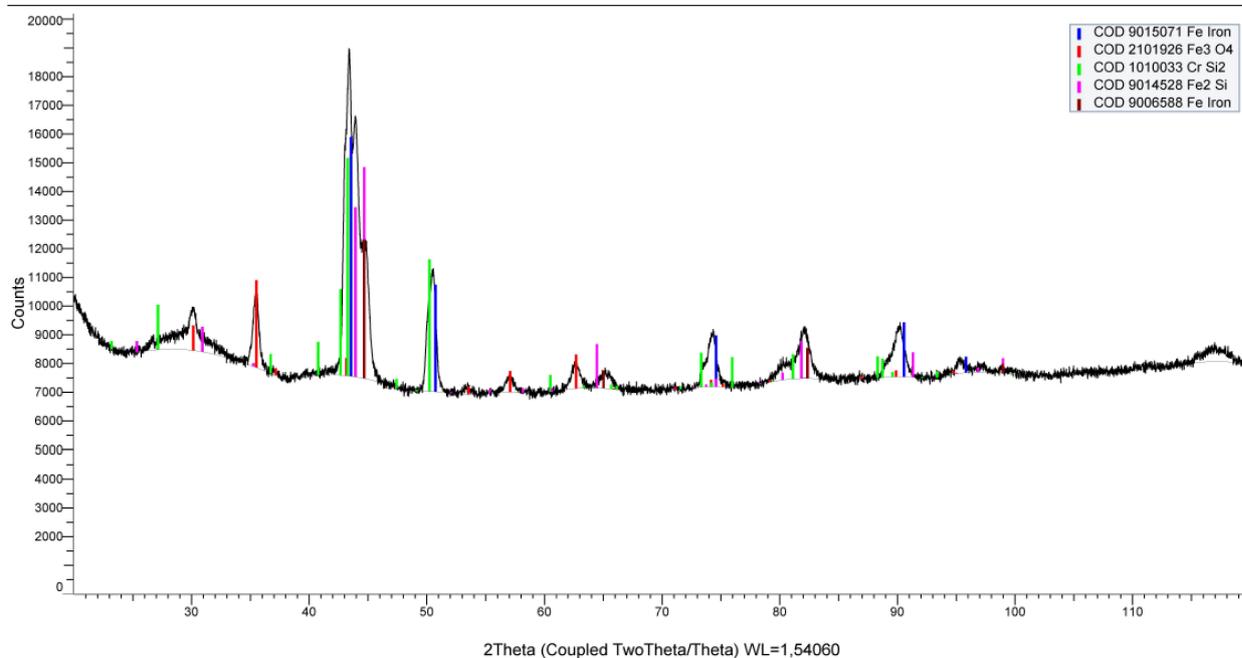
Element Weight % Atomic % Net Int. Error %

Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
O K	16.42	37.13	1794.49	6.95
AlK	0.97	1.31	162.86	10.28
SiK	11.06	14.25	2400.37	6.05
CaK	0.29	0.26	57.15	16.7
TiK	0.67	0.5	126.01	11.42
CrK	14.63	10.18	2121.87	1.89
MnK	10.44	6.88	1095.32	2.36
FeK	45.52	29.49	4006.21	1.97

Рис. 4. Результаты энергодисперсионного рентгеноспектрального анализа с расшифровкой химического состава пленок

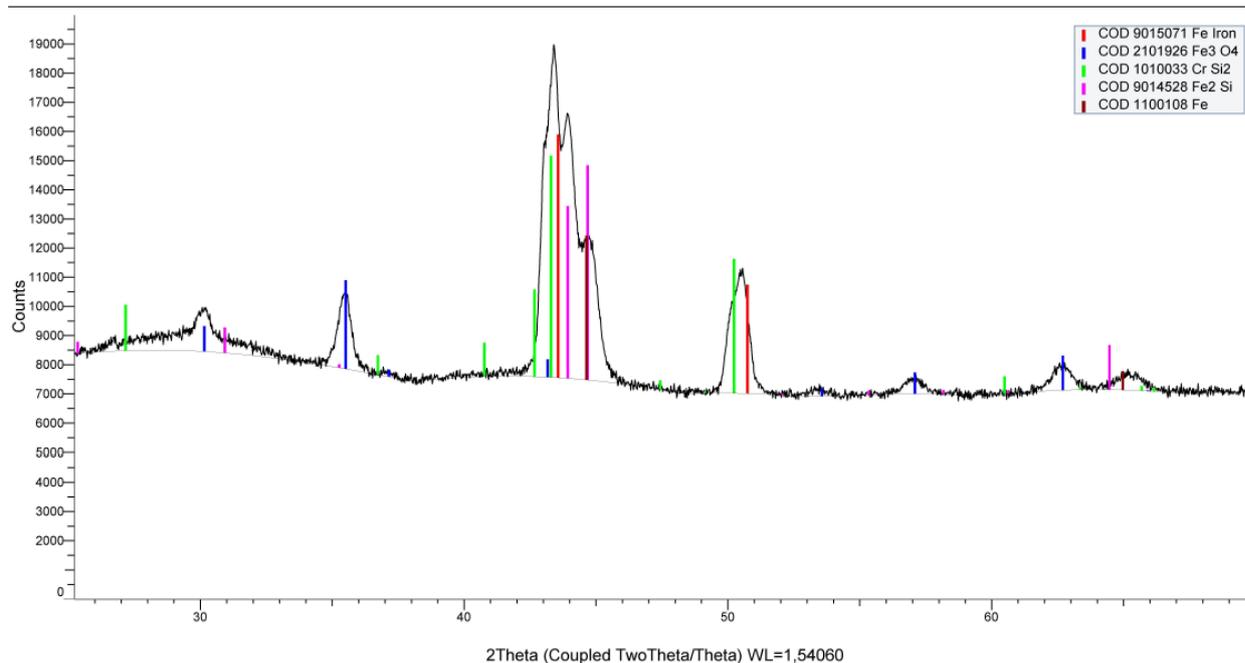
С помощью рентгеноструктурного анализа были определены образовавшиеся фазы. На рис. 5 представлена дифрактограмма одной из пленок с расшифровкой фазового состава. Остальные пленки имели аналогичный фазовый состав.

(Coupled TwoTheta/Theta)



*a*

(Coupled TwoTheta/Theta)



*b*

Рис. 5. Дифрактограмма одной из пленок в диапазоне углов 10–110 град (*a*), увеличенный участок дифрактограммы в диапазоне углов 20–70 град (*b*)

Выявлены следующие фазы:  $Fe_2Si$ ,  $Cr_2Si$ ,  $CrFeO$ . Остальные пленки имели аналогичный фазовый состав.

Таким образом, в результате высоких температур, развивающихся в поверхностных слоях свариваемых сталей при сварке взрывом, между железом, хромом стали 08X17H13M2T и кремнием в поверхностном слое стали 09Г2С в соответствии с их диаграммами состояний образуются хрупкие легкоплавкие эвтектики, приводящие к отслоению привариваемого металла.

### Выводы

1. Установлено, что в местах выявленных ультразвуковым контролем непроваров сваренного взрывом КМ 09Г2С+08X17H13M2T имеются полости, в которых располагались тонкие отслаивающиеся пленки.

2. Рентгеноспектральный и рентгеноструктурный анализы показали наличие в этих пленках большого количества кремния, который мог остаться на поверхностях сталей после пескоструйной обработки перед сваркой взрывом, проводимой для снятия окалины. Развиваемые при сварке взрывом высокие температуры в зоне контакта металлов, в участках, где остался оксид кремния, привели к расплавлению металлов вследствие образования легкоплавких эвтектик между железом, хромом и кремнием, а при охлаждении образовались непровары, внутри которых и находились отслоенные пленки.

3. В результате проведенного анализа необходимо рекомендовать при получении биметаллических материалов сваркой взрывом исключение пескоструйной обработки для снятия окалины. Если же она была использована, подвергать тщательному шлифованию поверхности свариваемых металлов для исключения образования непроваров.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов: монографии / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун; ВолГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
2. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич / ВолГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
3. Влияние термообработки на структурно-механическую неоднородность сваренного взрывом биметалла Ст3 + 12Х18Н10Т / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, С. В. Клочков, Д. Ю. Донцов, М. О. Войнов // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 12. – С. 41–44.
4. Трыков, Ю. П. Влияние термообработки на свойства сваренного взрывом биметалла из разнородных сталей / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, С. В. Клочков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 9. – С. 62.
5. Трыков, Ю. П. Влияние условий деформирования на локальное разупрочнение сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, С. В. Клочков // Известия вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 11. – С. 32–36
6. Структура и свойства биметалла из сталей 50Х15М2Ф и 09Г2С после технологического передела / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. А. Пономарева // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 12. – С. 43–45.
7. Арисова, В. Н. Исследование изменений характеристик тонкой структуры ОШЗ сваренных взрывом биметаллов из углеродистых сталей при нагревах / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, С. О. Загудаев // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 9 (188) / ВолГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–32.
8. Трыков, Ю. П. Исследование влияния нагревов на формирование тонкой структуры биметалла углеродистая сталь – нержавеющая сталь / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 9 (96) / ВолГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 57–61.
9. Влияние нагревов на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, С. В. Клочков, Д. Ю. Донцов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолГТУ. – Волгоград, 2008. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 2). – С. 18–22.
10. Трыков, Ю. П. Влияние деформации и термообработки на микромеханические свойства сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, С. В. Клочков // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолГТУ. – Волгоград, 2007. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 1). – С. 20–24.

УДК 620.22:669

*В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. Д. Кинина***СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЛОКАЛЬНЫХ УЧАСТКОВ  
ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В СВАРЕННОМ ВЗРЫВНОМ БИМЕТАЛЛЕ СТ3-АД1\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние динамических параметров сварки взрывом на структуру и фазовый состав локальных участков оплавленного металла на границе сваренного взрывом соединения Ст3-АД1. Показано, что увеличение скорости соударения и точки контакта приводит к изменению фазового состава оплавленного металла и увеличению в их структуре доли интерметаллидов.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, оплав, фазовый состав, микротвердость.

*V. G. Shmorgun, D. V. Pronichev, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, A. D. Kinina***STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF MOLTEN METAL  
LOCAL SITES IN EXPLOSION WELDED ST3-AD1 BIMETAL****Volgograd State Technical University**

The influence of explosion welding dynamic parameters on the structure and phase composition of molten metal local sites at the boundary of the explosion-welded St3-AD1 compound is studied. It is shown that an increase in the collision velocity and the point of contact velocity leads to a change in the molten metal phase composition and an increase the fraction of intermetallides in their structure.

*Keywords:* explosion welding, molten metal, phase composition, microhardness.

Сталеалюминовые композиты сочетают в себе высокую коррозионную стойкость, малую плотность, высокую теплопроводность, а также способствуют удешевлению конструкции [1, 2]. Одним из наиболее эффективных способов получения сталеалюминовых композитов является сварка взрывом (СВ) [3–5]. Подбором оптимальных режимов процесса СВ можно регулировать количество оплавленного металла на границе соединения.

Отсутствие оплавленного металла обеспечивает высокие механические свойства и работоспособность композиции, а наличие может способствовать интенсификации роста диффузионной зоны на границе раздела слоев для получения алюминидного покрытия на поверхности стали [6].

Целью настоящей работы является исследование структуры и фазового состава участков оплавленного металла в зависимости от режимов СВ композита Ст3-АД1.

**Материалы и методы исследования**

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом алюминия марки АД1 со сталью Ст3 по угловой (10+10 мм) и по параллельной схеме (2,5+9 мм).

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

го металла измеряли при обработке цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS». Фазовый состав оценивали при анализе данных, полученных с помощью растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D DualBeam. Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

Оценка времени существования оплавленного металла в жидком состоянии произведена по методу сосредоточенных источников [7]. Для оплавок, моделируемых цилиндрами, вытянутыми в направлении, перпендикулярном направлению процесса СВ, применимо уравнение мгновенного линейного источника

$$T(r, \tau) = \frac{Q}{4\pi\lambda\tau} \exp\left(-\frac{r^2}{4a\tau} - b\tau\right), \quad (1)$$

где  $T$  – температура в локальной точке;  $Q$  – линейная интенсивность источника, равная теплосодержанию единицы длины оплавленного участка;  $r$  – расстояние от источника до точки тела с определяемой температурой;  $\tau$  – промежуток времени от окончания действия источника;  $\lambda$ ,  $a$ ,  $b$  – коэффициенты теплопроводности, температуропроводности и поверхностной теплоотдачи соответственно.

Формулу для расчета мгновенной скорости охлаждения оплавок, образующихся при заданной температуре, получили, приравняв в урав-

нении (1) г и в к нулю и продифференцировав по времени

$$V = \frac{4\pi\lambda T^2}{Q}. \quad (2)$$

Тепловую интенсивность мгновенного линейного источника определяли как теплоту, аккумулированную единицей длины оплава площадью поперечного сечения  $S$

$$Q = S \cdot \rho \cdot (c \cdot T_{пл} + E_{пл}), \quad (3)$$

где  $\rho$ ,  $c$ ,  $T_{пл}$  и  $E_{пл}$  – плотность, удельная теплоемкость, температура плавления, удельная теплота плавления оплавленного металла, соответственно.

При расчетах были приняты следующие допущения: использованы величины констант металлов при нормальной температуре; величины  $\rho$ ,  $c$  и  $E_{пл}$  для оплавленного металла определены по правилу аддитивности, исходя из массовых долей в них железа и алюминия; максимальная тем-

пература оплава  $T_{пл}$  принималась равной температуре ликвидус сплава системы Fe-Al аналогичного химического состава по диаграмме состояния; температура солидус  $T_c = 928$  К; средняя скорость охлаждения оплава  $V_{ср}$  в интервале кристаллизации равна среднему арифметическому скоростей охлаждения на граничных точках интервала ликвидус ( $V_{Тпл}$ ) и солидус ( $V_{Тс}$ ); учитывая теплопередачу в две полубесконечные пластины Fe и Al, использовали эффективный коэффициент теплопроводности  $1/\lambda = (1/\lambda_{Ст3} + \lambda_{Al})/2$ . Время существования расплава оценивалось как  $\tau_{рас} = (T_{пл} - T_c)/V_{ср}$ .

### Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования после СВ позволили выявить несколько характерных типов микроструктуры границы соединения, отличающихся формой, размером и фазовым составом участков оплавленного металла (рис. 1).

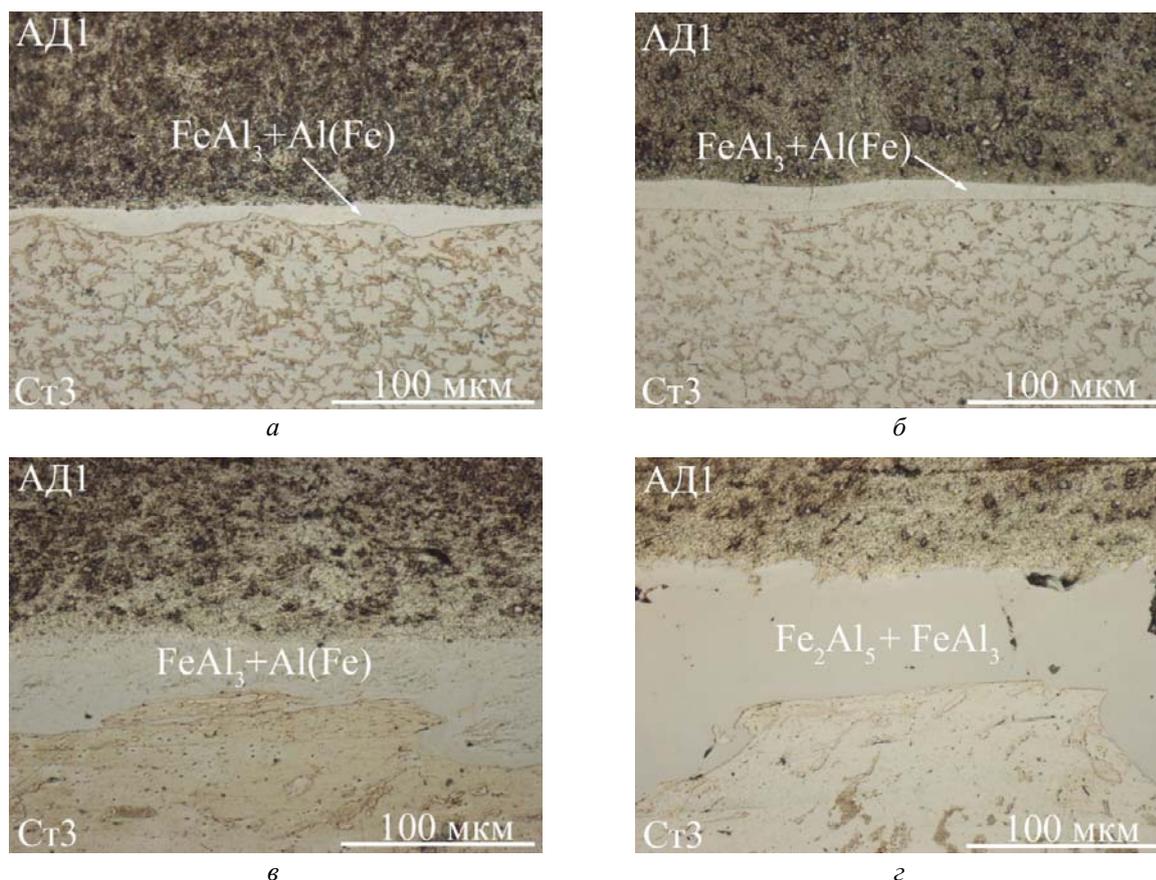


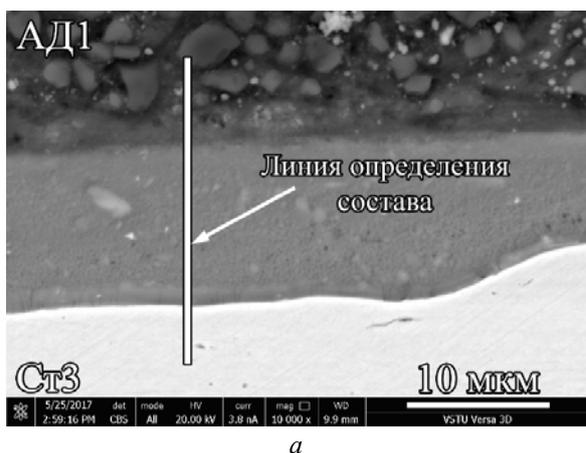
Рис. 1. Микроструктура оплавленного металла на границе соединения Ст3-АД1 после СВ по угловой схеме при  $V_k = 1690$  (а) и  $1770$  м/с (б) и по параллельной в середине (в) и в конце пластины (г)

По результатам металлографического и энергодисперсионного анализа установлено, что размер и состав участков оплавленного металла

зависит от скорости точки контакта  $V_k$  и скорости соударения пластин  $V_c$ . При СВ по угловой схеме, скорость  $V_k$  изменялась от 1690 до

1770 м/с, а  $V_c$  от 356 до 500 м/с. При СВ по параллельной схеме была обеспечена  $V_k$  4000 м/с, а  $V_c$  860 м/с.

При  $V_k = 1690$  м/с (рис. 1, *а*) оплавленный металл представляет собой тонкие ( $\sim 10$  мкм) участки небольшой протяженности, их твердость не превышает  $\sim 3$  ГПа, а площадь единичного оплава составляет в среднем  $0,003$  мм<sup>2</sup>.



Оплав состоит из механической смеси алюминия с интерметаллидом  $FeAl_3$ , а у границы со сталью обнаружена тонкая прослойка чистого интерметаллида  $FeAl_3$  (рис. 2). Увеличение  $V_k$  до 1770 м/с (рис. 1, *б*) приводит к увеличению толщины и протяженности участков оплавленного металла ( $S = 0,013$  мм<sup>2</sup>), при этом состав оплава остается неизменным.

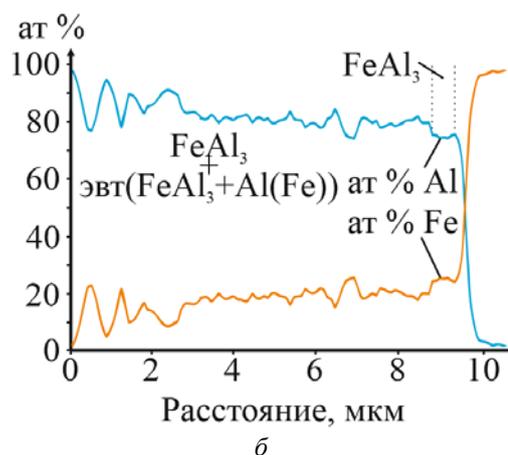


Рис. 2. СЭМ изображение (*а*) и распределение химических элементов по толщине оплава (*б*), образовавшегося при  $V_k = 1690$  м/с

В начале пластины, полученной по параллельной схеме, структура зоны соединения аналогична структуре рассмотренных выше участков. В середине пластины (рис. 1, *в*) наблюдаются оплавы значительно большей толщины и протяженности со средней площадью  $0,054$  мм<sup>2</sup>, твердость которых достигает 6 ГПа. Это связано с появлением в структуре большого количества твердых включений интерметал-

лидов  $Fe_2Al_5$  и  $FeAl_2$ , выявленных при энергодисперсионном анализе (рис. 3, *а*). В конце пластины за счет кумулятивного эффекта произошли значительные структурные изменения. Твердость оплавов составляет  $\sim 12$  ГПа, а площадь единичного оплава достигает  $0,078$  мм<sup>2</sup>. По данным энергодисперсионного анализа (рис. 3, *б*) установлено, что оплав полностью состоит из интерметаллидов  $Fe_2Al_5$  и  $FeAl_3$ .

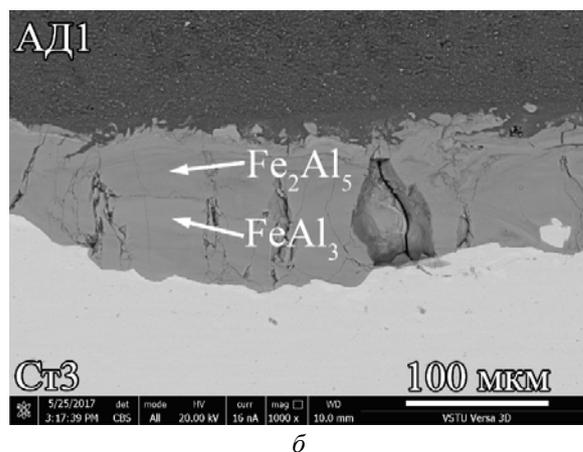
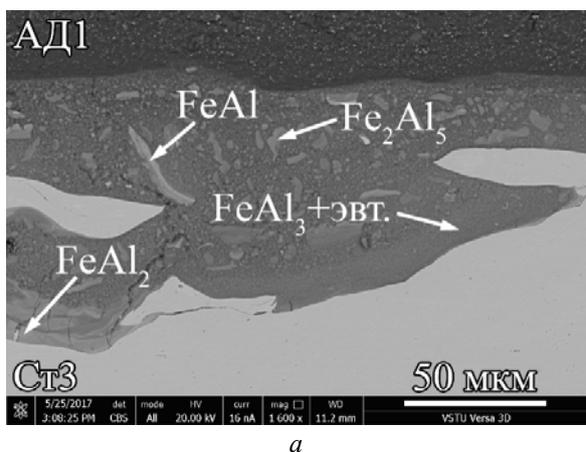


Рис. 3. СЭМ изображения оплавов в середине (*а*) и конце (*б*) пластины при параллельной схеме сварки

Результаты расчета скорости охлаждения и времени существования расплава при СВ

алюминия со сталью (см. таблицу) показывают, что скорость охлаждения расплава достаточно

высока и уменьшается от  $2,5 \cdot 10^5$  °C/с при  $V_k = 1690$  м/с до  $1,4 \cdot 10^4$  °C/с при  $V_k = 4000$  м/с, при этом время его существования увеличивается

от 1,9 мс до 101 мс. Столь большое время существования расплава объясняет появление в структуре оплавов включений интерметаллидов.

Химический состав и свойства оплавов

$V_k$ , м/с	$V_c$ , м/с	Средневзвешенное содержание Fe, % (ат.)	Твердость, ГПа	Скорость охлаждения расплава, °C/с	Время существования расплава, мс
1694	356	18	3	$2,5 \cdot 10^5$	1,9
1770	500	20	3,5	$5,9 \cdot 10^4$	8,3
4000	860	22	6	$1,44 \cdot 10^4$	35
4000	860	28	12	$1,42 \cdot 10^4$	101

Установлено, что при последующей термической обработке по режиму диффузионного отжига оплавленный металл влияет на кинетику диффузионных процессов только при малых временах выдержки, когда толщина образующейся диффузионной зоны соизмерима с толщиной оплавленного металла.

#### Выводы

1. Интенсификация режимов сварки взрывом приводит к росту площади локальных участков оплавленного металла, увеличению времени их существования в жидкой фазе и уменьшению скорости кристаллизации расплава.

2. Увеличение времени существования расплавленного металла сопровождается повышением доли интерметаллической фазы в структуре оплава и, соответственно, ростом его твердости.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Проничев, Д. В.* Исследование коррозионной стойкости биметалла АД1+Ст3 / Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, М. Д. Трунов, В. М. Ястребов // Известия ВолгГТУ :

научный журнал № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 24–28.

2. *Ковтунов, А. И.* Алитирование сталей, плакированных алюминием : монография / А. И. Ковтунов, В. П. Сидоров, Т. В. Чермашенцева. – Тольятти, 2010. – 119 с.

3. *Гуревич, Л. М.* Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1 - сталь Ст3 / Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков, М. Д. Трунов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – Т. 9. – С. 17–21.

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

5. *Рябов, В. Р.* Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В. Р. Рябов. – Москва : Metallurgiya. – 1975. – Т. 288. – С. 7.

6. *Шморгун, В. Г.* Получение покрытия из алюминидов железа на поверхности стали / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. Н. Арисова, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–16.

7. *Рыкалин, Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. – Москва : Гос. научно-техническое издательство машиностроительной литературы, 1951. – 296 с.

## ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.791.678.029.43

*Л. М. Гуревич<sup>1</sup>, В. В. Панков<sup>2</sup>, В. М. Букин<sup>2</sup>, С. В. Панков<sup>2</sup>, В. А. Рогачев<sup>1</sup>*

### О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ 3DLD ДЛЯ ОЦЕНКИ КАЧЕСТВА СВАРКИ ПОЛИЭТИЛЕНОВЫХ ТРУБ

<sup>1</sup> Волгоградский государственный технический университет

<sup>2</sup> ООО «ДИЦ «МОСТ»» (г. Волгоград)

e-mail: mv@vstu.ru

В статье приведены результаты использования технологии лазерного сканирования для контроля качества сварных швов полиэтиленовых труб. Показано, что приводимые в нормативной документации параметры грата не обязательно приводят к достижению требуемых прочностных свойств и характера разрушения сварного соединения. Применение технологии объемной лазерной диагностики позволяет сохранять в цифровом формате 2D и 3D реплики внешней и внутренней поверхностей грата сварного шва, использовать их при измерении размеров и дефектов поверхности.

*Ключевые слова:* полиэтиленовые трубы, сварка нагретым инструментом, грат, диагностика, лазерное сканирование.

*L. M. Gurevich<sup>1</sup>, V. V. Pankov<sup>2</sup>, V. M. Bukin<sup>2</sup>, S. V. Pankov<sup>2</sup>, V. A. Rogachev<sup>1</sup>*

### ABOUT THE POSSIBILITY OF 3DLD TECHNOLOGY APPLICATION FOR POLYETHYLENE PIPES WELDING QUALITY EVALUATION

<sup>1</sup> Volgograd State Technical University

<sup>2</sup> Ltd «DTC «MOST»» (Volgograd)

Results of use of technology of laser scanning for quality control of welded seams of polyethylene pipes are resulted in the article. It is shown that the grate parameters given in the normative documentation do not necessarily lead to the achievement of the required strength properties and the nature of failure of the welded joint. The application of technology of volumetric laser diagnostics allows you to save in a digital format 2D and 3D replicas of the external and internal surfaces of the weld bead, use them for measuring dimensions and surface defects.

*Keywords:* polyethylene pipes, welding with a heated tool, grate, diagnostics, laser scanning.

Практический опыт оценки качества сварного соединения полиэтиленовых труб (ПЭТ), полученных стыковой сваркой нагретым инструментом (НИ) показал отсутствие идеального метода контроля [1, 2]. Многолетнее использование в отечественной и мировой практике методов ультразвукового контроля (УЗК) сварных соединений ПЭТ подтвердило его низкую эффективность и недостаточную достоверность (не выявляются структурные несоответствия и неполное сплавление по границе соединения). Рентгеновский контроль (РК) качества сварного соединения полиэтиленовых труб не применяется из-за отсутствия методик контроля. В отсутствии достоверных неразрушающих ме-

тодов контроля единственным способом проверки является визуально-измерительный контроль (ВИК), при котором качество сварного соединения определяется по форме и размерам валиков наружного грата. Сварные соединения признаются не надежными, если размеры валиков не соответствуют установленной в НТД величине. Заключение о надежности сварного соединения достоверно подтверждается только механическими испытаниями. ВИК грата сваренных НИ полиэтиленовых труб показывает, что существующие в действующих СП 42-103-2003 «Проектирование и строительство газопроводов из полиэтиленовых труб и реконструкция изношенных газопроводов» нормы гео-

метрических размеров грата не всегда обеспечивают прочностные характеристики сварного соединения. Известны многочисленные случаи, когда забракованные по ВИК сварные соединения ПЭТ признаны годными по результатам механических испытаний на растяжение [3, 4]. Необходимо отметить, что в процедурах испытаний на растяжение, приведенных в основных действующих нормативных документах (Приложение П СП 42-103–2003 и Приложение Е ГОСТ Р 52779 «Детали соединительные из полиэтилена для газопроводов. Общие технические условия») используются различные формы образцов, скорости растяжения и оценочные параметры.

В последние годы в РФ для оценки качества поверхности сварных швов, образующихся при сварке плавлением, была разработана технология объемной лазерной диагностики поверхности сварного шва (3DLD), основанная на сравнении формы поверхности реального сварного шва с расчетным эталоном [10, 11]. Сканирование лазерным триангулярным датчиком позволяет получать цифровые 3D и 2D реплики поверхности сварного шва, по которым можно измерить любые размеры формы и дефектов поверхности сварного шва. Разработанная технология 3DLD

позволяет измерять размеры и форму грата сваренных НИ ПЭТ, но в отечественной литературе отсутствует описание использования этой технологии для контроля сварки ПЭТ.

Целью настоящей работы являлось исследование возможности оценки качества полученного сваркой НИ сварного соединения ПЭТ с помощью технологии 3DLD грата.

#### Методика проведения экспериментов

Для выяснения взаимосвязи формы и размеров грата с характером разрушения сварного соединения ПЭТ проведена сварка 12 стыков труб  $\varnothing 160 \times 14,6$  ПЭ 100 SDR11 на сварочном аппарате (СА) WIDOS 4900 при стандартизованных и нестандартизованных режимах с изменением технологических параметров (температуры НИ и давления сварки). Сравнение режимов сварки ПЭТ, приведенных в действующих НТД с режимами, установленными заводами-изготовителями сварочных аппаратах, свидетельствует, что они находятся в сопоставимых пределах за исключением давления при сварке, которое у машин FusionGator 250 и Widos 4900 на порядок (!) выше рекомендуемых ГОСТ Р 55276–2012 и СП 42-103–2003 (табл. 1).

Таблица 1

Параметры сварки труб  $\varnothing 160 \times 14,6$  ПЭ 100 SDR 11, приведенные в действующих НТД и установленные заводами-изготовителями СА

Параметр	ГОСТ Р 55276	СП 42-103–2003	FusionGator 250	Widos 4900
Температура НИ, °С	200–245	210–230	210	220
Давление выравнивания, МПа	0,15–0,19	0,18–0,22	1,7	1,7
Время прогрева, с	146–175	135	145	146
Давление при прогреве, МПа	0	0,01–0,03	0	0,01
Время технологической паузы, с	6	5	2	9
Давление при сварке, МПа	0,15–0,19	0,18–0,22	1,7	1,7
Время сварки, с	1056	780	1140	1140

Для определения влияния технического состояния оборудования и технологических режимов, запрограммированных изготовителями СА с высокой степенью автоматизации, на качество сварки изготовлены 12 контрольных сварных соединений (КСС) при помощи СА Gator 250 и Widos 4900 различных лет выпуска.

Для оценки формы и размеров грата внешняя и внутренняя поверхности сварного шва КСС сканировалась на установке 3DLD ООО «Диагностический Испытательный Центр “МОСТ”» (рис. 1). По 3D и 2D репликам сварного соединения проводилась визуальная оценка формы и измерение размеров грата.

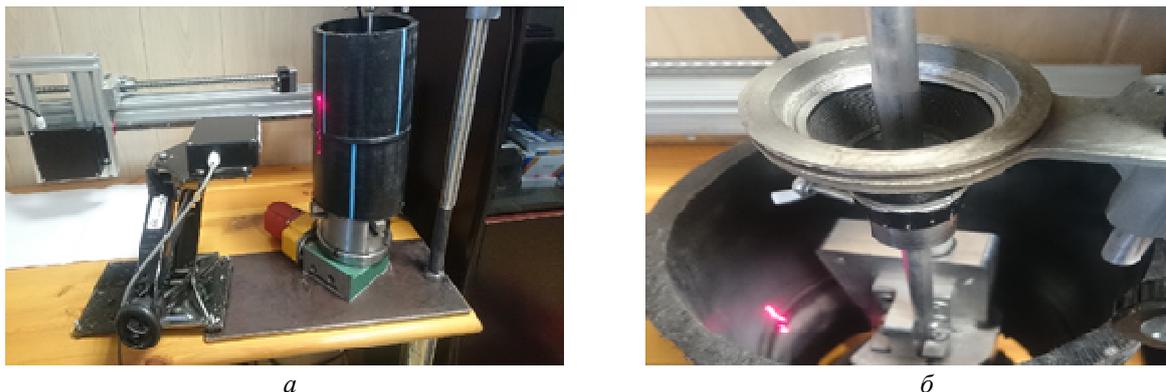


Рис. 1. Сканирование внешней (а) и внутренней (б) поверхности сварного шва КСС

Для определения влияния формы грата на механические свойства сварного соединения из КСС вырезались четыре образца, равномерно распределенные по окружности наружного диаметра трубы. Размеры образцов и методика механических испытаний на осевое растяжение соответствовали требованиям ГОСТ Р 52779 и СП42-103. Разрушение КСС признавалось хрупким, если хотя бы один из четырех испытываемых образцов имел хрупкий характер разрушения.

#### Результаты и их обсуждение

Согласно СП 42-103–2003, диапазон допустимых размеров грата КСС для полиэтиленовой трубы П100 160 SDR 11 составляет по высоте  $h=2,55-4,25$  мм и по ширине  $b=8,5-12,75$  мм. В случае соответствия размеров грата выше-

приведенным значениям при механических испытаниях на осевое растяжение можно ожидать пластичного разрушения сварного соединения. Положительный результат испытаний по ГОСТ 52779 достигается при отсутствии разрушения по сварному шву или в случае разрушения по сварному шву выявляется без увеличительных приборов деформация текучести. При отрицательном результате (хрупком разрушении по сварному шву) в зоне разрушения не обнаруживается без увеличительных приборов деформация текучести. Анализ результатов испытаний позволяет выделить три характерных типа разрушения образцов (рис. 2) по сварному шву: вязкое и пластичное (с деформацией текучести) и хрупкое.



Рис. 2. Типы разрушения образцов при осевом растяжении по ГОСТ 52779:  
а – вязкий; б – пластичный; в – хрупкий

Сравнение результатов измерения геометрических параметров грата всех образцов КСС и механических испытаний на осевое растяжение образцов по ГОСТ 52779 и СП 42-103-2003 (табл. 2) показывает:

1) при испытаниях на осевое растяжение по СП 42-103-2003 не зависимо от размеров грата и режимов сварки на всех образцах наблюдался пластический характер разрушения – тип 1 по СП 42-103-2003;

2) только КСС № 5, полученное при давлении сварки 1,1 МПа, что на 35 % ниже рекомендуемых значений (1,7 МПа), по результатам

испытаний образцов полностью удовлетворяет требованиям ГОСТ 52779-2007, но по размерам грата не соответствует требованиям СП 42-103-2003;

3) результаты механических испытаний остальных КСС не удовлетворяют требованиям ГОСТ Р 52779-2007, хотя форма и размеры внешнего грата сварных швов КСС № 3 и 4 соответствуют требованиям СП 42-103-2003;

4) испытания по ГОСТ Р 52779 контрольных образцов, вырезанных из трубы без сварного шва, показали характерное пластическое разрушение с формированием «шейки».

Таблица 2

**Размеры грата и результаты испытаний на растяжение в соответствии по ГОСТ Р 52779 и СП 42-103 КСС трубы Ø160×14,6 ПЭ 100 SDR 11**

№ КСС	Параметры режима сварки		Размеры грата		ГОСТ Р 52779		СП 42-103-2003	
	P, МПа	T°, С	H, мм	B, мм	Усилие (кН)	характер разрушения	Усилие (кН)	характер разрушения
1	1,7	212	3,93	15,63	14,85	хрупкий	8,25	пластичный
2	1,7	215	4,28	15,08	16,03	хрупкий	=	пластичный
3	1,7	195	3,24	11,98	15,25	хрупкий	8,23	пластичный
4	1,8	193	3,54	12,58		хрупкий	–	пластичный
5	1,1	211	4,23	15,93		пластичный по сварному шву	–	пластичный
6	1,3	211	3,89	13,55		хрупкий	–	пластичный
7	2,1	211	4,24	15,4		хрупкий	–	пластичный
8	2,7	210	4,08	14,3	14,5	хрупкий	8,3	пластичный
9	1,7	236	4,41	16,23	15,45	хрупкий	–	пластичный
10	4,3	182	2,83	6,08	13,6	хрупкий	–	пластичный
11	4,3	184	3,1	6,61	13,65	хрупкий	8,23	пластичный
12	4,4	220	4,68	12,35	15,25	хрупкий	8,3	пластичный
Исходная труба Ø160×14,6 ПЭ 100 SDR 1					15,4	пластичный	8,2	пластичный

Результаты механические испытания по ГОСТ Р 52779 образцов из КСС, полученных на сварочных аппаратах с высокой степенью автоматизации (табл. 3) показали отсутствие соответствия рекомендуемых СП 42-103 размеров грата положительным результатам механических испытаний по ГОСТ 52779. Только у КСС, сваренных на машине Gator 250 2016 года выпуска, размеры грата КСС соответствовали требованиям СП 42-103-2003, но при испытаниях образцов на осевое растяжение не были получены положительные результаты.

Таким образом, проведенные испытания на осевое растяжение показывают:

– геометрические размеры грата не позволяют прогнозировать прочностные свойства и характер разрушения сварного соединения по ГОСТ 52779 при сварке полиэтиленовых труб НИ.

– результаты испытаний по в ГОСТ52779-2007 и СП 42-103 вследствие использования образцов различной формы в большинстве случаев не сопоставимы друг с другом.

Отсутствие однозначной взаимосвязи между формой, размерами грата и прочностными характеристиками сварного соединения неоднократно отмечалось отечественными и зарубежными учеными. В публикациях В. И Кимельблата с сотрудниками [5–8] констатирует-

ся, что в связи с разнообразием реологических свойств марок полиэтилена и, соответственно, возможных форм грата (рис. 5) нельзя предло-

жить единственный критерий оценки качества сварного соединения, рекомендуется лишь сравнение грата с эталонными образцами.

Таблица 3

**Параметры грата и характер разрушения при испытаниях по ГОСТ 52779 КСС, сваренных на СА с высокой степенью автоматизации**

Параметры грата	Марка сварочного аппарата и год выпуска											
	Gator 250 2006 г.				Gator 250 2016 г.				Widos 4900 2014 г.			
	Номер КСС				Номер КСС				Номер КСС			
	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
Высота, мм	4,0	3,6	4,0	4,0	3,9	3,9	3,9	3,9	4,0	4,2	4,0	3,9
Ширина, мм	13,2	12,9	13,5	13,5	12,7	12,0	12,6	12,9	15,9	15,8	15,4	14,9
Тип разрушения по ГОСТ Р 52779	Хр.	Пл.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.	Хр.

Очевидно, что на геометрию грата влияет толщина стенки ПЭТ. В результате статистической обработки экспериментальных данных для труб в диапазоне до 95 мм были получены аппроксимирующие функции для расчета ширины и высоты грата при «единственном низком давлении» в благоприятных погодных условиях [5]. В выполненной в США работе [6] показано, что при сварке размеры грата труб разных марок ПЭ сильно различаются. Поэтому авторы предложили ограничиться критериями, не содержащими допусков и не связывающими размеры грата и толщину стенки.

В отсутствие достоверных критериев оценки качества сварных соединений полиэтиленовых труб основные усилия по обеспечению качества сварки направляют на обучение специалистов и на контроль процедуры технологического процесса сварки [9]. В ряде стран для контроля качества сварных соединений ПЭТ сварщиками предлагается использовать как эталоны образцы, сваренные «авторитетными» сварщиками [7, 8].

Представляет интерес использовать для контроля качества сварки ПЭТ возможности технологии 3DLD, позволяющей сравнивать реальную форму поверхности грата сварного шва с эталоном, полученным по физико-математической модели [10, 11]. Эталонную форму грата можно рассчитать по заданным НТД размерам ширины и высоты грата сварного шва

с учетом реологических свойств полиэтилена в вязко-текучем состоянии. Ранее созданная модель для сварного шва при электродуговой сварке плавлением позволяет определить только допустимые значения высоты и ширины эталонной формы грата. Эта модель не учитывает особенности двустадийного процесса сварки ПЭТ нагретым инструментом, связанных с образованием первичного грата при нагреве и последующим формированием грата в процессе приложения давления сварки. На рис. 3 приведены различные реальные профили поверхности грата, полученные по технологии 3DLD, и расчетные эталоны. По сканированным 2D профилям можно определять ширину и высоту грата, все виды дефектов формы поверхности грата, выявляемых ВИК.

Режимы сварки и реологические свойства полиэтилена влияют на форму грата, который, в свою очередь, определяет прочностные характеристики сварного соединения. В отсутствии адекватной физико-математической модели логично сопоставить форму поверхности грата обладающего максимальными прочностными характеристиками КСС с формой грата других сварных швов трубопроводов. На рис. 4 показаны формы грата образцов из КСС, характеристики которых приведены табл. 2, на которые наложена эталонная форма, в качестве которого выбрана форма грата КСС № 5, обозначенная красным цветом (рис. 4).

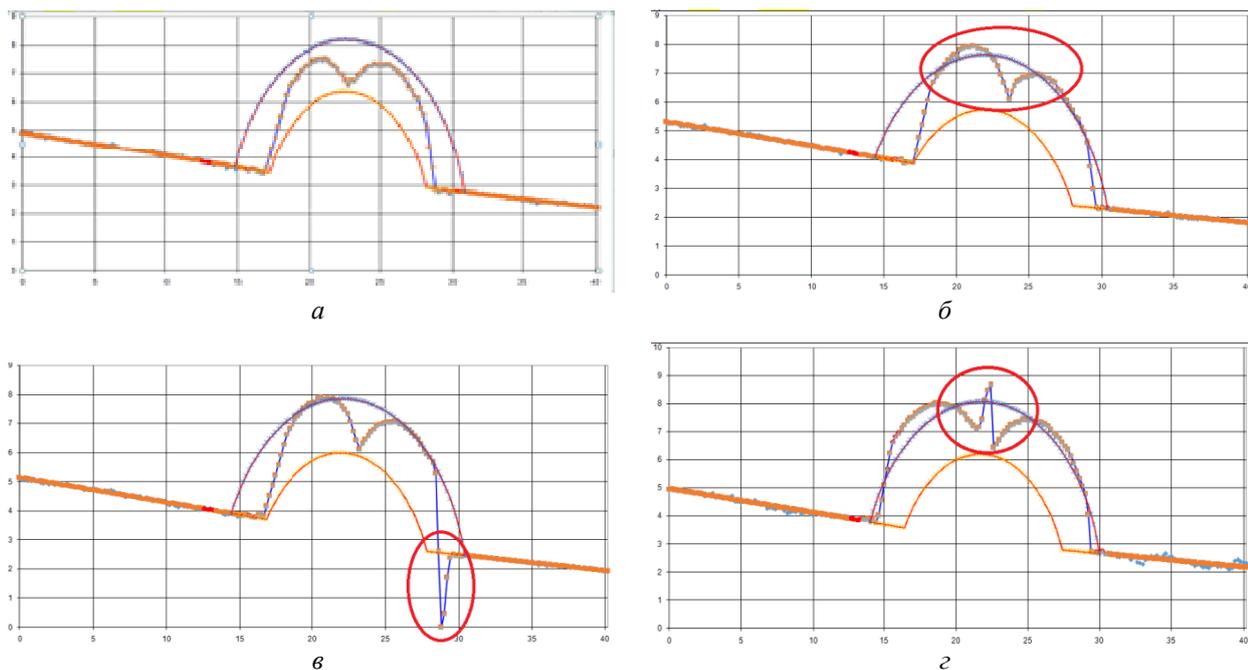


Рис. 3. Различные профили поверхности решетки с дефектами, выявляемыми 3DLD:  
*а* – шов с гладкими и симметричными валиками решетки округлой формы; *б* – несимметричные валики решетки по высоте;  
*в* – подрез; *г* – инородное включение на стыке двух валиков

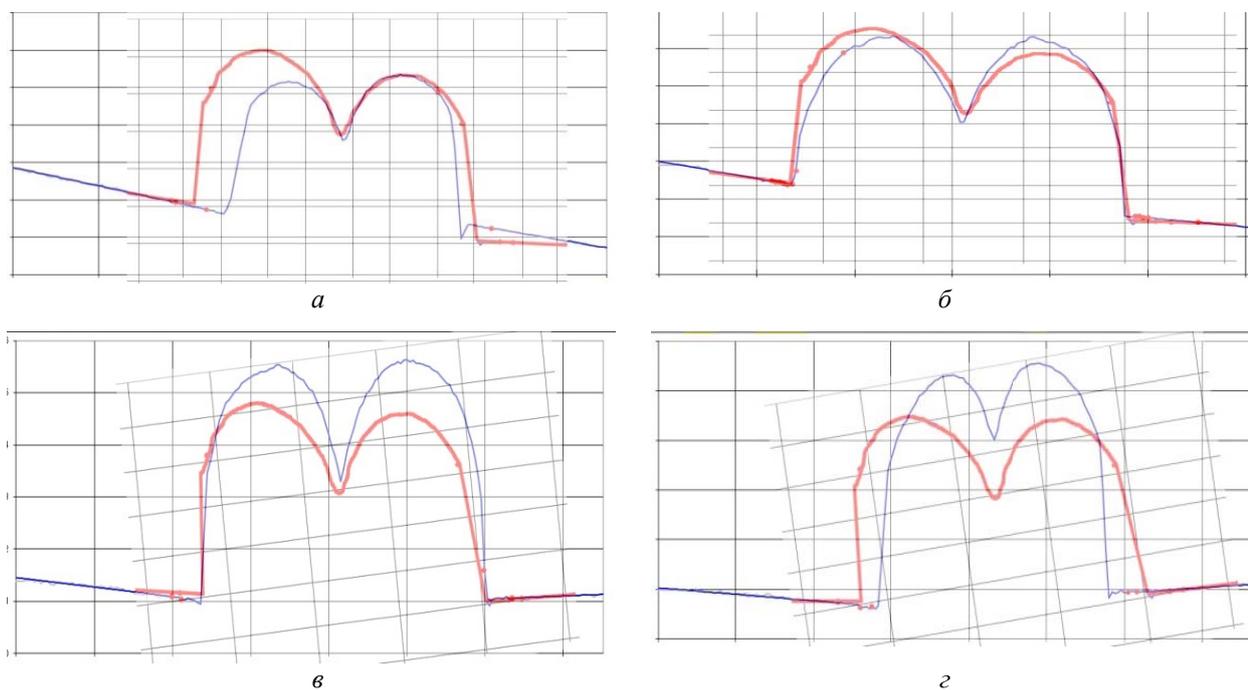


Рис. 4. Сопоставление формы решетки различных КСС:  
*а* – КСС №6; *б* – КСС №2; *в* – КСС №9; *г* – КСС №12. Форма решетки КСС №5 нанесена красным цветом

Наложение с помощью технологии 3DLD формы внешнего решетки КСС № 5 на формы внешнего решетки сечений других КСС показывает их хорошее совпадение для КСС № 2 и 6, которые максимально близко по своим механическим свойствам КСС № 5. При механических

испытаниях по ГОСТ 52779 лишь один из четырех испытанных образцов КСС № 2 и № 6 имел хрупкий тип разрушения. У внешнего решетки КСС № 9 и КСС № 12, разрушение которых носит хрупкий характер, форма визуально значительно меньше совпадает с формой «эта-

лонного» грата КСС № 5, что позволяет предположить наличие взаимосвязи формы грата с прочностными характеристиками сварного шва. Для количественной оценки этой взаимосвязи необходима разработка физико-математической модели и критериев, связывающих реологические свойства полиэтилена, параметры сварки с размерами и формой грата.

Технология 3DLD позволяет использовать мобильный сканер (рис. 5) для сравнения формы сваренного в полевых условиях грата реальных трубопроводов с формой эталонных КСС. Такие сканеры позволяют сохранять реплики и измеренные размеры и форму грата всех сваренных стыков трубопровода в единой базе. После успешной разработки модели сварки нагретым инструментом ПЭТ, связывающей режимы сварки, реологические свойства ПЭ и размеры грата, технология 3DLD позволит оценивать качество сварки по результатам измерения параметров формы грата.



Рис. 5. Мобильный сканер для измерения формы сваренного в полевых условиях грата реальных трубопроводов

### Выводы

1. Результаты проведенных по ГОСТ 52779–2007 и СП 42-103–2003 испытаний на осевое растяжение сварных соединений полиэтиленовых труб свидетельствуют, что приведенные в СП 42-103–2003 геометрические размеры грата не гарантируют требуемых прочностных свойств и характера разрушения сварного соединения. Результаты испытаний, выполненных по ГОСТ Р 52779–2007 и СП 42-103–2003 в большинстве случаев не сопоставимы друг с другом.

2. Механические испытания по ГОСТ 52779 образцов КСС, полученных на сварочных аппаратах с высокой степенью автоматизации на заданных производителям режимах сварки, пока-

зали отсутствие соответствия размеров грата, рекомендуемых СП 42-103–2003, положительным результатам механических испытаний по ГОСТ 52779–2007.

3. Применение технологии объемной лазерной диагностики позволяет сохранять в цифровом формате 2D и 3D реплики внешней и внутренней поверхностей грата сварного шва, использовать их при измерении размеров и дефектов поверхности грата.

4. Технология 3DLD позволяет прогнозировать прочностные свойства и характер разрушения сварного соединения путем сравнения формой и геометрией грата реального сварного стыка с эталоном, подбираемым по результатам механических испытаний.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кимельблат, В. И. Проблемы нормативно-технической документации на контактную сварку полимерных труб встык / В. И. Кимельблат, И. В. Волков // Сварка и диагностика. – № 1. – 2011. – С. 58–61.
2. Кимельблат, В. И. Сварка ПЭ-труб: тенденции развития / В. И. Кимельблат // ПЛАСТИКС. – № 6 (135), 2014. – С. 38–43.
3. Сафронова, И. П. Развитие нормативной базы по сварке полимерных трубопроводов / И. П. Сафронова, Д. А. Черников // Полимерные трубы. – № 3 (49). – 2015. – С. 32–35.
4. Кимельблат, В. И. Сварка полимерных труб / В. И. Кимельблат // ПЛАСТИКС: индустрия переработки пластмасс, №8 (90), 2010. – С.44–47.
5. Волков, Н. В. Как контролировать грат сварных соединений ПЭ труб встык / Н. В. Волков, Н. В. Прокопьев, В. И. Кимельблат // Полимерные трубы. – № 3(49). – 2015. – С. 58–61.
6. Generic Butt Fusion Joining Procedure for Field Joining of Polyethylene Pipe. TR-33-12. 2012 PPI, USA.
7. DVS Technical Codes on Plastics Joining Technologies. 2015. Technical Code DVS 2202. Evaluation of imperfections in joints of thermoplastic materials to piping parts and panels heated plate welding (HS, IR)
8. Крис О'Коннор. Полиэтиленовые трубопроводы: как избежать дефектов сварки? / Крис О'Коннор // Газ России. – № 3. – 2012. – С. 48–58.
9. Кимельблат, В. И. Сварка полимерных труб: роль компетенции специалистов / В. И. Кимельблат, О. В. Стоянов, И. В. Волков // Вестник Казанского технологического университета. – 2012. – № 7. – С. 252–253.
10. Панков, В. В. Мера формы сварного шва как основа разработки цифровых технологий оценки качества сварных швов / В. В. Панков, С. В. Панков, И. Г. Богородский, В. М. Букин // Журнал нефтегазового строительства. – 2015. – № 2. – С. 20–26.
11. Панков, В. В. Виртуальный эталон формы сварного шва при сварке в различных пространственных положениях для целей оценки квалификации сварщиков / В. В. Панков, С. В. Панков, И. Г. Богородский, В. М. Букин // Журнал нефтегазового строительства. – 2014. – № 4. – С. 38–43.

УДК 678.743:539.2

*Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан***ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИСПЕРСНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ И МЕДНЫХ НАПОЛНИТЕЛЕЙ  
НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ФТОРОПЛАСТА-4\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние концентрации и типа дисперсного металлического наполнителя (меди и алюминия) на теплофизические свойства фторопласта-4. Наполненные металлом композиционные материалы на основе фторопласта-4 получали по характерной для него технологии, то есть холодного прессования порошковых смесей и спекания. Установлено, что введение дисперсных металлов до 40 % способствует повышению теплопроводности и снижению теплового расширения, что связывается со смешевыми закономерностями. Спекание способствует снижению теплового расширения композиционных материалов, однако, его влияние на теплопроводность неоднозначно. После спекания теплопроводность фторопласт-алюминиевых композиционных материалов снижается, а фторопласт-медных увеличивается.

*Ключевые слова:* наполненный фторопласт-4, алюминий, медь, холодное прессование, спекание, адгезионное взаимодействие, композиционные материалы, теплопроводность, тепловое расширение.

*N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, D. V. Savin, G. V. Agafonova, D. A. An***STUDY OF INFLUENCE OF DISPERSE ALUMINUM AND COPPER FILLERS  
ON THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF FLUOROPLASTIC-4****Volgograd State Technical University**

The effect of the concentration and type of dispersed metallic filler (copper and aluminum) on the thermophysical properties of fluoroplast-4 was studied. Metal-filled composite materials based on fluoroplastic-4 were produced according to the technology characteristic for it, that is, cold pressing of powder mixtures and sintering. It has been established that the introduction of dispersed metals up to 40% contributes to an increase in thermal conductivity and a decrease in thermal expansion, which is associated with mixed patterns. Sintering helps to reduce the thermal expansion of composite materials, but its effect on thermal conductivity is ambiguous. After sintering, the thermal conductivity of fluoroplastic-aluminum composite materials is reduced, and the fluoroplastic-copper composite is increased.

*Keywords:* filled fluoroplastic-4, aluminum, copper, cold pressing, sintering, adhesion interaction, composite materials, thermal conductivity, thermal expansion.

**Введение**

В узлах трения машиностроительного оборудования широко применяют фторопласт-4 (Ф-4), который обладает уникально низкими коэффициентом трения, химической и термической стойкостью [1]. Для повышения износостойкости, прочности при сжатии и снижения ползучести Ф-4 наполняют металлами [2, 3]. Предельное содержания наполнителя не превышает 40 % об., так как, если его больше, то резко падают прочность при растяжении и ударная вязкость, материал становится хрупким, что связано с низкой адгезионной прочностью между фторопластом и наполнителем [2–4]. Теплопроводность и тепловое расширение являются одними из основных параметров, характеризующих работоспособность антифрикционных материалов [3]. Поэтому целью работы являлось изучение влияния дисперсных ме-

ди и алюминия на теплопроводность и тепловое расширение фторопластовых композиционных материалов (КМ) полученных холодным прессованием и спеканием.

**Методика проведения исследований**

Выбор наполнителя обусловлен тем, что медь и алюминий обладают наиболее высокой теплопроводностью [5], а значит фторопласт, содержащий их будет более эффективно отводить тепло от поверхности трения, что улучшит работоспособности антифрикционных деталей [1, 3]. КМ получали по традиционной технологии: путем смешивания порошков алюминия или меди с Ф-4, холодного прессования и спекания. Использование приемов порошковой металлургии обусловлено высокой вязкостью расплава фторопласта-4 [1–3]. Содержание алюминия и меди изменялось от 10 до 40 % об.

Предварительно порошки Al и Cu просеивали. Форма частиц порошка Cu более развитая (рис. 1) в отличие от Al, что может повлиять на теплопроводность и тепловое расширение фторопласта. Объемные пропорции в композиционных материалах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *OHAUS-123*. Холодное прессование (ХП) образцов проводилось в односторонних пресс-формах давлением 200 МПа. Спекание осуществляли в свободном состоянии при температуре 380 °С с выдержкой 15 минут на один миллиметр поперечного сечения образца.

Микроструктуры КМ снимали на оптическом микроскопе *Olympus 61BX* на микрошлифах.

Плотность измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139–69. Объемный коэффициент теплопроводности ( $\lambda$ ) измеряли при комнатной температуре (22 °С) по стандартной методике на установке КИТ-02Ц «Теплофон». Количественное соотношение фаз, рассчитывали по правилу смеси по данным плотности и контролировали на структурах с помощью программы *AnalySYS*. Тепловое расширение наполненного фторопласта измеряли на установке термомеханического анализа *Netzsch 402 F3 Hyperion* по одноосной схеме. Образцы имели высоту 2 мм и диаметр 6 мм. Температуры размягчения определяли с применением встроенного программного обеспечения *Proteus 61*.

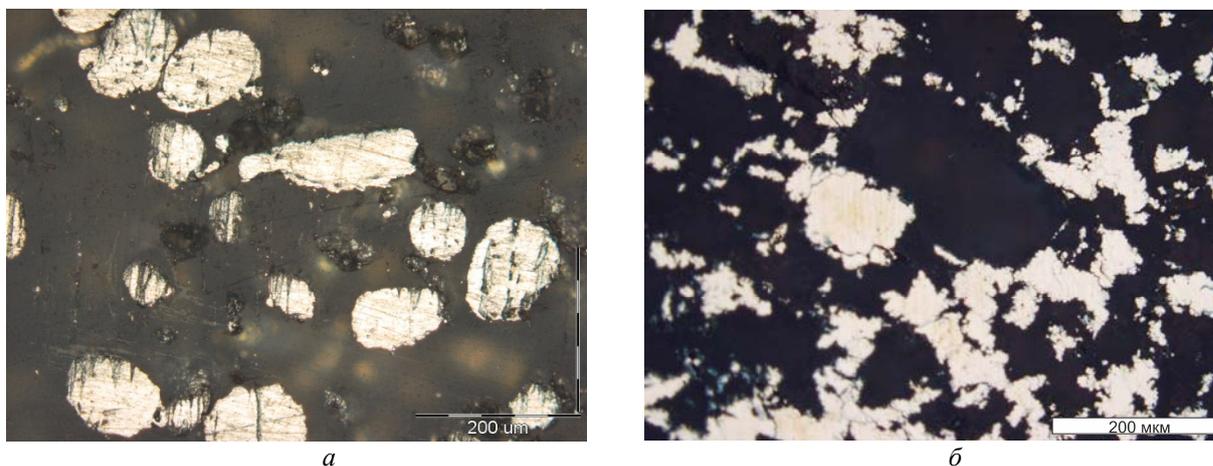


Рис. 1. Микроструктуры фторопласта, наполненного 30 % алюминия (а) и 10 % меди (б) (x200)

### Результаты исследований

Измерение плотности показало закономерное ее повышение с увеличением содержания металла (рис. 2), что свидетельствует о плотном контакте между алюминием, медью и фторопластом, что также подтверждается на микроструктурах (рис. 1). Спекание снижает плотность фторопласт-алюминиевых КМ (рис. 2, а) и практически не изменяет ее у фторопласт-медных КМ (рис. 2, б), что может быть связано с формой частиц меди и ее лучшим взаимодействием с фторопластом-4. Пористость у меднофторопластовых КМ выше, чем у алюминий-фторопластовых. После спекания пористость у меднофторопластовых КМ снижается, а у алюминий-фторопластовых повышается.

Измерения теплопроводности КМ показали, что с увеличением концентрации алюминия с 10 до 40 % происходит ее повышение с 1,2–1,4 до 1,4–2,2 Вт/м·К (рис. 3, а). После спекания происходит снижение теплопроводности в 1,3–1,5 раз до 1,1–1,5 Вт/м·К во фторопласт-алюминиевых КМ (рис. 3, б, кривая 1) и повышение в 1,1–1,2 раза до 1,4–1,5 Вт/м·К во фторопласт-медных КМ (рис. 3, б, кривая 2). Таким образом, до спекания фторопласт, наполненный алюминием, обладает большей теплопроводностью, чем наполненный медью, а после спекания, наоборот. Так же следует отметить, что увеличение концентрации алюминия приводит к большему росту теплопроводности, чем аналогичное увеличение концентрации меди.

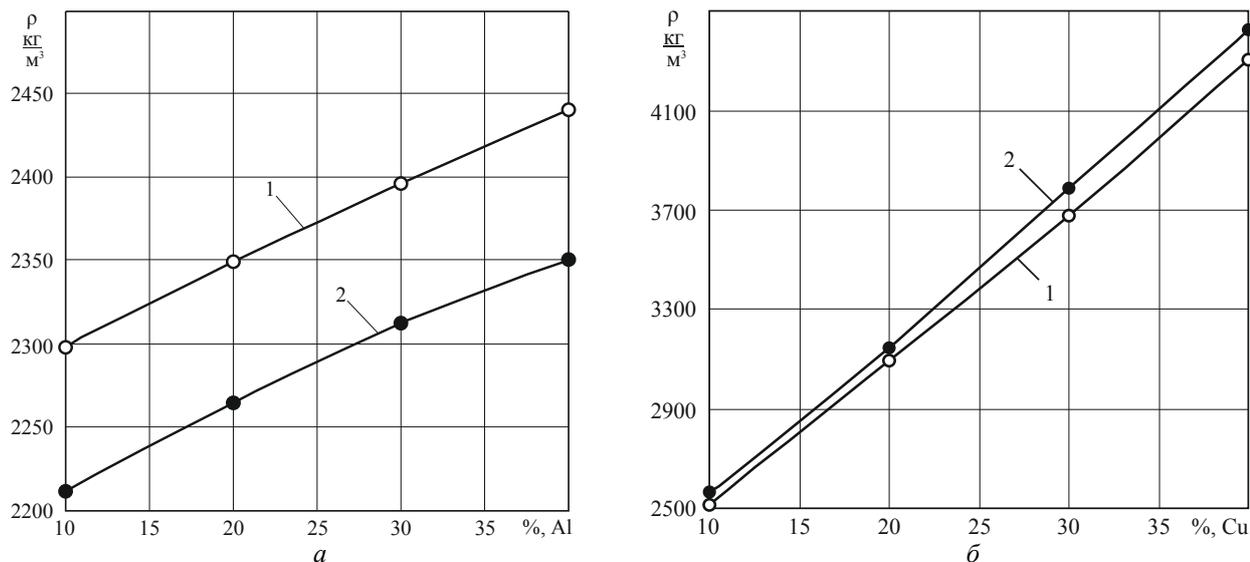


Рис. 2. Зависимость плотности металлофторопластовых КМ от содержания алюминия (а) и меди (б): 1 – до спекания; 2 – после спекания

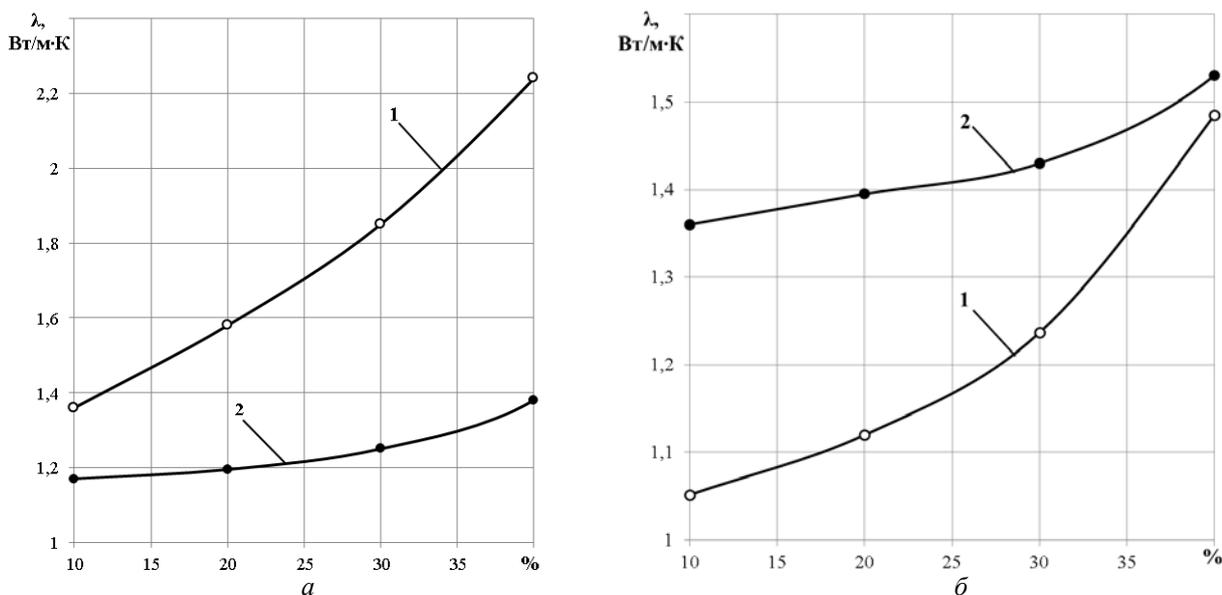


Рис. 3. Зависимость теплопроводности металлофторопластовых КМ от содержания алюминия (а) и меди (б):

Исследования теплового расширения позволили получить температурные зависимости (рис. 4), на которых наблюдаются перегибы, с соответствующими деформациями КМ. В температурном интервале до  $t_1$  (таблица) происходит небольшое увеличение деформации, связанное с тепловым расширением аморфной фазы Ф-4. В интервале  $t_1-t_2$  наблюдается резкий

скачок деформации, обусловленный плавлением кристаллической фазы полимера. Температуры  $t_1$  (см. таблицу) близки к температуре плавления кристаллической фазы фторопласта-4, которая до спекания составляет  $341^\circ\text{C}$ , а после –  $327^\circ\text{C}$  [6]. Выше  $t_2$  происходит равномерный рост деформаций, связанный с тепловым расширением аморфного фторопласта-4.

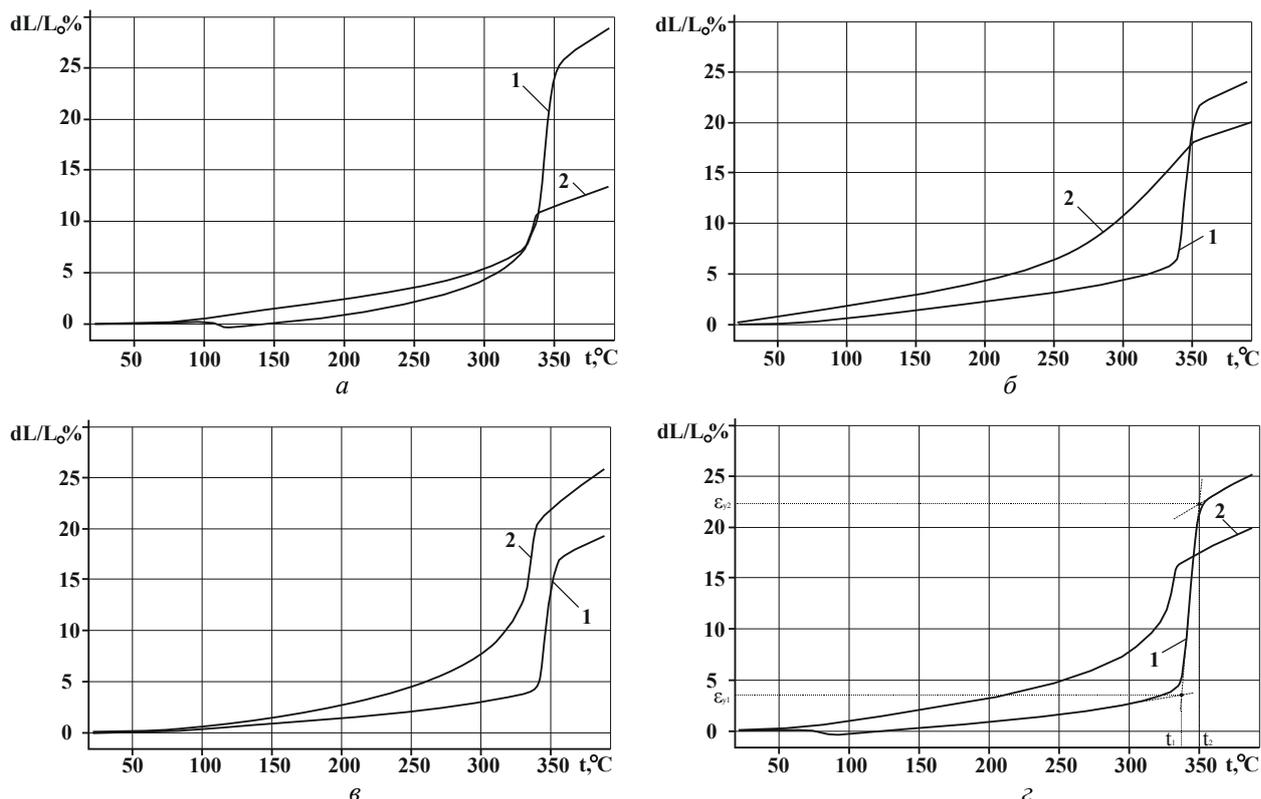


Рис. 4. Зависимость теплового расширения фторопласта-4, наполненного 10 % (а, б) и 30 % (в, г) алюминия (а, в) и меди (б, г) от температуры: 1 – без спекания; 2 – со спеканием

Наиболее сильные различия в величине теплового расширения между различными КМ наблюдаются при высоких температурах: 300–350 °С (рис. 4). При содержании металла 10 %-ное тепловое расширение КМ, наполненного медью немного ниже, чем при наполнении алюминием, а при большем наполнении (30 %) разницы практически нет (рис. 4). Спекание неоднозначно влияет на уровень теплового расширения наполненного фторопласта. Спекание вызывает у наполненного фторопласта повыше-

ние тепловых деформаций в области низких температур (до 317–330 °С) (рис. 4, кривые 2, таблица) и снижение тепловых деформаций в области высоких температур. Аномальное поведение наблюдается у фторопласта-4, наполненного 30 % алюминия (рис. 4, в), у которого спекание вызывает повышение теплового расширения в области высоких температур. При этом после спекания температуры переходов  $t_1$  и  $t_2$  наполненного фторопласта-4 смещаются в область более низких температур.

#### Характерные температуры переходов структурных состояний и деформации теплового расширения наполненного металлами фторопласта-4

Наполнитель	Концентрация, %	спекание	$\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	П, %	$t_1$ , °С	$\varepsilon_{y1}$ , %	$t_2$ , °С	$\varepsilon_{y2}$ , %
Cu	10	–	2520	14,1	339	5	352	22
		+	2560	12,7	317	12	350	18
	30	–	3680	13,6	338	3	350	23
		+	3790	11,0	327	8	332	16
Al	10	–	2308	0,2	335	6	350	25
		+	2264	2,1	327	5	335	11
	30	–	2394	0,2	342	4	352	17
		+	2310	3,7	330	9	336	21

Повышение теплопроводности фторопласта-4 с увеличением содержания меди или алюминия связано со смесевыми закономерностями, так как усиливается роль в теплопередаче металлов. Более низкая теплопроводность КМ на основе фторопласта-4, наполненных медью, чем алюминием, до спекания, вероятно, связано с более развитой поверхностью частиц меди, которая препятствует полному соприкосновению поверхностей меди и фторопласта и на границе раздела фаз остается множество пор, обладающих минимальной теплопроводностью, что подтверждается более высокой пористостью фторопласта, наполненного медью. Снижение теплопроводности после спекания во фторопласте, наполненного алюминием и ее повышение при наполнении медью может быть связано с ослаблением или усилением адгезионного межфазного взаимодействия, что указывает на различие процессов на границе металл – полимер. В системе фторопласт-медь взаимодействие происходит через границу металла с рыхлой оксидной пленкой, которая не препятствует образованию адгезионных связей, на что указывает снижение пористости. В системе фторопласт-алюминий плотная оксидная пленка препятствует образованию сильных адгезионных контактов при спекании, а значительное расширение фторопласта приводит к разрушению уже имеющихся связей, об этом свидетельствует увеличение пористости.

Снижение теплового расширения Ф-4 с увеличением количества металла связано с ограничением теплового движения макромолекул полимера частицами алюминия или меди, причем этот эффект выше, чем лучше межфазное адгезионное взаимодействие, так как упрочняющая фаза, при достаточном адгезионном взаимодействии с матрицей, выполняет функцию узлов сетки, препятствующих тепловому перемещению полимерных цепей [7]. Температуры  $t_1$  близки к температуре плавления Ф-4, что свидетельствует о его определяющем влиянии на теплофизические свойства КМ. Спекание с одной стороны приводит к повышению тепловых

деформаций ( $\epsilon_y$ ) до температур  $t_1$ , с другой к их снижению при температурах выше  $t_2$  (за исключением Ф-4, наполненного 30 % алюминия). Возможно это связано с различными структурными процессами во время теплового расширения наполненного фторопласта. Во время спекания улучшается адгезионное межфазное взаимодействие, КМ монолитизируется, что приводит к более быстрому отклику тепловых деформаций на тепловое воздействие при низких температурах и к блокированию теплового расширения при высоких температурах.

### Выводы

Введение металлического наполнителя благоприятно сказывается на теплофизических свойствах фторопласта, наблюдается повышение теплопроводности и снижение теплового расширения. Особенно эти свойства улучшаются после спекания наполненного медью фторопласта, но ухудшаются у наполненного алюминием.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Применение фторполимерных материалов в трибологии: состояние и перспективы / В. М. Бузник, Г. Ю. Юрков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 4 (72). – С. 133–149.
2. Металлополимерные нанокомпозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов [и др.]. – Новосибирск: изд. СО РАН, 2005. – 260 с.
3. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипники / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М.: Машиностроение, 1976. – 192 с.
4. Ениколопов, Н. С. Принципы создания полимерных композиционных материалов / Н. С. Ениколопов, А. А. Берлин, С. А. Вольфонсон, В. Г. Ошмян. – М.: Химия, 1990. – 238 с.
5. Берман, Р. М. Теплопроводность твердых тел ; пер. с англ. Л. Г. Асламазова / под ред. В. З. Кресина. – М.: Мир. 1979. – 286 с.
6. Rae, P.J. The properties of poly(tetrafluoroethylene) (PTFE) in compression / P.J. Rae, D.M. Dattelbaum // Polymer. – 2004. – № 45. – P. 7615–7625
7. Adamenko, N.A. Thermomechanical properties of fluoroplastic-copper composites / N.A. Adamenko, Kazurov A.V., Fam A.H. // International Polymer Science and Technology. – 2007. – Vol. 34, № 12. – P. 27–31.

УДК 678.743:539.2

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, Л. Ю. Дробот*  
**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОГО РЕЖИМА СПЕКАНИЯ  
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА  
НА ОСНОВЕ ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА\***

**Волгоградский государственный технический университет**  
e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано влияние режимов спекания на структуру и свойства композита на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) с 30 % полиарилата (ПА), полученного ударно-волновой обработкой (УВО) порошковой смеси.

*Ключевые слова:* политетрафторэтилен, полиарилат, ударно-волновое нагружение, спекание.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. V. Kazurov, L. Yu. Drobot*  
**THE INFLUENCE OF TEMPERATURE-TIME REGIME OF SINTERING  
ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF COMPOSITES BASED  
ON POLYTETRAFLUOROETHYLENE**

**Volgograd State Technical University**

The influence of modes of sintering on the structure and properties of composites based on polytetrafluoroethylene (PTFE) with a 30 % polyarylate (PA) received shock-wave treatment (SWT) in the powder mixture.

*Keywords:* polytetrafluoroethylene, polyarylate, shock-wave loading, sintering.

**Введение**

УВО является перспективным высокоэнергетическим способом переработки ПКМ в изделия и позволяет за один прием формовать высокоплотные заготовки [1–3]. Однако для монолитизации полимерной прессовки необходимо последующее спекание. Спекание – заключительная технологическая операция, формирующая структуру и окончательные эксплуатационные свойства полимерных материалов. Режимы спекания полимерного композиционного материала (ПКМ) определяют интенсивность адгезионного взаимодействия компонентов, условия образования межфазного слоя и кристаллизации матрицы, в том числе полимерного наполнителя и других процессов, формирующих структуру материала, что, в конечном счете, обуславливает его физико-механические свойства, уровень долговечности и надежности [4–5].

Широко применяемый для ПКМ на основе политетрафторэтилена способ свободного спекания изделий после холодного прессования обеспечивает низкий уровень внутренних напряжений и стабильность формы, но не позволяет достигнуть высокой плотности и прочности [4–5]. Улучшить физико-механические характеристики таких композитов удается рационализацией процесса спекания (горячее прессование, аутогенное спекание или спекание в условиях ограничения теплового расширения и др.) или модификацией ПКМ (ультразвуко-

вое, вибрационное воздействие, механическая активация и др.) [6–7]. Однако перечисленные способы требуют применения специальных оснастки и оборудования, что удорожает и усложняет процесс получения ПКМ.

УВО полимерных порошков за счет интенсивного высокоскоростного сжатия создает благоприятные условия для их компактирования, физико-химических превращений, своеобразных структурных изменений, активации вещества, что оказывает существенное влияние на взаимодействие компонентов и формирование физико-механических свойств ПКМ [1–3, 8]. Однако необходимо учитывать, что при УВО структурные изменения ПКМ носят интегральный характер и могут протекать как непосредственно в процессе ударного нагружения, так и при последующем термическом воздействии (спекании).

Поэтому целью настоящего исследования являлось изучение процесса последующего после УВО спекания прессовок толщиной 3–15 мм композиции ПТФЭ с полиарилатом (ПА).

**Материалы и методы исследования**

В данной работе исследовали прессовки толщиной 3–5 и 10–12 мм после ударно-волновой обработки порошковой композиционной смеси состава 70 % ПТФЭ и 30 % ПА и последующего спекания. Спекание проводили в свободном состоянии в интервале температур 340–400 °С, определяемых термостойкостью полиме-

ров. При выборе температурного интервала спекания учитывали характерные температуры физических и фазовых переходов полимеров: для ПТФЭ –  $t_{пл} = 327\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; для ПА –  $t_{пл} = 335\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $t_c = 320\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Длительность выдержки варьировали от 10 до 40 мин на 1 мм толщины прессовки.

Ударно-волновую обработку порошковой композиции осуществляли плоским нагружением скользящей ударной волной (скорость детонации 2800 м/с), а давление УВО выбирали согласно ранее приведенным исследованиям [9], исходя из состава композиционной смеси и толщины прессовки. Повышение давления, наряду с увеличением сжимаемости вещества, приводит к росту касательных напряжений, повышению интенсивности пластической деформации и, как следствие, к значительным локальным перегревам, приводящим к деструкции полимера. Давление УВО при получении прессовок меньшей толщины (3–5 мм) составляло 2,8 ГПа, так как уменьшение толщины обрабатываемого образца приближает условия сжатия к холодному, влияние температуры уменьшается и полимер может выдержать более высокие давления без деструкции [9]. УВО прессовок толщиной 10–12 мм осуществляли давлением 1,1 ГПа.

Плотность прессовок определяли на лабораторных электронных весах OHAUS SPU-123 по стандартной методике гидростатического взвешивания. Приведенные кривые получены при аппроксимации экспериментальных данных для трех одинаковых образцов. Прочность при изгибе определяли на универсальной разрывной машине LR5K Plus. Определение ударной вязкости производилось на маятниковом копре жесткой конструкции МК-30, на образцах без надреза, разрушившихся полностью.

Морфологию надмолекулярной структуры полученных материалов изучали на оптическом микроскопе «Оlympus» ВХ-61 в отраженном свете и на холодных сколах стандартным методом электронной микроскопии на сканирующем электронном микроскопе системы FEI Versa 3D.

#### Результаты исследований

Исследования показали (рис. 1), что плотность тонких прессовок (3–5 мм) с повышением

температуры с 360 до 400  $^{\circ}\text{C}$  почти не изменяется и составляет 1,89–1,90  $\text{Mг/м}^3$ , что соответствует плотности материалов, достигнутой взрывной обработкой. У прессовок большей толщины (10–12 мм) плотность после УВО значительно ниже (рис. 1, кривая 2), что свидетельствует о наличии пористости после прессования меньшим давлением. При нагреве наблюдается рост плотности с 1,69–1,70  $\text{Mг/м}^3$  после УВО до 1,76 до 1,87  $\text{Mг/м}^3$  с повышением температуры спекания, что обусловлено наличием пористости после прессования. Максимальной плотности ПКМ достигает после спекания при температуре 380–400  $^{\circ}\text{C}$ , но она ниже плотности прессовок  $\rho$  толщиной 3–5 мм.

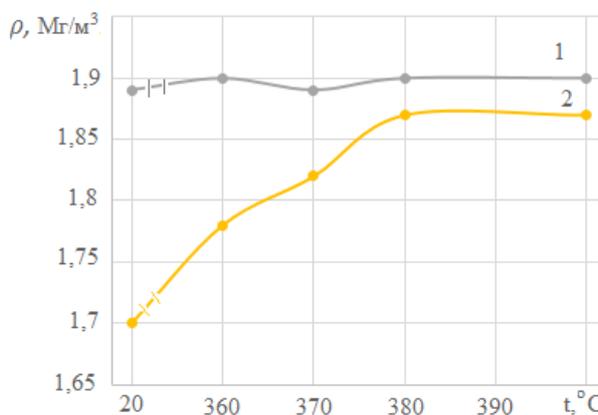


Рис. 1. Зависимость плотности прессовок ПТФЭ с 30 % ПА толщиной 3–5 мм (1) и 10–12 мм (2) от температуры спекания ( $\tau = 10$  мин/мм)

Наличие пористости в прессовках толщиной 10–12 мм подтверждается исследованием морфологии холодных сколов, где визуализируются кратеры и поры после УВО (рис. 2, а). На представленных на рис. 2, б микрофотографиях структуры ПКМ после спекания отмечаются произошедшие изменения: отсутствие в структуре пор и хорошее адгезионное взаимодействие ПА с матрицей из ПТФЭ, что свидетельствует о монолитизации материала и формировании структуры с большой степенью упорядочения. Интенсивное межчастичное взаимодействие подтверждено и при исследованиях на оптическом микроскопе (рис. 2, в), где видны межфазные зоны в частицах ПА.

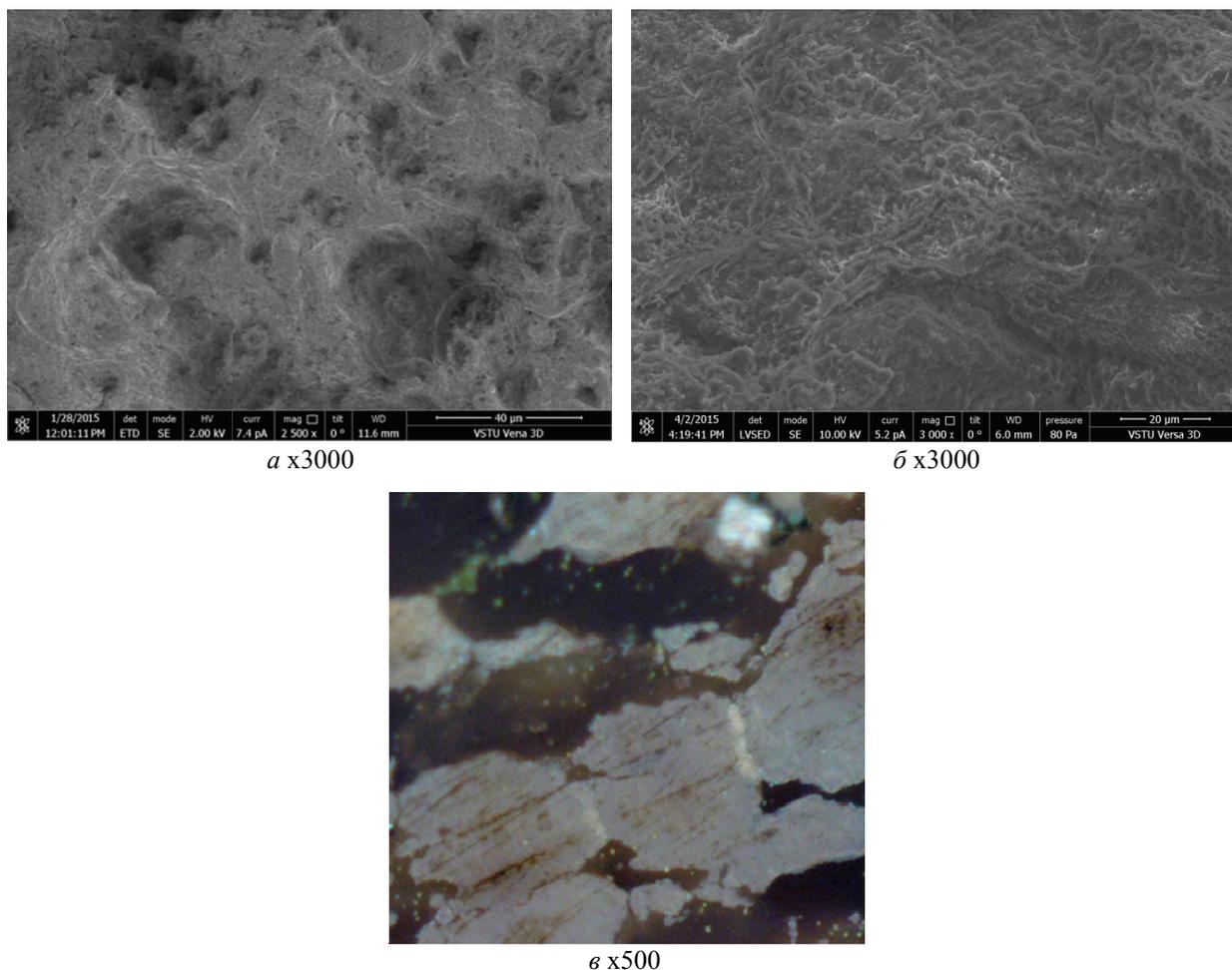


Рис. 2. Микроструктуры композиции ПТФЭ с 30 % ПА после УВО (*а*) и спекания (*б*, *в*):  
*а*, *б* – СЭМ изображения; *в* – оптическая микроскопия

Одним из факторов, определяющих процесс спекания, является длительность выдержки, обеспечивающая достаточное время реализации высокотемпературных механизмов межчастичного взаимодействия для достижения максимального уровня структурной монолитности и физико-механических свойств. Особенно это актуально для ПТФЭ, непереходящего в вязкотекучее состояние. В результате исследований прессовок толщиной 3–5 мм после спекания при 380 °С с выдержкой от 10 до 40 мин/мм, что составляет соответствует времени выдержке прессовки 30, 60 и 120 мин, установлено (табл. 1), что плотность и прочность при изгибе композиции практически не зависит от времени выдержки от 30 до 120 мин. Увеличение времени с 30 до 120 мин приводит к незначительному снижению прочности при изгибе с 26,5 до 25,0 МПа и ударной вязкости с 36 до 32 кДж/м<sup>2</sup>, что обусловлено возможным охрупчиванием Ф–4 за счет лучшей кристаллизации его перегретого расплава при охлаждении.

Таблица 1

**Физико-механические свойства композиций ПТФЭ с 30 % ПА после различной выдержки при спекании**

Время выдержки, мин	Плотность, Мг/м <sup>3</sup>	Прочность при изгибе, МПа	Ударная вязкость, кДж/м <sup>2</sup>
30	1,89–1,90	26,5	36
60	1,87–1,89	26,2	35
120	1,89–1,90	25	32

При взрывной обработке происходит сильное сжатие, интенсивная деформация во фронте ударной волны (УФ) с высоким уровнем сдвиговой деформации и касательных напряжений. Поэтому ожидаемо, что при спекании прессовок, более интенсивная деформация которых происходит в направлении УФ, изменение их линейных размеров может быть различным вдоль и поперек УФ.

Исследования усадки прессовок от направления УФ проводили на образцах толщиной 12–15 мм после спекания при температуре 360–

380 °С. Определяли деформируемость прессовок (увеличение, либо уменьшение линейных размеров) в различных направлениях ударного фронта: вдоль – *a*, поперек – *b*, и в направлении прессования, т. е. по толщине образца – *c*, а также изменение их плотности и объемную усадку ( $\Delta V$ , %).

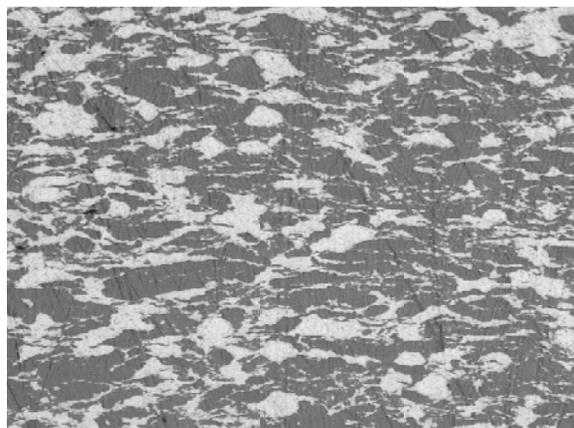
Установлено (табл. 2), что с повышением температуры с 360 до 380 °С усадка возрастает, а наибольшие изменения материал испытывает в направлении УФ, что вызвано наибольшей его ориентацией в направлении деформации, которая подтверждается микроструктурой композита (рис. 3). Однако по направлению прессования при всех температурах спекания де-

формация прессовок очень мала (менее 1 %), что свидетельствует о более сильном взаимодействии частиц при УВО, и позволяет проводить процесс спекания прессовок в свободном состоянии. Расширение прессовок наблюдается только при температуре 370 °С и сопровождается сохранением пористости 5–7 %. Повышение температуры спекания до 380 °С приводит к полной монолитизации материала и росту плотности до 1,83–1,87 Мг/м<sup>3</sup>. При этом усадка исследованных прессовок при всех температурах спекания значительно ниже, чем ее значения в традиционных технологиях (23–25 %), что подтверждает повышение межчастичного и межмолекулярного взаимодействия при УВО.

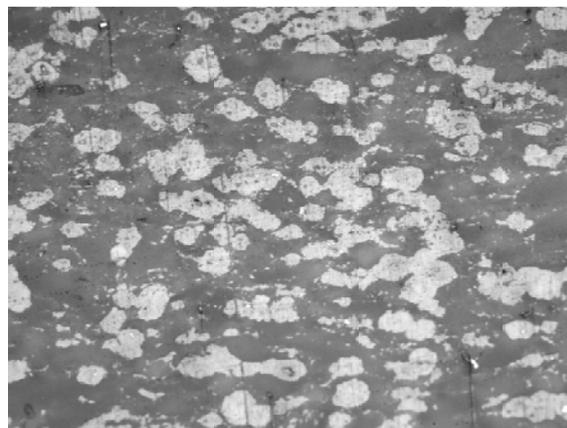
Таблица 2

Изменение плотности и усадки прессовок ПТФЭ с 30 % ПА после спекания

Температура нагрева, °С	Плотность, Мг/м <sup>3</sup>		Деформация, %			
	после УВО	после спекания	<i>a</i>	<i>b</i>	<i>c</i>	$\Delta V$
360	1,67–1,70	1,76–1,78	-6	-6	0,5	11
370	1,67–1,70	1,79–1,82	-9	-5	0	13,5
380	1,67–1,70	1,83–1,87	-7,5	-7,0	-0,8	14,5



*a*



*б*

Рис. 3. Микроструктуры (x200) композиции ПТФЭ с 30 % ПА после УВО и спекания по толщине (*a*) и по длине прессовки (*б*)

**Выводы**

1. Установлено, что после УВО наибольшие значения плотности 1,89–1,90 г/см<sup>3</sup>, прочности при изгибе 26,5 МПа, ударной вязкости 36 кДж/м<sup>2</sup> достигаются у композиции ПТФЭ с 30 % ПА после спекания при температуре 380 °С с выдержкой 10 мин. на 1 мм толщины образца в свободном состоянии. Повышение времени спекания прессовок приводит к сни-

жению ударной вязкости композита, что вызвано лучшей кристаллизацией перегретого расплава ПТФЭ.

2. Микроструктурными исследованиями выявлено, что при УВО порошковой композиции ПТФЭ с 30 % ПА происходит ориентация полимеров вдоль направления УФ, что подтверждается и большей усадкой в этом направлении прессовок при спекании.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Адаменко, Н. А.* Explosive Pressing of Heat Resistant Polymers and Their Composites with PTFE-4 / Н.А. Адаменко, Г.В. Агафонова // *Chemical and Petroleum Engineering*. - 2016. - Vol. 52, No. 7-8. - С. 567-572.
2. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene: Structure and Properties / А.Э. Волкова, Н.А. Адаменко, Г.В. Агафонова, А.В. Казуров // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Vol. 116, 2016. – 4 p.
3. Structure and property formation of composite materials on the basis of polytetrafluoroethylene under the explosive processing / Н.А. Адаменко, А.В. Казуров, Г.В. Агафонова, С.М. Рыжова, А.Э. Герасимук // *Procedia Engineering*. Vol. 113 :, 2015. – P. 418-422.
4. *Пугачев, А. К.* Переработка фторопластов в изделия. Технология и оборудование / А. К. Пугачев, О. А. Росляков. – Л. : Химия, 1987. –168 с.
5. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учебное пособие / М. Л. Кербер [и др.]; под ред. А. А. Берлина. – СПб. : Профессия, 2008. – 560 с.
6. *Mashkov Yu.K.* The formation of structure and properties of antifriction composites via modification of polytetrafluoroethylene with polydispersive fillers / Yu.K. Mashkov, O.V.Kropotin, V.A. Egorova, O.V. Chemisenko, S.V. Shil'ko // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2015. Т. 6. № 4. С. 289-292.
7. *Машков, Ю. К.* Влияние энергии ультразвуковых колебаний на структуру и свойства полимерных композиционных материалов / Ю.К. Машков, Е.Н. Еремин, Д.А. Негров // *Материаловедение*. – 2013. –№ 3.– С. 42–45.
8. *Адаменко, Н. А.* Влияние взрывной обработки на структуру и термомеханические свойства наполненного политетрафторэтилена / Н.А. Адаменко, Г.В. Агафонова // *Пластические массы*. - 2017. - № 1-2. - С. 9-11.
9. Фторполимерные материалы / Н.А. Адаменко, А.В. Казуров и др./ отв. ред. академик В.М. Бузник. – Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 600 с.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.99

*М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин*

### РАСЧЕТ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ РЕЗЬБЫ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

Приведены неразрушающие методы определения несущей способности резьбы в условиях воздействия статической или переменной во времени нагрузки.

*Ключевые слова:* резьба, пластическая твердость, прочностные свойства.

*M. M. Matlin, A. I. Mozgunova, E. N. Kazankina, V. A. Kazankin*

### CALCULATION OF CAPACITY OF THREADED JOINTS IN DIFFERENT LOAD CONDITIONS

Volgograd State Technical University

Nondestructive methods for determining the capacity of threaded joints under conditions of static or time-varying loading are given.

*Keywords:* thread, plastic hardness, strength properties.

Повышение надежности и долговечности машин во многом зависит от качества крепежных деталей, в частности, резьбовых. Как правило, порядка 60...70 % деталей машины содержит резьбу; в таких условиях существенно, чтобы эти детали как не содержали необоснованно завышенных запасов прочности (что утяжеляет конструкцию), так и обладали достаточной несущей способностью.

Разрушение резьбового соединения при статической нагрузке происходит, как правило, вследствие обрыва стержня болта. Нагрузку,

разрушающую стержень болта в его резьбовой части, определяют по формуле

$$F = \frac{\pi d_1^2}{4} \sigma_g^1, \quad (1)$$

где  $d_1$  – внутренний диаметр резьбы,  $\sigma_g^1$  – временное сопротивление (предел прочности) нарезанного стержня при растяжении.

Отношение  $\sigma_g^1$  к временному сопротивлению материала  $\sigma_g$  по экспериментальным данным [1] приведено в табл. 1.

Таблица 1

Отношение  $\sigma_g^1 / \sigma_g$  для сталей различной прочности

Способ обработки	$\sigma_g$ , МПа	$\sigma_g^1 / \sigma_g$
Нарезанная или накатанная резьба с последующей термической обработкой	900	1,10–1,35
	900–1200	1,15–1,05
	1300–1400	0,95–0,80
Накатанная резьба без последующей термической обработки	900	1,20–1,40

Отметим, что повышение прочности стержня с резьбой по сравнению с гладким образцом (см. табл. 1) связано с тем, что в зонах впадин резьбы имеют место концентрация напряжений и объемное напряженное состояние, которое затрудняет развитие пластических деформаций и повышает статическую прочность.

Согласно [2], резьбовые детали после изготовления подвергают выборочному контролю. При этом резьбовые детали особо ответственных соединений подвергают 100 % контролю формы, размеров, качества резьбы и стержня (визуально и люминесцентным методом), твердости, а также выборочным механическим испытаниям. Метод [3] определения временного сопротивления материала по результатам внедрения сферического индентора в материал болта позволяет реализовать 100 % контроль прочности  $\sigma_g$  (см. форм. (1)) резьбовых деталей. Практическая достоверность такого подхода экспериментально подтверждена для болтов М8 – М24 различных классов прочности в работе [4].

В условиях воздействия на резьбовые детали переменных нагрузок разрушение также происходит по резьбе обычно в зоне первого наиболее нагруженного витка. Известная методика расчетной оценки усталостной прочности резьбовых соединений предусматривает [5] определение действительного коэффициента запаса прочности  $n_a$  по амплитуде напряжений (рекомендуемые значения – 2,5...4,0)

$$n_a = \frac{\sigma_{aпр}}{\sigma_a},$$

где  $\sigma_{aпр}$  – предельная амплитуда напряжений;  $\sigma_a$  – реально действующая амплитуда напряжений

$$\sigma_{aпр} = (\sigma_{-1})_б = \frac{\sigma_{-1} K_d}{K_\sigma} \cdot \beta_{упр}, \quad (2)$$

$$\sigma_a = \frac{\chi \cdot F}{2A_g}, \quad (3)$$

где дополнительно  $\chi$  – коэффициент внешней нагрузки, зависящий от податливости болта и соединяемых деталей;  $F$  – наибольшая внешняя нагрузка, действующая на резьбовое соединение;  $A_g = \pi d_1^2/4$  – площадь поперечного сечения болта по внутреннему диаметру резьбы;  $(\sigma_{-1})_б$  – предел выносливости болта при симметричном цикле изменения напряжений;  $\sigma_{-1}$  – предел выносливости гладкого цилиндрического образца;  $K_d$  – масштабный коэффициент;  $K_\sigma$  – коэффициент концентрации напряжений;  $\beta_{упр}$  – коэффициент технологического упрочнения ( $\beta_{упр} = 1$  для нарезанной резьбы и  $\beta_{упр} = 1,3$  для накатанной резьбы).

Для реализации 100 % контроля усталостной прочности резьбовых соединений необходимо дополнительно для каждого болта определить без разрушения предел выносливости  $\sigma_{-1}$  его материала. Такой метод предложен в работе [6]; он базируется на закономерностях контактного модуля упрочнения НД материала (пластической твердости [7]).

Таблица 2

Сопоставление экспериментальных значений предельной амплитуды  $\sigma_{aпр}$ , по данным работы [5] и вычисленных по формуле (2) для соединений типа болт-гайка (для резьбы М10)

Материал болта и гайки	Пластическая твердость НД, МПа (ГОСТ18835–73)	$\sigma_{aпр}$ , МПа		$\sigma_{aпр}=(\sigma_{-1})_б$ , МПа (ф.2)	
		Нарезанная резьба	Накатанная резьба	Нарезанная резьба	Накатанная резьба
Сталь 35	1670–2100	45/55	55/65	47–51	61–67
Сталь 45	3200–3420	50/60	65/75	62–64	81–83
Сталь 30ХА	4200–4700	65/70	75/85	58–62	75–80
Сталь 30ХГСА	4700–5200	65/75	75/85	62–66	81–86
Сталь 30ХГСА	7280–8000	90/100	–	82–87	107–113
Сталь 40Х2МА	7280–8000	90/100	95/110	82–87	107–113
Сталь 13Х11Н2В2МФ	3900–4400	50/65	60/70	55–59	72–77
Сталь 10Х11Н20ТЗР	4200–4700	55/70	60/70	58–62	75–81

Примечание. 1. В числителе приведены значения  $\sigma_{aпр}$ , соответствующие термообработке после нарезания резьбы, а в знаменателе – до нарезания. 2. Данные приведены для случая, когда среднее напряжение цикла  $\sigma_m \geq 0,5 \sigma_{aпр}$ .

Результаты определения предельной амплитуды  $\sigma_{a\text{ пр}} = (\sigma_{-1})_б$  по формуле 2 с использованием метода [6] сопоставлены с экспериментальными результатами ( $\sigma_{a\text{ пр } \varepsilon}$ ), приведенными в работе [5] (табл. 2). Как видно из табл. 2, приведенный метод оперативного неразрушающего контроля усталостной прочности резьбовых соединений дает вполне удовлетворительные результаты: средние значения  $\sigma_{a\text{ пр}}$ , как правило, находятся в диапазоне экспериментальных значений  $\sigma_{a\text{ пр } \varepsilon}$ ; отклонения в меньшую или большую сторону от границ диапазона значений  $\sigma_{a\text{ пр } \varepsilon}$  составляют 6...12 %; это позволяет использовать описанный метод в инженерной практике.

Дополнительно приведем основные пути повышения усталостной прочности резьбовых соединений (пути увеличения действительного коэффициента запаса прочности  $n_a$ ).

1. Увеличение предельной амплитуды напряжений  $\sigma_{a\text{ пр}}$  (см. форм. (2)) путем:

– выбора материала с большим значением предела выносливости  $\sigma_{-1}$ ;

– уменьшения коэффициента концентрации напряжений  $K_\sigma$  (резьбу изготавливать накатыванием или дополнительно обкатывать резьбу роликом по впадинам);

– увеличения масштабного коэффициента  $K_d$ , заменяя болт большого диаметра на несколько болтов с меньшим диаметром.

2. Уменьшение действующей амплитуды напряжений  $\sigma_a$  (см. форм. 3) путем:

– увеличения суммарной площади поперечного сечения  $A_\sigma$  болтов;

– уменьшения коэффициента внешней нагрузки  $\chi$ , увеличивая податливость болта и уменьшая податливость деталей.

3. Изменение конструкции и материала гайки: вместо стандартной гайки использовать гайку растяжения или гайку с кольцевой выточкой;

применение гаек из материала с небольшим модулем упругости (дюралюминий, чугун, титан), что также приводит к более равномерному распределению нагрузки между витками резьбы и, соответственно, к повышению предела выносливости резьбовых соединений.

Как известно [2], болты изготавливают по одному из 12 классов прочности. Класс прочности обозначают двумя числами: первое число, умноженное на 100, указывает минимальное значение предела прочности в МПа, а второе, умноженное на 10 показывает отношение предела текучести к пределу прочности  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  в процентах, а, следовательно, их произведение, умноженное на 10, представляет собой предел текучести. Как следует из работ [3, 8] отношение  $\sigma_T/\sigma_B$  (второе число в обозначении класса прочности) однозначно определяется величиной пластической твердости НД

$$\sigma_T / \sigma_B = (2,2 \cdot 10^{-5} \text{ НД})^{245/\text{НД}} \quad (4)$$

Величина предела текучести согласно [9] может быть ориентировочно вычислена по формуле

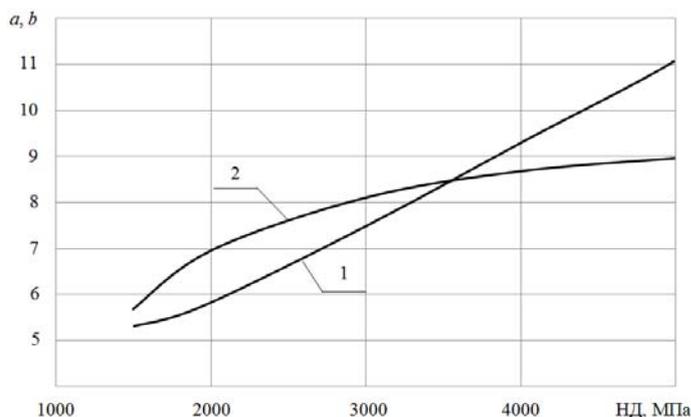
$$\sigma_T = (0,20 \dots 0,22) \text{ НД}, \quad (5)$$

меньшие значения для болтов из углеродистых сталей (классы прочности 3.6...6.9), большие – для легированных (классы прочности 8.8...14.9).

Из формул (4) и (5) следует, что временное сопротивление можно вычислить как

$$\sigma_B = \frac{(0,20 \dots 0,22) \text{ НД}}{(2,2 \cdot 10^{-5} \text{ НД})^{245/\text{НД}}} \quad (6)$$

В качестве примера на рисунке показаны графики зависимостей первого и второго числа в классе прочности болта от уровня пластической твердости НД, построенные по формулам (6) и (4). Эти графики позволяют провести экспресс-оценку класса прочности болта.



Графики зависимости чисел в обозначении класса прочности болта от уровня пластической твердости НД:

1 – первое число в обозначении класса прочности, 2 – второе число

Таблица 3

Связь пластической твердости НД с другими числами твердости [10]

Числа твердости	Пластическая твердость НД, МПа
HRC (при $HRC \geq 32$ )	$3,57 \cdot 10^{-4} HRC^{4,05} + 3353$
HRB	$88300 / (130 - HRB)$
HB, МПа (при $HB \leq 4000$ )	$0,468 HB^{1,124}$
HV, МПа (при HV 1000 ... 9200)	$0,5 HV^{1,113}$

Отметим, что в тех случаях, когда для определения твердости болта удобнее использовать другие числа твердости (например, при малых размерах болта, контроль разрушенного болта), значения пластической твердости можно определить по табл. 3 [10].

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Р. М. Шнейдерович. – М.: Машиностроение. – 1966. – 616 с.
2. ГОСТ Р 52627–2006 (ИСО 898-1) Болты, винты и шпильки. Механические свойства и методы испытаний.

3. Патент 2011182 РФ, МКИ<sup>4</sup>G01N3/40. Способ определения предела прочности материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Опубл. 18.04.94. Бюл. № 7.

4. Матлин, М. М. Экспресс контроль прочности резбовых деталей / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин, Д. С. Манукян // Вестник машиностроения. – 2016. – № 3. – С. 33–35.

5. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. – М.: Машиностроение, 1993. – 640 с.

6. Пат. 2599069 РФ, МПК G01N3/32. Способ определения предела выносливости материала при растяжении-сжатии / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин, Д. С. Манукян; ВолгГТУ. – 2016.

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

8. Патент 2086947 РФ, МКИ<sup>4</sup>G01N3/00. Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Опубл. 10.08.97. Бюл. № 22.

9. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. – М.: Металлургия, 1965. – 171 с.

10. Матлин, М. М. Жесткость упругопластического контакта деталей машин / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М.: Машиностроение, 2015. – 218 с.

УДК 620.178.151:519.876.5

*Л. М. Гуревич<sup>1</sup>, А. В. Кондаков<sup>2</sup>, Д. А. Евстропов<sup>2</sup>, Р. Е. Новиков<sup>1</sup>, С. П. Писарев<sup>1</sup>*

#### ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ИНДЕНТОРА НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТИ УПРУГО-ПЛАСТИЧНОГО МАТЕРИАЛА

<sup>1</sup> Волгоградский государственный технический университет

<sup>2</sup> Волгоградская академия Министерства внутренних дел РФ

e-mail: mv@vstu.ru

Выполнено конечно-элементное моделирование внедрения в стальную поверхность конического индентора с углами при вершине 60° и 120° при помощи пакета SIMULIA/Abaqus. Рассмотрено влияние формы индентора на напряженно-деформированное состояние поверхности и диаграмму вдавливания. Показано, что применение индентора в виде усеченного конуса позволяет подвергнуть пластической деформации наибольший объем металла. Выявлено, что уменьшение площади контакта конического индентора следует учитывать только в начальный момент вдавливания на глубины до ≈ 100 мкм.

*Ключевые слова:* моделирование, сталь, индентор, внедрение, деформация, метод конечных элементов.

*L. M. Gurevich<sup>1</sup>, A. V. Kondakov<sup>2</sup>, D. A. Evstropov<sup>2</sup>, R. E. Novikov<sup>1</sup>, S. P. Pisarev<sup>1</sup>*

#### INFLUENCE OF THE INDENTOR'S FORM ON THE STRESS-STRAIN STATE OF THE SURFACE OF ELASTIC-PLASTIC MATERIAL

<sup>1</sup> Volgograd State Technical University

<sup>2</sup> Volgograd Academy of the Ministry of Internal Affairs

A finite element simulation of the indentation of a conical indenter into the steel surface with corners at the apex of 60° and 120° was carried out using the SIMULIA/Abaqus package. The effect of the shape of the indenter on the stress-strain state of the surface and the indentation diagram is considered. It is shown that the use of an indenter in the form of a truncated cone allows the largest volume of metal to be involved into plastic deformation. It was revealed that reduces the contact area of the conical indenter, should be taken into account only at the initial moment of indentation to depths of ≈ 100 μm.

*Keywords:* modeling, steel, indenter, introduction, deformation, finite element method.

**1. Введение**

Метод индентирования – эффективный способ не только определения свойств изделий (твердости, адгезионной прочности, прогнозирования ресурса работы в условиях износа, в том числе при высоких температурах, определения хрупкости материала, усталости и пористости) [1–3], но и нанесения на поверхности знаков и номеров. Для эксперта исследование этих меток является методом идентификации пропавших и украденных объектов, подделок, попыток скрыть факт незаконного проникновения или использования автотранспортных средств [4–7].

На практике индентирование и маркировка осуществляется с помощью инденторов различной формы (сфера, конус, пирамида и т. д.). В совокупности любые геометрические отклонения вносят вклад в напряженно-деформированное состояние поверхности. В частности, можно создавать условия, при которых деформация будет локализована в масштабах микро-, макро- и наноразмерных отпечатках [8]. Использование конечно-элементного моделирования позволяет учесть роль различных факторов, а также экономить время и материалы при получении достаточно достоверных результатов – не требуется проводить многочисленные эксперименты на натуральных объектах, расходовать материал, приобретать инденторы различной формы.

Цель статьи: изучение с помощью конечно-элементного моделирования влияния формы индентора на напряженно-деформированное состояние материала.

**2. Постановка задачи**

2D моделирование процесса погружения конических инденторов с углами при вершине 60° и 120° и индентора в форме усеченного конуса в поверхность стальной заготовки проводили с использованием модели Мизеса в модуле Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systèmes Simulia Corp. (USA). Для выбранных схем моделирования размер сторон прямоугольных ячеек конечно-элементной сетки в деформируемом теле составлял 0,5×0,1 мм. Максимальная величина внедрения индентора наружным диаметром Ø1 мм составляла 0,8 мм. Индентор задавался как жесткое тело. Для описания взаимодействия контактной пары «индентор-деформируемое тело» использовали penalty contact method во взаимодействии surface-to-surface contact поверхностей взаимодействующих тел с коэффициентом трения 0,17.

Законы упрочнения металлических материалов, в результате пластического деформирования, задавались по модели Джонсона–Кука [9]. Параметры для моделей деформирования приведены в таблице [9].

**Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука исследуемой стали**

Толщина, мм	Коэффициенты для модели пластичности [1, 2]						
	A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0$ , сек <sup>-1</sup>	T <sub>m</sub> , K	T <sub>c</sub> , K
5	305	1161	0,61	0,517	1	1773	293

В процессе моделирования записывали кривую изменения величины усилия, необходимо для требуемого перемещения конического индентора во времени.

**3. Результаты и их обсуждение**

На рис. 1 показаны поля напряжения Мизеса при вдавливании индентора различной формы в стальной образец. Анализ результатов моделирования показал, что при начале внедрения усеченного конуса (*модель 1*) формируется очаг максимальных напряжений, локализованный на границе плоской площадки с боковой конической поверхностью. При использовании конических инденторов с углами при вершине 60° и 120° (*модели 2 и 3*) очаг максимальных напряжений и деформаций, локализуется в вер-

шине конуса непосредственно вблизи поверхности контакта, но его общая площадь примерно в 2,5 раза меньше по сравнению с моделью 1 при сопоставимых диаметрах отпечатка.

Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния (рис. 1) показали, что в *моделях 1 и 3*, в момент начального контакта (погружение индентора 0,05 мм) пластическая деформация локализуется только в ячейках деформируемого тела, непосредственно примыкающих к индентору, так как напряжения Мизеса на границе с индентором практически не превышают предела текучести материала. При использовании более острого индентора в *модели 2* сформировалась область локальной деформации шириной и глубиной 0,2 мм.

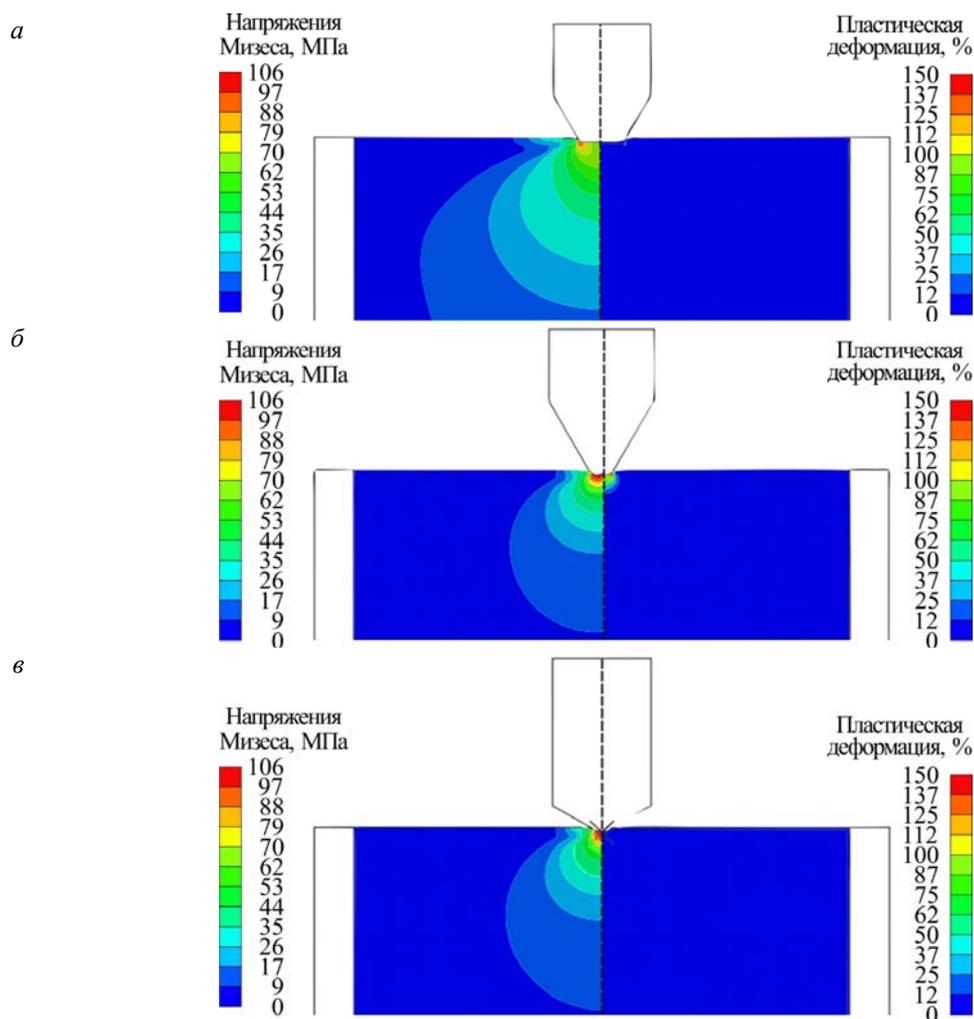


Рис. 1. Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу (слева) и деформации (справа) на шаге внедрения конуса:  
1 – усеченный (60°); 2 – угол 60°; 3 – 120°

Предельное состояние, после которого начинается визуально наблюдаемая пластическая деформация для *моделей 1 и 3* (рис. 2) наступает при достижении усилия вдавливания в 323 и 85 КН, что в 3,5 и 1,15 раз выше, чем для *модели 2*. При глубине погружения  $\approx 0,4$  мм для *моделей 1 и 3* усилие вдавливания составляет  $\approx 1600$  КН, что в 1,6 раз выше по сравнению с *моделью 2*. На глубине 0,8 мм картина сохраняется: в среднем для *моделей 1 и 3* усилие вдавливания, прикладываемое к индентору, в 1,4 раза выше, чем для *модели 2*. Описанные изменения величины усилия вдавливания от перемещения объясняются изменением площади контакта поверхности конического индентора с деформируемым телом в процессе его внедрения, а, следовательно, и изменение величин напряжений.

После внедрения инденторов на глубину 0,8 мм поля напряжения Мизеса в *моделях 1 и 3* охватывают области в 2 раза больше, чем в мо-

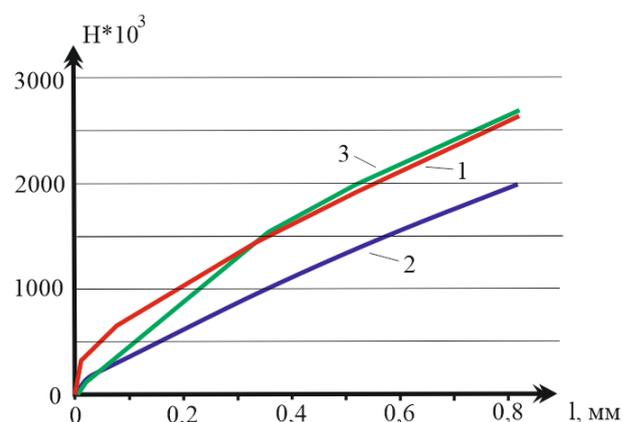


Рис. 2. Кривая усилие вдавливания – перемещение:  
1 – индентор в форме усеченного конуса; 2 и 3 конические инденторы с углом при вершине 60° и 120°

дели 2 (рис. 3). В *модели 3* кроме зоны повышенных напряжений на вершине конуса возникла еще периферийная зона, граничащая с цилиндрической поверхностью индентора.

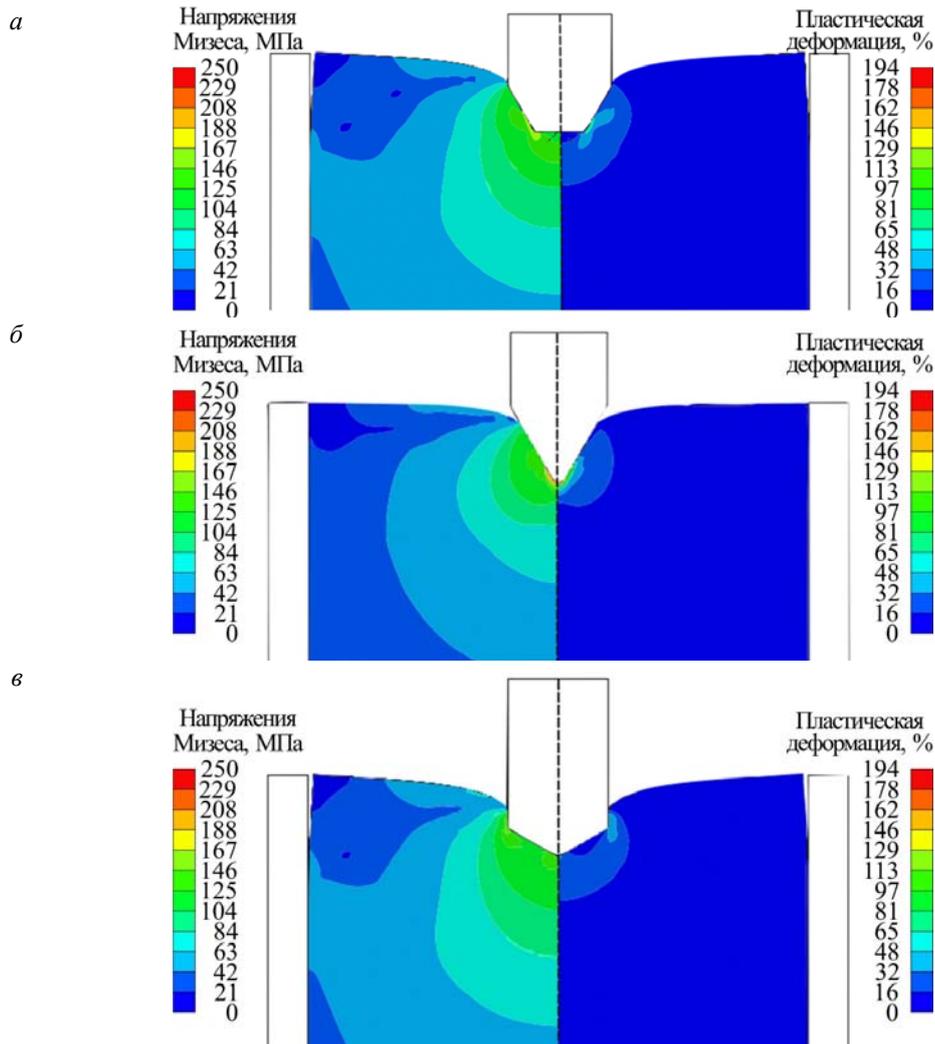


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу (слева) и деформации (справа) после внедрения индентора на глубину 0,8 мм: а – в форме усеченного конуса (60°); б и в – конические инденторы с углами 60° и 120°

Сравнения результатов моделирования показало (рис. 3), что диаметр области деформации для *моделей 1 и 3* составил 1,4 мм, а глубина 0,55 мм и 0,45 мм с максимальным значением величины деформации 163,6 %, локализованной вблизи границы плоской площадки с боковой конической поверхностью усеченного конуса и 147 % в вершине конуса, соответственно, а для *модели 2* диаметром 1,1 мм и глубиной 0,3 мм с максимальным значением деформации 194 %, локализованной в материале вблизи вершины конуса.

**Выводы**

1. Форма внедряемого индентора изменяет величины усилия, необходимого для вдавливания, и размер областей напряженно-деформированного состояния. Уменьшение площади контакта у индентора с углом 60° приводит

к формированию локальной области деформации, при погружении уже на величину до ≈ 100 мкм, при больших контактных поверхностях для инденторов с углом 120° и в форме усеченного конуса пластическая деформация при таких внедрениях не наблюдается.

2. После внедрения индентора на величину 0,8 мм, размер области деформационного возмущения выше у индентора в форме усеченного конуса: в расчетной модели глубина составила – 0,55 мм, а при внедрении конических инденторов с углами при вершине 60° и 120° – 0,45 и 0,3 мм соответственно.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Микромеханические свойства покрытий на основе купридов титана в температурном интервале 20–400 град. С / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов [и др.] // Вестник Сибирского гос. индустриального ун-та. – 2015. – № 1. – С. 13–14.

2. Прибор для оценки свойств покрытий / В. В. Семейчев, Р. К. Салахова // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2017. – Т. 83. – №. 2. – С. 60–65.
3. Определение пористости материала при индентировании / С. И. Бульчев, В. М. Афанасьев, О. Е. Узицев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов – 2002. – № 4. – Том 68. – С. 51–55.
4. Пломбы механические: справочное пособие / ЗАО «ИПК «СТРАЖ»» / Под. общ. ред. канд. тех. наук В. В. Крылова; [авт.-состав.: А. Г. Мони, А. В. Ермило, А. Г. Сухарев и др.]. – М.: ИнтерКрим-пресс, 2014. – 232 с.: 127 ил.
5. Электрохимические методы восстановления измененных или уничтоженных маркировочных обозначений на блоках двигателей транспортных средств, изготовленных из серого чугуна / В. М. Райгородский // Вопросы электротехнологии. – 2016. – №. 1. – С. 43–50.
6. Теоретические основы решения практических задач авто-технической экспертизы / В. Ф. Гольчевский, Ф. М. Власов, А. А. Несмеянов [и др.]. – Часть 1: Базовые основы теории автотехнических экспертиз. – Иркутск: ФГКОУ ВПО ВСИ МВД РФ, 2014. – 204 с.
7. Теоретические основы решения практических задач автотехнической экспертизы / В. Ф. Гольчевский, Ф. М. Власов, А. А. Несмеянов [и др.]. – Часть 2: Проведение судебных автотехнических экспертиз. – Иркутск: ФГКОУ ВПО ВСИ МВД РФ, – 2014. – 360 с.
8. Испытания индентированием и закон Гука при локальном контакте / С. И. Бульчев, В. П. Алехин, О. Е. Узинцев, А. В. Калмакова // Деформация и разрушение. – 2005. – № 9.
9. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, – 1983. – P. 541–547.

УДК 620.3

*А. С. Кайгородов<sup>1</sup>, С. В. Заяц<sup>1</sup>, Д. С. Колеух<sup>1</sup>, О. В. Слаутин<sup>2</sup>*

**ВЛИЯНИЕ ОКСИДНОЙ ФАЗЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИТА Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ\***

<sup>1</sup> Институт электрофизики УрО РАН, г. Екатеринбург

<sup>2</sup> Волгоградский государственный технический университет

e-mail: kaigor@iep.uran.ru<sup>1</sup>; slautin@vstu.ru<sup>2</sup>

Изучены механические свойства композита Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученного методом динамической пластической деформации. Установлено влияние количества оксидной добавки на микротвердость, модуль упругости, ползучесть, прочность на разрыв и структурные особенности композита.

*Ключевые слова:* металл-матричный композит, пластическая деформация, механические свойства.

*A. S. Kaygorodov<sup>1</sup>, S. V. Zayats<sup>1</sup>, D. S. Koleukh<sup>1</sup>, O. V. Slautin<sup>2</sup>*

**INFLUENCE OF OXIDE PHASE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> COMPOSITE OBTAINED BY DYNAMIC PLASTIC DEFORMATION METHOD**

<sup>1</sup>Institute of Electrophysics UB RAS, Ekaterinburg

<sup>2</sup>Volgograd State Technical University, Volgograd

Mechanical properties of Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite, obtained by dynamic plastic deformation method are investigated. The influence of alumina amount on composite microhardness, Young's modulus, creep, strength and structural peculiarities is established.

*Keywords:* metal-matrix composite, plastic deformation, mechanical properties.

Одним из перспективных способов улучшения прочностных свойств металлов считается интенсивная пластическая деформация (ИПД), реализуемая методами равноканального углового прессования (РКУП) [1] или взрывного прессования (ВП) [2]. В первом случае для создания давления используется статический пресс, во втором – взрывчатые вещества. Использование энергии импульсного магнитного поля [3] для ИПД материала позволит избежать существующих недостатков, таких как, невы-

сокие давления при РКУП и повышенная опасность при ВП. При этом отличительной особенностью данного подхода является скорость деформации (характерные времена составляют 1E-5 – 1E-3 с), по своим значениям занимающая промежуточное положение между скоростями при медленной угловой и сверхбыстрой взрывной деформации.

**Материалы и методы исследования**

Для изучения влияния динамической пластической деформации (ДПД), реализуемой при

© Кайгородов А. С., Заяц С. В., Колеух Д. С., Слаутин О. В., 2017

\* Работа выполнена в рамках темы государственного задания № 0389-2014-0002 и поддержана грантом РФФИ № 15-08-08013-а.

магнитно-импульсном воздействии, на механические свойства металло-матричного композита (ММК)  $Al+Al_2O_3$  в настоящей работе использовали нанопорошок алюминия, полученный методом электрического взрыва проволоки [4]. Важной особенностью получаемых таким методом алюминиевых частиц порошка является образование на их поверхности оболочки толщиной от 2 до 5 нм из оксида алюминия в аморфном состоянии, который защищает частицу от дальнейшего окисления. Кроме того, такой порошок является слабоагрегированным, что позволяет эффективно упаковывать частицы в процессе прессования. Удельная поверхность порошка составила  $14,2 \text{ м}^2/\text{г}$ . По данным рентгенофазового анализа порошок практически однофазен – Al, ОКР  $\approx 80 \pm 2 \text{ нм}$ , период  $a = 4,051 \pm 0,002 \text{ \AA}$ . Содержание оксида в ММК варьировалось в диапазоне 5–24 вес. %

Плотность спрессованных образцов определяли стандартным методом гидростатического взвешивания. Для определения относительной плотности использовалась теоретическая плотность композитного материала, вычисленная исходя из состава его компонентов (для расчета использовали теоретические плотности Al и  $Al_2O_3$  2,689 и 3,97 г/см<sup>3</sup>, соответственно [5]). Рентгенофазовый анализ порошка проводили на дифрактометре D8 DISCOVER (Bruker) в медном излучении (Cu  $K_{\alpha 1,2}$   $\lambda = 1,542 \text{ \AA}$ ) с графитовым монохроматором на дифрагиру-

ванном луче. Микроструктура ММК изучалась на атомно-силовом микроскопе Solver 47p. Содержание металлического алюминия в порошке определяли волюмометрическим методом по выделению водорода в результате реакции алюминия с водным раствором щелочи NaOH. Механические свойства композитов исследовали методом индентирования (Nanotest 600) с использованием алмазной пирамидки Виккерса. Максимальная нагрузка составила 1 Н, времена нагружения и разгрузки составили по 20 секунд. Для уменьшения динамических эффектов при индентировании микротвердость и приведенный модуль упругости определяли после 5-секундной выдержки. Ползучесть измеряли по «проседанию» индентора под максимальной нагрузкой в течение 30 с. Измерения проводились в диапазоне температур 20–300 °С. Предел прочности на разрыв определялся по ГОСТ 21153.3–85. Погрешность измерений не превышала 6 %.

#### Результаты и их обсуждение

Для реализации режима ДПД каждый образец был спрессован дважды. Первый акт прессования осуществляли при комнатной температуре в матрице диаметром 8 мм импульсным давлением амплитудой 1,4 ГПа, второй – при температуре 20–400 °С в матрице диаметром 10 мм, импульсным давлением амплитудой 2 ГПа (данные представлены в таблице).

Механические свойства ММК  $Al+Al_2O_3$ , полученных методом ДПД

Режим	T, °C	$Al_2O_3$ , вес. %	$\gamma_{отн}$ , %	$H_V$ , ГПа	E, ГПа	$\Delta h$ , нм	$\sigma$ , МПа
ДПД20	20	5	97	1,1	72	210	68
		10	94	1,5	69	190	51
		24	89	1,6	53	190	30
ДПД400	400	5	99	1,1	75	190	86
		10	99	1,3	66	160	83
		24	95	2,0	80	170	70

Примечание: T – температура второго акта прессования,  $\gamma$  – относительная плотность ММК,  $H_V$  – микротвердость ММК по Виккерсу, E – модуль упругости ММК,  $\sigma$  – предел прочности ММК на разрыв,  $\Delta h$  – ползучесть ММК.

Из таблицы видно, что увеличение доли труднопрессующейся оксидной фазы в ММК с 5 до 24 вес. % приводит к уменьшению его относительной плотности на 8 % при синтезе на комнатной температуре и на 4 % – при 400 °С соответственно.

В ходе изучения механических характеристик деформированных ММК обнаружено (рис. 1, а), что микротвердость композитов уве-

личивается с увеличением вводимой оксидной фазы, что объясняется более высокой твердостью (20 ГПа) последней. При этом стоит отметить, что даже при небольшой добавке в 5 вес. % микротвердость ММК превышает микротвердость чистого Al в 3 раза. Причины такого значительного увеличения  $H_V$  будут обсуждаться ниже при изучении микроструктуры ММК.

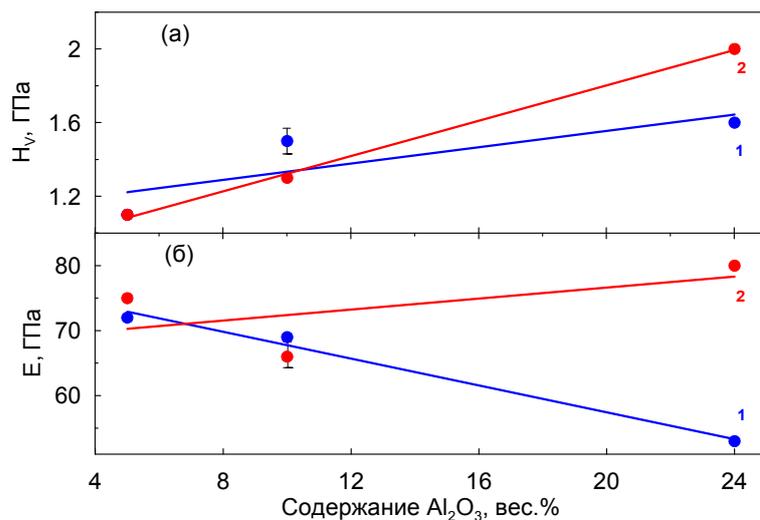


Рис. 1. Влияние содержания оксидной фазы на (а) микротвердость и (б) – модуль упругости ММК, полученных в режиме: 1 – ДПД20; 2 – ДПД400

Также установлено, что модуль упругости (рис. 1, б) горячедеформированного композита изменяется слабо, в то время как синтез ММК при комнатной температуре приводит к его аномальному уменьшению с увеличением добавки с большим модулем Юнга. Такое поведение упругой характеристики холодnodeформированного ММК является следствием недостаточного количества консолидирующей энергии для установления прочных связей между частицами алюминия, покрытыми оксидной оболочкой. В свою очередь, дополнительный нагрев во время деформирования материала до  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ , приводит к значительному размягчению

металлической компоненты, вследствие чего, возрастает вероятность разрушения прочных оксидных оболочек при активном массопереносе во время второго акта импульсного прессования.

При изучении ползучести ММК (рис. 2, а) установлена тенденция ее уменьшения с увеличением оксидной компоненты. Очевидной причиной такого поведения данной механической характеристики является низкая пластичность  $Al_2O_3$  и, как следствие, эффективное сдерживание данной фазой перемещения образующихся при неравновесной внешней нагрузке линейных дислокаций.

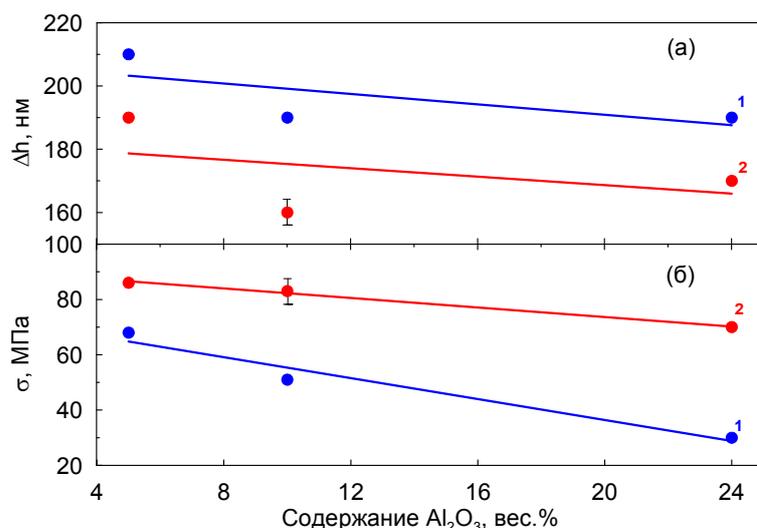


Рис. 2. Влияние содержания оксидной фазы на (а) ползучесть и (б) – предел прочности на разрыв ММК, полученных в режиме: 1 – ДПД20; 2 – ДПД400

Также видно, что добавка  $\text{Al}_2\text{O}_3$  приводит к уменьшению предела прочности на разрыв (рис. 2, б). Для объяснения данного факта следует вспомнить структуру частиц исходных порошков, а именно система «металлическое ядро – оксидная оболочка» и проанализировать энергетическую составляющую процесса пресования. Для установления прочных межчастичных связей оксидной фазы требуется больше энергии по сравнению с мягкой металлической, поэтому присутствие оксидных оболочек в данном случае затрудняет процесс упаковки и образования соединений между структурными элементами. Применение термообработки в процессе второго акта пресования позволяет уве-

личить прочность ММК от 30 до 200 % в зависимости от состава исходной порошковой смеси.

При изучении сколов по поперечному сечению ММК после динамической пластической деформации при комнатной температуре обнаружили существенное изменение их микроструктуры в зависимости от исходного состава порошка. Так, для состава, содержащего 5 вес.%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (рис. 3, а) наблюдаются вытянутые агломераты с характерным масштабом около 1,5 мкм, состоящие из частиц размером около 150 нм. Очевидно, вытянутая форма зерен – есть результат интенсивной деформации пластичного алюминия поперек направления прикладывания одноосной нагрузки.

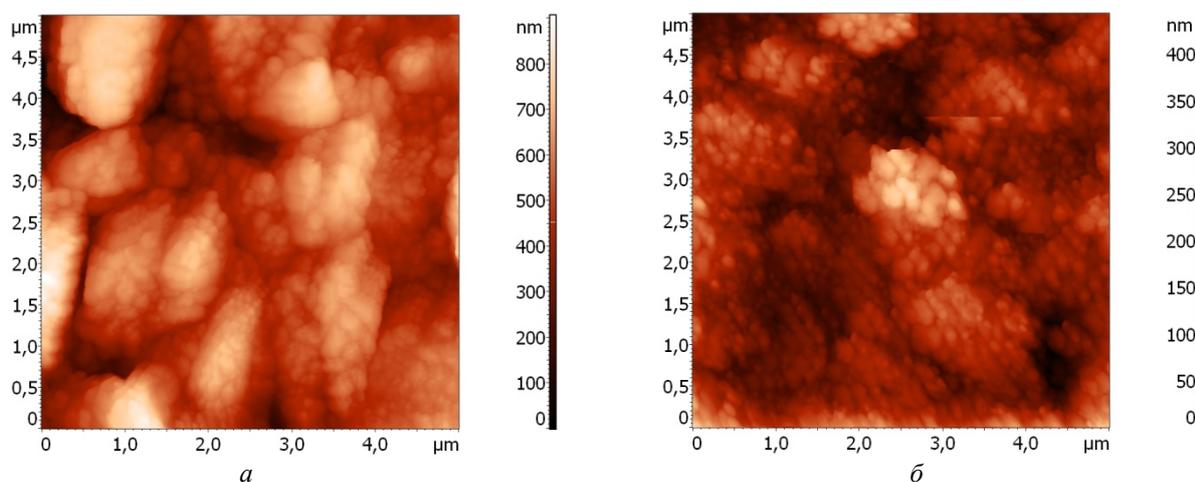


Рис. 3. АСМ изображения сколов холоддеформированных ММК с содержанием оксида (а) – 5 вес.% и (б) – 24 вес.%

При увеличении содержания непластичной фазы оксида алюминия в композите (рис. 3, б) зерна приобретают более сферическую форму ввиду эффективного сдерживания оксидной оболочкой массопереноса материала в процессе деформации. Структурой с самой мелкой фракцией около 100 нм обладает композит, полученный из порошка, содержащего 24 вес.%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Вероятно, уменьшение среднего масштаба структуры происходит из-за разрушения и измельчения оксидных оболочек в процессе ДПД.

### Выводы

1. Добавка в исходную порошковую смесь твердого и плохо пресующегося оксида алюминия приводит к увеличению твердости ММК, уменьшению ползучести и предела прочности на разрыв, а также к аномальному уменьшению модуля упругости холоддефор-

мированного ММК. Такое изменение механических свойств является следствием высокой твердости  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с одной стороны и недостаточного количества энергии для установления прочных связей между частицами алюминия, покрытыми оксидной оболочкой с другой.

2. Для состава, содержащего 5 вес.%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в микроструктуре наблюдаются вытянутые агломераты с характерным масштабом около 1,5 мкм, состоящие из частиц размером около 150 нм, образующиеся в результате интенсивной деформации пластичного алюминия поперек направления прикладывания одноосной нагрузки. При увеличении содержания непластичной фазы оксида алюминия в композите зерна приобретают более сферическую форму ввиду эффективного сдерживания оксидной оболочкой массопереноса материала в процессе деформации.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Валиев, Р. З.* Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – Москва : Логос, 2000. – 272 с.

2. Особенности формирования структуры в меди при динамическом канально-угловом прессовании / И. В. Хомская [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2008. – № 6 (105). – С. 621–629.

3. Металломатричные композиты, полученные магнитно-импульсным прессованием механоактивированных нанопорошков алюминия / С. В. Заяц [и др.] // Химия в интересах устойчивого развития. – 2007. – № 15. – С. 51–57.

4. *Kotov Yu.A.* Electric explosion of wires as a method for preparation of nanopowders / Yu.A. Kotov // Journal of Nanoparticle Research. – 2003. – № 5–6 (5). – С. 539–550.

5. Физические величины: справочник / под ред. И. С. Григорьев, Е. З. Мейлихов. – Москва : Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.

УДК 669.716:621.785

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. А. Артемьев, А. Г. Серов, И. В. Зорин*

**ИСПЫТАНИЯ НА АБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ СЛОИСТЫХ  
МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты сравнительных испытаний на абразивное изнашивание слоистых металл-интерметаллидных композитов системы титан-железо, полученных по комплексной технологии, включающей сварку взрывом и последующую высокотемпературную термообработку, и инструментальных стале У9А и 40ХСМФ.

*Ключевые слова:* интерметаллид, слоистый композит, диффузионная зона, износостойкость, покрытия.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. A. Artemiev, A. G. Serov, I. V. Zorin*

**TESTS ON ABRASIVE WEARING OF LAYER METAL-INTERMETALLID  
COMPOSITES OF THE SYSTEM Ti-Fe \***

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of comparative tests for abrasive wear of metal and metallographic systems, as well as technological technologies and technologies.

*Keywords:* intermetallic compound, layered composite, diffusion zone, wear resistance, coating.

**Введение**

С точки зрения функциональности износостойких материалов, необходимым является выполнение двух основных условий. Для общей стойкости к истиранию в процессе трения – наличие твердой составляющей, а для нивелирования возможных динамических воздействий – мягкой составляющей (принцип Шарпи) [1].

Одним из направлений реализации принципа Шарпи в слоистых металлических структурах можно считать применение высокотвердых тонких интерметаллидных слоев в составе слоистых металл-интерметаллидных композитов (СМИК), комплексная технология получения которых разработана на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» в Волгоградском государственном техническом университете [2, 3].

Технология получения СМИК системы титан-железо предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов и их последующую горячую прокатку (ГП) на толщину, обеспечи-

вающую после завершающей термообработки (ТО) заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [3–5].

Целью настоящей работы являлось исследование износостойкости СМИК системы титан-железо при нормальной и повышенной температурах.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на 9-слойных образцах состава титан ВТ1-0 + сталь 08кп (титановые слои – снаружи), сталях У9А и 40ХСМФ.

Девятислойный композит с толщинами слоев титана и стали 2 мм был получен методом сварки взрывом на режиме, обеспечивающем его трансверсальную прочность 360–500 МПа. Его последующую прокатку выполняли на двухвалковом стане ДУО при 700 °С до толщины 3,5 мм с обжатием за один проход 8–12 %. После прокатки толщина слоев титана составила 0,42–0,46 мм, а стали 08кп – 0,30–0,35 мм.

Термообработку образцов из СМИК проводили в вакуумной печи СВШЛ 0,6–2/16 по режиму 1000 °С, 10 ч, сталь У9А подвергали закалке с 800 °С в воду с последующим отпуском при 200 °С, сталь 40ХСМФ – закалке в масло с 930 °С с последующим отпуском при 620 °С.

Замеры твердости выполняли на приборе ТК-2М, микротвердости – на микротвердомере ПМТ-3М. Анализ микроструктуры осуществляли на микроскопе Olympus BX61, микрорентгеноспектральный анализ – на сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

При испытании образцов изготовленных из СМИК системы титан-железо, сталей У9А и 40ХСМФ на стойкость к абразивному изнашиванию при 20 и 500 °С использовали разработанную в ВолгГТУ [6, 7] лабораторную установку (рис. 1, а), в которой контртелом является вращающееся кольцо из стали 12Х18Н9Т с абразивными частицами на его поверхности, а неподвижный образец закреплен в токоподводящем держателе. Нагрев контртела осуществлялся с помощью расположенного под ним электрического нагревателя сопротивления, а образца – проходящим током от сварочного источника. Температуру контртела до начала испытания и образца в процессе испытания контролировали с помощью хромель-копелевой термопары, подключенной к аналого-цифровому преобразователю LA-20USB. Температуру контр-

тела в процессе испытания измеряли с помощью инфракрасного пирометра С-20.4. На торцах образцов (рис. 1, б) были сформированы площадки, через которые осуществлялась их фиксация и подвод тока от держателя. На передней кромке рабочего участка было сформировано скругление радиусом 0,4 мм, позволяющее абразивным частицам проникать под образец. В качестве абразивной массы использовали порошок электрокорунда белого марки 25А (ГОСТ 28818–90) со средним размером частиц 160 мкм. Перед применением порошок сушили в печи для удаления влаги, повторное использование абразива не допускалось. Путь трения составлял 40 м скорость движения образца относительно контртела 0,12 м/с, давление на образец 1 МПа.

В качестве критерия износостойкости материалов использовали потерю объема испытуемых образцов после их истирания:

$$\Delta V = \Delta m / \rho,$$

где  $\Delta m$  – потеря массы образцов после испытаний;  $\rho$  – плотность материалов, вычисленная гидростатическим методом.

Взвешивание образцов выполняли на аналитических весах VIBRA HT-124RCE с точностью до 0,1 мг. Для верификации потери массы образцов проводили дополнительное взвешивание на аналитических весах Shinko HTR – 220CE с аналогичной точностью.

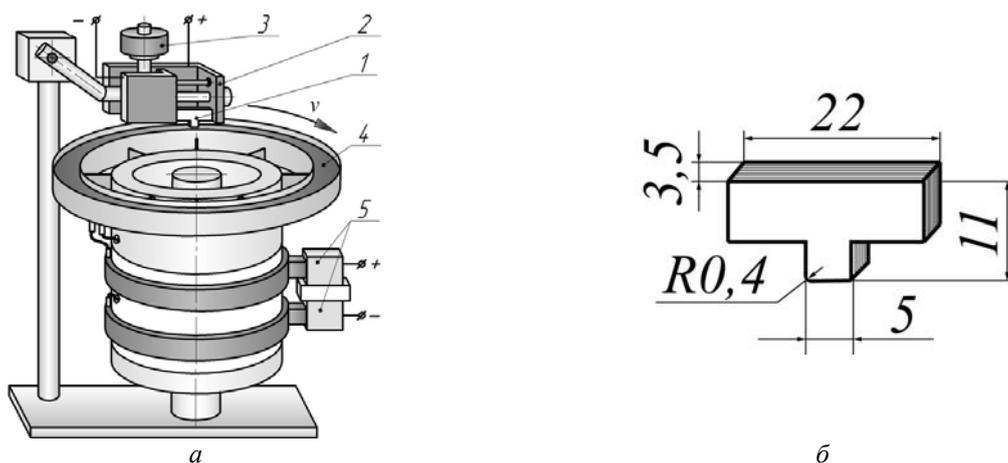


Рис. 1. Принципиальная схема установки (а) и образец из СМИК системы Ti-Fe (б) для испытаний на изнашивание: 1 – образец для испытаний; 2 – токоподводящий держатель; 3 – груз; 4 – контртело с нагревателем; 5 – скользящие токоподводы; v – направление вращения контртела

### Результаты и их обсуждение

Термообработка девятислоеного композита (с учетом данных по кинетике диффузии в СМИК системы титан-железо [5, 8–10]) привела к формированию на месте титановых слоев трех

визуально различных интерметаллидных прослоек (TiFe<sub>2</sub> ≈ 70–66 % Fe и 30–34 % Ti, TiFe ≈ 50 % Fe и 50 % Ti и Ti<sub>2,3</sub>Fe ≈ 33 % Fe и 67 % Ti) твердостью 6–7,8 ГПа, и повышению твердости стального слоя (5 % Ti и 95 % Fe) до

2,5–2,9 ГПа (рис. 2). Толщина стальных слоев за счет преимущественного диффузионного потока в титан уменьшилась до 0,25–0,28 мм. Твердость стали У9А после термообработки составила 55–57 HRC, стали 40ХСМФ 43–45 HRC.

Анализ полученных после испытаний на абразивное изнашивание экспериментальных данных показал, что при температуре 20 °С, потеря объема образца из СМИК в 1,5 раза выше, чем у образца из стали У9А (таблица, рис. 3), и почти в два раза больше в сравнении со сталью 40ХСМФ. Анализ истираемой поверхности выявил небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей, которые носят локальный характер и располагаются преимущественно по внешнему периметру поверхности образца. Появления микротрещин на границе слоев, распространяющихся вглубь металло-интерметаллидной поверхности образца, а также расслаиваний не обнаружено.



Рис. 2. Микроструктуры титано-стальных композитов системы ВТ1-0+ сталь 08кп+ВТ1 – после СВ+ГП (а) и последующей ТО 1000 °С (б), 10 ч ×50

С повышением температуры испытаний до 500 °С, потеря объема образца из СМИК снижается и становится сопоставимой с потерей объема образцами из сталей У9А и 40ХСМФ. Такой прирост износостойкости СМИК (+16 %) с повышением температуры испытаний объясняется одновременным повышением как твердости и прочности интерметаллидных слоев [2–5], так и пластичности стальных, поддерживающих интерметаллидные. Косвенным под-

тверждением этого является и состояние истираемой поверхности СМИК – сколов и выкрашивания высокотвердых интерметаллидных составляющих не наблюдается.

Потеря объема при испытаниях на износ образцов из инструментальных сталей при тех же условиях растет: для стали У9А – на 12 %, для 40ХСМФ – на 42 % (таблица, рис. 3). Это можно объяснить значительным снижением их твердости при нагреве, что обусловлено малой объемной долей термостабильной карбидной фазы. К тому же термическое воздействие в процессе абразивного изнашивания приводит к снижению твердости сталей У9А и 40ХСМФ до 45 и 42 HRC соответственно.

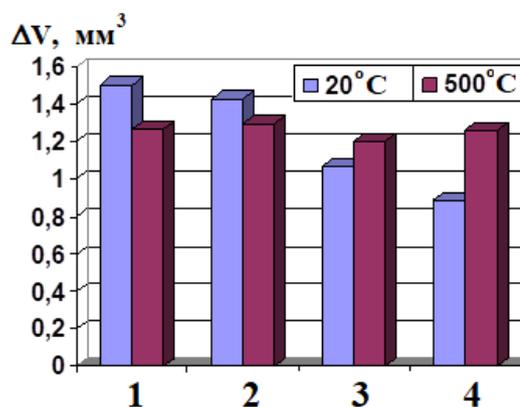


Рис. 3. Потеря объема  $\Delta V$  образцов после испытаний на абразивное изнашивание при различной температуре: 1 – СМИК (Ti-Fe); 2 – СМИК (Ti-Fe) после закалки; 3 – сталь У9А; 4 – сталь 40ХСМФ

Микротвердость интерметаллидных слоев в СМИК после испытания практически не изменилась, поскольку воздействие температуры при изнашивании было кратковременным и не достаточным для реализации эффекта их «старения», приводящего к незначительному повышению твердости при длительных выдержках [2, 5, 9, 11]. Так, значения микротвердости интерметаллидных слоев после испытания не превышали  $\approx 7,8$  ГПа.

Для увеличения твердости интерметаллидных слоев в составе СМИК проводилась его закалка с 700 °С в воду [12], что позволило повысить микротвердость последних на  $\approx 0,5$  ГПа (до  $\approx 8,2$  ГПа). Такое изменение твердости можно объяснить выделением метастабильной  $\omega$ -фазы, механизм образования которой идентичен фазовым превращениям при закалке (Ti-Fe)-сплавов, богатых титаном [13]. Эта фаза имеет сложную ОЦК – решетку, относящуюся к пространственной группе  $Im\bar{3}m$ ;  $a = 7,76$  Å.

Результаты испытаний образцов на абразивное изнашивание

Образец	Потеря объема $\Delta V$ , мм <sup>3</sup>		Прирост/убыль износостойкости	Твердость	
	20 °С	500 °С		HRC	H, ГПа
СМИК	1,503	1,267	+16 %	–	Интерметаллид: 6-7,8 (7,5-7,8)* Железо: 2,4-2,8 (2,4-2,8)*
СМИК после закалки	1,427	1,295	+9 %	–	Интерметаллид: 7,1-8,2 (7,6-7,9)* Железо: 2,5-2,9 (2,5-2,8)*
Сталь У9А	1,071	1,199	-12 %	55 (45)*	5,6 (4,3)*
Сталь 40ХСМФ	0,884	1,256	-42 %	45 (42)*	4,3 (3,9)*

Примечание: \* – после испытаний на абразивное изнашивание при 500 °С.

Испытания на абразивный износ закаленного СММК показали, что потеря объема образца снижается до 1,427 мм<sup>3</sup>. Анализ изношенной поверхности образца из закаленного СММК не выявил увеличения количества микросколов и участков с выкрошиванием по сравнению с незакаленным, что на общем фоне повышения твердости интерметаллидных слоев после закалки, представляет несомненный интерес. Повышение температуры испытаний до 500 °С привело к снижению потери объема образца из закаленного СММК до 1,295 мм<sup>3</sup> (прирост износостойкости находится на уровне 9 %), что практически соответствует значению  $\Delta V$  для незакаленного титаностального СММК. Последнее позволило сделать вывод о том, что эффект закалки фактически нивелируется с ростом температуры испытаний.

**Вывод**

Износостойкость СММК системы Ti-Fe с объемным наполнением интерметаллидами 70 % при комнатной температуре ниже, чем у инструментальных сталей У9А и 40ХСМФ, а при 500 °С находится на уровне штамповой стали 40ХСМФ. При этом прирост износостойкости СММК составляет 16 %, а ее снижение у сталей У9А и 40ХСМФ – до 42 %. Очевидно, что дальнейшее повышение температуры испытаний обеспечит более полное раскрытие потенциала СММК, упрочненного твердой и термостабильной интерметаллидной фазой.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Charpy G. Les alliages blancs, dits antifricion. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale. 1898. Juillet. p. 670-707 (<http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi?BSPL.97/709/80/1693/691/700>)  
 2. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу, О. В. Слау-

тин, А. И. Богданов. – Москва: Металлургиздат, 2016. – 346 с.

3. Шморгу, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов, 2005, № 3. – С. 3–9.

4. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов, 2004, № 1. – С. 48–53.

5. Шморгу, В. Г. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евсупов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2012. № 9. С. 42–45.

6. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Трение и износ. – 2017. – Т. 38, № 3. – С. 247–254.

7. Патент РФ №2564827, МПК G 01 N 3/56 Установка для испытания материалов на абразивное изнашивание / А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак; ГОУ ВПО ВолгГТУ. – 2015.

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

9. Трыков, Ю. П. Исследование кинетики диффузии в композитах системы Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 20–23.

10. Шморгу, В. Г. The Structure and Phase Composition of the Diffusion Zone in a Titanium and Steel Composite / В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Materials Science Forum. – 2016. – Vol. 870. – С. 214–218.

11. Шморгу, В. Г. Влияние повторных нагревов на структуру и свойства титано-стального СМК / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин // В сб. : Новые перспективные материалы и технологии их получения (НПМ-2010) 2010. С. 226–227.

12. Трыков, Ю. П. Многослойные титаностальные интерметаллидные композиты с повышенными жаропрочными свойствами / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Черная металлургия. 2006. № 9. С. 67–68.

13. Эллиот, Р. П. Структуры двойных сплавов : справочник / Р. П. Эллиот. – М.: Металлургия, 1970. – Т. 1. – 456 с.

УДК: 621.771: 519.876.5

*Д. Б. Фрункин<sup>1</sup>, Р. Е. Новиков<sup>2</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>, И. Л. Пермяков<sup>1</sup>, А. И. Банников<sup>2</sup>*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ  
ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ,  
ПРОИЗВОДИМЫХ НА АО «ВОЛЖСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД»**

<sup>1</sup> АО «Волжский трубный завод»

<sup>2</sup> Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование процесса формования листа в трубную заготовку. Показано значительное влияние изменения центра тяжести деформируемого листа на получаемую в итоге геометрию трубной заготовки. Исследована возможность выравнивания кромок трубной заготовки путем введения дополнительных погружений верхнего деформирующего вала на последнем проходе процесса формовки.

*Ключевые слова:* сварные прямошовные трубы, формовка, метод конечных элементов, геометрическая форма.

*D. B. Frunkin<sup>1</sup>, R. E. Novikov<sup>2</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>, I. L. Permyakov<sup>1</sup>, A. I. Bannikov<sup>2</sup>*

**INVESTIGATION OF POSSIBILITY TO IMPROVE SYMMETRY  
OF WELDED PIPE BILLETS, PRODUCED AT JSC "VOLZHISKY PIPE PLANT"**

<sup>1</sup> JSC «Volzhsky Pipe Plant»

<sup>2</sup> Volgograd State Technical University

Simulation of the process of sheet forming into a pipe billet was carried out. The significant influence of the change in the center of gravity of the deformable sheet on the resulting geometry of the pipe billets is shown. The possibility of alignment the edges of the pipe billets by introducing additional dives of the upper deforming roll at the last pass of the forming process is investigated.

*Keywords:* welded pipes, forming, finite element method, geometric form.

**Введение**

Одна из тенденций современного рынка газонефтепроводных труб большого диаметра состоит в постепенном ужесточении требований к качеству геометрии торцов труб, значимым параметром оценки которой является овальность [1, 2]. Достижение необходимой величины финальной овальности сопровождается значительными трудностями в силу влияния на нее технологических параметров всех предшествующих экспандированию (пошаговой раздачи трубы по всей длине) стадий трубогибочного процесса, в том числе формования (вальцевания) [1–3].

В связи с этим представляет значительный интерес проведение компьютерного моделирования изменения формы заготовки в процессе деформирования на различных стадиях производства прямошовных труб с целью выявления влияния технологических параметров на конечную геометрию трубы. Данная статья посвящена анализу изменения геометрической формы заготовки трубы в процессе формовки под действием силы тяжести и возможности компенсации этого воздействия изменением положения

верхнего деформирующего вала по результатам конечно-элементного моделирования протекания деформационных процессов.

**Материалы и методы исследования**

В качестве объекта моделирования выбран лист 3681×30,9 мм (соответственно, длина и толщина стенки) из стали класса прочности К60 (категория Х70) с пределом текучести около 600 МПа. Механические свойства стали, в первую очередь зависимость предела текучести от величины деформации) определяли испытанием на растяжение образцов с различной ориентировкой относительно направления прокатки листов.

Для оценки влияния изменения положения центра тяжести деформируемого листа на конечную геометрию трубы были созданы 2D модели (общий вид представлен на рис. 1) процесса формовки, проводимой в 4 прохода с помощью программного комплекса Marc (Mentat), разработанного MSC.Software Corporation. Каждый проход совершался за 18 сек. с глубиной погружения верхнего пуансона 145,5, 167,5, 178,5 и 185 мм, соответственно для 1–4

прохода. Для оценки возможность компенсации влияния изменения положения центра тяжести деформируемого листа перемещением верхнего деформирующего вала на последнем проходе были использованы дополнительные симметричные погружения верхнего вала на 192 мм, асимметричные на 192 мм в начале и на 195 мм в конце последнего прохода, дополнительное погружение только в конце последнего прохода и погружение на 185,3 мм на второй половине последнего прохода.

Оценка значимости влияния изменения положения центра тяжести деформируемого листа проводили, используя три различных значения ускорения свободного падения  $0,3g$ ;  $g$  и  $3g$  (соответственно «легкий», «нормальный» и «тяжелый» листы).

Возможность компенсации влияния изменения положения центра тяжести деформируемого листа перемещением верхнего деформирующего вала на последнем проходе оценивалась по симметричности кромок.

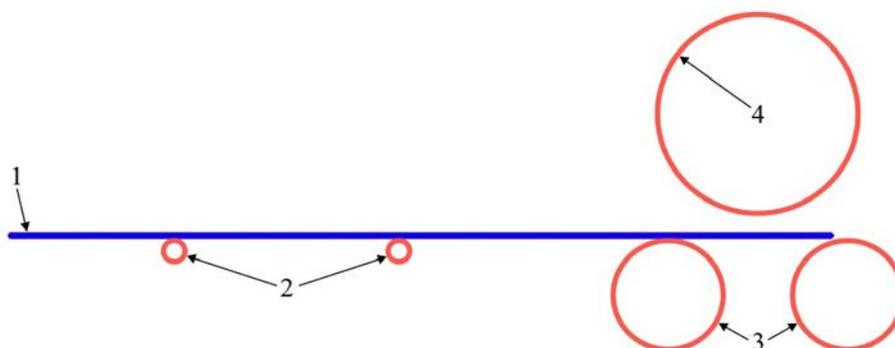


Рис. 1. Общий вид модели формирования листа:  
1 – стальной лист; 2 – опорные ролики; 3 – нижние валки; 4 – верхний валок

**Результаты моделирования и их обсуждение**

*Влияние изменения положения центра тяжести деформируемого листа на форму трубной заготовки*

На рис. 2 представлены контуры трубной заготовки после каждого из четырех проходов формования. Как видно из приведенных наложенных контуров изменение положения центра

тяжести деформируемого листа, при неизменности остальных параметров, прямо влияет на конечную геометрию формируемого листа, причем различия наблюдаются уже после первого прохода. Труба из «тяжелого» листа имеет меньший размер в вертикальном сечении, что после последнего прохода приводит к наложению кромок друг на друга.

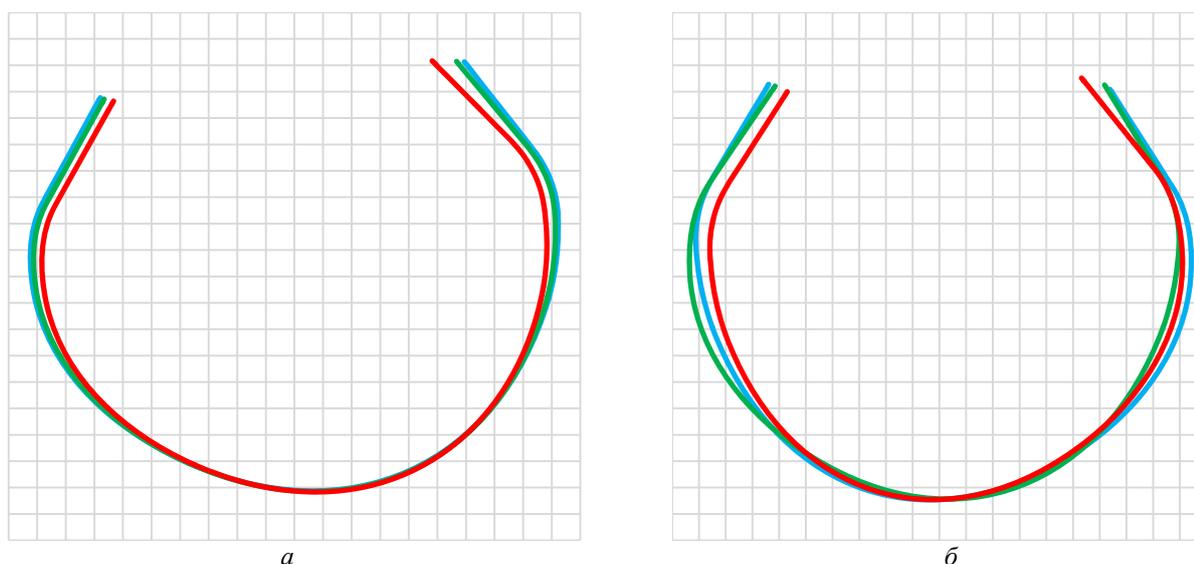


Рис. 2. Изменение контура заготовки после окончания первого (а), второго (б), третьего (в) и четвертого (г) проходов формовки (см. также на с. 92):  
—  $0,3g$ , —  $g$ , —  $3g$

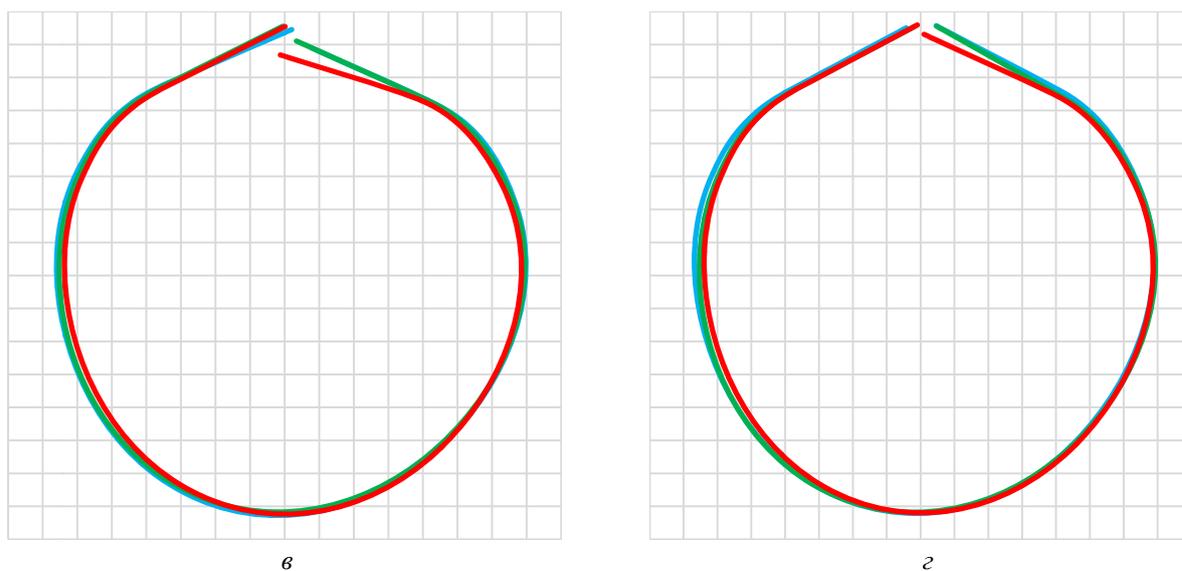


Рис. 2. Окончание

В процессе формовке заготовки из «нормального» и «легкого» листов имели незначительное расхождение в конечной геометрии. Для всех моделируемых случаев получено более высокое положение после окончания четвертого прохода левой кромки по сравнению с правой, что при проведении последующей догибки кромок приводит к разности условий деформирования прямолинейных участков. Наибольшее различие в положении кромок

характерно для заготовок из «тяжелого» листа.

Анализ напряженно-деформированного состояния показал схожесть характеров распределения деформаций и напряжений по длине листа (рис. 3), с небольшим различием численных значений (значения представлены в таблице). Из таблицы видно, что для «легкого» и «нормального» листов значения деформаций и напряжений практически одинаковы, в то время как для тяжелого листа данные значения выше на ~25 %.

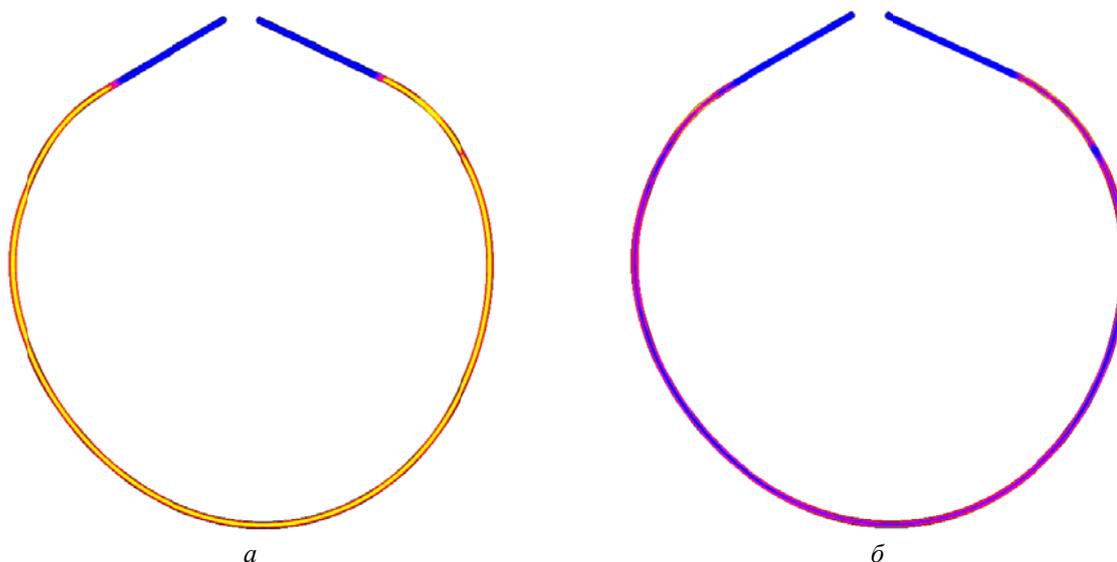


Рис. 3. Общий характер распределения напряжений Мизеса (а) и эквивалентной пластической деформации (б)

## Значения напряжений и деформаций

Показатель	Используемый при моделировании лист		
	«легкий»	«нормальный»	«тяжелый»
Деформация, %	2,9	2,9	3,9
Напряжения, МПа	348	345	453
Разновысотность левой и правой кромок, мм	2,3	0,3	28,6

*Определение возможности повышения симметричности заготовки перемещением верхнего деформирующего вала*

Симметрия по высоте кромок трубной заготовки имеет важное значение для дальнейшей сборки и сварки трубы. Часто после проведения формования листа наблюдается разная высота кромок (рис. 4), которое как показали выше приведенные варианты моделирования, во многом связаны с изменением положения центра тяжести деформируемого листа. Для устранения этого дефекта возможно использование дополнительных погружений верхнего вала в процессе формования на последнем проходе

(рис. 5). Проведенный анализ показал, что различные варианты дополнительных погружений верхнего вала в начале и в конце последнего прохода формовки (рис. 5, а–в) не приводят к выравниванию вертикального положения левой и правой кромок и, более того, способствуют образованию явно выраженного горизонтального овала. В тоже время относительно небольшое дополнительное погружение (+0,3 мм) верхнего вала на второй половине последнего прохода позволяет получить практически симметричные кромки, при незначительной овальности геометрии трубной заготовки (овал 5 мм).

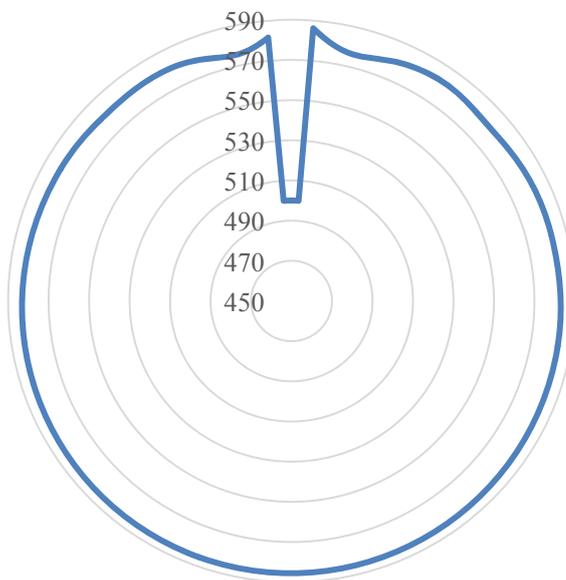


Рис. 4. Пример профиля трубной заготовки после формования

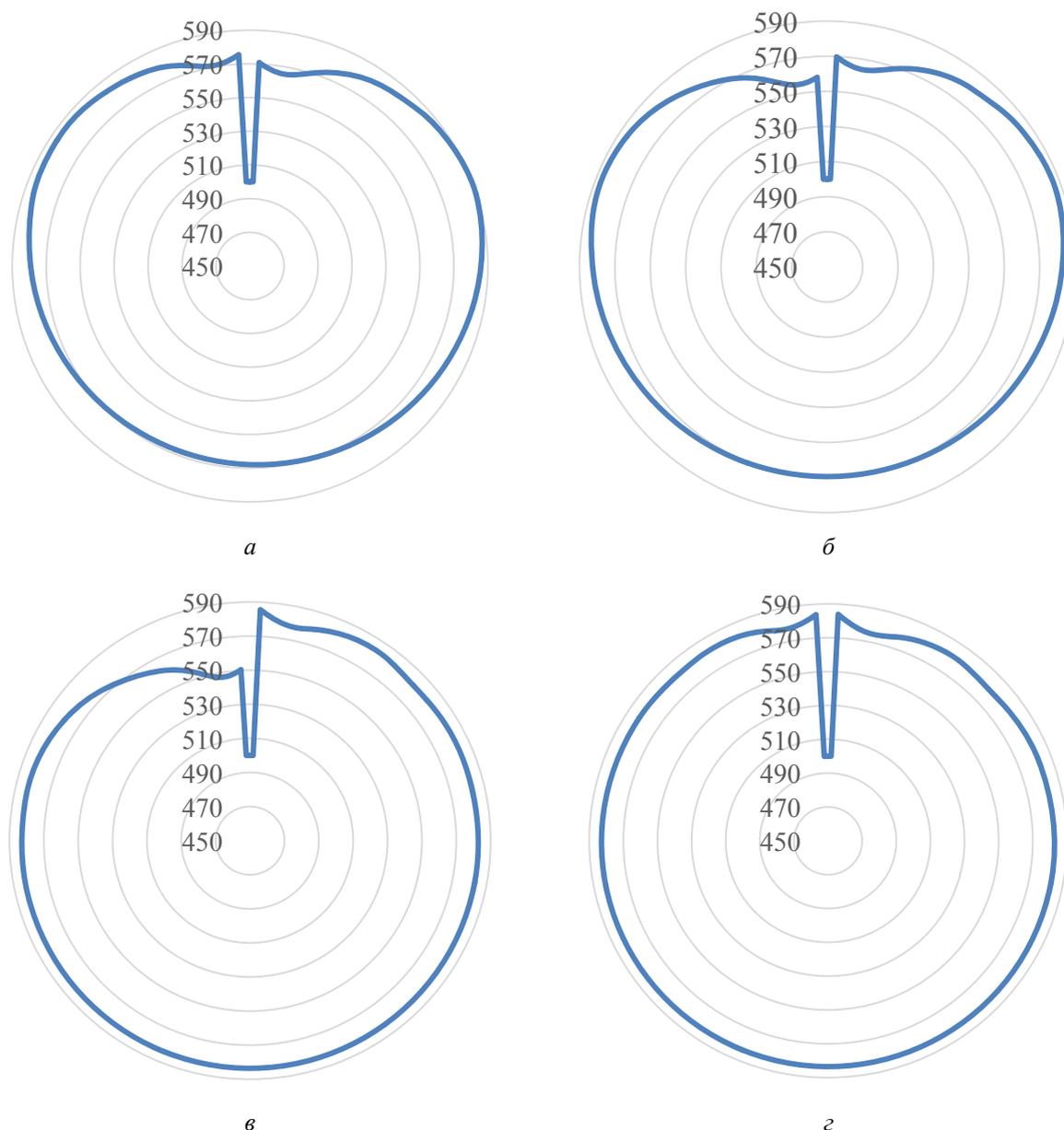


Рис. 5. Профиль трубной заготовки после формования с симметричными (а), асимметричными (б) дополнительными погружениями верхнего вала в начале и конце четвертого прохода, погружением вала в конце прохода (в) и дополнительным погружением (+0,3мм) верхнего вала на второй половине четвертого прохода (г)

### Выводы

1. Анализ результатов моделирования показал, что изменение положения центра тяжести деформируемого листа оказывает значительное влияние на получаемую форму трубной заготовки, что подтверждено результатами моделирования в условиях различного ускорения земного притяжения.

2. Наиболее эффективным способом выравнивания вертикального положения кромок трубной заготовки после формовки является использование незначительного дополнительного погружения верхнего вала на второй

половине последнего прохода. Использование разовых погружений верхнего вала в начале и конце прохода приводит к значительной овальности получаемой трубной заготовки.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фрункин, Д. Б. Применение системы САЕ-моделирования MSC.MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных промышленных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолгГТУ : науч. журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110.

2. Верификация моделирования процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, М. Ю. Платонов, А. И. Банников, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : науч. журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 59–63.

3. Моделирование процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, М. Ю. Платонов, А. И. Банников, Р. Е. Новиков // ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 52–59.

УДК 621.01:539.431

*А. Н. Савкин, К. А. Бадиков, А. А. Седов*

**ВЛИЯНИЕ АСИММЕТРИИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ  
АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AL 2024 T3  
ПРИ РЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tfpic@vstu.ru; geronimo855@mail.ru

Исследована кинетика роста усталостной трещины на алюминиевых образцах из сплава 2024-T3 при регулярном нагружении с различной асимметрией на среднеамплитудном участке кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР). Данное исследование направлено на выявление влияния асимметрии различного уровня на продолжительность роста трещины при различных значениях максимального нагружения. Также проведено прогнозирование продолжительности роста усталостной трещины по поцикловому методу расчета (цикл-за-цикл).

*Ключевые слова:* усталостное испытание, оценка кинетики роста трещины, регулярное нагружение, алюминиевый сплав.

*A. N. Savkin, K. A. Badikov, A. A. Sedov*

**INFLUENCE OF ASYMMETRY ON THE CRACK RESISTANCE  
OF ALUMINUM AL 2024 T3 ALLOY WITH REGULAR LOAD**

**Volgograd State Technical University**

The growth kinetics of the fatigue crack on aluminum samples from alloy 2024-T3 under regular loading with different asymmetry on the mid-amplitude section of the kinetic fatigue fracture diagram (KDUR) has been studied. This study is aimed at revealing the influence of asymmetry of different levels on the duration of crack growth at various values of maximum loading. Also forecasting the duration of growth of the fatigue crack in the cycle honey of calculation (cycle-by-cycle).

*Keywords:* fatigue test, estimation of crack growth kinetics, regular loading, aluminum alloy.

**Введение**

Алюминий является из самых распространенных металлов в природе, он почти в два раза легче стали и достаточно востребован в самых разных отраслях науки и производства. Прежде всего, алюминий и его сплавы используются в авиационной и автомобильной отраслях промышленности. Основными из достоинств алюминия является легкость, коррозионная стойкость, податливость штамповке и то, что он предсказуемо реагирует на большие нагрузки и напряжения. Однако в чистом виде алюминий является слишком мягким металлом, поэтому в промышленности его используют в виде сплавов с другими металлами [3, 8].

Анализ усталостной повреждаемости, в соответствии с требованиями международных и национальных организаций гражданской авиации, является обязательной составляющей для оценки прочности авиационных конструкций. Тем не менее, статистика разрушений многих конструкций показывает, что отсутствуют достаточно надежные расчетные методы оценки усталостного повреждения и определения остаточного ресурса. Важные результаты исследования закономерностей сопротивления усталости алюминиевых сплавов получены в работах [5, 7].

В предложенной работе на примере алюминиевого сплава 2024-T3, из которого изготавли-

вают обшивки самолетов гражданской авиации, проведен анализ кинетики роста усталостных трещин при регулярном нагружении с учетом воздействия на процесс роста трещины разной величины асимметрии  $R$ . Также предложена модель прогнозирования долговечности роста трещины на среднеамплитудном участке КДУР.

#### Материал, методика исследования

Исследовали компактные образцы размером  $60 \times 62,5 \times 5$  мм с краевой трещиной, выполненные из алюминиевого сплава 2024-T3 – дюралюминий системы легирования Al-Cu-Mg, термоупрочняемый, нормальной прочности, близок к отечественному аналогу Д16. Этот сплав

применяют в самолетостроении и аэрокосмической технике и соединяют механическими методами, например заклепками. T3 обозначает термическую обработку-закалку с последующей холодной деформацией.

Сплавы серии 2000 содержат 90 % и более чистого алюминия, обычно подвергаются механическому упрочнению. Они хорошо сопротивляются коррозии и обладают высокой тепло- и электропроводностью. Толщина образца из данного материала составляла 5 мм, что давало возможность утверждать, что усталостная трещина развивалась при плоском напряженном состоянии. Чертеж представлен на рис. 1.

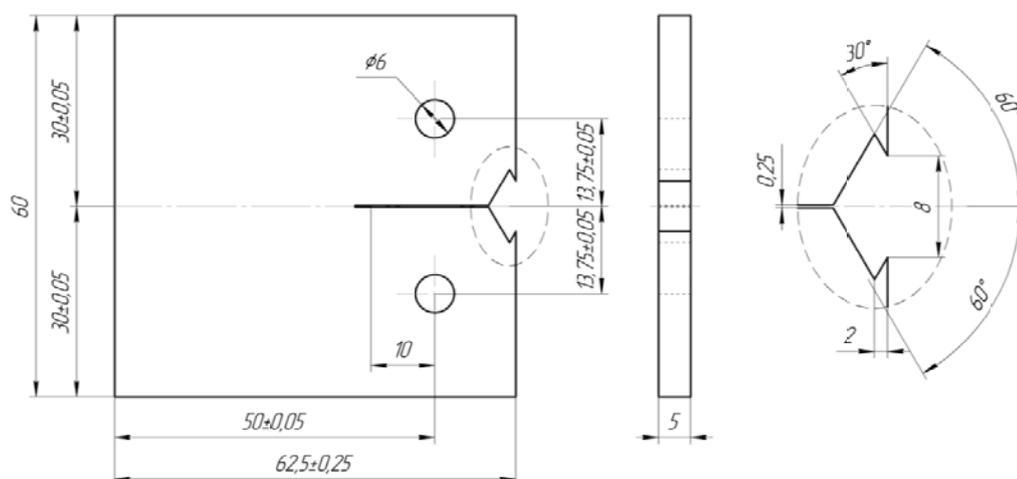


Рис. 1. Схематическая иллюстрация геометрии образца используемого при испытании

Химический состав сплава % (мас.): 90.7–94.7 Al; Si <0.50; 0.3–0.9 Mn; 1.2–1.8 Mg; Cr <0.1; 3.8–4.9 Cu; Fe ≤ 0.5; Ti ≤ 0.15; Zn <0.25. Механические свойства сплава: предел прочности  $\sigma_b = 483$  МПа, условный предел текучести  $\sigma_{0.2} = 345$  МПа, модуль нормальной упругости  $E = 73.1$  ГПа.

Испытания на усталостную долговечность при регулярном нагружении проводили на сервогидравлической машине BISS Nano 25 kN при комнатной температуре и постоянной частоте нагружения 5 Гц с помощью управляющего и регистрирующего пакета программ MTL, в котором были учтены параметры режимов на-

гружения и справочные значения характеристик материала. Рост трещины в зависимости от числа циклов контролировали и регистрировали датчиком раскрытия трещины BISS Vi-06-201. Методика испытаний соответствовала требованиям стандарта ASTM E 647-08.

Программа испытаний на трещиностойкость заключалась в проведении испытаний [1] при регулярном нагружении при разной асимметрии блока  $R$  от 0 до 0.75 и величине максимального нагружения до 3.5 кН. В процессе испытания записывалась кинетика роста трещин в зависимости от числа циклов. Программа испытаний приведена в таблице.

Программа испытаний при регулярном нагружении разной асимметрией

Номер позиции	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
$P_{\max}$ , кН	1.5	2	3	3.5	2.5	2.5	1.75	2.5	3.0	3.5	1.5	2.0
$R$	0	0	0	0	0.1	0.3	0.5	0.5	0.5	0.5	0.7	0.75
$N$ , млн. циклов	0.25	0.2	0.02	0.014	0.04	0.07	0.9	0.12	0.08	0.06	0.22	1.5

**Результаты исследования**

На рис. 2 показаны результаты испытаний алюминиевого сплава 2024-T3 (рис. 2, а). На основании зависимостей кинетики роста трещины  $a \sim \lg N$ , полученных с использованием датчика раскрытия трещины, командоаппарат испытательной машины автоматически оцени-

вает скорость роста  $da/dN$  и размах коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  в устье трещины. Эти результаты позволяют построить кинетические диаграммы усталостного разрушения КДУР (рис. 2, б). Номера позиций на рис. 2 соответствуют номерам в таблице.

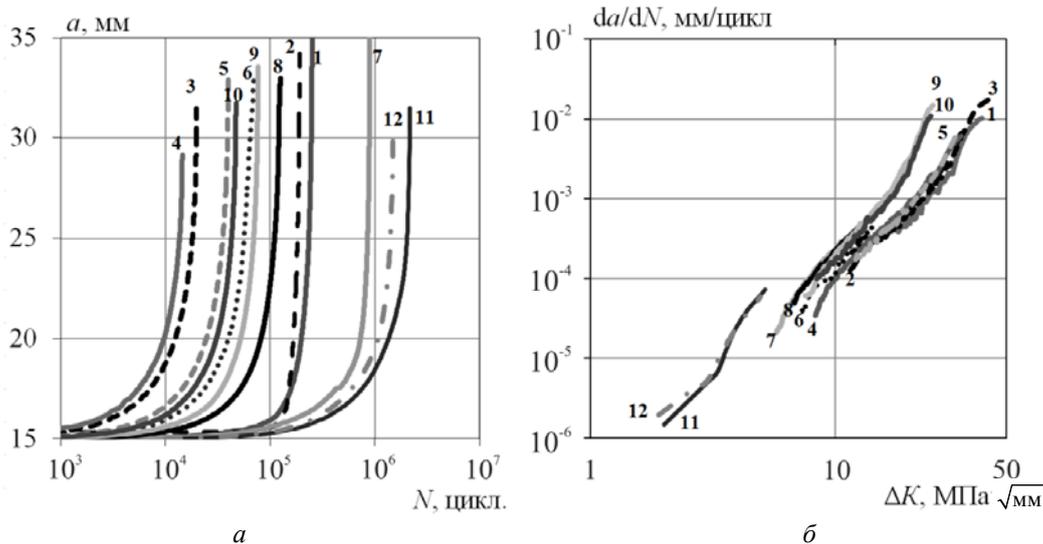


Рис. 2. Кривые роста (а) и КДУР (б) для испытаний при регулярном нагружении с различной асимметрией блока нагружения  $R$

На скорость роста оказывает влияние значение максимального нагружения  $P_{max}$  и асимметрия. Из рис. 2 видно, что при  $P_{max} \geq 2.5$  кН для данного материала скорость роста не превышает 125 тыс. циклов, кривая 8, а при  $P_{max} \leq 2$  кН долговечность существенно возрастает до нескольких миллионов. Сравнение испытаний с одинаковым  $P_{max}$  но разной  $R$ , показало, что увеличение асимметрии приводит к увеличению продолжительности роста трещины, вследствие уменьшения размаха коэффициента  $\Delta K$ , кривые 4 и 10, 1 и 11, 2 и 12. На положение КДУР также оказывает влияние асимметрия, на рис. 2, б отчетливо видно, что кривые с низкой асимметрией  $R \leq 0.5$ , а именно кривые 1–6, образуют отдельную область, которая расположена правее, а остальные испытания при асимметриях 0.5 и выше – левее, так как скорость роста трещин при данных испытаниях ниже. Кривые роста и КДУР 11 и 12 на рис. 2, б соответствуют испытаниям при асимметрии 0.7 и 0.75. Предполагается, что при таких асимметриях  $R$  не наблюдается эффект закрытия трещины [4], поэтому эти кривые КДУР располагаются обособлено от остальных кривых. Аналитически кривые КДУР на среднеамплитудном участке описываются уравнением Пэриса [2, 6]:

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^n, \tag{1}$$

где  $da/dN$  – скорость роста трещины за цикл нагружения;  $\Delta K$  – размах коэффициента интенсивности напряжений;  $C$  и  $n$  – эмпирические коэффициенты, являющиеся характеристиками циклической трещиностойкости материала;  $\Delta K$  – размах коэффициента интенсивности напряжений материала. В настоящем исследовании для AL 2024 T3 были получены значения  $C = 1.8 \cdot 10^{-12}$  и  $n = 3,35$ , для оценки скорости  $da/dN$  (мм/цикл) и  $\Delta K$  в МПа  $\sqrt{\text{мм}}$ .

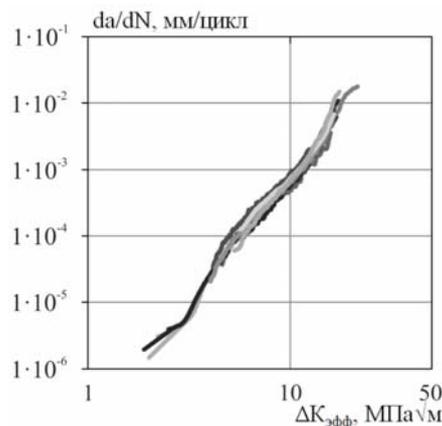


Рис. 3. КДУР с учетом  $\Delta K_{эфф}$

Положение кривых КДУР блока нагружения регулярного нагружения (рис. 2, б) существенно зависит от асимметрии цикла  $R$ . Использование подхода эффективного коэффициента  $\Delta K_{эфф}$  позволяет приблизить эти кривые к кривой  $R=0$ , что получено на рис. 3.

Для учета явления «закрытия» трещины, имеющем место при асимметриях цикла  $R$  менее 0.6–0.7, и снижающем скорость роста трещины за счет уменьшения размаха  $\Delta K$  вводится параметр  $U$ , предложенный Я. Схайве [8] для описания закрытия трещины с асимметрией  $0.1 \leq R \leq 0.7$  на алюминиевом сплаве 2024-T3, определяемый по формуле:

$$U = 0.55 + 0.33 \cdot R + 0.12 \cdot R^2. \quad (2)$$

Таким образом, в нашем расчете эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений в устье трещины при регулярном нагружении принимается как:

$$\Delta K_{эфф} = \Delta K \cdot U. \quad (3)$$

В этом выражении влияние «закрытия» трещин и асимметрии цикла нагружения на скорость роста трещины оцениваются через коэффициент асимметрии  $R$ .

Для оценки влияния асимметрии при различных значениях максимального нагружения  $P_{max}$  на рис. 4 показана зависимость экспериментальной долговечности от асимметрии регулярного нагружения. Как видно из данной зависимости, увеличение долговечности прямо пропорционально увеличению асимметрии блока нагружения и образует линейную зависимость в полулогарифмических координатах  $R - \lg N$  при условии, что величина максимального нагружения в этом случае одинакова. Помимо этого, наблюдается параллельность данных линейных зависимостей.  $P_{max}$  в этом исследовании варьировался от 1.5 до 3.5 кН с шагом 0,25–0,5 кН.

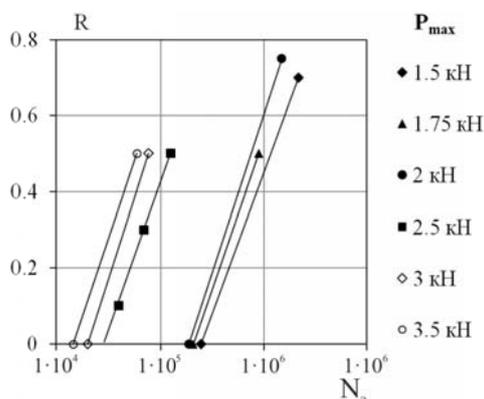


Рис. 4. Взаимосвязь экспериментальных  $N_s$  значений продолжительности роста усталостных трещин при регулярном нагружении от асимметрии  $R$

### Обсуждение результатов и прогнозирование кинетики роста трещины

Прогнозирование роста трещины при регулярном нагружении проводили по формуле:

$$N_{st} = \int_{a_0}^{a_{кр}} \frac{1}{C \Delta K_{эфф}^n} da, \quad (4)$$

где  $\Delta K_{эфф}$  – эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений, определяемый по уравнению (3);  $a_0$ ,  $a_{кр}$  – начальная и критическая длина трещины, соответствующая максимальному установленному пределу датчика раскрытия трещины 4 мм.

Результаты показаны на рисунке в виде зависимости расчетных значений от экспериментальных на рис. 5. Сравнение долговечностей дает достаточно хорошее соответствие расчетных и экспериментальных данных.

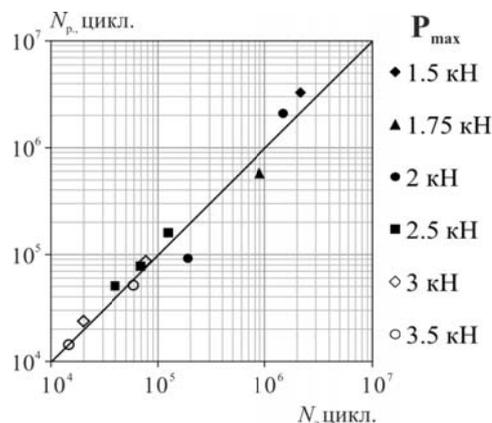


Рис. 5. Взаимосвязь расчетных  $N_p$  и экспериментальных  $N_s$  значений продолжительности роста усталостных трещин при регулярном нагружении с разной асимметрией

Таким образом, показан подход оценки продолжительности роста усталостной трещины при регулярном нагружении с различной асимметрией цикла, что может служить основой для проведения такой оценки при формировании модели кинетики роста усталостной трещины при нерегулярном циклическом нагружении.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савкин, А. Н. Влияние характера переменного нагружения на кинетику и продолжительность роста усталостных трещин / А. Н. Савкин, К. А. Бадиков, А. В. Андроник, А. А. Седов // Известия ВолГТУ : научный журнал № 2 (181) / ВолГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 53–60.
2. Савкин, А. Н. Test procedure to determine the Paris equation coefficients for crack growth rates exemplified by aluminum alloy 2024-T3 / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, Koraddi Ramesh // Materialpruefung / Materials Testing. – 2015. – Vol. 57, No. 10. – С. 912–919.

3. *Bowles, C. Q.* The role of environment, frequency and wave shape during fatigue crack growth in aluminum alloys: PhD thesis / Delft: Delft University of Technology, Netherlands, 1978. – 168 p.

4. *Elber, W.* The significance of fatigue crack closure. Damage tolerance in aircraft structures / W. Elber // ASTM STP 486 / Ed. C. W. Smith. – 1971. – P. 230-242.

5. *Kocanda, D.* Variable amplitude load interaction in fatigue crack growth for 2024-N3 aluminum alloy / D. Kocanda, S. Kocanda, J. Torzowski // Proceedings of the 16th European Conference of Fracture, Greece, 2006. – P. 177-178.

6. *Paris P.C., Erdogan F.* A Critical Analysis of Crack Propagation Laws". Journal of Basic Engineering; Transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D, 1963, Vol. 85, p. 528-534.

7. *Schijve, J.* Fatigue crack growth in the aluminum alloy D16 under constant and variable amplitude loading / J. Shijve, M. Scorupa, A. Scorupa, T. Machniewicz, P. Gruszczynski // International Journal of Fatigue. - Vol. 26, Issue 1. – 2004. – P. 1-15.

8. *Schijve J.* Fatigue of structures and materials. Second edition with CD-ROM. Springer.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

*Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков*

### МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С КОНИЧЕСКОЙ МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование деформирования и разрушения цилиндрического образца титано-алюминиевого композита Д20–АД1–ВТ6С при варьировании относительной толщины и угла наклона конической прослойки АД1 с помощью метода конечных элементов. Показано различие во влиянии угла конусности на развитие деформации и прочность композита при различных толщинах алюминиевой прослойки.

*Ключевые слова:* титан, алюминий, мягкая прослойка, конус, угол конусности, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

*L. M. Gurevich, R. E. Novikov*

### SIMULATION THE BEHAVIOR OF TITANO-ALUMINUM COMPOSITE WITH A CONICAL SOFT INTERLAYER

Volgograd State Technical University

Simulation of the deformation and fracture of a cylindrical sample of a titanium-aluminum composite D20-AD1-BT6C was simulated with the variation of the relative thickness and angle of inclination of the conical interlayer AD1 by finite element simulating. The difference in the effect of the taper angle on the development of deformation at various thicknesses of the aluminum interlayer is shown.

*Keywords:* titanium, aluminum, soft interlayer, cone, cone angle, deformation, destruction, modeling, finite element method.

Прочность переходных элементов, используемых для соединения трудносвариваемых традиционными способами разнородных сплавов, во многом определяет надежность разнородных конструкций новой техники, работающих в сложных условиях нагружения. Технология получения заготовок переходных титано-алюминиевых и стале-алюминиевых элементов сваркой взрывом предусматривает введение между основными металлами промежуточных мягких прослоек, играющих роль «буфера пластичности» и диффузионного барьера [1, 2].

Закономерности изменения механических свойств композиций с мягкими прослойками во

многом определяются относительной толщины мягкой прослойки  $\chi = \delta/d$ , где  $\delta$  – толщина мягкой прослойки, а  $d$  – поперечный размер испытываемого образца [3, 4]. На основе формул для оценки прочности сварных соединений из сталей, полученных контактной сваркой или сваркой плавлением [5] была разработана под руководством Ю. П. Трыкова классификация сваренных взрывом композиционных соединений с различными вариантами механической неоднородности и предложены полуэмпирические методы расчета их прочности [3, 4].

С появлением высокопроизводительной компьютерной техники и основанных на мето-

де конечных элементов пакетов расчетов появилась возможность определения поведения композиционных материалов при различных схемах нагружения. Верификация возможности моделирования методом конечных элементов поведения титано-алюминиевого композиционного материала с мягкой прослойкой в условиях растяжения на основе ранее полученных результатов испытания образцов композита Д20–АД1–ВТ6С (модель ТУ–М–Т) [1] с варьированием относительной толщины прослойки АД1 в интервале  $0,03 \leq \delta \leq 1,0$  была проведена в работе [6.] Во всех ранее описанных случаях экспериментально исследовали и моделировали поведение композита с мягкой прослойкой, нормальной к направлению приложения нагрузки.

Целью настоящей работы была проверка влияния конической алюминиевой прослойки на поведение композита Д20–АД1–ВТ6С.

Моделирования процессов растяжения цилиндрического образца  $\varnothing 6$  мм трехслойного титано-алюминиевого композита Д20–АД1–ВТ6С с конической алюминиевой прослойкой методом конечных элементов проводилась с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Толщина прослойки вдоль направления приложения растягивающего усилия варьировалась от 4 до 0,5 мм при углах конуса 0, 10, 20, 30 и 40 градусов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации по известным зависимостям [7]. Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента пары. Размер стороны кубической ячейки конечно-элементной сетки выбирался равным 0,1 мм, что обеспечивало достаточную точность и приемлемое время проведения расчетов. Для сокращения времени моделирования использовалась осевая симметрия цилиндриче-

ского тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении.

Проведенное моделирование показало изменение характера деформирования и разрушения основных слоев композиции при варьировании относительной толщины мягкой прослойки и угла конусности (рис. 1). В области  $\chi_{АД1} > 0,066$  разрушение при моделировании происходило по прослойке АД1, но уменьшение ее относительной толщины сопровождалось ростом пластической деформации в алюминиевом сплаве Д20 (рис. 3). При относительной толщине АД1  $\chi_{АД1} \leq 0,066$  происходило постепенное формирование шейки в сплаве Д20 и его последующее разрушение (рис. 2, з).

В случае использования мягкой прослойки толщиной 4,0 мм вся пластическая деформация локализуется практически только в пределах слоя алюминия. При использовании плоской прослойки в алюминиевой прослойке вблизи более прочных слоев Д20 и ВТ6С пластическая деформация несколько ниже среднего уровня. Увеличение угла конуса приводило к формированию в центральной зоне прослойки АД1 на границе с ВТ6С локального участка с повышенной пластической деформацией. При использовании прослойки АД1 толщиной 1,0 мм пластическая деформация по-прежнему локализуется преимущественно в мягкой прослойке, но на границе с ней в слое Д20 также происходит пластическое деформирование, причем увеличение угла конуса вызывает смещение области повышенной пластической деформации в Д20 к оси образца (рис. 1, б).

В случае использования прослойки из АД1 толщиной 0,5 мм наблюдается распределенная пластическая деформация по всему слою Д20. Увеличение угла конуса стимулирует пластическую деформацию в мягкой прослойке и формирование в слое Д20 локальной зоны повышенной деформации вблизи оси на границе с мягкой прослойкой (рис. 1, в).

Приведенные на рис. 2 кривые зависимости средних напряжений в слое ВТ6С от суммарной деформации образца показывают изменение влияния угла конуса мягкой прослойки при ее различных толщинах.

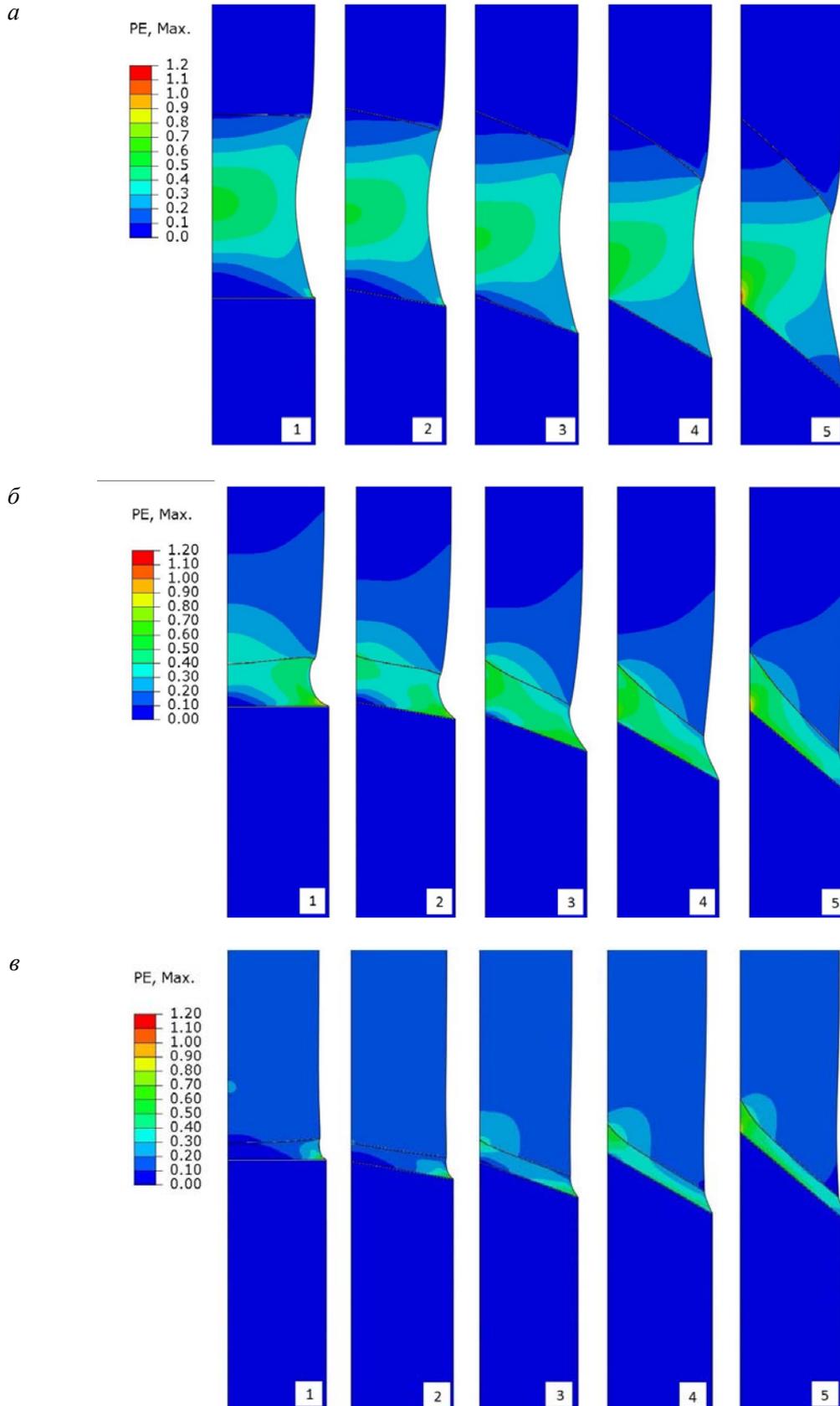


Рис. 1. Характер распределения локальной деформации при удлинении образца композита Д20-АД1-ВТ6С 1,5 мм при варьировании толщины мягкой прослойки:  
 $a-h=4,0$  мм;  $б-h=1,0$  мм;  $в-h=0,5$  мм; 1, 2, 3, 4 и 5 – соответственно угол конуса 0, 10, 20, 30 и 40°

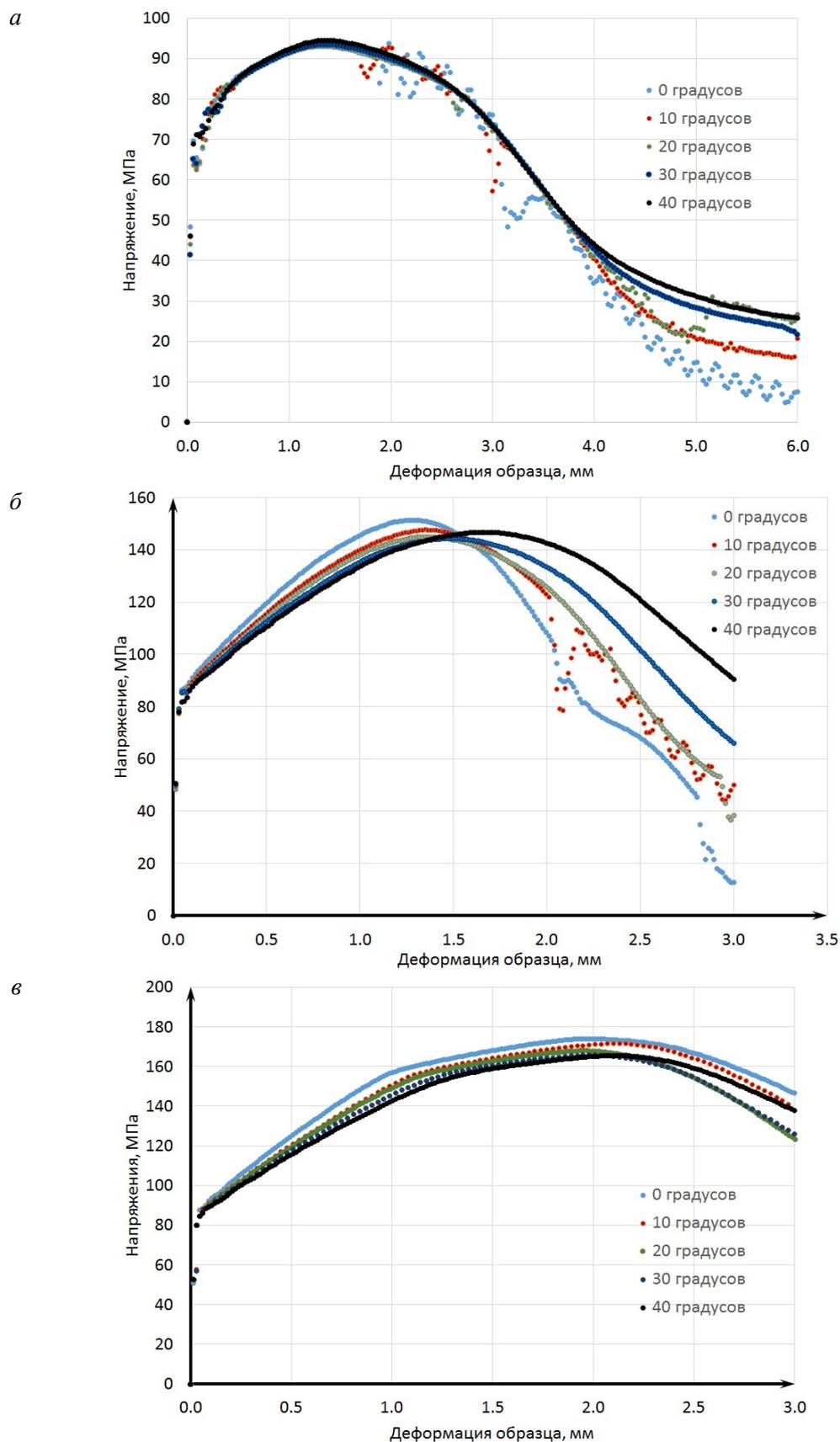


Рис. 2. Кривые зависимости средних напряжений в слое ВТ6С от суммарной деформация образца:  
 $a - h = 4,0$  мм;  $б - h = 1,0$  мм;  $в - h = 0,5$  мм

В случае достаточно толстых мягких прослоек при деформации образца до 1,5 мм изменение угла конуса практически не влияет на численные значения растягивающего усилия, а для дальнейшей деформации необходимы более высокие усилия растяжения при росте угла конуса.

Для образцов с толщиной мягкой прослойки 1.0 мм наблюдается немонотонная зависимость: для одних и тех же величин деформации до 1.5 мм необходимое усилие растяжения для одних и тех же величин деформации до 1.5 мм уменьшается при росте угла конуса. Однако увеличение угла конуса одновременно смещало максимальное усилие в зону больших величин деформации (рис. 2, б). Для более тонких прослоек четко проявляется уменьшение усилия, необходимого для достижения заданной величины деформации при росте угла конуса.

#### Выводы

1. Проведенное моделирование деформирования и разрушения цилиндрического образца титано-алюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С при варьировании относительной толщины и угла наклона конической прослойки АД1 с помощью конечно-элементного моделирования показало, что уменьшение толщины и в этом случае приводит к увеличению усилия, необходимого для деформирования образца и переносу пластической деформации на слой Д20.

2. Полученные кривые зависимости средних напряжений в слое ВТ6С от суммарной деформация образца показывают изменение характера влияния угла конуса мягкой прослойки в зависимости от ее толщины.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кусков, Ю. Н. Прочность сваренных взрывом титано-алюминиевых соединений и ее расчетная оценка / Ю. Н. Кусков, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1975. – № 9. – С. 11–13.
2. Сахновская, Е. Б. Свойства соединений аустенитной стали с алюминиевыми сплавами при сварке взрывом / Е. Б. Сахновская, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1971. – № 7. – С. 34–36.
3. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгу, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
4. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу // Металлургиздат, 2004. – 230 с.
5. Баши, О. А. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой / О. А. Баши // Сварочное производство. – 1962. – № 5. – С. 35–46.
6. Гуревич, Л. М. Моделирование методом конечных элементов поведения титаноалюминиевого композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О.С. Киселев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15(118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; т. 8). – С. 6–9.
7. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением : справочник. – 2-е изд. / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

УДК 620.22:669

**В. Г. Шморгу<sup>1</sup>, О. В. Слаутин<sup>1</sup>, А. С. Кайгородов<sup>2</sup>, В. П. Кулевич<sup>1</sup>, Д. А. Евстропов<sup>3</sup>**  
**ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ**  
**ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ\***

<sup>1</sup> Волгоградский государственный технический университет

<sup>2</sup> Институт электрофизики УРО РАН

<sup>3</sup> Волгоградская академия Министерства внутренних дел РФ  
 e-mail: mv@vstu.ru

Показано, что износостойкость интерметаллидных слоев, сформированных при термообработке слоистого композита системы титан-сталь, в интервале температур 20–400 °С в 2,5 раза превышает износостойкость титана.

*Ключевые слова:* сталь, титан, интерметаллид, сварка взрывом, термообработка, микротвердость, износостойкость.

**V. G. Shmorgun<sup>1</sup>, O. V. Slautin<sup>1</sup>, A. S. Kaygorodov<sup>2</sup>, V. P. Kulevich<sup>1</sup>, D. A. Evstropov<sup>3</sup>**

**ESTIMATION OF WEAR-RESISTANCE OF METAL-INTERMETALLID**  
**TITANIUM-STEEL LAMINATED COMPOSITES BY SCRATCH TEST**

<sup>1</sup> Volgograd State Technical University

<sup>2</sup> Institute of Electrophysics UB RAS

<sup>3</sup> The Volgograd Academy of the Russian Internal Affairs Ministry

It is shown that the wear resistance of intermetallic layers formed during heat treatment of titanium-steel laminated composite in the temperature range 20–400 °C is 2.5 times higher than the wear resistance of titanium.

*Keywords:* steel, titanium, intermetallid, explosion welding, heat treatment, microhardness, wear resistance.

© Шморгу В. Г., Слаутин О. В., Кайгородов А. С., Кулевич В. П., Евстропов Д. А., 2017

\* Работа выполнена при финансовой поддержке за счет гранта РФФИ № 17-08-00283

Технология получения слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов и их последующую прокатку на толщину, обеспечивающую после завершающей высокотемпературной термообработки (ВТО) заданное объемное соотношение основных и образующихся в результате диффузии интерметаллидных слоев [1, 3, 4]. Оптимизация заключительной операции ВТО сводится, в основном, к выбору температурно-временных условий нагрева, обеспечивающих за счет диффузии между титаном и сталью формирование на межслойных границах сплошных интерметаллидных прослоек заданной толщины.

Целью данной работы является исследование микротвердости и износостойкости титановых, стальных и интерметаллидных (Fe+Ti) слоев в СМИК.

#### Материалы и методы исследования

Исследования проводили на 3-слойных образцах титан ВТ1-0 + сталь 08кп + титан ВТ1-0, полученных по технологии, включающей СВ и последующую горячую прокатку. Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М. Металлографические исследования выполняли с помощью микроскопа «Olympus VX61». Химический состав диффузионной зоны определяли с применением сканирующего электронного микроскопа Versa 3D Dual Beam.

Исходные толщины слоев титана и стали составляли 2 мм. Образцы были сварены на оптимальном режиме, обеспечивающем при испытаниях на растяжение нормально границе соединения стабильное разрушение слоистого композита при напряжениях 360–500 МПа и микротвердость у границы соединения в слоях титана и стали 2,5–3,1 и 1,8–2,0 ГПа соответственно.

Прокатка трехслойного композита выполнялась на двухвалковом стане при температуре 700 °С до толщины  $1 \pm 0,05$  мм с обжатием за один проход 8–12 %. ВТО осуществляли в вакуумной печи СВШЛ 0,6-2/16 при температуре 1000 °С в течение 10 ч.

Для оценки износостойкости использовали прибор Nanotest 600 (Micro Materials Ltd., U.K.), в котором при царапании использовалась пирамида Берковича, а для определения микротвердости – трехгранная алмазная пирамидка. Количество уколов в серии – 10. Температурный диапазон 20–400 ± 0,1 °С. Экспериментальные данные обрабатывали с использовани-

ем специализированных пакетов прикладных программ.

#### Результаты и их обсуждение

Установлено, что ВТО по режиму 1000 °С, 10 ч трехслойного композита ВТ1-0 + 08кп + ВТ1-0 обеспечила в результате «сквозной» диффузии замещение титановых слоев диффузионной зоной.

После ВТО в стальном слое содержание Ti ≈ 5 % и Fe ≈ 95 %. Диффузионная зона состоит из трех прослоек: первая, граничащая со сталью, с содержанием ≈ 70–66 % Fe и 30–34 % Ti по своему стехиометрическому составу соответствует интерметаллиду TiFe<sub>2</sub>; вторая с содержанием ≈ 50 % Fe и 50 % Ti соответствует интерметаллиду TiFe и третья, толщина которой равна сумме двух предыдущих, с содержанием ≈ 33 % Fe + 67 % Ti, может быть идентифицирована как интерметаллид Ti(2,3)Fe [7–9], существование которого рядом авторов считается возможным, но экспериментально не доказанным.

На рис. 1 представлена температурная зависимость микротвердости входящих в состав композита слоев от температуры испытания с учетом термического дрефта. Микротвердость, интерметаллидного слоя (*кривая 2*), сформированного в результате полного поглощения титановой прослойки, на 3 ГПа превышает микротвердость титана ВТ1-0 (*кривая 1*). Значения микротвердости стального слоя находятся выше значений, полученных после сварки с последующей горячей прокаткой, на 1,1 ГПа (*кривая 3* и *4*). Повышение твердости может быть обусловлено диффузией атомов титана в сталь.

На рис. 2 представлены значения полной глубины проседания индентора от температуры испытания.

Зависимость полной глубины проседания индентора от температуры в титан, интерметаллид и сталь имеет преимущественно линейный характер и коррелирует со значениями твердости исследуемых материалов. Меньшая (по сравнению с титаном ВТ1-0 и сталью 08кп) глубина проседания индентора в поверхность интерметаллида свидетельствует о том, что он обладает более высокой износостойкостью. По отношению глубины проседания индентора к соответствующему слою – износостойкость интерметаллида, в среднем, в 2,5 раза выше, чем у титана и в 5 раз выше, чем у стали 08кп.

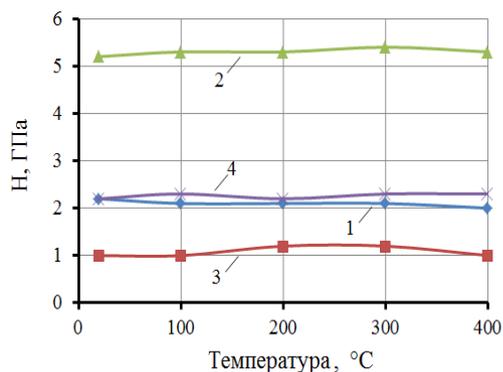


Рис. 1. Температурная зависимость микротвердости: 1, 3 – титан ВТ1-0 и сталь 08кп после СВ и горячей прокатки соответственно; 2 – диффузионные (интерметаллидные) слои; 4 – сталь 08кп после ВТО

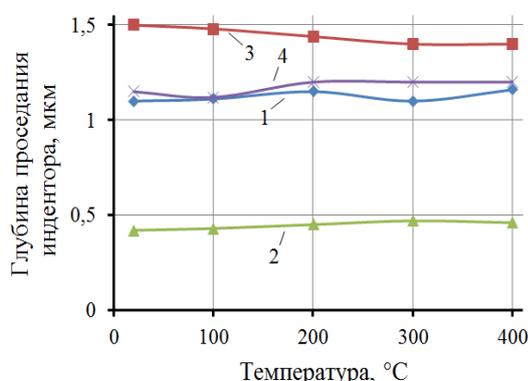


Рис. 2. Зависимость полной глубины проседания индентора от температуры: 1, 3 – титан ВТ1-0 и сталь 08кп после СВ и горячей прокатки соответственно; 2 – диффузионные (интерметаллидные) слои; 4 – сталь 08кп после ВТО

**Выводы**

1. В интервале температур 20–400±0,1°С износостойкость диффузионных слоев на основе интерметаллидов системы Fe-Ti в 2,5 раза выше, чем у титана ВТ1-0 и в 5 раз выше, чем у стали 08кп.

2. При испытаниях на царапание наблюдается корреляция между значениями твердости и износостойкости.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
2. Шморгу, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 3. – С. 3–9.
3. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – № 1. – С. 48–53.
4. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 9. – С. 42–45.
5. Оценка износостойкости покрытий системы Cu-Ti методом царапания / В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. С. Кайгородов, Д. А. Евстропов // Известия ВолгГТУ : науч. журнал № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 12–17.
6. Шморгу, В. Г. Температурно-временные условия образования и роста диффузионных прослоек в композициях системы Ti-Fe / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов // Технология металлов. – 2009. – № 10. – С. 32–34.
7. Dmitri V. Louzguine, Hidemi Kato, Akihisa Inoue. High strength and ductile binary Ti-Fe composite alloy // Journal of Alloys and Compounds 384 (2004) L1-L3
8. M. Ghosh, K. Bhanumurthy, G.B. Kale, J. Krishnan, S. Chatterjee. Diffusion bonding of titanium to 304 stainless steel // Journal of Nuclear Materials 322 (2003) pp. 235-241.
9. The structure and phase composition of the diffusion zone in a titanium and steel composite // Shmorgun V.G., Slautin O.V., Novikov R.E. Materials Science Forum. 2016. T. 870. C. 214-218.

УДК 621.778

*В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич*

**О ВЛИЯНИИ МАСШТАБНОГО ФАКТОРА НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ЗОНЫ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ ПРОВОЛОКИ В МОНОЛИТНЫХ ВОЛОКАХ**

Волгоградский государственный технический университет  
e-mail: omd@vstu.ru

В работе методом конечно-элементного моделирования исследовано влияние масштабного фактора на напряженно-деформированное состояние слоев металла деформационной зоны при волочении проволоки. Установлено, что уменьшение диаметра проволоки вызывает увеличение доли металла периферийных слоев деформационной зоны, находящегося под действием дополнительных сдвиговых деформаций, что способствует улучшению условий формирования структуры деформации и повышению свойств готовой проволоки.

*Ключевые слова:* волочение, деформируемость, масштабный фактор, волока, конечно-элементное моделирование, деформационная зона, проволока, напряженно-деформированное состояние, дополнительные сдвиговые деформации.

V. F. Danenko, L. M. Gurevich

ON THE INFLUENCE OF SCALE FACTOR ON THE STRESS-STRAIN STATE  
IN THE DEFORMATION ZONE DURING THE WIRE DRAWING  
IN THE MONOLITHIC PORTAGES

Volgograd State Technical University

In work modeling the influence of scale factor on the stress-strain state of the layers of metal in the deformation zone during the drawing of wire. It is found that decreasing the wire diameter causes an increase in the proportion of the metal of the peripheral layers of the deformation zone under the influence of the additional shear deformations, which contributes to the improvement of the conditions of formation of structure deformation and to improve the properties of finished wire.

*Keywords:* drawing, deformation, scale factor, portage, finite element modeling, deformation zone, wire, stress-strain state, additional shear deformation.

В настоящее время основным способом производства проволоки остается волочение в монолитных волокнах, что связано с достигаемой высокой точностью геометрических размеров, относительной простотой конструкций инструмента и оборудования. По размеру поперечного сечения проволока по ГОСТ 2333–80 делится на девять групп диаметром от менее 0,1 мм до более 8,0 мм. Из практики известно, что стальная проволока больших сечений обладает пониженной деформируемостью (способностью изменять свою форму без макроскопического разрушения), что ограничивает суммарную деформацию и достижение высокой прочности.

Деформируемость металла является сложной функцией переменных технологических факторов, действующих в процессе деформации [1, 2], одним из которых является масштабный фактор  $F_{\text{конт}}/V$ , где  $F_{\text{конт}}$  – площадь контакта металла с инструментом,  $V$  – объем металла в очаге деформации. С уменьшением диаметра проволоки в процессе волочения величина  $F_{\text{конт}}/V$  растет, при этом увеличивается прочность проволоки и ее технологичность (уровень пластических свойств металла и безобрывность волочения). При одинаковом характере упрочнения проволоки больших и малых диаметров, пластические характеристики (число скручиваний и относительное сужение) у проволоки малых диаметров выше [2, 7], что объясняется не только улучшением теплоотвода (исключением деформационного старения), но и улучшением условий формирования структуры деформации (ориентации цементита и кристаллографической текстуры). При объяснении повышения механических свойств продуктов волочения обычно анализируют характер и степень неравномерности напряженно-деформированного состояния деформационной зоны [1, 3]. Число работ, посвященных исследо-

ванию влияния изменения размера контактной поверхности и объема деформационной зоны на напряженно-деформированное состояние металла при волочении, ограничено [4, 5].

В настоящее время в связи с ростом быстродействия компьютерной техники для решения технологических задач при ОМД стали использоваться специализированные пакеты конечно-элементного анализа, позволяющие получать картину напряженно-деформированного состояния металла на различных стадиях процесса волочения с относительно небольшими затратами машинного времени.

Цель работы: оценка методом компьютерного моделирования влияния масштабного фактора на характер деформаций и напряженное состояние деформационной зоны при волочении стальной проволоки в монолитной волоке.

**Материалы и методика исследований**

Моделирование осуществляли с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA). Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Размер ячейки конечно-элементной сетки в исходной заготовке составлял 0,1 мм.

В качестве заготовки был выбран аналог сорбитизированной катанки диаметром 6,5 мм и патентованной проволоки диаметром 3,0 мм из стали 70. Маршруты волочения при моделировании и значения масштабного фактора  $F_{\text{конт}}/V$  приведены в таблице.

При моделировании использовали следующие значения параметров, влияющих на протекание процесса волочения: значение вытяжки за переход  $\mu = 1,23–1,30$ ; коэффициент трения  $f = 0,1$ ; полуугол рабочего конуса абсолютно жесткой волоки  $\alpha = 7^\circ$ ; длина калибрующего пояска  $l_k = 0,65d$ , где  $d$  – диаметр проволоки на выходе из волоки.

**Маршруты и значения масштабного фактора  
при волочении проволоки из заготовки диаметром 6,5 мм (1) и 3,0 мм (2)**

Номер маршрута	Переходы						
	1	2	3	4	5	6	7
Диаметр проволоки после выхода из волюки, мм							
1	5,80	5,15	4,59	4,10	3,65	3,25	–
2	2,70	2,40	2,10	1,85	1,63	1,45	1,30
Масштабный фактор $F_{\text{конт}}/V$							
1	0,65	0,73	0,82	0,92	1,03	1,17	–
2	1,40	1,57	1,78	2,02	2,30	2,60	2,90

Материал проволоки задавался изотропным с повышающимся сопротивлением деформации  $\sigma_s$  при увеличении вытяжки по степенной зависимости сопротивления деформации от вытяжки  $\sigma_s = \sigma_{so} \mu^{1/4}$ , где  $\sigma_{so}$  – сопротивление дефор-

мации заготовки. Графики зависимости сопротивления деформации от степени деформации приведены на рис. 1. Общее обжатие для маршрута 1 составляло 75 %, для маршрута 2 – 81 % при единичном обжатии  $q = 19\text{--}23\%$ .

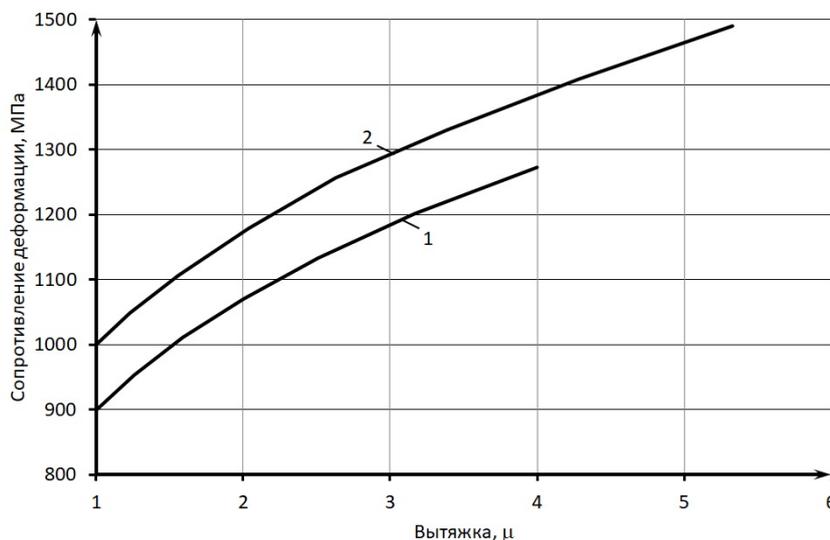


Рис. 1. Зависимость сопротивления деформации  $\sigma_s$  от вытяжки  $\mu$  при волочении проволоки из стали 70 по маршрутам 1 (кривая 1) и 2 (кривая 2)

Скорость волочения составляла 0,6 м/с. Разогрев проволоки вследствие выделения теплоты при деформировании не учитывали. Внешнее противонапряжение отсутствовало.

**Результаты исследований  
и их обсуждение**

Известно [1], что в результате неравномерности продольных деформаций прямые до волочения поперечные линии координатной сетки становятся в очаге деформации дугообразными с выпуклостью, направленной в сторону волочения. Отставание периферийных слоев обусловлено, в основном, действием сил трения на контактной поверхности и конусообразной формой волочильного канала, вызывающих допол-

нительные сдвиги слоев металла, возрастающие от центра к периферии. С изменением соотношения площади контакта металла с инструментом и объема деформационной зоны по мере уменьшения диаметра (масштабный фактор) доля металла в очаге деформации, находящаяся под действием дополнительных сдвиговых деформаций, увеличивается [6], что должно отразиться на характере распределения продольных деформаций по поперечному сечению проволоки. При этом следует учитывать, что главные деформации удлинения всех слоев больше главной деформации центрального слоя

$$\varepsilon = \ln \frac{F_H}{F_K} \quad [1].$$

На рис. 2 показано изменение продольных деформаций удлинения  $\epsilon$  ячеек конечно-элементной сетки (элементарных частиц металла) центральных и периферийных слоев проволоки

по длине приконтактных и деформационной зон волокна на различных этапах моделируемых маршрутов волочения при общем обжатии  $\sim 36\%$  (рис. 2, а, б) и  $\sim 70\%$  (рис. 2, в, г).

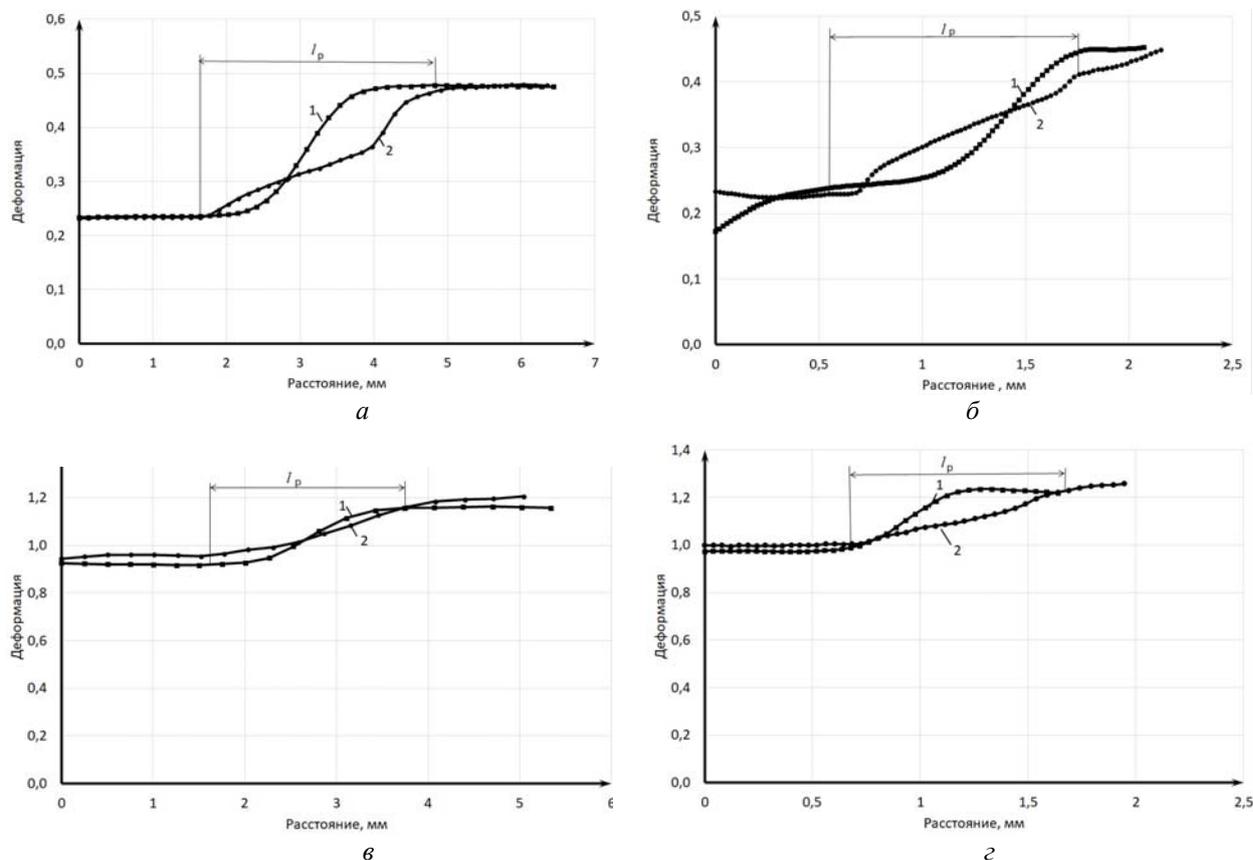


Рис. 2. Изменение продольной деформации  $\epsilon$  ячеек конечно-элементной сетки центральных (кривые 1) и периферийных (кривые 2) слоев деформационной зоны для первого (а, в) и второго (б, г) маршрутов волочения ( $l_p$  – протяженность деформационной зоны волокна)

Из рисунка видно, что во всех случаях продольные деформации ячеек металла центральных слоев (кривые 1) достигают конечного для данного перехода значения раньше аналогичных характеристик периферийных слоев (кривые 2). Это связано с различием скоростей движения частиц металла центральных и периферийных слоев в осевом направлении, определяемых углом наклона кривых 1 и 2 к горизонту, и согласуется с увеличением кривизны поперечных линий координатной сетки по мере их продвижения в деформационной зоне [1].

Целостность металла деформационной зоны и вне ее, вызывая сопротивление сдвигу, препятствует отставанию периферийных слоев. На выходе из деформационной зоны сопротивление сдвигу достигает характерных для установившегося процесса величин, значения продольных деформаций центральных и перифе-

рийных слоев за счет упругого последействия становятся примерно одинаковыми (см. рис. 2), что подтверждается экспериментально наблюдаемым выравниванием поперечных линий координатной сетки.

В связи с изменением объема деформационной зоны по мере уменьшения диаметра проволоки, представляло интерес оценить соотношение скоростей движения частиц металла центральных и периферийных слоев в деформационной зоне на последовательных переходах рассматриваемых маршрутов волочения. Из рис. 3 следует, что в конусной части волокна для обоих маршрутов наблюдается рост значений скорости движения частиц с увеличением суммарного обжатия. При этом скорости движения частиц металла центральных слоев (сплошные линии) превышают аналогичные характеристики периферийных слоев (штриховые линии),

что наиболее полно проявляется в процессе волочения по второму маршруту. Это указывает на повышение неравномерности продольной

деформации слоев деформационной зоны с увеличением масштабного фактора (уменьшением диаметра проволоки).

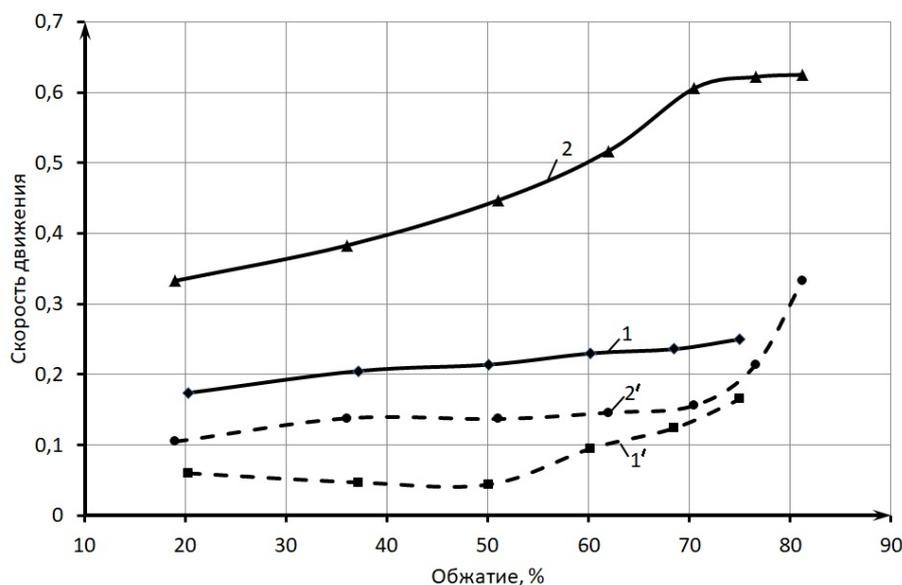


Рис. 3. Зависимость скорости движения частиц металла центральных (сплошные линии) и периферийных (штриховые линии) слоев деформационной зоны в осевом направлении от степени обжатия при последовательном волочении по первому (линии 1 и 1') и второму (линии 2 и 2') маршрутам

Наблюдаемое изменение характера деформации частиц металла по поперечным сечениям деформационной зоны с уменьшением диаметра проволоки должно отразиться на напряженном состоянии металла. По свидетельству [3], с уменьшением диаметра проволоки снижается доля растягивающих напряжений в очаге деформации и улучшается его деформируемость.

Известно влияние схемы напряженного состояния на деформируемость при волочении. Решающую роль в снижении деформируемости играет наличие растягивающих напряжений в напряженном состоянии деформационной зоны.

В деформационной зоне волокна во всех случаях периферийные слои проволоки деформируются под действием сжимающих продольных, радиальных и окружных напряжений, а центральные – главным образом под действием растягивающих продольных напряжений при практически полном отсутствии радиальных и окружных напряжений [4, 5, 8]. Показанное на рис. 4 распределение продольных и радиальных напряжений по длине приконтактных и деформационной зон в целом не противоречит этому положению. Фактическая протяженность деформационной зоны волокна  $l_p$  определялась по нулевым значениям радиальных на-

пряжений на входе и выходе из деформационной зоны (кривые 4) вследствие отсутствия обжимающего действия волокна.

Для анализа влияния схемы напряженного состояния на деформируемость при волочении удобно использовать условие пластичности, записываемое в виде  $\sigma_l + \sigma_r = \sigma_s$ , где  $\sigma_l$  – продольное,  $\sigma_r$  – радиальное (и равное ему окружное) главные напряжения [1]. При использовании условия пластичности надо учитывать не только абсолютную величину главных напряжений, но и знак.

Из рис. 4 следует, что схема главных напряжений в центральных слоях деформационной зоны для обоих маршрутов является разноименной (растягивающие продольные  $\sigma_l$  и сжимающие радиальные  $\sigma_r$  напряжения, кривые 1 и 3 соответственно). При разноименных схемах усилия, необходимое для пластической деформации, меньше требуемого для преодоления сопротивления деформации  $\sigma_s$  ( $\sigma_l = \sigma_s - \sigma_r$ ). При этом доля продольных напряжений в средней части очага деформации составляет  $\sigma_l / \sigma_s = 1,0-1,2$  ( $\sigma_s = \sigma_{SCP} = \frac{\sigma_{Sh} + \sigma_{Sk}}{2}$ ) для последовательных переходов обоих маршрутов [1].

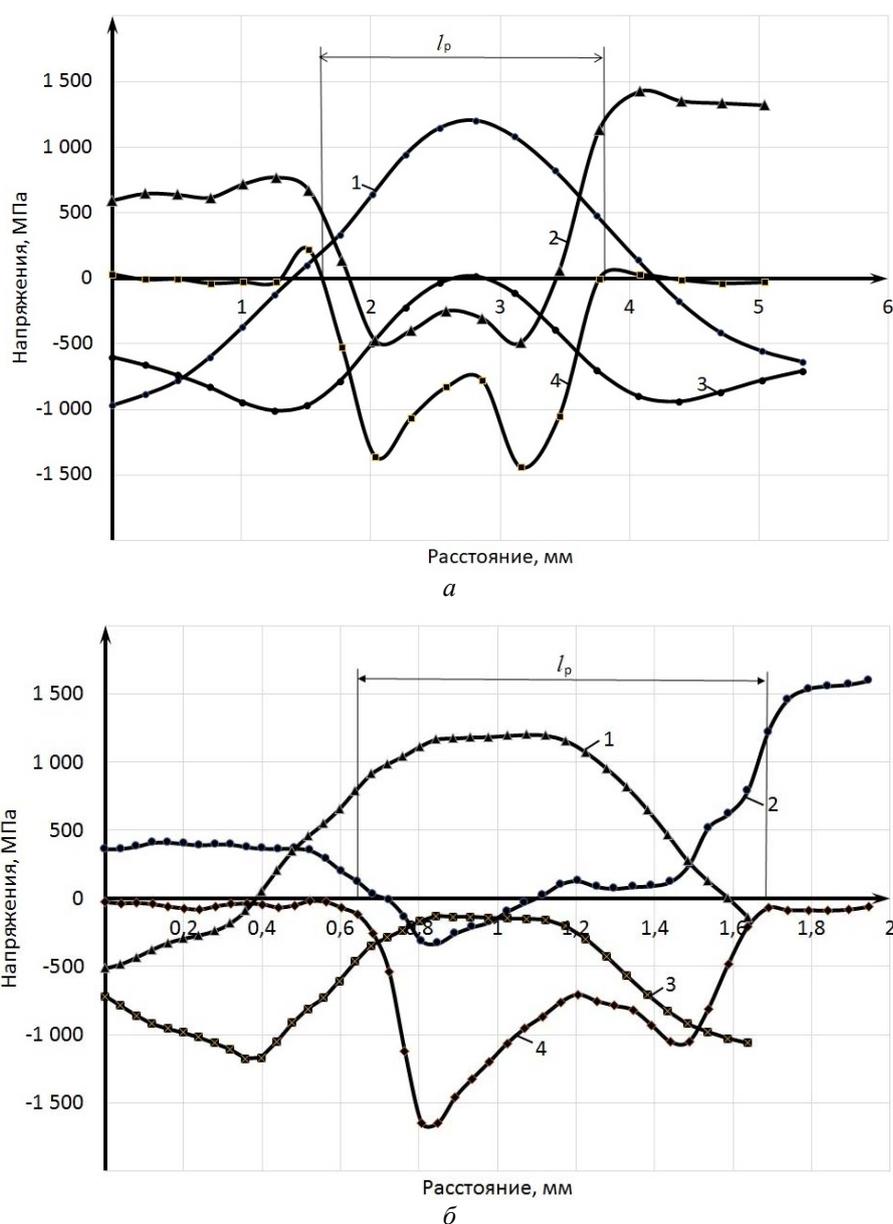


Рис. 4. Распределение продольных (линии 1, 2) и радиальных (линии 3, 4) напряжений, действующих в объемах центральных (кривые 1, 3) и периферийных (кривые 2, 4) слоев деформационной зоны, при волочении по маршрутам 1 (а) и 2 (б) (общая деформация ~70 %)

Схема главных напряжений в периферийных слоях является одноименной – сжимающие продольные  $\sigma_l$  и радиальные  $\sigma_r$  напряжения (кривые 2 и 4 соответственно). Наличие сжимающих напряжений обеспечивает, как правило, повышение деформируемости металла. Исключением является распределение продольных напряжений  $\sigma_l$  при волочении по маршруту 2 (кривая 2 на рис. 4, б), показывающее смену знака напряжений в конической части волоки (разноименная схема главных напряжений), что отмечалось и в работе [4] при волочении проволоки из стали 80. Разноименная схема главных

напряжений в периферийных слоях с увеличивающейся долей растягивающих продольных напряжений по мере роста общего обжатия характерна для всех последовательных переходов второго маршрута.

На выходе из волоки растягивающие продольные напряжения в периферийных слоях достигают максимальных значений (кривые 2 на рис. 4). Доля продольных напряжений составляет  $\sigma_l / \sigma_S = 1,1-1,2$  ( $\sigma_S = \sigma_{Sk}$ ).

Оценка деформируемости проволоки при волочении с помощью критерия разрушения Кокрофта-Латама показала [5] более значитель-

ное накопление поврежденности в центральных слоях деформационной зоны по сравнению с периферийными слоями на выходе из нее. Однако для интенсивно упрочняющихся металлов или при нестабильности процесса волочения разрушение может начаться и с периферийных слоев на выходе из деформационной зоны [1].

Сравнительный анализ напряженного состояния показывает, что при принятых маршрутах волочения уменьшение диаметра проволоки не привело к заметному снижению растягивающих напряжений в слоях проволоки при волочении. Продольные напряжения растяжения в центральных слоях деформационной зоны и периферийных слоях на выходе из нее максимальны, примерно равны и составляют  $(1,0-1,2)\sigma_s$  для обоих маршрутов волочения. Можно отметить, что разноименная схема напряженного состояния в периферийных слоях части деформационной зоны позволит снизить усилие для преодоления сопротивления деформации при волочении по второму маршруту.

#### Выводы

1. Рост масштабного фактора (уменьшение диаметра проволоки) вызывает увеличение дополнительных сдвигов элементарных объемов металла периферийных слоев в осевом направлении. Увеличение доли металла деформационной зоны, находящегося под действием дополнительных сдвиговых деформаций, способствует улучшению условий формирования структуры деформации (ориентации цементита и кристаллографической текстуры) и повышению свойств готовой проволоки.

2. Уменьшение диаметра проволоки не привело при моделировании к заметному сниже-

нию растягивающих напряжений в слоях деформационной зоны при волочении. Разноименная схема напряженного состояния в центральных и периферийных слоях деформационной зоны проволоки малого диаметра позволит повысить ее деформируемость за счет снижения усилия, необходимого для пластической деформации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перлин, И. Л. Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М.: Металлургия, 1971. – 448 с.
2. Семавина, А. Н. О природе масштабного эффекта в холоднотянутой стальной проволоке / А. Н. Семавина, В. Г. Гаврилюк, С. А. Терских и др. // Физико-химическая механика материалов. – 1979. – Т. 15, № 2. – С. 36–40.
3. Дзугутов, М. Я. Пластичность, ее прогнозирование и использование при ОМД / М. Я. Дзугутов. – М.: Металлургия, 1984. – 64 с.
4. Поздеев, А. А. Исследование напряженно-деформированного состояния проволоки при волочении / А. А. Поздеев, Ю. И. Няшин, П. В. Трусов, А. А. Селянинов // Изв. вуз. «Черная металлургия». – 1980. – № 10. – С. 67–70.
5. Харитонов, В. А. Изучение напряженного состояния и разрушения металла при производстве проволоки различными способами ОМД / В. А. Харитонов, И. В. Таранин // Обработка сплошных и слоистых материалов. – 2013. – № 1 (39). – С. 112–120.
6. Столяров, А. Ю. Определение глубины слоя дополнительной сдвиговой деформации при волочении тонкой проволоки / А. Ю. Столяров, В. А. Харитонов, А. П. Латаев // Сталь. – 2012. – № 12. – С. 45–47.
7. Харитонов, В. А. Анализ влияния способа деформации на уровень свойств стальной проволоки / В. А. Харитонов, Д. Э. Галлямов // Качество в обработке материалов. – 2014. – № 1. – С. 42–47.
8. Даненко, В. Ф. Моделирование процесса волочения биметаллической проволоки углеродистая сталь+12X18H10T с различными углами рабочего конуса волюки / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). – С. 107–110.

УДК 621.791.13

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. К. Никитин*

### МЕТОДИКА ТРИБОТЕХНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ И АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ИЗ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$ ПРИ ТРЕНИИ ПО СИЛИЦИРОВАННОМУ ГРАФИТУ В ВОДЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: kroch@vstu.ru

Описана методика триботехнических испытаний, основанная на анализе зависимости коэффициента трения от величины удельной нагрузки на трущиеся поверхности при трении скольжения в условиях смазки. Определены антифрикционные характеристики покрытий из твердых сплавов  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$  при трении по силицированному графиту в воде. Описано влияние на них содержания Ti в составе покрытий.

*Ключевые слова:* испытания на трение, антифрикционные характеристики, износостойкость, карбид хрома, силицированный графит.

*A. V. Krokhaley, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsin, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, V. K. Nikitin*

**METHODOLOGY OF TRIBOTECHNICAL TESTS AND ANTIFRICTION PROPERTIES  
OF SOLID COATINGS OF Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ti ALLOYS IN A SILICON-BASED  
FRICTION GRAPHITE IN WATER**

**Volgograd State Technical University**

The technique of tribotechnical tests based on the analysis of the dependence of the coefficient of friction on the value of the specific load on friction surfaces when sliding is used under lubrication conditions is described. The antifriction characteristics of coatings from hard alloys of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ti are determined for friction with siliconized graphite in water. The influence of Ti content in coatings on them is described.

*Keywords:* friction tests, antifriction characteristics, wear resistance, chromium carbide, silicified graphite.

В используемых в настоящее время на атомных электростанциях насосах пары трения, работающие в среде перегретого дистиллята при температуре 280 °С и давлении 160 бар, выполняются из самосмазывающегося материала – силицированного графита. Повышение ресурса их работы является актуальной задачей, т. к. может обеспечить увеличение длительности межремонтного периода соответствующего оборудования.

Силицированный графит получают пропиткой пористого графита расплавленным кремнием. Его основу составляет жесткий каркас, состоящий из SiC и не связанного углеродом кремния, в промежутках которого располагается свободный графит, выполняющий роль твердой смазки.

Накопленный опыт использования антифрикционных материалов [1] показывает, однако, что для успешной работы узла трения вовсе не обязательно, чтобы оба элемента пары трения содержали в своем составе твердую смазку. Кроме того, как правило, лучшие триботехнические характеристики достигаются при использовании в качестве элементов пары трения материалов, существенно отличающихся друг от друга по твердости [1, 2].

Исходя из этого, задача повышения ресурса работы рассматриваемых пар трения может быть решена путем замены материала одного из ее элементов другим, менее твердым износостойким материалом.

Как показывает практика [3, 4], необходимым для эффективной работы в условиях трения преимущественно по карбиду кремния в воде комплексом свойств в наибольшей степени обладают твердые сплавы на основе карбида хрома Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>, оптимально сочетающего высокое сопротивление схватыванию с достаточно низкой температурой перехода в пластичное состояние.

Изготовление деталей узлов трения целиком из твердых сплавов представляет собой

достаточно сложную технологическую задачу (прежде всего вследствие их сравнительно больших размеров). Это делает предпочтительным нанесение подобных материалов на рабочую поверхность деталей в виде покрытий.

Замена одного из трущихся элементов пары трения «силицированный графит по силицированному графиту» на стальную деталь с покрытием из карбидохромового твердого сплава весьма перспективна с точки зрения расширения номенклатуры узлов трения, в которых может быть использован силицированный графит. Это связано с тем, что в ряде случаев длительная эксплуатация подвижного элемента пары, изготовленного из него невозможна вследствие недостаточной стойкости силицированного графита к хрупкому разрушению под воздействием вибраций.

Для получения достаточно толстых практически беспористых композиционных покрытий «карбид хрома – металлическая связка» наиболее перспективным является взрывной способ. При его использовании наилучшие результаты могут быть достигнуты в случае применения в качестве связки сплава такого металла, как титан [5].

Взрывной способ получения твердых сплавов позволяет в довольно широких пределах изменять их состав, и прежде всего соотношение между карбидной и металлической составляющими материала [6].

Однако в настоящее время отсутствуют четко выраженные критерии, как прочностные, так и структурные, которые позволили бы прогнозировать состав твердого сплава на основе карбида хрома, оптимальный для работы в рассматриваемых условиях трения.

Подход к выработке критериев оптимизации состава порошковых твердых сплавов, полученных ударно-волновой обработкой возможен на основе анализа режимов работы подшипников скольжения [7].

Как показали многочисленные исследования, этот режим определяется вязкостью смазывающей жидкости  $\eta$ , скоростью относительного перемещения (скоростью скольжения) трущихся поверхности  $V$  и давлением (удельной нагрузкой)  $p$ , а точнее параметром  $\eta V/p$ , называемым характеристикой режима подшипника. Наглядное представление об условиях перехода одного режима трения в другой дает диаграмма Герси-Штрибека, приведенная на рис. 1 в несколько расширенном по сравнению с классическим [8, 9] виде.

На этом рисунке линия  $aa$  разделяет области трения при жидкостной и других видах смазки. Область значений параметра  $\eta V/p$ , лежащая правее линии  $bb$  является областью устойчивого коэффициента трения. Работа подшипника скольжения в данной области (то есть при жидкостном и частично при смешанном режимах трения), как правило, обеспечивает его максимальную долговечность. Переход в режим граничного трения (левее линии  $cc$ ) увеличивает износ трущихся деталей узла и является нежелательным. Трение в режиме схватывания (левее линии  $dd$ ) чаще всего ведет к катастрофически быстрому выходу узла трения из строя и является недопустимым.

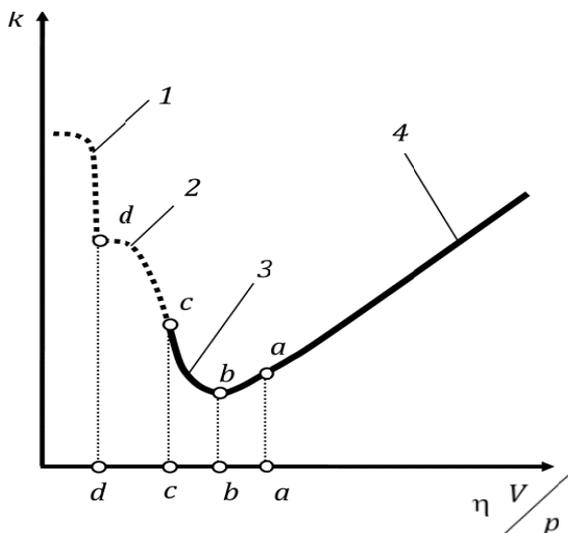


Рис. 1. Диаграмма режимов трения в подшипнике скольжения:

1 – трение несмазанных поверхностей; 2 – трение при граничной смазке; 3 – смешанная смазка; 4 – трение при жидкостной смазке

При эксплуатации узлов трения возможны кратковременные ужесточения условий работы, например, увеличение нагрузки, или перебои в подаче смазки. Кроме того, ни один узел тре-

ния не работает, как правило, непрерывно. В момент пуска и остановки скорость скольжения изменяется от нуля до своего номинального значения и наоборот. Это означает, что при эксплуатации реальных узлов трения возможны переходы от одного режима трения в нем к другому. Соответственно методика триботехнических испытаний должна обеспечивать количественную оценку условий всех этих переходов.

Следует отметить в этой связи, что при изучении режимов трения пользоваться комплексной характеристикой  $\eta V/p$  неудобно, так как в нее входит значение вязкости смазывающей жидкости  $\eta$ , сильно зависящее от температуры в зоне трения, измерить которую в свою очередь довольно трудно. Кроме того, параметр  $\eta V/p$  в достаточной мере однозначно характеризует трение только в том случае, когда несущая способность узла трения зависит от объемных свойств смазки, то есть при гидродинамическом, упруго-гидродинамическом и смешанном трении [9]. При граничном же трении и при трении несмазанных поверхностей коэффициент трения совершенно не зависит от вязкости и определяется в большей степени температурой на контактирующих поверхностях, которая, в свою очередь, зависит от параметра  $pV$ , а не от отношения  $V/p$ .

В этом плане нанесение на диаграмму Герси-Штрибека (см. рис. 1) режимов граничного трения и трения несмазанных поверхностей является не вполне строгим, так как перехода от граничного трения к трению несмазанных поверхностей можно достигнуть только уменьшая параметр  $\eta V/p$  за счет увеличения  $p$ . Уменьшение же  $V$  к такому переходу в общем случае не приведет. Более того, добиться его можно как раз не уменьшая, а увеличивая  $V$  и связанную с ней температуру на контактах до момента десорбции граничной пленки смазки.

В связи с этим, как нам представляется, целесообразно исследование антифрикционных свойств полученных материалов проводить, зафиксировав определенное значение скорости скольжения и изменяя удельное давление  $p$ , так как именно монотонное изменение  $p$  в сторону уменьшения или увеличения дает возможность зарегистрировать все возможные режимы смазки трущихся поверхностей.

Исходя из этого испытания полученных взрывным методом материалов и покрытий проводились на машине трения МИ-1М по схеме «штифт – кольцо» с врезанием по следующей методике [10]: в начале, в течение 10 минут осуществлялось трение при постоянной нагрузке на образец, равной 490 Н, затем нагрузка снималась и вновь начинала подаваться, но на этот раз ступенчато, с 25 до 196 Н.

При этом время работы на каждой ступени нагрузки устанавливалось по возможности минимальным, но достаточным, для стабилизации значения момента силы трения. В результате длительность испытания при переменной нагрузке оказывалась в сумме несколько меньшей, чем длительность испытания при нагрузке постоянной (рис. 2). Скорость скольжения в обоих случаях была одинаковой и составляла 1,1 м/с.

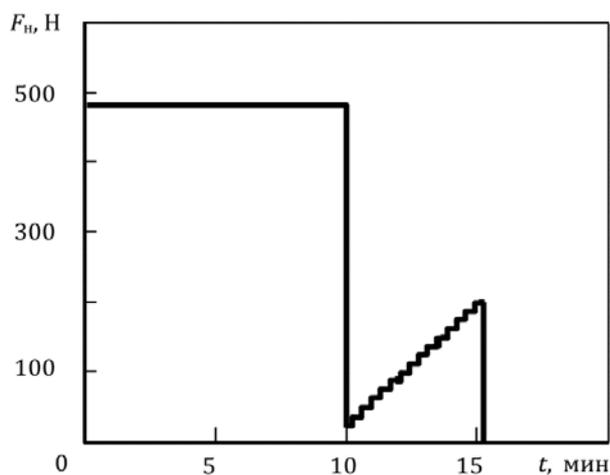


Рис. 2. Профиль приложения нагрузки при испытании на трение и износ

После проведения испытаний производилось взвешивание кольца на аналитических весах и измерение площадки износа с помощью бинокулярного микроскопа.

Поскольку и время испытаний с переменной нагрузкой и среднее значение последней в процессе испытания существенно меньше, чем соответствующие характеристики испытаний с постоянной нагрузкой, то можно в первом приближении считать, что практически весь наблюдаемый после испытания износ пары трения произошел на первой стадии опыта.

Следовательно, площадка трения в процессе ступенчатого повышения нагрузки оставалась практически постоянной и с достаточной степенью достоверности удельную нагрузку,

действующую на каждой ступени нагружения, можно вычислить как:

$$p_i = \frac{F_{Ni}}{S},$$

где  $p_i$  – удельное давление на  $i$ -й степени нагружения;  $F_{Ni}$  – соответствующая данной ступени общая нагрузка;  $S$  – площадь площадки износа.

Износ образцов в ходе испытаний определяли: для кольца из силицированного графита – по изменению массы  $\Delta m_k$  кольца и плотности материала кольца  $\rho_{mk}$  по формуле:

$$\Delta V_k = \frac{\Delta m_k}{\rho_{mk}}$$

и для штифта из исследуемого материала – по размерам площадки износа в предположении, что ее радиус кривизны равен радиусу  $R$  кольца из силицированного графита, а глубина пренебрежительно мала по сравнению с этим радиусом, по формуле:

$$\Delta V_{ш} = \frac{Sd^2}{12R},$$

где  $d$  – ширина площадки трения в направлении скольжения;  $S$  – ее площадь.

Предельные нагрузки устойчивого, преимущественно жидкостного трения  $p_j$ , граничного трения и перехода к схватыванию  $p_c$ , а также значения минимального коэффициента преимущественно жидкостного трения  $f_{min}$ , коэффициентов трения при граничной смазке  $f_{гр}$  и при трении в режиме схватывания  $f_c$  находились по изломам на построенных согласно полученным в ходе испытаний экспериментальным данным кривых зависимости коэффициента трения от удельной нагрузки, подобно тому, как это показано на рис. 3.

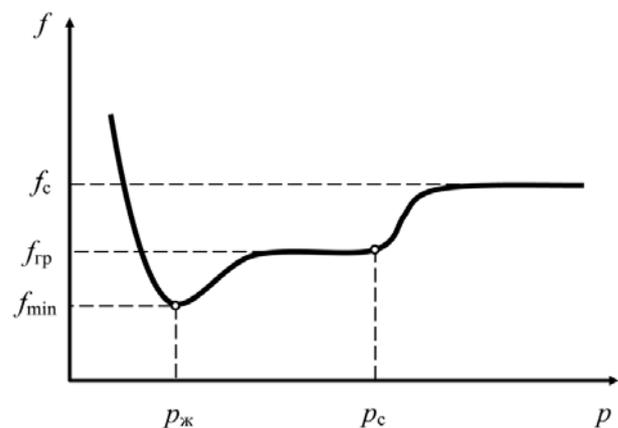


Рис. 3. Схема определения основных антифрикционных характеристик сплавов

С целью выявления общих закономерностей трения и износа твердых сплавов на основе карбида хрома, полученных ударно-волновой обработкой смесей порошков, и выявления их оптимальных составов, обеспечивающих наиболее благоприятные условия работы пары трения «твердый сплав – силицированный графит» и ее максимальную долговечность, испытаниям на трение по описанной методике подвергались карбидохромовые порошковые материалы с различным (от 20 до 50 % по объему) содержанием титановой связки.

Влияние содержания титановой связки на условия перехода от жидкостного к граничному трению и в дальнейшем к трению несмазанных поверхностей показано на рис. 4, а, из которого следует, что характер изменения предельной

нагрузки жидкостного трения  $p_{ж}$  и предельной нагрузки схватывания  $p_{с}$  одинаков: при увеличении содержания титана от 20 до 30 % величина  $p_{ж}$  и  $p_{с}$  растет; далее вплоть до 40 % Ti уменьшается и затем до 50 % остается практически постоянной.

Изменение минимального коэффициента жидкостного трения  $f_{min}$  и коэффициентов трения при граничной смазке  $f_{гп}$  и при трении в режиме схватывания  $f_{с}$  с изменением состава сплавов приведено на рис. 4, б.

Как следует из этого рисунка, минимальный коэффициент трения практически не зависит от содержания связки в материале; коэффициенты трения при граничной смазке и в режиме схватывания с увеличением содержания титана до 30 % по объему уменьшаются, а затем возрастают.

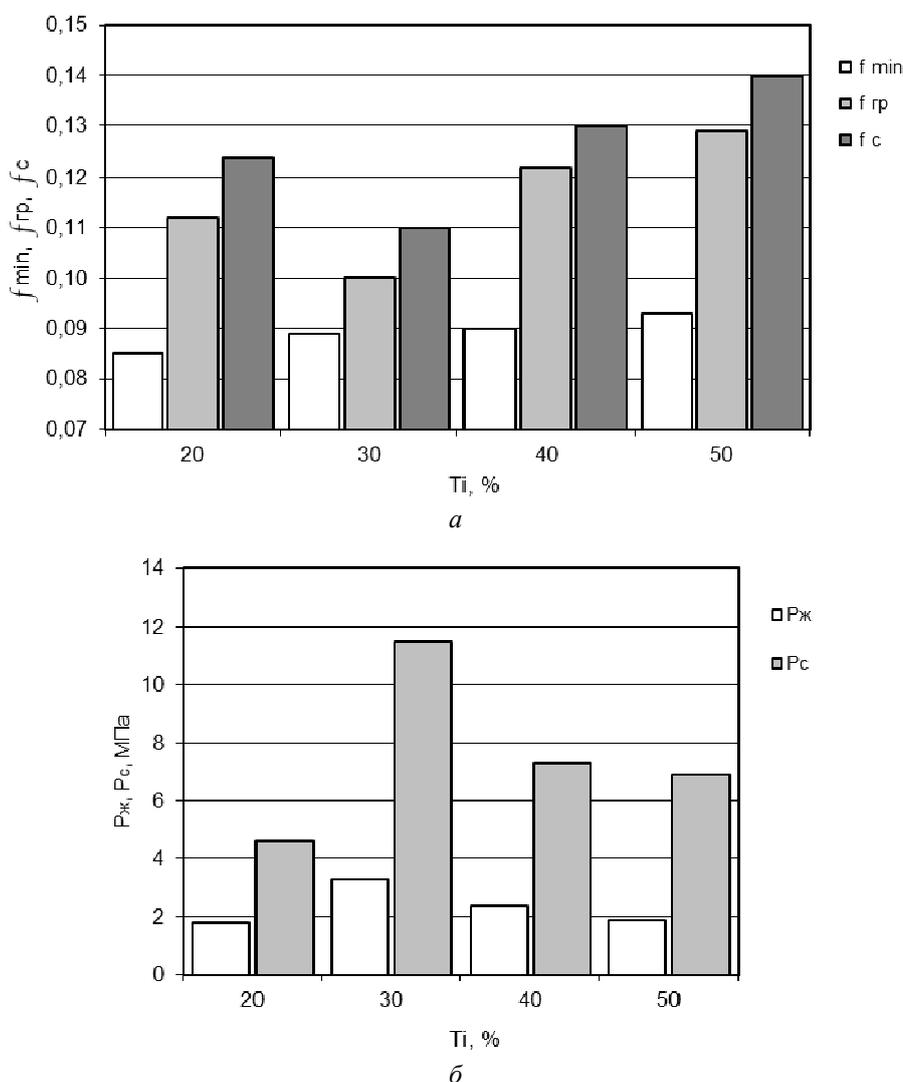


Рис. 4. Зависимость коэффициентов трения  $f(a)$  и предельных удельных нагрузок  $P(b)$  от содержания титановой связки в составе покрытий

Сопоставляя приведенные данные (см. рис. 4, а, б), можно сделать вывод, что наиболее высокими антифрикционными свойствами (минимальными коэффициентами трения при различных режимах, максимальной предельной нагрузкой сохранения устойчивого преимущественно жидкостного режима трения и нагрузкой схватывания) обладает сплав, содержащий 30 % титановой связки. У остальных материалов оценки антифрикционных свойств существенно ниже.

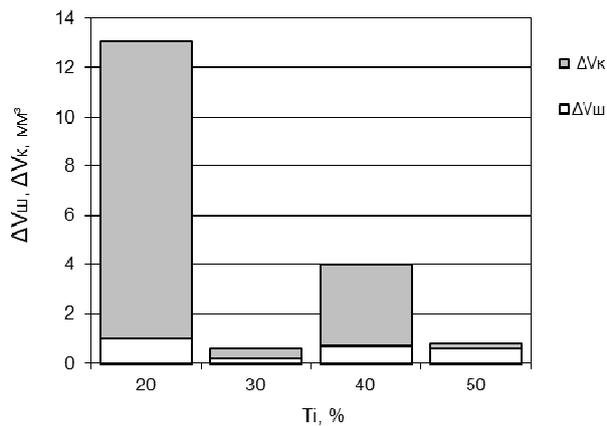


Рис. 5. Зависимость износа образца  $\Delta V_{ш}$  и контртела  $\Delta V_k$  в паре трения «сплав на основе карбида хрома – силицированный графит» от содержания титановой связки в составе покрытий

Зависимость износа образца  $\Delta V_{ш}$  и контртела  $\Delta V_k$  от содержания титановой связки в исходной смеси порошков, используемой для получения твердых сплавов (рис. 5), носит довольно сложный характер: износ образца с увеличением содержания связки от 20 до 30 % уменьшается, затем в пределах от 30 до 40 % титана несколько возрастает и далее, вплоть до 50 %, остается практически неизменным.

Несколько другой характер зависимости наблюдается для величины износа кольца из силицированного графита, служащего контртелом в паре трения «твердый сплав – силицированный графит». С увеличением содержания титановой связки в твердом сплаве от 20 до 30 % износ контртела уменьшается, затем, вплоть до 40 % титана, он растет и, наконец, снова падает.

Минимальный суммарный износ пары трения имеет место при содержании связки, равном 30 %. Кроме материала этого состава перспективным для использования в паре трения с силицированным графитом является твердый сплав, содержащий 50 % титановой связки. При несколько большем, чем для сплава с 30 % титана, износе материала образца суммарный износ пары трения в этом случае оказывается практически таким же, как и для сплава с оптимальным содержанием титана.

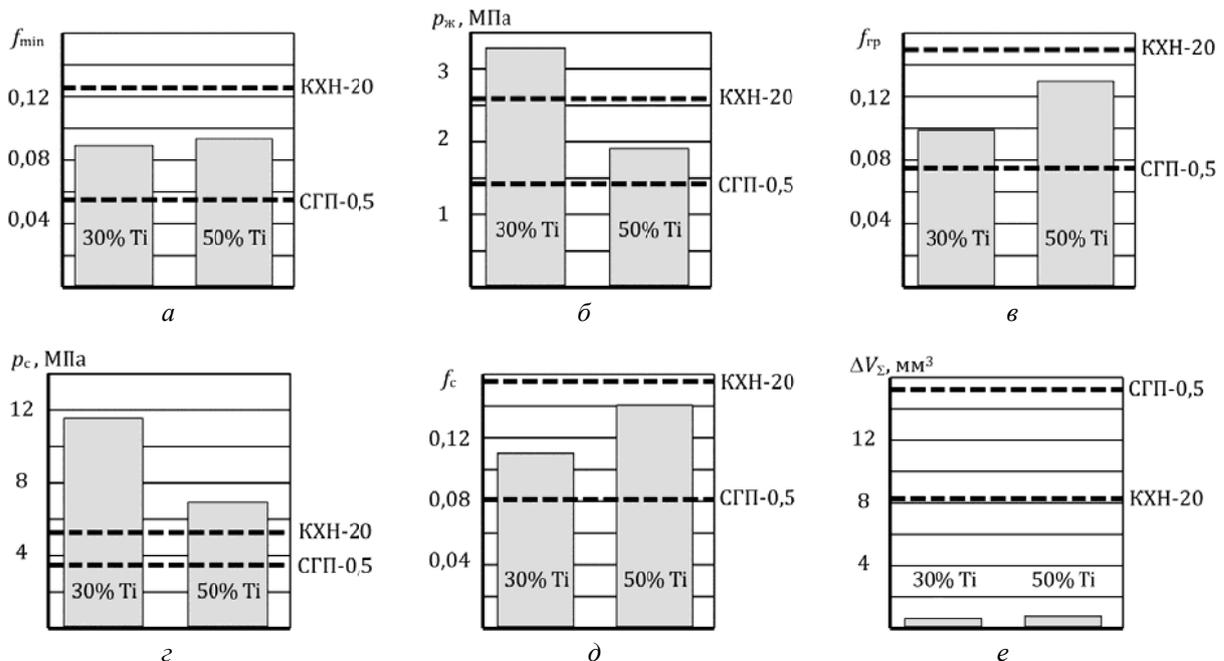


Рис. 6. Сравнение коэффициентов трения (а, в, д), предельных нагрузок жидкостного трения (б) и схватывания (з), а также суммарного износа (е) пары трения для твердых сплавов  $TiC_2$  с 30 и 50 % титановой связки и материалов СГП-0,5 и КХН-20

Для оценки целесообразности практического использования разработанных износостойких твердых сплавов были проведены триботехнические испытания некоторых уже известных антифрикционных материалов, применяемых в рассматриваемых условиях трения: силицированного графита СГП-0,5 и твердого сплава карбида хрома с никелем КХН-20, получаемых традиционными методами. Результаты экспериментов приведены на рис. 6.

Как видно из приведенных данных, коэффициенты трения материалов на основе карбида хрома с титановой связкой при любых режимах трения несколько превышают коэффициент трения силицированного графита по силицированному графиту, но все-таки остаются ниже, чем коэффициенты трения известного карбидохромового материала КХН-20 по силицированному графиту (см. рис. 6, а, в, д).

Предельная нагрузка преимущественно жидкостного трения для сплавов карбида хрома с 30 % титана выше, чем у пары трения «СГП-0,5 по СГП-0,5», а также пары трения «КХН-20 по СГП-0,5». Для сплава с 50 % титановой связки величина этой нагрузки несколько меньше, чем для сплава с 30 % титановой связки, и даже ниже чем для сплава КХН-20, но она все-таки оказывается более высокой, чем для силицированного графита (рис. 6, б).

Как при 30, так и при 50 % связки предельная нагрузка схватывания при трении сплавов системы «Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-Ti» по силицированному графиту существенно выше, чем в случае трения СГП-0,5 по СГП-0,5, а также трения КХН-20 по СГП-0,5 (рис. 6, в). При этом износ образцов и износ контртела для них существенно ниже, чем для известных вариантов исполнения пары трения (рис. 6, е).

Проведенные исследования показывают, что замена одного из элементов пары трения «силицированный графит по силицированному графиту» на деталь с покрытием из твердого сплава на основе карбида хрома с титановой

связкой обеспечивает улучшение реакции пары на ужесточение условий работы (предельные нагрузки преимущественно жидкостного трения и схватывания возрастают) и существенное снижение суммарного износа ее элементов. Некоторое повышение коэффициентов трения при различных режимах смазки при этом не превышает допустимой величины, способной существенно повлиять на эксплуатационные характеристики узла трения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Федорченко, И. М. Композиционные спеченные антифрикционные материалы / И. М. Федорченко, Л. И. Пугина. – Киев: Наук. думка, 1980. – 404 с.
2. K. H. Zum Gahr: Microstructure and Wear of Materials, Tribology, series no 10, (Elsevier, Amsterdam, 1987) p. 559.
3. Synthesis of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings for tribological applications / Da-Yung Wang, Ko-Wei Weng, Chi-Lung Chang, Wei-Yu Ho // Surface and Coatings Technology. –1990. – № 120–121. – Pp. 622–628.
4. Tribological Properties of Plasma-Sprayed Coatings Under Water-Lubricated Sliding/ LI Jian-Feng; HUANG Jing-Qi; ZHANG Ye-Fang; DING Chuan-Xian (Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences Shanghai 200050 China) JOURNAL OF INORGANIC MATERIALS (1998-04).
5. Explosive coating with hard alloys. Russian Engineering Research (2014) 34: 85-88, February 01, 2014. By Krokhaliev, A. V.; Avdeyuk, O. A.; Prikhod'kov, K. V.; Savkin, A. N.; Kuz'min, S. V.; Lysak, V. I.
6. Features for formation of solid alloys of chromium carbide and titanium powder mixtures by explosion energy. Russian Journal of Non-Ferrous Metals (2013) 54: 522-526, November 01, 2013. By Krokhaliev, A. V.; Kharlamov, V. O.; Kuz'min, S. V.; Lysak, V. I.
7. Chihos, H. System Analysis in Tribonics., Mir, Moscow 1982, - 351 p.
8. D. Moore, Osnovy i primeneniya triboniki (Fundamentals and Applications of Tribonics), Moscow: Mir, 1978 [Russian Translation].
9. Garkunov, D.N. Tribotekhnika (Tribological Engineering) / D.N. Garkunov. – Moscow: Mashinostroenie, 1985.
10. Исследование триботехнических свойств материалов для подшипников скольжения / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2013. Т. 79, № 9. – С. 68–70.

УДК 669.017.16:539.384

*В. Н. Пустовойт, В. В. Дука, Ю. В. Долгачев***СЦЕНАРИЙ РОСТА ТРЕЩИНЫ В СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ  
ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОГО КОМПОЗИТА**

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

e-mail: valentina.duka.92@mail.ru

Изучено поведение трещины в стали со структурой ферритно-мартенситного композита. Приведены режимы термической обработки для получения композитной структуры с чередующимися слоями феррита и мартенсита. Исследована кинетика развития трещины при циклических испытаниях. Получены данные, показывающие, что скорость развития трещины в сталях со структурой композита существенно ниже, чем в таком же материале со структурой сорбит отпуска. Показано, что фронтальный рост трещины в композите осуществляется с «остановками», на которых происходит деформация матрицы и ее расслоение в направлении нормальном к фронту движения трещины.

*Ключевые слова:* композит, феррит, мартенсит, рост трещины, трещиностойкость.

*V. N. Pustovoit, V. V. Duka, Yu. V. Dolgachev***THE SCENARIO OF CRACK GROWTH IN STEEL WITH THE STRUCTURE  
OF A FERRITE-MARTENSITIC COMPOSITE.**

Don State Technical University, Rostov-on-Don

The behavior of a crack in steel with the structure of a ferritic-martensitic composite is studied. The modes of heat treatment for obtaining a composite structure with alternating layers of ferrite and martensite are given. The kinetics of crack development during cyclic tests was studied. Data have been obtained showing that the rate of development of a crack in steels with a composite structure is substantially lower than in the same material with the sorbitol structure of tempering. It is shown that the frontal growth of the crack in the composite is carried out with «stops», on which the matrix deforms and its stratification occurs in the direction normal to the front of the crack motion.

*Keywords:* composite, ferrite, martensite, crack growth, crack resistance.

**Введение**

Применяемые в строительстве стали, должны надежно работать в сложной комбинации силовых и температурных полей, а также при воздействии агрессивных сред. Наряду с этим, они должны иметь высокий предел текучести, высокую конструктивную прочность и технологичность. Применение материалов сочетающих высокое сопротивление пластической деформации и высокие значения характеристик сопротивления разрушению является актуальным для высоконагруженных строительных и мостовых конструкций, котлов и трубных изделий высокого давления. Склонность материалов к разрушению обусловлена как наличием металлургических дефектов (микротрещин, неметаллических включений), так и образованием трещиноподобных дефектов в процессе эксплуатации.

Целью настоящей работы являлось изучение поведения трещины в образцах из стали марки 14Г2 со структурой естественного ферритно-мартенситного композита (ЕФМК). Для сравнения выбирались образцы из той же стали со структурой сорбита отпуска.

Предыдущая технология получения структуры ЕФМК [1–3] предполагала проведение пластической деформации доэвтектоидной стали в межкритическом интервале температур (МКИ)  $A_{c1} - A_{c3}$  для получения ориентированной аустенито-ферритной структуры и последующей закалки. В результате формируется ориентированная ферритно-мартенситная структура. Очевидны недостатки этой технологии: необходимо мощное прессовое оборудование (низкая температура нагрева), невозможно получение композита в готовом изделии, проблематично получать достаточно строгую ориентировку пластин мартенсита и феррита вдоль оси деформации. В тоже время, разориентировка должна быть не более  $10-15^\circ$ , поскольку это обстоятельство в значительной степени определяет механизм передачи нагрузки от пластичной матрицы к прочному волокну и вид разрушения композита.

Указанные недостатки устраняются при использовании технологии обработки описанной в патенте [4], которая предполагает для создания ЕФМК использование сталей с уже существующей волокнистой структурой. Предлага-

емый способ создания естественного ферритно-мартенситного композита исключает необходимость проведения процессов деформирования. Он основан на использовании горячекатаных доэвтектоидных сталей со строчечной ферритно-перлитной структурой (рис. 1), которая возникает в результате замедленного охлаждения проката и выделения феррита вдоль направления формообразующей прокатки. При этом формируется структура из чередующихся полос феррита и перлита, толщина которых за-

висит от скорости охлаждения проката. После нагрева такой стали в межкритическую область и закалки возникает структура ЕФМК.

#### Материалы и методы исследования

В экспериментах использовались образцы из стали 14Г2. Их химический состав был уточнен с помощью оптико-эмиссионного спектрометра «Q8 Magellan». Средние значения по составу приведены в таблице.

Химический состав образцов из стали 14Г2

Содержание элементов, % по массе									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Ni	Al	Co
0.142	0.366	1.432	0.017	0.023	0.270	0.005	0.115	0.002	0.021

Ферритно-мартенситный композит получали нагревом в межкритический интервал температур  $A_{c1} - A_{c3}$ , в котором проводилась выдержка, необходимая для рафинирования феррита и получения аустенита с существенно большим содержанием углерода, чем в исходной стали. Для получения необходимого соотношения мартенсита и феррита подбиралась определенная температура закалки. Сначала ориентировочно в интервале 730–870 °С по диаграмме со-

стояния, а затем экспериментально путем металлографических исследований.

В результате была выбрана температура 730 °С, которая формирует структуру содержащую 25–30 % мартенсита (рис. 2). При большей объемной доле мартенсита работа разрушения уменьшается [5], так как происходит увеличение предела текучести и уменьшение размера зоны пластической деформации матрицы.



Рис. 1. Строчечная ферритно-перлитная структура стали 14Г2,  $\times 200$

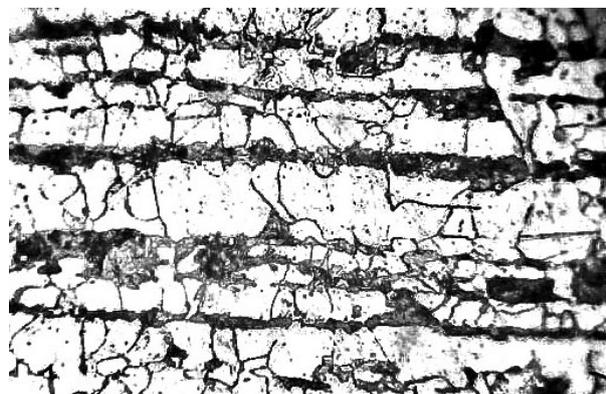


Рис. 2. Сталь со структурой ЕФМК (29 % мартенсита),  $\times 360$

Исследование кинетики развития трещины проводили при циклических испытаниях призматических образцов (10×11 мм) с надрезом ( $r = 0,25$  мм, глубина 1 мм) на специальной виброустановке. Виброустановка работает по схеме вращения неуравновешенной массы, при этом образец подвергается консольному асимметричному изгибу. Наблюдение за образованием трещины проводили с помощью бинокулярного микро-

скопа. Фиксацию развития трещины реализовали с помощью метода электропотенциалов [7, 8] в координатах «разность потенциалов – время». Далее зависимость расшифровывали по тарировочному графику для построения кривых «длина трещины - количество циклов нагружения». Изменение скорости роста трещины на разных участках ее длины определяли графическим дифференцированием полученных зависимостей.

### Обсуждение результатов

На рис. 3 представлены полученные результаты. Сталь со структурой ЕФМК разрушается через  $90 \cdot 10^4$  циклов испытания, а сталь со структурой сорбита отпуска выдерживает только  $78 \cdot 10^4$  циклов. В обоих случаях процесс об-

разования трещины у надреза является структурно нечувствительным. Рост трещины на начальной стадии образования происходит с одинаковой скоростью, но в дальнейшем кинетика развития трещины существенно отличается для двух сравниваемых структур.

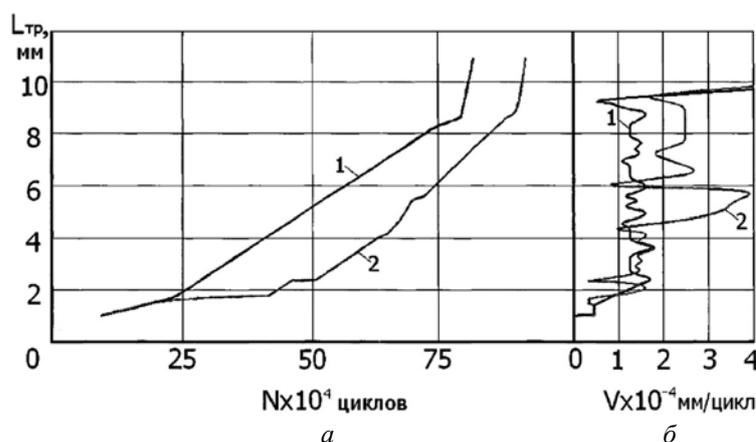


Рис. 3. Зависимость длины трещины от числа циклов (а) и скорость роста трещины на разных участках ее траектории (б):  
1 – структура сорбит отпуска; 2 – структура ЕФМК

Трещина в образце со структурой сорбита отпуска растет со скоростью практически одинаковой (рис. 3, б) вплоть до разрушения, когда «живое сечение» составляет  $\sim 2,5$  мм. Для стали со структурой ЕФМК образовавшаяся начальная трещина не растет по фронту в диапазоне от  $20 \cdot 10^4$  до  $40 \cdot 10^4$  циклов. В дальнейшем происходит рост трещины по фронту. Однако в процессе роста длины наблюдаются остановки, когда скорость роста практически нулевая. При этом на некоторых участках движения трещины по фронту, скорость ее роста намного выше, чем в стали со структурой сорбита отпуска. Разрушение ЕФМК происходит при оставшемся «живом сечении»  $\sim 2,3$  мм.

Такое поведение трещины в образце со структурой ЕФМК обусловлено специфическим механизмом разрушения в композите имеющем пластичную матрицу и прочные волокна. Феноменология этого механизма похожа на механизм разрушения композиционных материалов [5] и сталей со структурой пластинчатого перлита [9].

В обоих случаях, как для сорбита отпуска, так и для композита, первичная трещина образуется за счет растрескивания ближайших к острому надрезу карбидов или мартенситных пластин. Далее в композите прекращается фронтальный рост трещины, что связано с релаксацией напряжений в ее устье. Напряжения вызы-

вают интенсивную пластическую деформацию в ферритных полосах. При этом можно полагать, что сдвиг в феррите происходит не только в микрообъемах прилегающих к устью первичной трещины, но и в достаточно удаленных от устья микрообъемах. Механизм вязкого разрушения при пластическом сдвиге ферритных пластин работает путем зарождения, роста и коалесценции пор. Релаксация напряжений трещины в феррите приводит к тому, что фронтальный рост трещины прекращается в течение достаточно большого количества циклов испытания. Переход трещины от одного ферритного промежутка к другому происходит вследствие того, что прочные волокна являются дискретными, т. е. существуют промежутки между соседними ферритными волокнами. При этом в прочных волокнах напряжение не превышает предела упругости.

Рассмотрим механизм зарождения пор в феррите. В условиях знакопеременного изгиба, при усталостном нагружении, в феррите образуется значительное количество вакансий. Они возникают при пересечении дислокаций, а также при скольжении дислокаций с порогами [1]. Объединение единичных вакансий с образованием поры происходит в плоскости скольжения. Под действием нормальных напряжений на поверхности микропор оседают вакансии. Постепенно пора трансформируется в трещину

[10]. При этом возникает ситуация, когда существует практически полная нечувствительности к надрезу (с возникшей начальной трещиной). Это связано с развитием процесса расслоения в направлении параллельном волокнам (рис. 4).



Рис. 4. Разрушение у конца надреза в композите (расслоение вдоль волокна) [5]

Вклад работы деформирования матрицы в общую работу разрушения композита пропорционален энергии, затраченной на пластическое деформирование матрицы до ее разрушения, в единице объема, умноженной на объем  $V$  матрицы, который был деформирован при образовании единицы поверхности трещины. Такой деформированный объем равен  $V_{\phi} \cdot h$  [5], где  $V_{\phi}$  – объемная доля матрицы (феррита);  $h$  – расстояние между трещинами в матрице:

$$h = \frac{V_{\phi}}{V_m} \cdot \frac{r \cdot \sigma_{\phi}}{2 \cdot \tau}, \quad (1)$$

где  $V_m$  – объемная доля прочных волокон (мартенсит);  $r$  – радиус прочного волокна;  $\sigma_{\phi}$  – предел прочности матрицы;  $\tau$  – касательное напряжение на границе раздела прочного волокна и матрицы, которое вызывает пластическое течение матрицы. Полная работа разрушения

композита пропорциональна  $\frac{V_{\phi}^2 \cdot r}{V_m}$ . Очевидно,

что она растет с увеличением  $r$ , а величина  $V_m$  должна быть больше  $V_{\text{крит}}$  [5].

Движение трещины по фронту происходит после достаточно длительного периода нечувствительности к надрезу (вместе с первичной трещиной), который составил не менее  $20 \cdot 10^4$  циклов испытаний. Это связано с особенностями механизма растрескивания прочных мартенситных волокон. Механизм растрескивания предполагает разрушение волокон в результате создания высоких локальных напряжений на межфазной границе феррит – мартенсит. Данные напряжения возникают из-за скопления дислокаций, пришедших из феррита (в котором деформация начинается в первую очередь).

Еще одной особенностью растрескивания является то, что прочные волокна после расслоения в матрице оказываются изолированными от нее и хрупко разрушаются под действием нормальных напряжений. Нормальные напряжения создаются внешним нагружением (в этом случае  $\tau$  снижается практически до нуля). Проходя через прочные волокна трещина движется по фронту с большой скоростью (см. рис. 3, б) до тех пор, пока не встречает на пути своего движения непродеформированный объем матрицы. При этом фронтальный рост останавливается, а далее все повторяется, как описано выше.

### Выводы

В материале со структурой ЕФМК рост трещины во фронтальном направлении осуществляется скачками, которые чередуются с задержками. Во время задержек происходит деформация матрицы и ее расслоение в направлении нормальном к фронту движения трещины. Механизм разрушения в материале со структурой ЕФМК требует больших затрат энергии, по сравнению с материалом структура которого не обеспечивает анизотропии величины сопротивления распространению трещины.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бернштейн, М. Л. Прочность стали / М. Л. Бернштейн. – М.: Металлургия, 1974. – 199 с.
2. Лизунов, В. И. Композиционные стали / В. И. Лизунов. – М.: Металлургия, 1978. – 151 с.
3. Grange, R. A. Fibrous Microstructures Developed in Steel by Thermomechanical Processing / R.A. Grange // 2<sup>nd</sup> Int. Conf. Of Strength of Metals and Alloys, Conf. Proc., 1970. – V. 3. – P. 861–863.
4. Способ получения естественного феррито-мартенситного композита: пат. 2495141 Рос. Федерация: МПК C21D 8/00, C21D 8/02 / В. Н. Пустовойт, Ю. М. Домбровский, А. В. Желева, М. В. Зайцева.; заявитель и патентообладатель Донской гос. тех. ун-т. – № 2012119557/02; заявл. 11.05.12; опубл. 10.10.13, Бюл. № 28. – 7 с: ил.
5. Келли, А. Высокопрочные материалы / А. Келли. – М.: Мир, 1976. – 261 с.
6. Сорокин, В. Г. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин [и др.]; под общ. ред. В. Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
7. Гришин, С. А. Установка для исследования кинетики развития усталостной трещины / С. А. Гришин // Прогрессивные методы термического упрочнения в тракторном и сельскохозяйственном машиностроении / РИСХМ. – Ростов н/Д, 1982. – С. 15–20.
8. Сорокин, В. Л. Применение электропотенциального метода для определения характера развития трещины / В. Л. Сорокин, В. Ф. Змитрук, Г. В. Шербединский // Заводская лаборатория. – 1981. – Т. 47, № 12. – С. 60–62.
9. Miller, L. E. Tensile fractures in carbon steels / L. E. Miller, G. S. Smith // Journal of the Iron and Steel Institute. – 1970. – V. 208. – № 11. – P. 998–1005.
10. Пустовойт, В. Н. Конструктивная прочность трубных сталей со структурой естественного ферритно-мартенситного композита / В. Н. Пустовойт, В. В. Мульчин, Ю. М. Домбровский // Вестн. Донск. гос. техн. ун-та. – 2008. – Т. 8. – № 3. – С. 348–354.

## ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЯ И СВАРКИ

УДК 621.791.927.5

*С. К. Елсуков, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов,  
Т. Р. Литвинова, С. А. Фастов, В. А. Фетисов*

### ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО РАСЩЕПЛЕННЫМ ЭЛЕКТРОДОМ\*

Волгоградский государственный технический университет  
e-mail:naplavka34@yandex.ru

Исследовано влияние угла наклона расщепленного электрода на формирование металла, наплавленного способом механизированной наплавки под флюсом. Выявлены зависимости между углом наклона электрода, формой и размером сварочной ванны.

*Ключевые слова:* наплавка, расщепленный электрод, инконель, угол наклона.

*S. K. Elsukov, I. V. Zorin, G. N. Sokolov, Yu. N. Dubtsov,  
T. R. Litvinova, S. A. Fastov, V. A. Fetisov*

### TECHNOLOGICAL FEATURES OF THE FORMATION OF WELDED METAL BY SPLIT ELECTRODE

Volgograd State Technical University

The influence of the tilt angle of split electrode in submerged arc cladding on the formation and dimensions of a weld bead is investigated. The dependences between the tilt angle of the electrode and the shape of the weld pool are revealed.

*Keywords:* surfacing, split electrode, inconel, tilt angle.

#### Введение

Дуговая наплавка широко применяется для формирования жаро- и коррозионностойкого наплавленного металла в производстве сосудов и аппаратов нефтехимического назначения [1]. Особенную технологическую сложность представляет наплавка внутренних поверхностей сосудов и других деталей, характеризующихся малыми (до 300 мм) диаметрами. Наплавку таких поверхностей часто вынуждены выполнять с использованием ручной дуговой сварки, что существенно снижает технологические и эксплуатационные свойства наплавленного металла. Повысить производительность процесса наплавки можно путем формирования за один проход широкослойного наплавленного металла с минимальной долей участия в нем основного металла. Однако известные технологические приемы повышения производительности для одноэлек-

тродного процесса наплавки исчерпаны, а технологии наплавки, основанные на двухдуговом процессе [2, 3] достаточно затратные, поскольку питание дуг осуществляется от индивидуальных источников сварочного тока. Технологически более производительным и гибким способом регулирования тепловложения в основной металл является расщепление электрода на две проволоки, на каждой из которых сварочная дуга существует поочередно [4]. Поскольку технологические возможности такого процесса малоизучены, то представляет интерес выявление влияния угла наклона расщепленного электрода относительно наплавливаемой поверхности на формирование наплавленного металла.

Цель работы – исследовать влияния угла наклона расщепленного электрода при наплавке под флюсом на формирование наплавленного металла.

© Елсуков С. К., Зорин И. В., Соколов Г. Н., Дубцов Ю. Н., Литвинова Т. Р., Фастов С. А., Фетисов В. А., 2017

\* Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-08-01276 а, 16-38-00764 мол\_а), а также гранта Президента РФ (№ МК-4713.2016.8).

**Материалы и методы исследований.**

Механизированную наплавку расщепленным электродом производили на постоянном токе прямой полярности по схеме (рис. 1) с использованием сварочного трактора ESAB Mastertrack А6, подключенного к источнику сварочного тока LAF-1001. Электродом служила сварочная проволока сплошного сечения на никелевой основе ESAB ok NiCrMo-3 диаметром 2,4 мм. Наплавку на пластины размером

200x150x12 мм из стали Ст3сп вели с использованием керамического флюса ESAB ok 10.16.

Наплавку производили со скоростью  $V_n = 40$  см/мин, 55 см/мин и 70 см/мин при неизменной величине сварочного тока 700 А и напряжении на дуге в диапазоне  $U_d = 30-39$  В, что обеспечивало максимальную производительность и стабильность процесса наплавки расщепленным электродом для рассматриваемого диаметра сварочной проволоки (рис. 2). Угол наклона  $\alpha$  варьировали в интервале от  $0^\circ$  до  $60^\circ$ . Насыпную высоту флюса поддерживали в интервале 30–35 мм, что обеспечивало качественную защиту сварочной ванны от воздушной атмосферы. Электрические параметры режима наплавки контролировали по осциллограммам с помощью аналого-цифрового преобразователя LA-20USB, который подключали в цепь между токоподводящим мундштуком и измерительным шунтом. Напряжение на дуге измеряли через резисторный делитель (1 : 34).

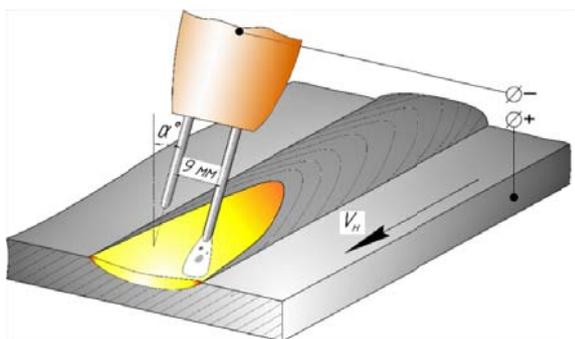


Рис. 1. Схема процесса наплавки расщепленным электродом

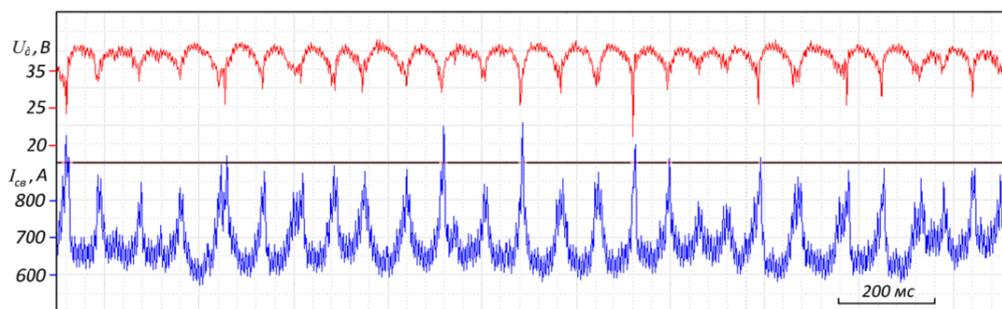


Рис. 2. Осциллограмма процесса наплавки расщепленным электродом под флюсом

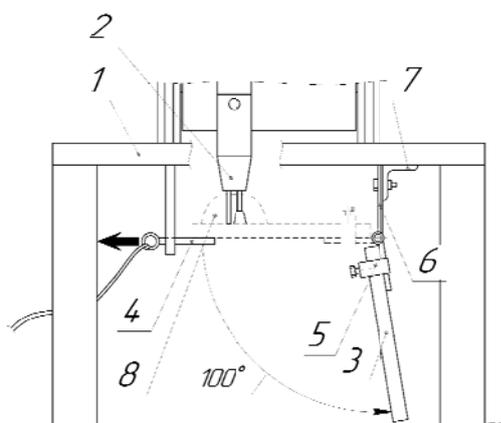


Рис. 3. Схема опрокидывания сварочной ванны в процессе наплавки:

- 1 – стол; 2 – электрод; 3 – пластина; 4 – чека;
- 5 – струбцины; 6 – петля; 7 – уголок крепления; 8 – флюс

Исследование объема и размеров сварочной ванны проводили методом опрокидывания сва-

рочной ванны [5] в процессе наплавки. Для опрокидывания ванны расплавленного металла в процессе наплавки разработали устройство (рис. 3), которое обеспечивало поворот пластины в горизонтальной плоскости на угол  $100^\circ$  под действием силы тяжести.

Для подготовки макрошлифов применяли травление в 10 % растворе  $FeCl_3 + HCl$ . Оценка геометрических параметров сварочной ванны производили в программном комплексе КОМПАС-3D с расчетом габаритов сварочной ванны по ее фотоизображению в горизонтальной плоскости.

**Результаты и их обсуждение**

Экспериментально подтверждено, что с возрастанием угла наклона расщепленного электрода ширина сварочной ванны повышается. Это влияние проявляется в интервале значений

$\alpha = 5-30^\circ$  (рис. 4, *a*), что связано с возрастанием толщины слоя расплавленного металла, отсесняемого давлением дуги в переднюю часть сварочной ванны. В результате дуга контактирует с расплавом, а не с основным металлом, что обуславливает уменьшение глубины проплавления основного металла и, как следствие, его доли в наплавленном металле (рис. 4, *б*). Повышение угла наклона электрода ( $\alpha > 35^\circ$ ) обуславливает нарушение формирования наплавленного металла, что выражается в периодическом изменении ширины сварочной ванны в ее поперечном сечении. Поэтому при наплавке

наклонять расщепленный электрод на угол более  $35^\circ$  от вертикали нецелесообразно.

С увеличением напряжения на дуге ширина наплавленного валика увеличивается тем больше, чем больше угол наклона расщепленного электрода. Для этой зависимости (рис. 4, *a*) характерна тенденция, при которой влияние угла наклона на ширину валика наплавленного металла прекращается при достижении напряжения на дуге 37–38 В. При таком значении  $U_d$  и при  $\alpha = 30^\circ$  валик наплавленного металла достигает наибольшей ширины (23 мм) (рис. 5).

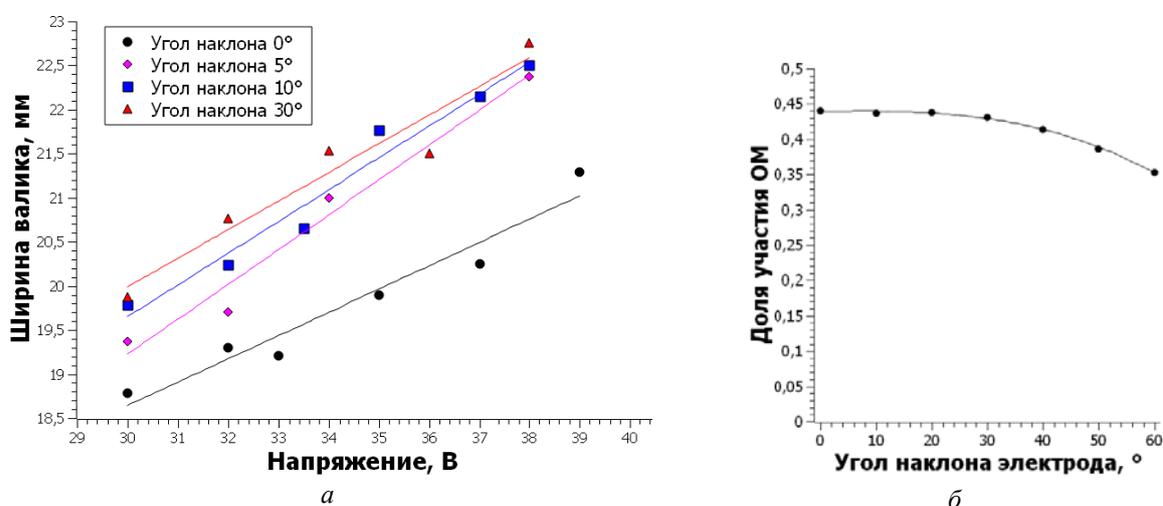


Рис. 4. Зависимости ширины наплаваемого валика от угла наклона электрода  $\alpha$  и напряжения на дуге (*a*) и доли участия основного металла (*б*) от угла  $\alpha$

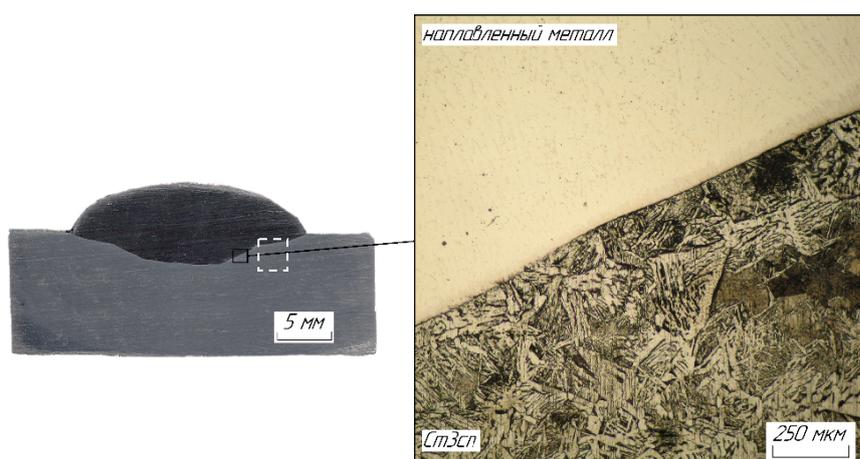


Рис. 5. Макрошлиф поперечного сечения металла, наплавленного с напряжением на дуге 38 В и со скоростью 55 см/мин

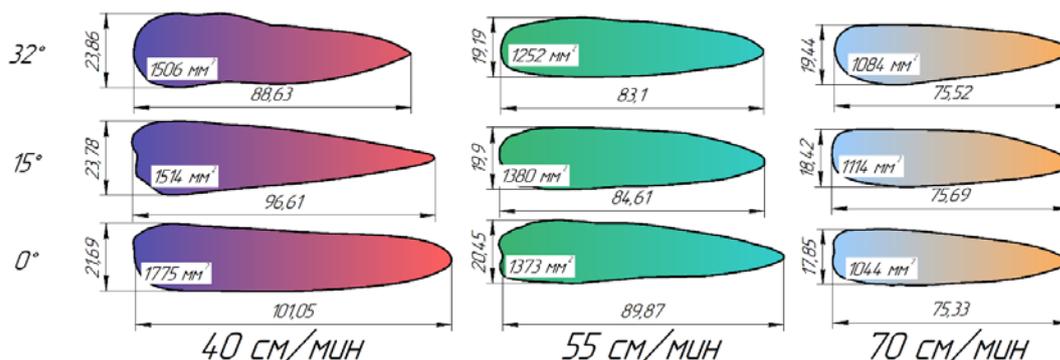


Рис. 6. Влияние угла наклона электрода на длину, ширину и площадь поперечного сечения сварочной ванны при изменении скорости наплавки

Анализируя совместное влияние скорости наплавки и угла наклона электрода на геометрические размеры сварочной ванны (рис. 6) можно сделать вывод, что с повышением угла наклона ширина сварочной ванны увеличивается, а ее длина уменьшается. Наиболее заметно это влияние выражается при скорости наплавки 40 см/мин. С повышением скорости наплавки влияние  $\alpha$  на ширину сварочной ванны сохраняется, однако ее ширина несколько уменьшается, что, по-видимому, связано с уменьшением толщины прослойки расплавленного металла под дугой и теплопередачи от нее к основному металлу. При достижении скорости наплавки 70 см/мин длина сварочной ванны перестает зависеть от  $\alpha$ , что объясняется дальнейшим снижением теплопередачи, обуславливающей уменьшение объема расплава, вытесняемого из-под дуги в хвостовую часть сварочной ванны.

#### Выводы

1. Увеличение угла наклона расщепленного электрода от вертикали при механизированной наплавке под флюсом приводит к возрастанию

ширины валика наплавленного металла и обуславливает уменьшение доли участия в нем основного металла до 30 %.

2. С увеличением напряжения на дуге ширина наплавленного валика увеличивается тем больше, чем больше угол наклона расщепленного электрода и меньше скорость наплавки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. S. Pak. Electroslag and submerged arc stainless steel strip cladding / Pak S., Rigdal S., Karlsson L., Gustavsson A. // Anti-Corrosion Methods and Materials. – 1998. – т.45. – № 1. – С.41-47.
2. Y. Xiuzhi. Twin-wire Submerged Arc Welding Process of a High-strength Low-alloy Steel / Xiuzhi Y., Qinghua X., Niandong Y., Xinhua X. // Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. – 2011. – v. 26. – i. 1. – p. 114-117.
3. Y. Lu. Double-Electrode Arc Welding Process: Principle, Variants, Control and Developments / Lu. Y., Chen S., Shi Y // Electrical and Computer Engineering Faculty Publications. – 2014. – v. 16. – i. 1. – p. 93-108.
4. Спицын, В. В. Перенос металла и горение дуги при сварке расщепленным электродом в  $CO_2$  / В. В. Спицын // Сварочное производство. – 1969. – № 4. – С. 5-7.
5. Ерохин, А. А. Влияние жидкотекучести ванны на геометрическую форму сварного шва и технологическую применимость процесса сварки / А. А. Ерохин // Сварочное производство. – 1955. – № 6. – С. 5-9.

УДК 621.789: 621.373.8

*Е. И. Тескер, Л. М. Гуревич, А. В. Соломатин, Р. Е. Новиков*

#### ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В статье приведены результаты исследований изменения микроструктуры и свойств поверхностного слоя среднеуглеродистой стали после лазерной закалки поверхности, подвергнутой окрашиванию. Показано, что лазерная закалка может быть использована для повышения несущей способности и эксплуатационных показателей деталей машин и оборудования.

*Ключевые слова:* лазер, лазерная закалка, микроструктура, зона термического влияния, упрочнение, микротвердость.

*E. I. Tesker, L. M. Gurevich, A. V. Solomatin, R. E. Novikov*

**INVESTIGATION OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES  
OF SURFACE STRENGTHENING LAYER  
IN THE CONSTRUCTION STEEL AFTER LASER QUENCHING**

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of studies of changes in the microstructure and properties of the surface layer of mild steel after laser hardening of the surface subjected to staining. It is shown that laser quenching can be used to increase the bearing capacity and performance of machine parts and equipment.

*Keywords:* laser, laser hardening, microstructure, heat-affected zone, hardening, microhardness.

Одним из наиболее перспективных направлений повышения износостойкости рабочих поверхностей деталей машин, оснастки и металлорежущего инструмента является термическая обработка изнашиваемых поверхностей воздействием концентрированных тепловых потоков, создаваемых лучом лазера. За прошедшие с начала применения лазерной закалки десятилетиями было выполнено большое количество исследований с использованием углекислотных, твердотельных и диодных лазеров [1–5]. Возможность обеспечения закалки локальной зоны является неоспоримым преимуществом лазерной обработки. Однако локальность обработки является как преимуществом лазерной обработки, так и ее недостатком. Если требуется обеспечить закалку достаточно большой области, обработку лазером производят с перекрытием, приводящим к повторной термической обработке уже закаленных участков. При этом очень важно обеспечить требуемые характеристики зон перекрытия [6]. Прогнозирование структуры зон перекрытия при многопроходной лазерной обработке является важным элементом подготовки технологического процесса и напрямую влияет на выбор режимов обработки. На нагрев стали световым потоком должна влиять поглощающая способность нагреваемой поверхности, поэтому часто рекомендуется проводить чернение обрабатываемых поверхностей для увеличения поглощения материалом энергии облучения и, в результате, глубину упрочненного слоя.

Целью исследования являлось - изменение структуры закаленных участков, зон термического влияния и сердцевины подвергнутого лазерной поверхностной закалке с перекрытием треков образца из среднеуглеродистой стали в результате окрашивания.

**Материалы и методы исследования**

На поверхности стали наносили при постоянных режимах (мощности лазера и скорости движения светового пятна) пять закаленных

дорожек с взаимным перекрытием. Закалке подвергались два участка: с нанесением темного красителя и без окрашивания. Микроструктуру стали исследовали на оптическом металлографическом микроскопе «Olympus» BX61 при увеличениях от  $\times 100$  до  $\times 500$  в нетравленном состоянии и после травления 4 %-ным спиртовым раствором азотной кислоты. Фотографирование микроструктуры проводили цифровой фотокамерой DP-12 с последующей обработкой электронного изображения пакетом программ AnaliSyS. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М внедрением алмазного пирамидального индентора с углом при вершине  $136^\circ$  под нагрузкой 2,0 Н.

**Результаты и их обсуждение**

При металлографическом исследовании закаленной поверхности с нанесенным темным красителем четко выявляются пять дорожек (треков) лазерной закалки, наложенных с перекрытием примерно 15–20 % (панорама показана на рис. 1, а). Шаг перемещения лазерного луча вдоль образующей цилиндрической поверхности – 2,1 мм/оборот. Глубина закаленного слоя – около 0,3 мм. После травления выявляются плохотравящиеся мартенситные участки и темные зоны термического влияния в ранее наложенных треках с трооститной и тростомартенситной структурой. Распределение микротвердости на глубине 0,1 мм от цилиндрической поверхности образца вдоль ее образующей показано на рис. 1, а). Твердость мартенситных участков находилась в интервале 6–7,5 ГПа, то есть ориентировочно соответствуют 52–55 HRC. Внутри трека, наложенного последним, твердость максимальная по краям и несколько снижается к центру пятна. Сразу же за визуально определяемой границей последнего наложенного трека в зоне термического влияния в ранее наложенном треке твердость падает до 3,2–3,5 ГПа (твердость сорбита в среднеуглеродистой стали), а затем по мере удаления от зоны перекрытия твердость начинает плавно расти, восста-

навливая практически исходные значения только на расстоянии около 0,8 мм у края трека. Изменение твердости происходит точно на визуально выявляемой границе трека (рис. 2, *a*). Аналогичная картина циклически повторяется в зоне термического влияния всех предыдущих треков. Внутри трека структура значительно дисперсней, чем структура основного металла, что объясняется ее измельчением при фазовой перекристаллизации феррит-аустенит в течение высокоскоростного нагрева. В зоне наложения треков структура претерпевала повторную перекристаллизацию, однако дальнейшего измельчения структуры визуально не обнаружено.

Таким образом, после лазерной закалки

с перекрытием закаленных дорожек можно обнаружить следующие участки, имеющие различную историю возникновения, а следовательно, и различающиеся микроструктуры и свойства:

зона вне перекрытия лазерных дорожек, подвергшаяся однократной закалке, нагрев которой при нанесении следующей дорожки не привел к заметному развитию отпускных процессов;

зона вне перекрытия лазерных дорожек, подвергшаяся однократной закалке, нагрев которой при нанесении следующей дорожки привел к заметному развитию отпускных процессов;

зона внутри перекрытия лазерных дорожек, подвергшаяся повторной закалке.

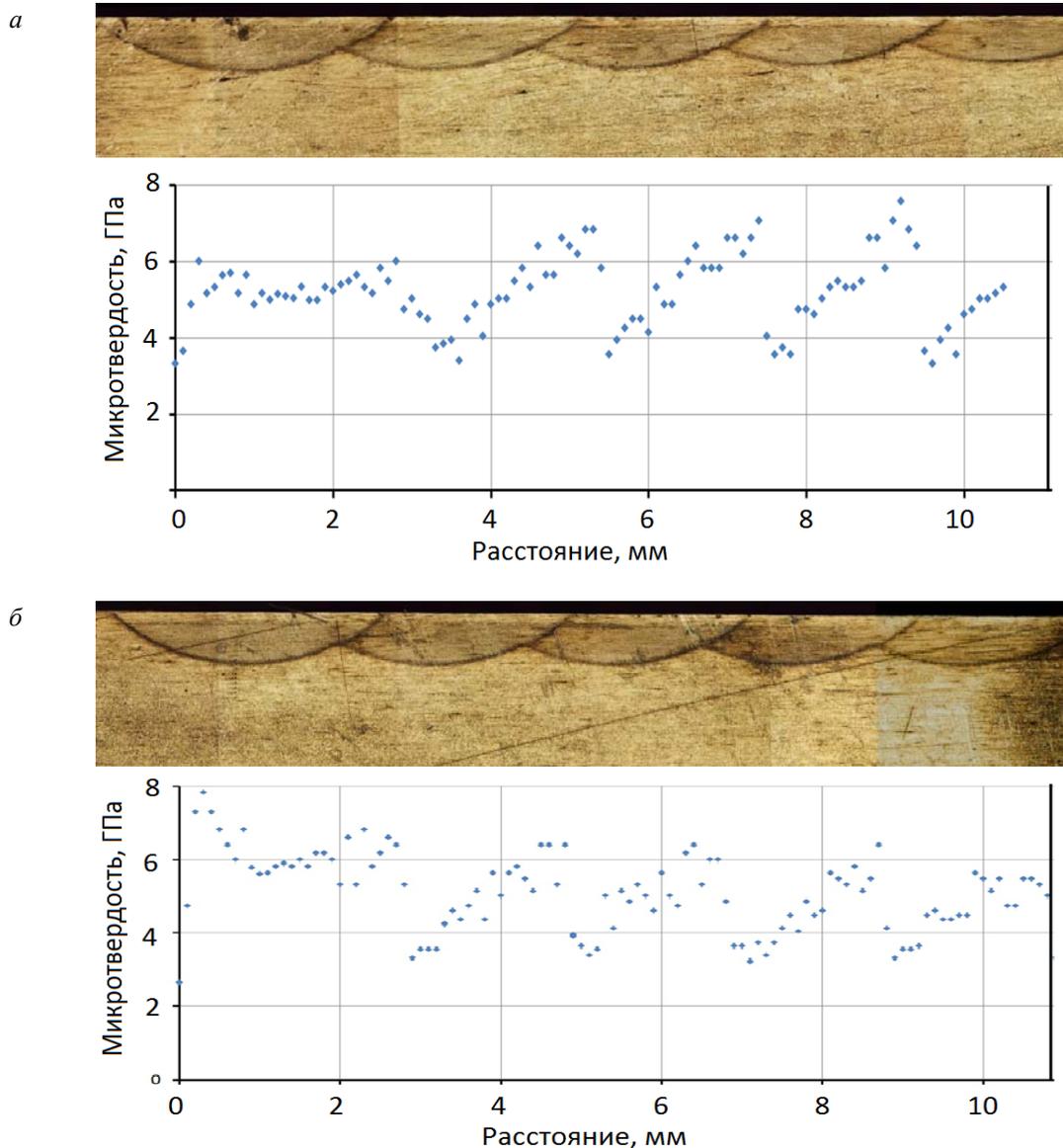


Рис. 1. Панорама треков лазерного луча, выявляемых на микрошлифе, и распределение микротвердости вдоль цилиндрической поверхности образца (*a* – окрашенная поверхность, *b* – неокрашенная поверхность)

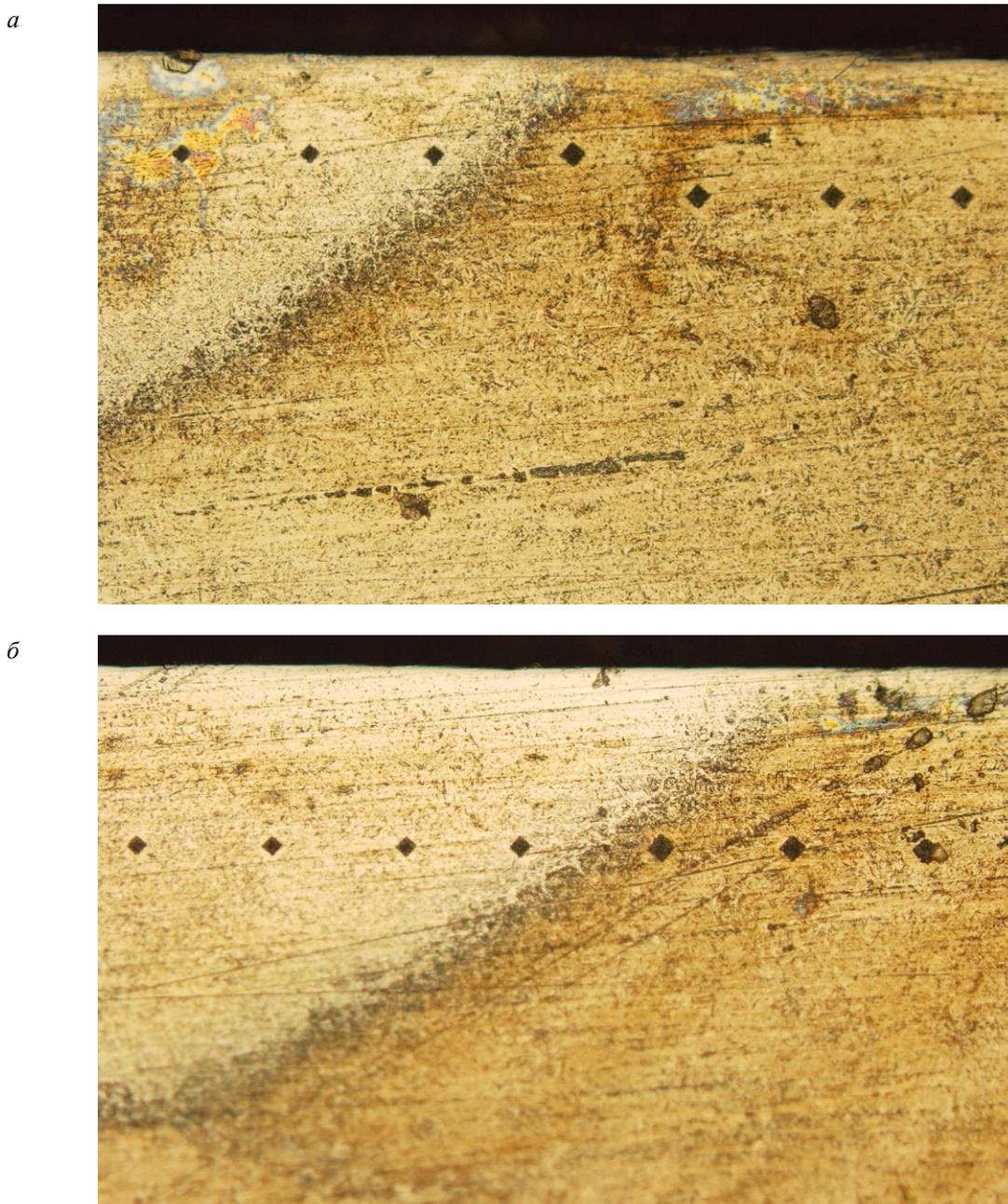


Рис. 2. Изменение размера отпечатков определения микротвердости на границе последнего (левого) и предпоследнего лазерных треков ( $\times 200$ ) (*a* – окрашенная поверхность, *б* – неокрашенная поверхность)

Распределение микротвердости по глубине по оси последнего трека закалки окрашенной поверхности показано на рис. 3, *a*. Твердость трека по глубине практически постоянная (5–6 ГПа), что соответствует твердости закаленной стали с содержанием углерода не менее 0,6 % С. Твердость стали под треком 3,0–3,2 ГПа. Структура зоны термического влияния под треком – трооститная с участками феррита (рис. 4).

При металлографическом исследовании закаленной не окрашенной поверхности четко

выявляются пять треков лазерной закалки, наложенные с перекрытием примерно 15–20 % (панорама показана на рис. 1, *б*). Шаг перемещение лазерного луча вдоль образующей цилиндрической поверхности – 2,1 мм/оборот. Глубина закаленного слоя – около 0,5 мм. После травления четко выявляются плохотравящиеся мартенситные участки и темные зоны термического влияния в ранее наложенных треках с трооститной и тросто-мартенситной структурой.

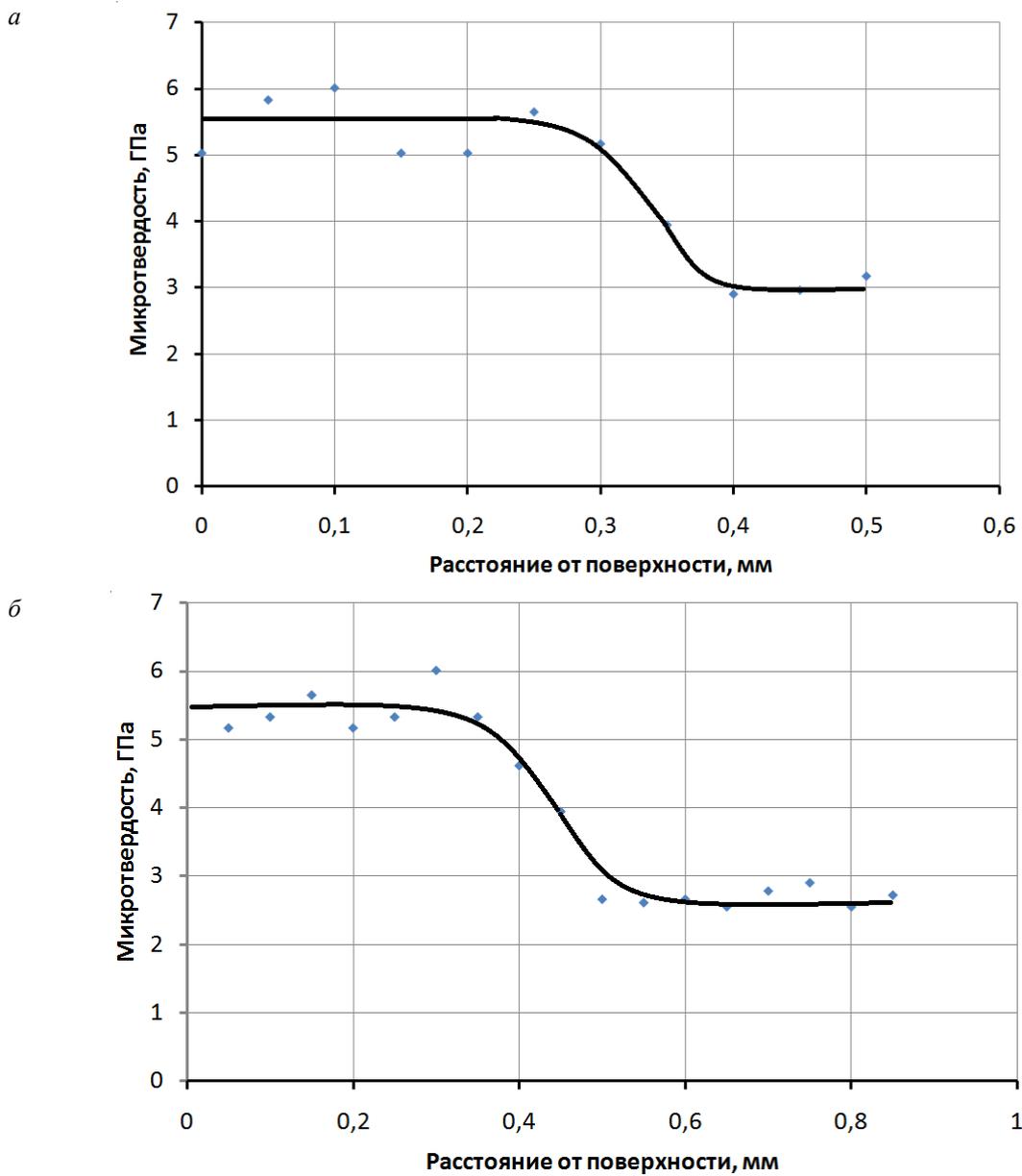


Рис. 3. Распределение микротвердости по толщине последнего нанесенного лазерного трека:  
*a* – окрашенная поверхность; *б* – неокрашенная поверхность



Рис. 4. Переход закаленной зоны в последнем треке в ЗТВ под треком (×500)

Максимальная микротвердость мартенситных участков на глубине 0,1 мм от цилиндрической поверхности образца находится в интервале 6–7,5 ГПа, то есть ориентировочно соответствуют 52–55 HRC. Внутри трека, нанесенного последним, твердость максимальная по краям и несколько снижается к центру пятна. Сразу же после окончания последнего нанесенного трека в зоне термического влияния в ранее нанесенном треке твердость падает до 3,2–3,5 ГПа (твердость сорбита в среднеуглеродистой стали), а затем по мере удаления от зоны перекрытия твердость начинает плавно расти, восстанавливая практически исходные зна-

чения твердости только на расстоянии около 0,4–0,5 мм у края трека. Подобное распределение твердости наблюдалось и после закалки образцов с окрашенной поверхностью (рис. 1, а). Изменение твердости происходит точно на границе трека (рис. 2, б). Аналогичная картина циклически повторяется в зоне термического влияния всех предыдущих треков.

Распределение микротвердости по глубине по оси последнего трека показано на рис. 3, б. Твердость трека по толщине практически постоянная (5–6 ГПа), что соответствует твердости закаленной стали с содержанием углерода не менее 0,6 % С. Твердость стали под треком 2,6–3,2 ГПа. Структура ЗТВ под треком – трооститная с участками феррита и аналогичная структуре переходной зоны, под треком, полученным на окрашенной поверхности.

#### Выводы

1. Исследование структуры упрочненного слоя в среднеуглеродистой стали стали после лазерной закалки с перекрытием дорожек показал наличие трех, различающихся по микроструктуре и свойствам зон:

мартенситная зона вне перекрытия лазерных дорожек, подвергшаяся однократной закалке, нагрев которой при нанесении следующей дорожки не привел к заметному развитию отпускных процессов;

троосто-сорбитная зона вне перекрытия лазерных дорожек; нагрев которой при нанесении

следующей дорожки привел к заметному развитию отпускных процессов

мартенситная зона внутри перекрытия лазерных дорожек, подвергшаяся повторной закалке.

2. При выбранных режимах лазерного упрочнения окрашивание поверхности образца в темный цвет не привело к значимому изменению структуры и твердости.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пинахин, И. А. Выбор режимов объемного импульсного лазерного упрочнения (ОИЛУ) по износостойкости режущих инструментов / И. А. Пинахин, С. А. Тоевский // Вестник Северо-Кавказского федерального университета. – 2013. – № 2. – С. 78–81.

2. Ярьско, С. И. Моделирование процесса лазерного упрочнения режущего инструмента / С. И. Ярьско, Д. С. Горяинов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т. 13. – № 4–3. – С. 921–926.

3. Ситкина, Л. П. Эффективность технологии лазерной упрочняющей обработки в инструментальном производстве / Л. П. Ситкина, С. И. Ярьско // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 7 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Т. 9. – С. 40–43.

4. Lee J.-H., Jang J.-H., Joo B.-D., Son Y.-M., Moon Y.-H. Laser surface hardening of AISI H13 tool steel // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). 2009. Vol. 19. № 4. P. 917–920.

5. Kim J.-D., Lee M.-H., Lee S.-J., Kang W.-J. Laser transformation hardening on rod-shaped carbon steel by Gaussian beam // Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition). 2009. Vol. 19. № 4. P. 941–945.

6. Огин, П. А. Структура и свойства зон перекрытия при лазерной закалке сталей и чугунов / П. А. Огин // Вектор науки Тольяттинского государственного университета. – 2015, № 2–2. – С. 130–135.

УДК 621.791.042.3

*Т. Р. Литвинова, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, С. К. Елсуков,  
А. И. Богданов, Г. О. Сухобоков, Д. В. Прияткин*

#### ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФИКАТОРА НА СТРУКТУРУ И ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЕЙ 12Х2НВФА И 10ХСНД

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: nanomaterial-vstu@ya.ru

Исследовано влияние состава модификатора на основе порошков графита, никеля и алюминия на структурно-фазовый состав металла шва и ударную вязкость сварных соединений высокопрочных сталей 12Х2НВФА и 10ХСНД.

*Ключевые слова:* сварка, высокопрочные стали, покрытые электроды, сварные соединения, ударная вязкость, комплексный модификатор.

*T. R. Litvinova, G. N. Sokolov, I. V. Zorin, S. K. Elsukov,  
A. I. Bogdanov, G. O. Sukhobokov, D. V. Priyatkin*

#### INFLUENCE OF COMPLEX MODIFIER ON THE STRUCTURE AND COLD-RESISTANT WELDED JOINTS ON STEEL 12H2NVFA AND 10HSND

Volgograd State Technical University

The influence of the composition of a modifier based on graphite, nickel and aluminum powders on the structural-phase composition of weld metal and the toughness of welded joints of high-strength steels 12X2HVFА and 10XСND is investigated.

*Keywords:* welding, high-strength steels, coated electrodes, welded joints, impact strength, complex modifier.

**Введение**

Термически упрочненная сталь 12Х2НВФА и нормализованная сталь 10ХСНД широко применяется для изготовления сварных конструкций ответственного назначения, работающих в условиях отрицательных температур (до  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Повышенное в процессе эксплуатации напряженно деформированное состояние сварных соединений машин и агрегатов оборонного комплекса, а также оборудования для добычи и транспортировки углеводородного сырья в северных районах Российской Федерации и на Арктическом шельфе обуславливает актуальность обеспечения высоких значений прочности и стойкости сварных швов к хрупкому разрушению. Сварку на монтаже таких изделий рекомендовано выполнять преимущественно с использованием ручной дуговой сварки электродами с основным типом покрытия без применения предварительного подогрева. Это усложняет получение гарантированного качества сварных соединений. Повысить их эксплуатационные свойства можно с обеспечением высококачественной мелкозернистой структуры металла сварного шва при его модифицировании с использованием ультрадисперсных тугоплавких компонентов (УДК) [1–3]. Но положительные результаты были получены только на сварных соединениях низкоуглеродистых и низколегированных не термически упрочняемых сталях. Исходя из результатов наших исследований, модифицирование сварного шва на стали 12Х2НВФА при введении УДК в покрытие электрода, по причине существенного повышения твердости, прочности и снижения хладостойкости металла, оказалось неприемлемым.

Известные приемы повышения низкотемпе-

ратурной пластичности металла сварного шва при легировании никелем, а также алюминием достаточно затратные (в составе шва необходимо иметь до 3,5...4 % Ni и до 0,6...8 % Al). Легировать сварные швы алюминием достаточно сложно, так как коэффициент его перехода из покрытия электрода мал и составляет всего 0,1...0,15.

Цель работы – исследовать влияние микролегирования сварного шва никелем, алюминием и углеродом, содержащимися в комплексном модификаторе, на его структуру и хладостойкость.

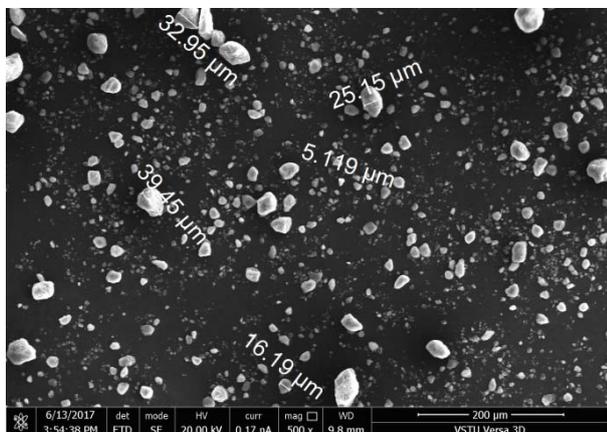
**Материалы, методы исследований и эксперимент**

В экспериментах использовали стандартные электроды УОНИ 13/55 (ГОСТ 9466–77) диаметром 3 мм, в основное покрытие которых вводили комплексный модификатор. Модификатор содержал микропорошки графита никеля и алюминия, в различных соотношениях (результаты представлены в таблице).

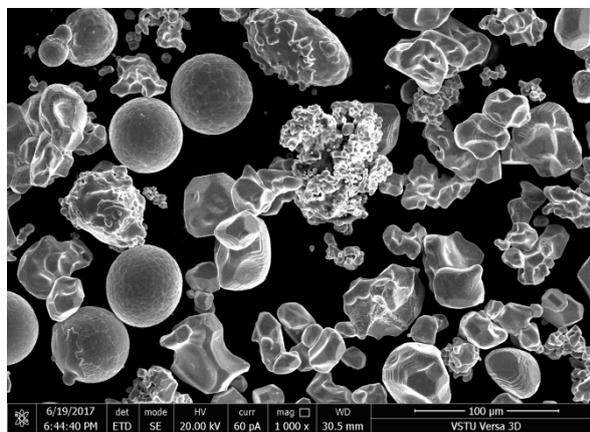
**Содержание графита, никеля и алюминия в модификаторе**

№ п/п	Компоненты, масс%		
	Графит	Никель	Алюминий
1	50	25	25
2	40	30	30
3	30	35	35
4	20	40	40
5	10	45	45

Частицы графита имели в среднем размеры в диапазоне 1–30 мкм (рис. 1, а), а смесь частиц никеля и алюминия различной формы – 30–50 мкм (рис. 1, б).



а



б

Рис. 1:

а – частицы графита; б – смесь частиц никеля и алюминия

В покрытие вводили около 0,2 г модификатора, что составляло 0,7 % от массы электрода. Связующим веществом в модификаторе служило калий-натриевое жидкое стекло. Массу материалов измеряли на электронных аналитических весах ВЛС-60/0,1 А (точность до 0,1 мг). Сварные образцы для испытаний изготавливали по ГОСТ 9467–75 на постоянном токе силой 100 А, полярность – плюс на электроде. Структуру, микроморфологию материалов и наплавленного металла изучали с использованием оптической (цифровой микроскоп Axiovert 40MAT Carl Zeiss) и электронной (микроскоп FEI Versa 3D) микроскопии. Содержание легирующих элементов в структурных составляющих определяли при сканировании шпифов в локальном объеме металла до 0,5 мкм<sup>3</sup>. Энергодисперсионный эле-

ментный анализ проводили в режиме использования сигналов электронов обратного рассеивания. Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance.

#### Результаты и их обсуждение

Исследование влияния состава модификатора (при постоянном минимальном его содержании в покрытии электрода) на работу удара образцов стали 12Х2НВФА при нормальной (рис. 2, а) и отрицательной (рис. 2, б) температурах показывает, что это влияние незначительное. Объяснить такой эффект можно слабым воздействием частиц графита, поскольку углерод, образуя карбиды VC, WC, способствует упрочнению металла, а его пластичность снижается.

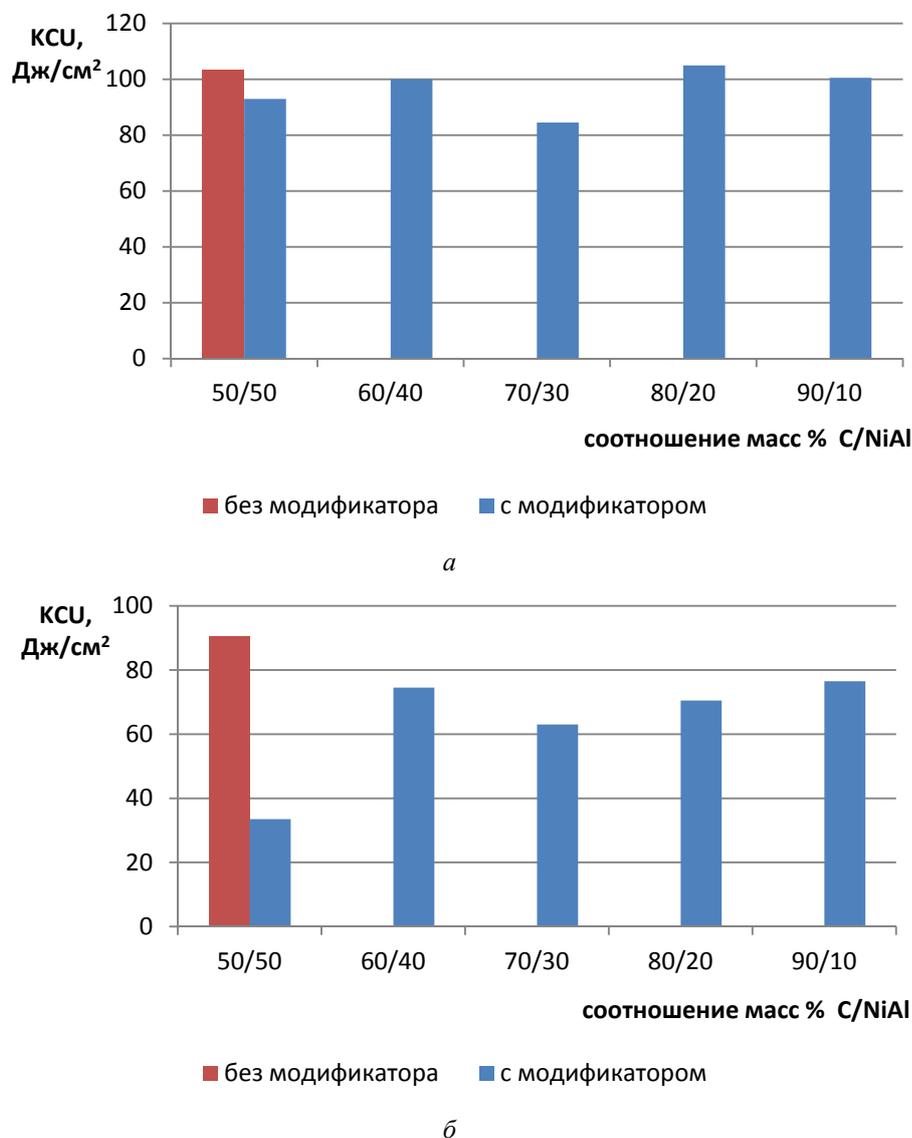
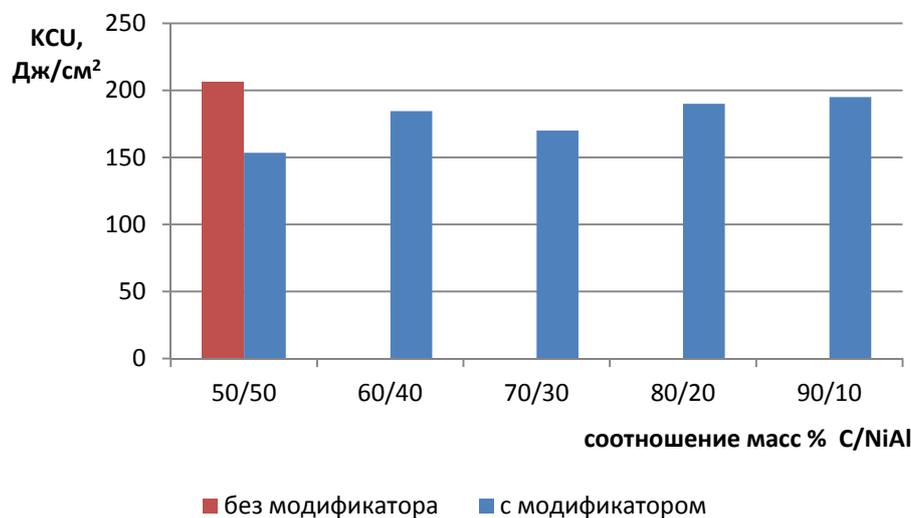


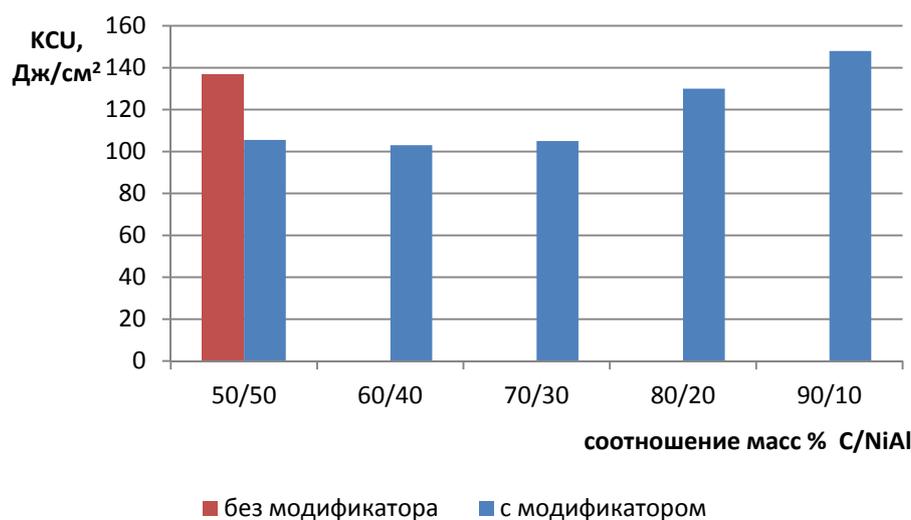
Рис. 2. Диаграмма изменения ударной вязкости сварного соединения для стали 12Х2НВФА при температурах 20 °С (а) и –70 °С (б)

Испытания сварных соединений стали 10ХСНД, в составе которой нет активных карбидообразующих элементов, показали, что при увеличении содержания в модификаторе нике-

ля и алюминия и минимальном количестве графита ударная вязкость металла шва повышается (рис. 3).



а



б

Рис. 3. Диаграмма изменения ударной вязкости сварного соединения для стали 10ХСНД при температурах 20 °С (а) и –70 °С (б)

Анализ проведенных металлографических исследований показал, что структура сварного шва, выполненного электродами, содержащими модификатор, изменилась. Структура сварного шва, выполненного стандартным электродом, представлена в виде грубоигольчатых ферритных образований и протяженных выделений

полигонального феррита (ПФ) по границам первичных кристаллитов (рис. 4, а, в). Структура модифицированного наплавленного металла состоит из мелкодисперсных игольчатого феррита (ИФ) и ПФ, что подтверждает эффект модифицирования и обеспечение повышенных механических свойств металла шва.

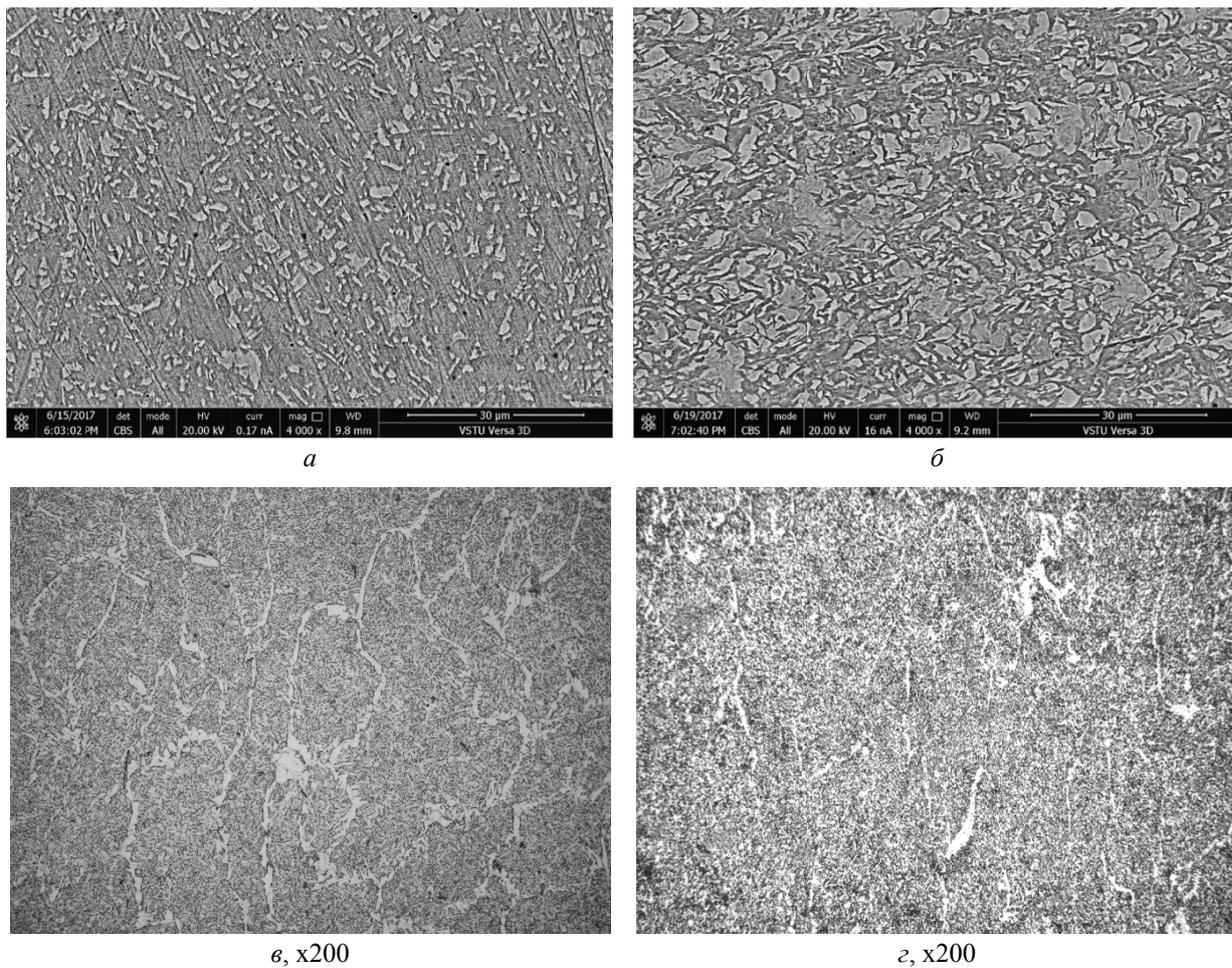


Рис. 4. Характерные микроструктуры металла сварного шва на стали 10XCHD, выполненного стандартным электродом (а, в) и электродом, содержащим в покрытии модификатор (б, г)

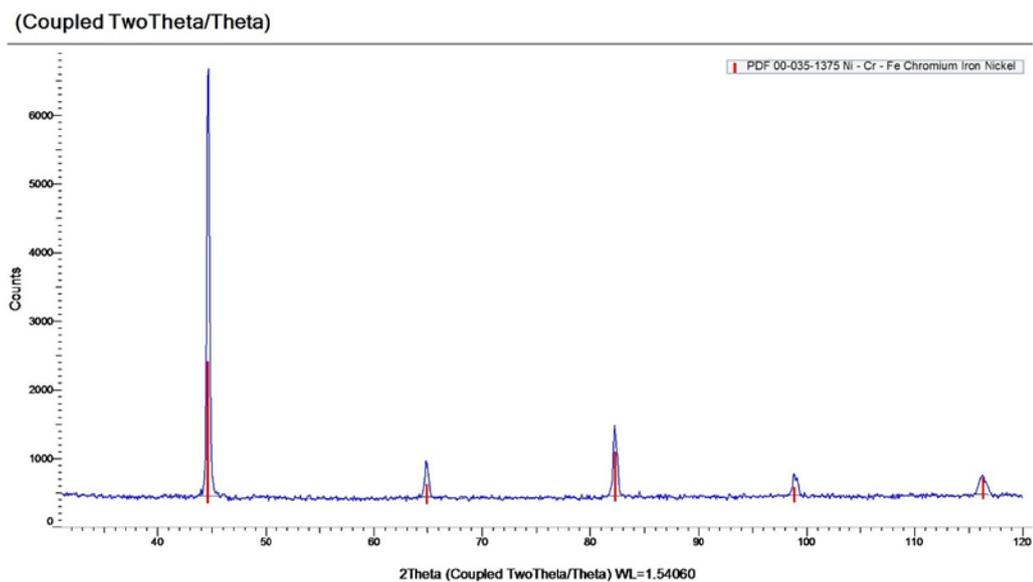
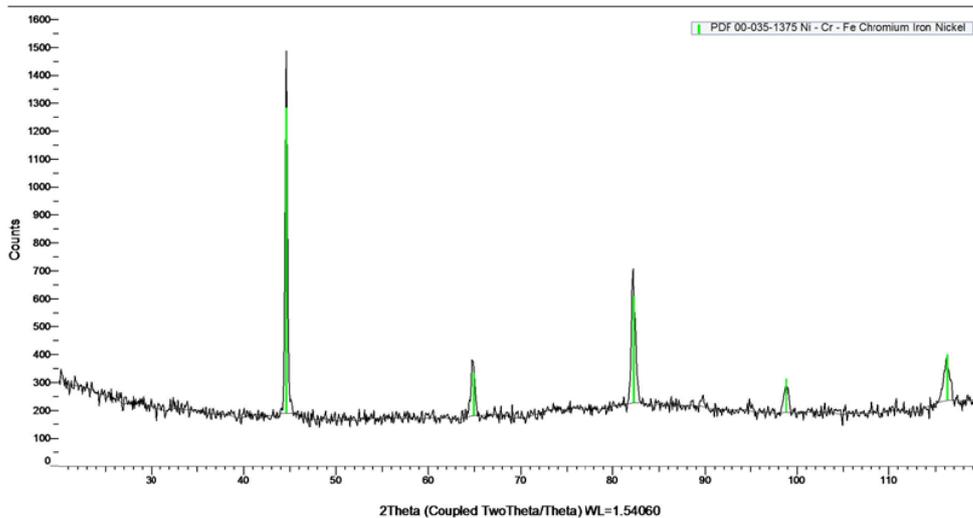


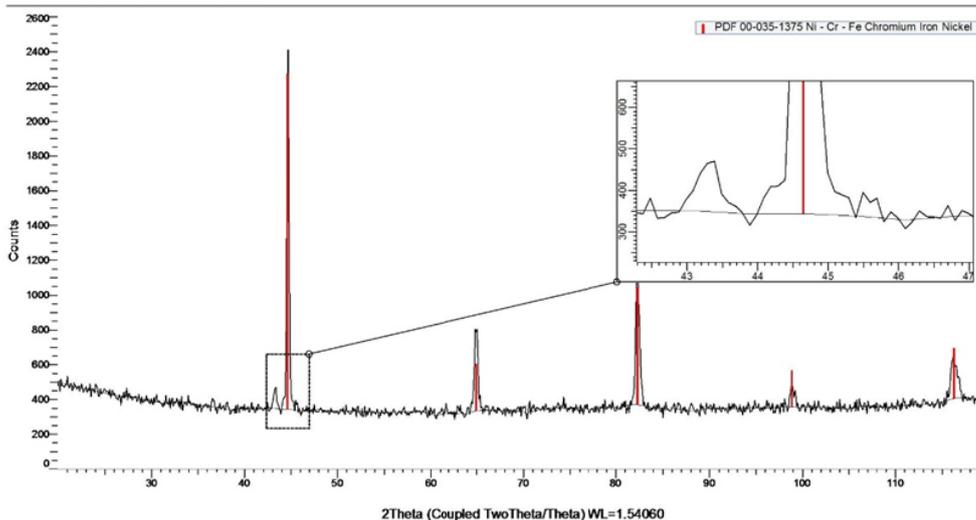
Рис. 5. Дифрактограммы стали 10XCHD (а) и металла сварного шва на ней без модификатора в покрытии электрода (б), с введением модификатора состава 50 (Ni+Al) / 50 (УДпГ) (в) и 70 (Ni+Al) / 30 (УДпГ) (г) в покрытие. См. также с. 135

(Coupled TwoTheta/Theta)



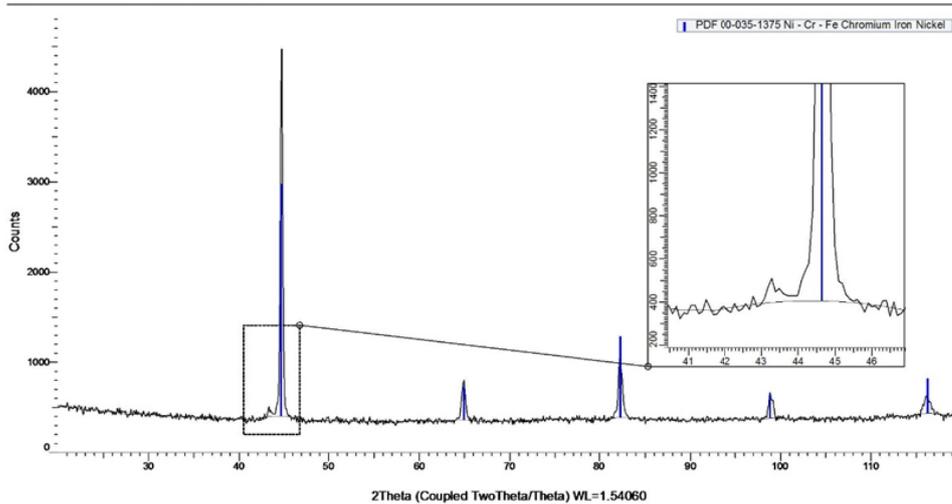
а

(Coupled TwoTheta/Theta)



б

(Coupled TwoTheta/Theta)



в

Рис. 5. Окончание

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа (рис. 5), фазовый состав стали 10ХСНД, модифицированного и немодифицированного металла сварного шва соответствует твердому раствору на базе  $\alpha$ -Fe. Влияние модификатора выражается в появлении характерного рефлекса в области  $2\theta$   $43,5^\circ$ , который, вероятно, соответствует карбидной фазе типа FeC. Ввиду низкой симметрии, характерной для данных фаз, различить все ее линии на дифрактограмме не представляется возможным, кроме того такая картина может свидетельствовать о весьма низком содержании фазы в металле сварного шва.

#### Вывод

Введение комплексного модификатора в основное покрытие сварочного электрода приводит к изменению структурно-фазового состава металла сварного шва на низколегированной

стали 10ХСНД и обуславливает повышение ударной вязкости сварного соединения при температуре  $-70^\circ\text{C}$ .

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Современные представления о модифицировании наплавленного металла и металла шва наноразмерными частицами (обзор) / Н. В. Коберник, Р. С. Михеев, А. С. Панкратов, А. А. Линник // Сварка и диагностика. – 2015. – № 5. – С. 13–18.
2. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла / Г. Н. Соколов, А. С. Трошков, В. И. Лысак, А. В. Самохин, Ю. В. Благочестенский, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Сварка и диагностика. – 2011. – № 3. – С. 36–38.
3. Феноменологическая модель формирования центров кристаллизации в металлическом расплаве при сварке под влиянием ультрадисперсных тугоплавких компонентов / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, И. В. Зорин, А. А. Артемьев, Ю. Н. Дубцов, В. О. Харламов, А. А. Антонов // Вопросы материаловедения. – 2015. – № 4. – С. 159–168.

УДК 669.018.256

*Н. И. Габельченко, А. А. Белов, А. В. Скоробогатова*

#### ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА РАСХОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mitlp@vstu.ru

Проведены сравнительные исследования износостойкости металлов, применяемых для производства деталей, работающих в условиях абразивного износа. Показано, что наилучшим комплексом служебных и механических свойств обладает сталь марки 110Г13Л.

*Ключевые слова:* абразивный износ, сталь, чугун, микроструктура, аустенит, мартенсит, феррит.

*N. I. Gabelchenko, A. A. Belov, N. V. Skorobogatova*

#### RESEARCH ON METAL CONSUMABLE MATERIALS WORKING UNDER CONDITIONS OF ABRASIVE WEAR

Volgograd State Technical University

A comparative study of the wear resistance of metals used for the production of parts operating under conditions of abrasive wear was conducted. It is shown that the best complex of service and mechanical properties shows 110G13L type steel.

*Keywords:* abrasion, steel, cast iron, microstructure, austenite, martensite, ferrite.

Абразивное изнашивание деталей машин является достаточно сложным процессом дискретного разрушения материала. Интенсивность износа в основном зависит от соотношения твердости и прочности соприкасающихся тел, от взаимодействия материала с абразивной средой. Материалы с высокой твердостью обычно лучше противостоят абразивному износу, но это правило соблюдается далеко не всегда. В идеале абразивостойкий материал дол-

жен сочетать в себе высокую твердость керамики и пластичность металлов [1, 2].

В качестве износостойких материалов деталей, работающих в условиях абразивного износа, используются такие металлы, как чугуны и легированные стали. Различны и технологии получения этих материалов – это либо изготовление из листового проката, либо получение заготовок методами литья. В последние годы явным лидером первой группы является шведская

износостойкая сталь Hardox 450 отличающейся от своих аналогов малым содержанием легирующих элементов, представляющая собой износостойкую листовую сталь твердостью 450 НВ, предназначенную для условий, к которым предъявляются особые требования к износостойкости [1, 3]. Для литейной же технологии изготовления характерно использование различных сплавов на основе железа, начиная со стали 15, усиленной наплавкой, высоколегированных сталей, например 110Г13Л [4] до высокоуглеродистых сплавов – чугунов.

Методикой работы предусматривалось проведение комплексного исследования железоуглеродистых и легированных сплавов, работающих в условиях абразивного износа. Для исследования были отобраны наиболее часто используемые материалы для изготовления лопаток смесителей, корпусов вихревых и шаровых мельниц, щек и конусов дробилок, зубьев и передних стенок ковшей экскаваторов и т. д. В ходе исследования определялись: химический состав, механические свойства и эксплуатационные характеристики данных материалов. Учитывая, что основным эксплуатационным показателем работы данных материалов является срок службы в условиях абразивного износа, для анализа была спроектирована и собрана карусельная установка на четыре позиции, позволяющая в лабораторных, более жестких условиях оценить этот показатель (рис. 1).

Принцип ее работы основан на перемешивании абразивной среды исследуемыми образцами. Шток является частью любой установки обеспечивающей его вращение с заданной скоростью. В данном случае был использован сверлильный станок со скоростью вращения – 180 об/мин. В качестве абразивной среды использовался грубый остроугольный песок марки 4К<sub>2</sub>О<sub>1</sub>03.

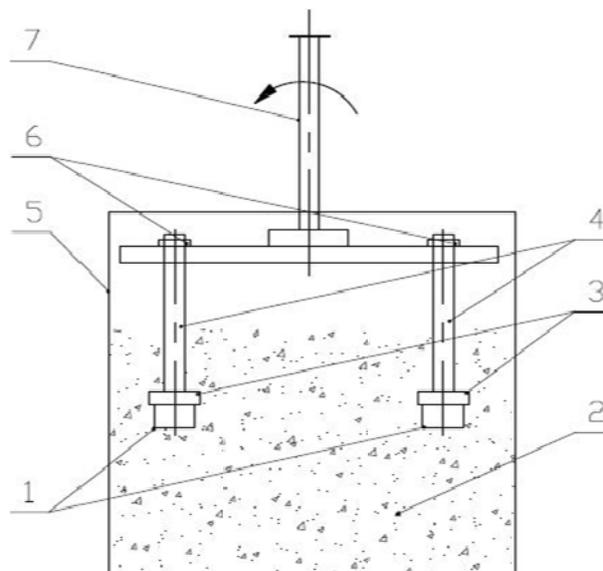


Рис. 1. Установка для определения абразивного износа: 1 – образец; 2 – песок; 3 – держатель; 4 – стакан; 5 – крышка; 6 – крепеж; 7 – шток

Условиями эксперимента предусматривалось проведение нескольких циклов испытаний по 24 часа (количество циклов испытаний ограничивалось потерей массы одним из образцов равной – 0,07 г), после которых образцы извлекались из установки, и их износостойкость оценивалась по потере массы, после чего с целью изучения причин износа образцов исследовались микроструктуры металлов металлографическим анализом на микроскопе «OLYMPUS BX51M» при увеличениях 100, 500 и 1000 крат.

Образцы представляли собой пластины размером 6x20x30, которые вырезались из металла новых лопаток смесителя – пневмонагнетателя «СО - 241».

Химический состав исследуемых образцов представлен в табл. 1.

Механические свойства исследуемых материалов представлены в табл. 2.

Таблица 1

Химический состав исследуемых материалов

Значения элементов, %													
Металл	С	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	V	W	Al
СЧ 25	3,18	0,45	1,83	0,080	0,077	0,138	–	–	–	–	–	–	–
Hardox 450	0,17	1,3	0,45	0,010	0,002	0,09	0,08	0,01	0,08	0,01	0,01	<0,002	0,029
Сталь 110Г13Л	1,3	11,50	0,68	0,11	0,04	0,26	0,50	–	–	–	–	–	–
Сталь 15 (основной металл)	0,165	0,419	0,2	0,011	0,012	0,160	0,165	0,21	0,025	0,001	0,0025	0,009	0,007

Механические свойства исследуемых металлов

Металл	$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	НВ
Сталь 15*	472	289	27	64	146	143
СЧ 25	247	–	–	–	5	187
Hardox 450	1390	1240	15,5	69	160	415
Сталь 110Г13Л	820	370	34	43	350	280

\*Примечание: твердость наплавленного металла типа Х10 на сталь 15 составляет 58 HRC.

Эксперимент был разделен на четыре цикла по 24 часа. После каждого цикла проводилось контрольное взвешивание образцов с точностью до 0,01 г. Точность взвешивания и минимальная потеря массы были выбраны для возможности

корреляции полученных результатов с испытаниями, регламентируемыми ГОСТ 17367–71.

Результаты определения износостойкости образцов исследуемых сплавов представлены на рис. 2.

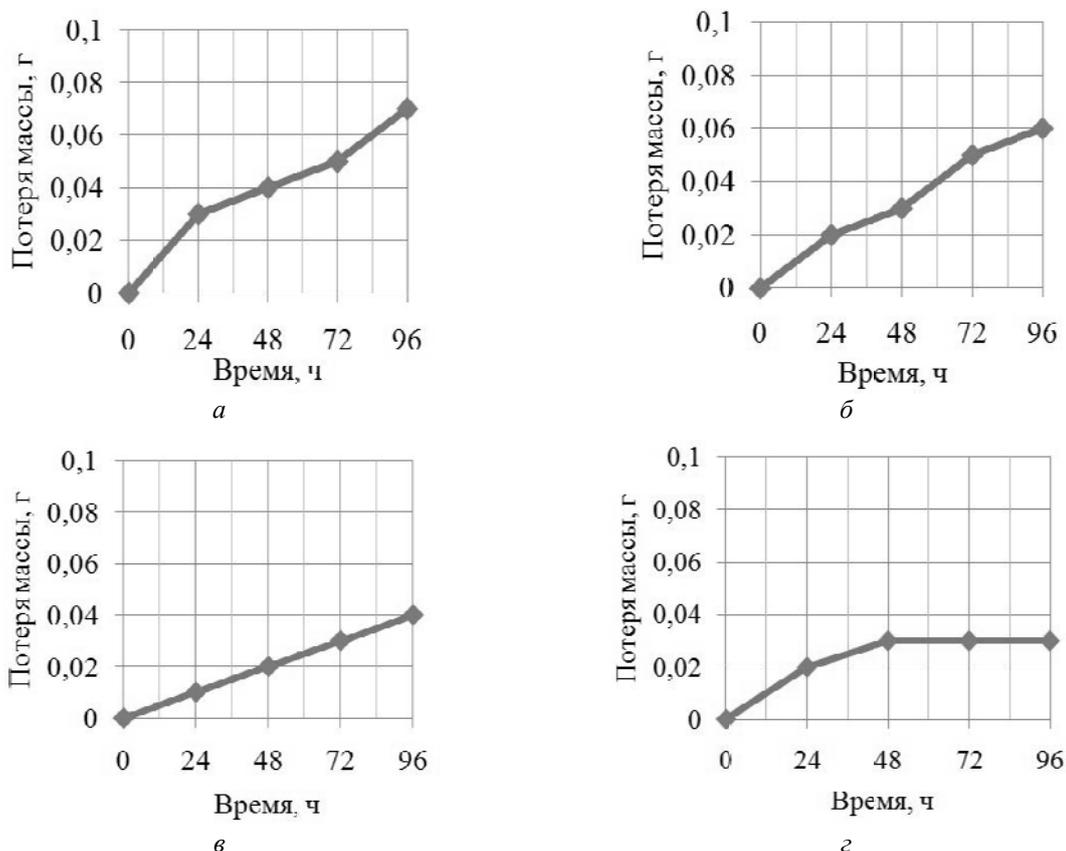


Рис. 2. Потеря массы образцов:  
а – Сталь 15 с наплавкой Х10; б – СЧ 25; в – Сталь Hardox 450; г – Сталь 110Г13Л

Анализируя полученные данные необходимо отметить, что в образце с наплавкой, (рис. 2, а), после первого цикла наблюдалась существенная потеря массы образца – 0,03 г, которая снижалась на втором и третьем цикле – до 0,01 г, а на четвертом цикле возрастала – 0,02 г.

Микроструктуры образца стали 15 с наплавленным слоем Х10 после испытания

представлены на рис. 3.

Металлографические исследования показали наличие значительного количества трещин в наплавленном металле, которые распространяются, как от зоны сплавления наплавленного металла с основным (рис. 3, б), так и от рабочей поверхности (рис. 3, а), что, вероятно, и являлось причиной резкой потери массы образцом.

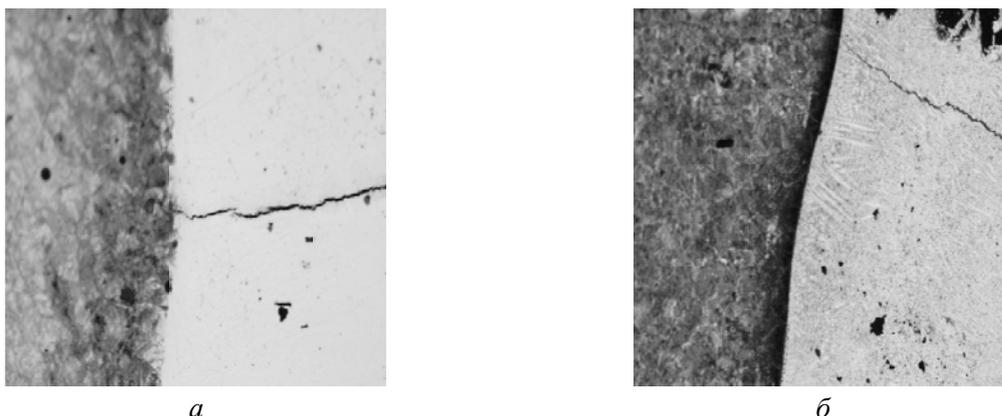


Рис. 3. Микроструктура образца из стали 15 с наплавленным слоем X10, x100:  
*a* – трещина от зоны сплавления; *б* – трещина от поверхности наплавленного металла

Исследования износостойкости образца серого чугуна СЧ 25 (рис. 2, *б*) показали, что его истирание было достаточно интенсивным и практически постоянным на протяжении всех четырех циклов испытаний. Потеря массы образцом после каждого цикла соответственно составляла 0,02 г, 0,01 г, 0,02 г, 0,01 г.

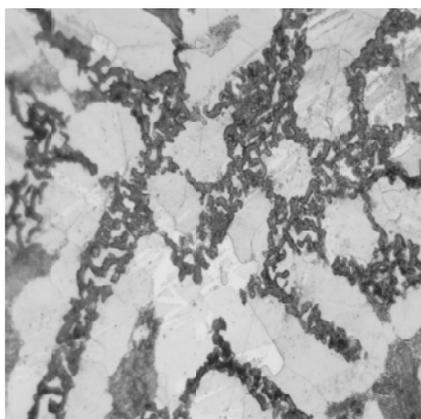


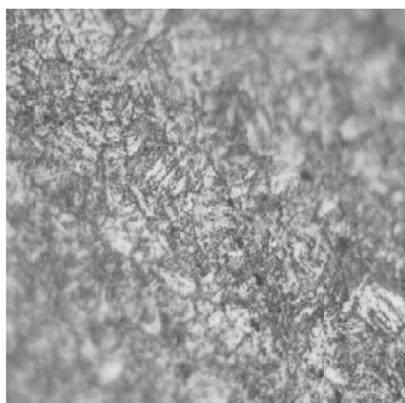
Рис. 4. Микроструктура серого чугуна СЧ 25, x500

На рис. 4 представлена микроструктура образца чугуна СЧ 25 после испытаний на износостойкость.

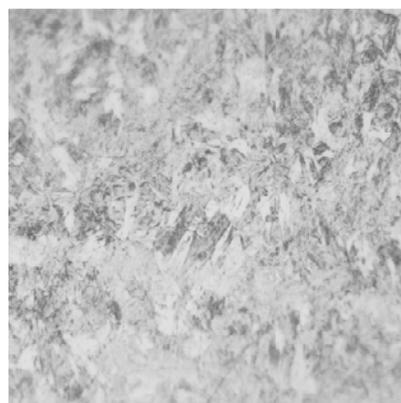
Микроструктурный анализ показал, что вследствие абразивного воздействия на образец серого чугуна происходит структурирование графитной фазы и фосфидной эвтектики.

Износ стали Hardox 450 (рис. 2, *в*), происходил также практически с одинаковой скоростью на всех четырех циклах испытаний, но существенно меньшей, чем образец серого чугуна. После каждого цикла испытаний потеря массы составляла 0,01 г.

Исследование микроструктуры показало, что происходит разупрочнение характерной для стали Hardox 450 структуры мартенсита (рис. 5, *а*). Возможно, это происходило вследствие отпуска мартенсита из-за локальных нагревов во время контакта с абразивными частицами, поэтому в структуре металла выявляется более мягкая ферритная фаза (рис. 5, *б*), что и объясняет равномерный износ поверхности образца на всех четырех циклах испытания.



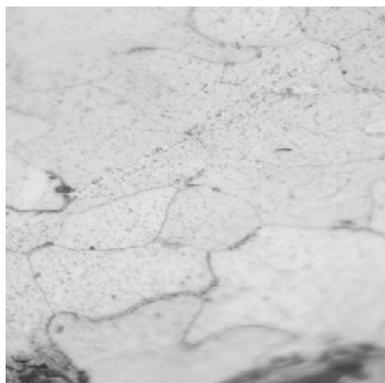
*a*



*б*

Рис. 5. Микроструктура образцов из стали Hardox 450, x500:  
*a* – до эксперимента; *б* – после эксперимента

После первого цикла испытаний образец из стали 110Г13Л изначально, имеющий аустенитную структуру (рис. 6, *а*), имел существенную потерю массы – 0,02 г, однако уже на втором цикле потеря массы образцом снизилась до 0.01 г. Вероятно, это связано с проявлением характерного для стали 110Г13Л явления наклепа



рабочей поверхности (рис. 6, *б*), образующегося вследствие интенсивного контакта абразива с поверхностью металла образца. На третьем и четвертом циклах потеря массы образца не наблюдалась [4, 5, 6].

На рис. 6 представлены микроструктуры образцов из стали 110Г13Л до и после испытания.

*б*

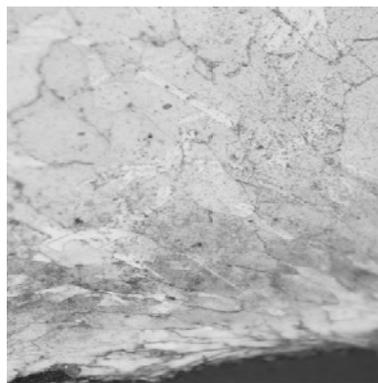


Рис. 6. Микроструктура стали 110Г13Л, х500:  
*а* – до проведения эксперимента; *б* – после эксперимента

Металлографическими исследованиями установлено, что до проведения испытаний структура стали 110Г13Л имела аустенитную структуру с мелкими одиночными карбидами, (рис. 6, *а*). На рис. 6, *б* с поверхности образца после испытаний наблюдаются характерные для наклепанной поверхности линии скольжения. То есть, в процессе работы металл стали 110Г13Л претерпевает поверхностное упрочнение и становится устойчивым к абразивному износу, что объясняет отсутствие потери массы образцом на 3-м и 4-м циклах испытания.

Анализируя проведенные испытания на износостойкость исследуемых материалов необходимо отметить, что максимальную потерю массы, а значит и максимальный износ показали образцы из стали 15 с наплавленным слоем Х10 – 0,07 г и из серого чугуна СЧ 25–0,06 г, соответственно наименьший износ наблюдался у образцов из стали 110Г13Л и стали Hardox 450. Сравнивая между собой потери массы сталью Hardox 450–0,04 г и сталью 110Г13Л – 0,03 г можно отметить, что на первом цикле образец из высокомарганцовистой стали изнашивался интенсивнее чем из стали Hardox 450, однако, на втором цикле износ стали 110Г13Л стал снижаться, а на третьем и четвертом циклах, где сталь Hardox 450 продолжала изнашиваться с прежней интенсивностью, у стали 110Г13Л износ практически не наблюдался. Учитывая эти результаты можно предположить, что при увеличении срока службы рабочих поверхностей деталей в реальных условиях разница

в потере массы рассмотренных материалов будет все больше проявляться. Поэтому сталь 110Г13Л показала наилучший результат в проведенной серии экспериментов.

Таким образом, комплексные исследования материалов лопаток смесителей, зубьев ковшей экскаваторов, конусов дробилок и т. д. позволили рекомендовать сталь 110Г13Л использовать в качестве материала, работающего в условиях не только ударно - абразивного, но и чисто абразивного износа.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иголкин, А. И. Абразивостойкие наплавленные плиты и трубы для горной техники / А. И. Иголкин, Ю. В. Зеленин // Горный журнал. – 2011. – N 2. – С. 57–59. – ISSN 0017-2278. – (Оборудование и материалы).
2. Хрущев, М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущев, М. А. Бабичев. – М.: Наука, 1970. 251 с.
3. Исследование металлов лопаток смесителя-пневмонагнетателя / А. Ал. Белов, Р. И. Искендеров, О. А. Мишустин, Н. И. Габельченко, Е. Ю. Карпова // «Страна живет, пока работают заводы»: сб. науч. тр. междунар. науч.-техн. конф. (9–10 дек. 2015 г.) / отв. ред. О. В. Овчинкин; Юго-Западный гос. ун-т [и др.]. – Курск, 2015. – С. 52–55.
4. Влияние содержания углерода на износостойкость марганцевого аустенита при абразивном изнашивании / М. А. Филиппов, Е. С. Студенок, Н. Б. Андриановская, О. В. Дворецкий // Сб. «Термическая обработка и физическое металловедение». – Свердловск: УПИ, 1990. – С. 125–132.
5. Атабеков, Е. И. Влияние легирующих элементов на ударно-абразивную износостойкость стали 110Г13Л / Е. И. Атабеков, И. А. Монгайт // Сб. «Термическая обработка и физика металлов». – Свердловск: Вып. 2 УПИ, 1976. – С. 33–36.
6. Исследование износостойких материалов лопаток для смесителей-пневмонагнетателей / Н. И. Габельченко, А. Ал. Белов, Н. А. Кидалов, А. И. Габельченко, Н. В. Волкова // Известия Самарского научного центра РАН. – 2016. – Т. 18, № 1. – С. 175–178.

УДК 621.73: 539.5: 516.4

*О. Б. Крючков, И. А. Миронов, Э. В. Седов, О. П. Бондарева***ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЛИГАТУРЫ АЦК ДЛЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ СТАЛИ 15ХМА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты по использованию лигатуры АЦК для микролегирования хромомолибденовой стали, в частности 15ХМА, с целью повышения однородности пластичности и вязкости деформированного металла по всему сечению изделия, что повышает его надежность и долговечность работы. Выполненный комплекс исследований свидетельствует о том, что микролегирование хромомолибденовой стали лигатурой АЦК является важнейшим резервом дальнейшего повышения качества готовых изделий, повышения их физико-механических и эксплуатационных характеристик.

*Ключевые слова:* лигатура для микролегирования хромомолибденовой стали, структура, неметаллические включения, механические свойства, анизотропия.

*О. В. Kryuchkov, I. A. Mironov, E. V. Sedov, O. P. Bondareva***THE USE OF LIGATURES ATSK FOR MICROALLOYING OF STEEL 15XMA****Volgograd State Technical University**

This article presents results on the use of ATSK alloys for micro alloying of chrome-molybdenum steel, in particular 15XMA, with the aim of improving homogeneous STI plasticity and elasticity of the deformed metal along the entire cross section of the product, which increases its reliability and durability. The complex of investigations indicates that the microalloying chromium vanadium steel ligature ATSK is the most important reserve to further improve the quality of finished products, enhancing their physical-to-mechanical and operational characteristics.

*Keywords:* ligature for microalloying chromium vanadium steel, structure, non-metallic inclusions, mechanical properties, anisotropy.

Хромомолибденовые стали находят широкое применение в машиностроении, в частности, энергетическом и транспортном. Для изготовления ответственных изделий, к которым предъявляются повышенные требования по пластическим и вязкостным показателям, часто используется сталь 15ХМА. Надежность и долговечность работы машин, конструкций и механизмов, в большей степени определяется однородностью свойств по сечению изделия, которые в процессе эксплуатации подвергаются значительным динамическим, циклическим и ударным нагрузкам, из-за чего может наблюдаться преждевременный выход их из строя.

Предварительный анализ этого металла выявил неоднородность механических свойств и особенно по пластичности и вязкости на поперечных образцах, что снижает эксплуатационную надежность готовых изделий. Анализ технической литературы показал, что на анизотропию механических характеристик наибольшее влияние оказывают морфология, форма и количество неметаллических включений /1, 2, 3/. Наиболее технологичным, гибким, нетрудоемким и экономичным способом является внепечное микролегирование, открывающее широкие возможности для создания конструкционных

материалов с различным сочетанием эксплуатационных характеристик в зависимости от предъявляемых требований. Технологический процесс микролегирования в данной работе выбирался исходя из реальных условий, где, несмотря на многочисленные исследования, имеются явные противоречия между предполагаемым и реализуемым эффектом их взаимодействия на качество стали /4, 5/. В настоящее время отсутствует надежная технология микролегирования, и нет объективной информации о эффективности воздействия различных элементов на стабилизацию и повышение эксплуатационной надежности и ресурса работоспособности деталей и механизмов машин.

Основываясь на вышесказанное, в промышленных условиях были проведены эксперименты по выявлению влияния комплексной лигатуры АКЦ на качество готовых изделий. Исследование проводили на стали 15ХМА, широко применяемой в различных областях современного машиностроения. Выплавку стали 15ХМА следующего химического состава, %: 0,11–0,14 С; 0,17–0,2 Si, 0,4–0,7 Mn, 0,8–1,1 Cr, 0,4–0,55 Mo, 0,02–0,025P, 0,017–0,024 S, Cu≤0,3, Ni≤0,3, осуществляли в электродуговых печах емкостью 12 т с основной футеровкой.

Металлозавалка состояла из стального лома, отходов сталеплавильного, кузнечного и машиностроительного производств, расплавление которых проводили при номинальной мощности печного трансформатора. По мере расплавления металлошихты отбирали пробы металла и шлака на химический анализ и проводили окислительное рафинирование. При достижении заданного содержания фосфора и углерода на нижнем пределе, выплавляемой стали, удаляли из печи окислительный шлак и наводили восстановительный из свежееобожженной извести и плавикового шпата. После этого осуществляли предварительное раскисление и корректировку по химическому составу стали силикомарганцем, ферромолибденом и феррохромом.

При заданном химическом составе металла и его температуре проводили выпуск в разливочный ковш шлакового расплава, на который мощной струей сливали жидкую сталь, что способствовало интенсивному переходу серы в шлак.

Раскисление жидкой стали проводили после предварительного введения в разливочный ковш алюминия из расчета 0,8 кг/т и окончательно – в изложницах в количестве 0,4 кг/т. Эксперимент проводили посредством фракционной разливки стали в изложницы для слитков массой 4,5 т, в которые вводили лигатуру АЦК в количествах: 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5 и 3 кг/т.

В результате проведенного эксперимента установлено, что присадка 1,5 кг/т была оптимальной и обеспечила повышение пластичности и вязкости стали на поперечных и продольных образцах и способствовала ее высокой изотропности. После охлаждения и извлечения слитков из изложниц их нагревали до температуры 1230–1240 °С и подвергали ковке для получения цилиндрических заготовок с уклоном 12. Поковки термически обрабатывали по режиму: закалка в воде с температуры 640–650 °С. Затем из термически обработанных заготовок вырезали поперечные диски и продольные пластины, из которых изготавливали пробы для химического и металлографического анализов металла и неметаллических включений, а также образцы для механических испытаний стали на растяжение (тип III ГОСТ 1497–84) и ударную вязкость (тип II ГОСТ 9454–78). Сульфидную неоднородность изучали по серным отпечаткам на поперечных и продольных темплетях. Металлографический подсчет неметаллических включений проводили на анализаторе изображений ТТМС Фирмы «Миллипор». Средний уровень механических свойств в различных зонах заготовки определяли по результатам испытаний трех образцов, отобранных с периферии, середины (половина радиуса) и центра поковки каждого исследуемого сечения. Результаты исследования приведены в таблице.

Механические свойства обычной и микролегированной стали 15ХМА

Способ производства	Место вырезки образцов	Механические свойства стали 15ХМА					К
		$\sigma_g$ , МПа	$\sigma_m$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$KCV$ , ж/см <sup>2</sup>	
Серийная плавка	периферия	480/486	290/274	27,4/12,3	62,4/25,6	154/62	2,5
	середина	478/472	287/276	24,8/9,2	58,8/20,4	138/45	2,9
	центр	465/452	260/240	20,8/6,4	52,8/17,2	112/34	3,4
Опытная плавка с 1,5 кг/т АЦК	периферия	478/482	320/318	29,4/27,8	68,4/65,2	186/168	1,1
	середина	480/475	312/298	28,2/26,3	64,3/59,7	162/143	1,08
	центр	476/468	283/267	25,8/23,9	60,4/56,5	138/124	1,12

Примечание. В числителе – данные для продольных образцов, в знаменателе – для поперечных.

Степень анизотропности металла определяли по формуле

$$K = \frac{1}{3} \cdot (K_{\delta} + K_{\Psi} + K_{KCV}),$$

где  $K$  – степень анизотропности металла;  $K_{\delta}$  – степень анизотропии металла по относительному удлинению;  $K_{\Psi}$  – степень анизотропии металла по относительному сужению;  $K_{KCV}$  – степень анизотропии металла по ударной вязкости.

Из таблицы видно, прочностные характеристики (предел прочности  $\sigma_g$  и предел текучести  $\sigma_m$ ) исходной и микролегированной стали существенно не отличаются. Вместе с тем пластические и вязкостные характеристики на поперечных образцах из стали серийных плавков имеют значительный разброс:  $\delta = 6,4 - 12,3$ ,  $\Psi = 17,2 - 25,6$  % и  $KCV = 34 - 62$ , что подтвердилось металлографическими исследованиями.

На серных отпечатках, снятых с темплетов, изготовленных из серийной стали, наблюдалась неравномерность распределения сернистых соединений и их скопление в центральных зонах образцов. После травления темплетов выделялись протравленные места расположения сульфидной фазы, совпадающие с темными пятнами на серных отпечатках. Визуальная оценка разрушения образцов металла выявила хрупкий кристаллический «ручьевого излом» в виде расщепления по включениям. Микроскопическое изучение неметаллической фазы обнаружило сложные соединения типа  $(Fe, Mn, Si)O$  и  $(Fe, Mn)S$ , отличающихся низкой температурой плавления и высокой пластичностью, которые в процессековки вытягивались в нити, достигающие длины 470 мкм и толщины 74 мкм, расположенных в направлении деформации. Ввиду этого связи между кристаллическими волокнами стали поперек направленияковки ослабляются в большей степени, чем выше содержание в металле серы и пластичных силикатов. Подобные включения, по всей вероятности, образовались из-за повышенного угара алюминия при разливке стали в изложницы. Вследствие этого возрастает роль кремния как раскислителя. Образующиеся при этом разнообразные пластичные силикаты в процессековки ориентируются в виде нитей, грубых сеток и пленок, а непластичные оксиды алюминия дробились и вытягивались в строчки в продольном направлении деформации.

Совместные оптимальные присадки алюминия в количестве 0,4 кг/т и комплексной лигатуры АЦК в количестве 1,5 кг/т непосредственно в изложницу обеспечили плотную макроструктуру, в которой отсутствовали дефекты типа неплотностей, рыхлостей и плен. Более того, исследования показали, что удельная плотность металла повысилась с 7780 до 7840 кг/м<sup>3</sup>. На разрушенных макротемплетях и ударных образцах металла наблюдался вязкий и волокнистый излом без следов пористости и грубых включений.

Микроскопическим исследованием в опытной стали обнаружены: сложные, высокодисперсные, комплексные включения оксидов и сульфидов церия ( $SeO_2$  и  $Se_2S_3$ ), преимущественно глобулярной формы с размерами 7–12 мкм. При этом не только изменилась морфология, но и существенно распределение включений в металлической матрице, которые, как правило, не деформировались и не ориентировались в на-

правленииковки. Распределение включений дезориентированное, беспорядочное, которые располагались внутри зерна 5–7 балла. Следовательно, наличие плотной макроструктуры в сочетании с мелкодисперсными, тугоплавкими, не деформируемыми включениями обеспечивает получение высоких и стабильных по сечению заготовок механических свойств и, прежде всего, пластичности и вязкости в направлении перпендикулярном течению металла:

$$\delta = 23,9 - 29,4 \%, \quad \psi = 56,5 - 68,4 \%,$$

$$KCV = 124 - 186 \text{ Дж/см}^2.$$

Несмотря на незначительное снижение пластичности и вязкости стали от поверхности к центру заготовки, даже самые низкие их свойства превышают требования ГОСТ 4543–87. При этом исходный металл имел явно выраженную анизотропность – показатели пластичности и вязкости стали на поперечных образцах были в 2,5–3,4 раза ниже, чем на продольных.

Сталь, микролегированная бескремнистой лигатурой АЦК в количестве 1,5 кг/т в сочетании с 0,4 кг/т алюминия непосредственно в изложницу приобретает высокую изотропность, что является важной характеристикой металла для сложнагруженных деталей и конструкций. На основании полученных результатов проведенной работы можно заключить, что микролегирование обычных, серийных конструкционных сталей обеспечивает без существенных затрат эффективное воздействие на стабилизацию и повышение однородности механических свойств и, прежде всего, пластичности и вязкости металла по всему сечению заготовки, что повышает надежность и долговечность работы деформированных готовых изделий.

Таким образом, выполненный комплекс исследований свидетельствует о том, что микролегирование серийных конструкционных сталей является важнейшим резервом дальнейшего повышения качества готовых изделий, повышения их физико-механических и эксплуатационных характеристик.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гудермон, Э. К. Специальные стали / Э. К. Гудермон. – Т. 1, 2. – М.: Металлургия, 1966. – 734 с.
2. Браун, М. П. Излом и хрупкость конструкционной стали / М. П. Браун. – М.: Машгиз, 1962. – 252 с.
3. Гуревич, С. Е. Усталость и вязкость разрушения металлов / С. Е. Гуревич. – М.: Наука, 1974. – 520 с.
4. Куслицкий, А. Б. Неметаллические включения и усталость стали / А. Б. Куслицкий. – Киев: Техника, 1976. – 128 с.
5. Гольдштейн, Я. Е. Редкоземельные металлы в сталях / Я. Е. Гольдштейн. – М.: Наука. 1978. – 240 с.

УДК: 621.74

*Н. А. Кидалов, Н. П. Жильцов, Ю. В. Гребнев, А. А. Белов***УЛУЧШЕНИЕ ВЫБИВАЕМОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ ФОРМ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: nich@vstu.ru

В статье предложен способ улучшения выбиваемости форм при литье по выплавляемым моделям.

*Ключевые слова:* керамическая форма, литье по выплавляемым моделям, выбиваемость, маршалит, этилсиликат.

*N. A. Kidalov, N. P. Zhiltsov, Yu. V. Grebnev, A. A. Belov***IMPROVEMENT OF THE KNOCKOUT CERAMIC MOLDS****Volgograd State Technical University**

The article the proposed method of knockout of investment casting.

*Keywords:* ceramic forms, investment casting, knockout, marshallit, ethyl silicate.

Литье по выплавляемым моделям обеспечивает изготовление конструкционно сложных, тонкостенных отливок с точно заданными геометрическими параметрами [1]. Способ литья по выплавляемым моделям позволяет добиться повышенной точности размеров и массы отливок, за счет отсутствия разъема формы, обеспечивает существенное улучшение внешнего товарного вида отливок, резко снижает затраты на механическую обработку.

К недостаткам процесса литья по выплавляемым моделям можно отнести [2]:

- относительно высокую стоимость формовочных материалов;
- сложность модельной оснастки;
- повышенное выделение вредных химических веществ в ходе термического удаления модельного вещества;
- плохую выбиваемость керамических оболочек из внутренних полостей отливок.

Если первые три недостатка устранить практически невозможно, то для решения проблемы выбиваемости керамических форм, в суспензию, состоящую из гидролизованного этилсиликата и маршалита предлагается вводить вещество [3], деструкция которого происходит в интервале температур прокалики керамических блоков и заливки жидкого металла, и не влияет на качество керамической оболочки после ее отверждения. В качестве разупрочняющих добавок были подобраны [4] два таких вещества, деструкция которых происходит в этом интервале. Выбранные технологические добавки в различных концентрациях вводились в керамическую суспензию.

Методика исследования предусматривала проведение механических испытаний образцов на определение предела прочности при изгибе и определение выбиваемости после заливки жидким металлом. Для этого образцы подвергались термической обработке выше температур, при которых происходит деструкция вводимых технологических добавок.

С целью определения прочностных характеристик керамических оболочек после прокалики были изготовлены образцы с разупрочняющими добавками и без них с сечением 8×25 мм и длиной 120 мм. Схема испытания прочности при изгибе приведена на рис. 1.

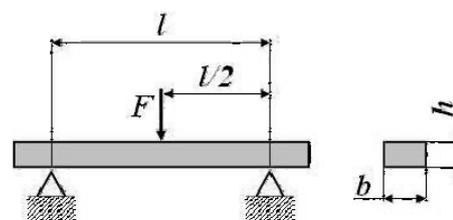


Рис. 1. Схема испытания образцов для определения прочности при изгибе после термической обработки

Расчет предела прочности при изгибе осуществлялся по формуле 1.

$$\sigma = \frac{3Fl}{2bh^2}$$

где  $F$  – наибольшая нагрузка, установленная при испытании образца, Н;  $l$  – расстояние между осями опор, м;  $b$  – ширина образца, м;  $h$  – высота образца, м.

Результаты механических испытаний образцов после термической обработки при температурах выше температур деструкции вводимых добавок приведены на рис. 2.

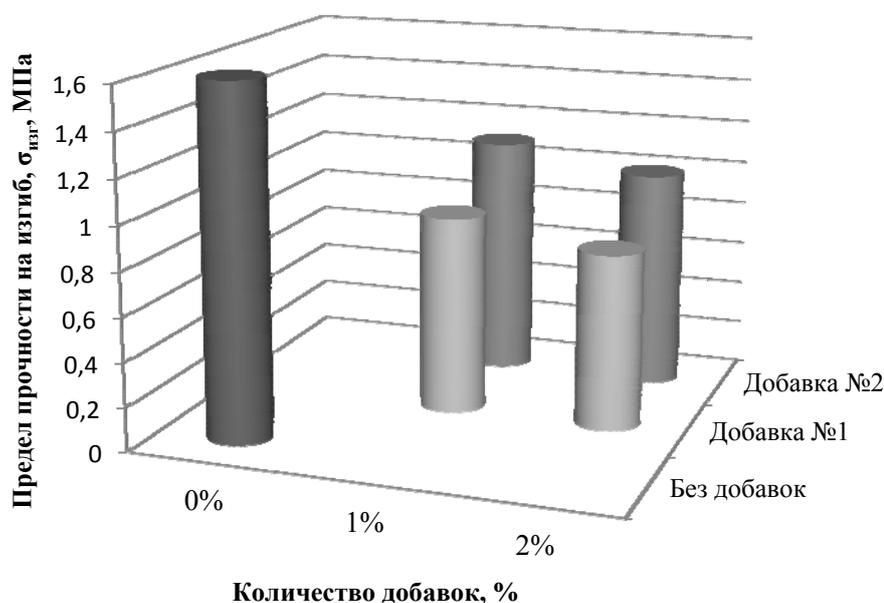


Рис. 2. Зависимость предела прочности исследуемых образцов после термической обработки от содержания добавок

Из графика видно, что при введении в состав суспензии 1 мас. % добавки № 1 предел прочности снизился на 44 %, при введении такого же количества добавки № 2 величина предела прочности сокращается на 31 %. При введении 2 мас. % предел прочности при изгибе уменьшился на 50 и 38 % соответственно. Так как с увеличением количества добавок до 2 мас. % значительного изменения прочности не происходит дальнейшие исследования не проводились.

Далее по разработанной методике проводилась заливка образцов жидким металлом. В песчано-глинистую форму заливалась сталь 45Л при температуре 1540 °С (рис. 3). В качестве образцов были использованы керамические блоки с 1 мас. % добавки № 1 и добавки № 2, а также без добавок.

После заливки и охлаждения производилась выбивка (рис. 4, 5).

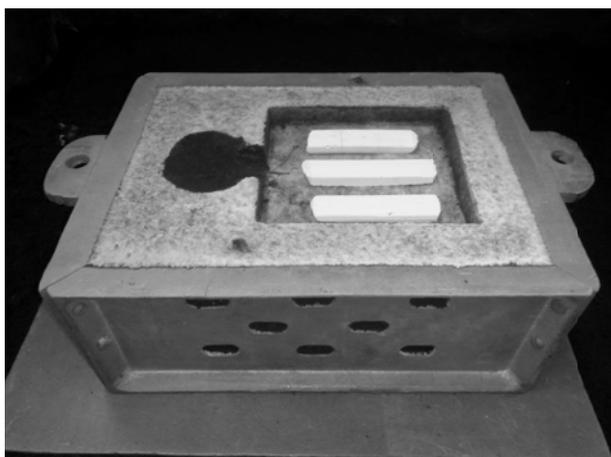


Рис. 3. Форма под заливку жидким металлом с исследуемыми образцами

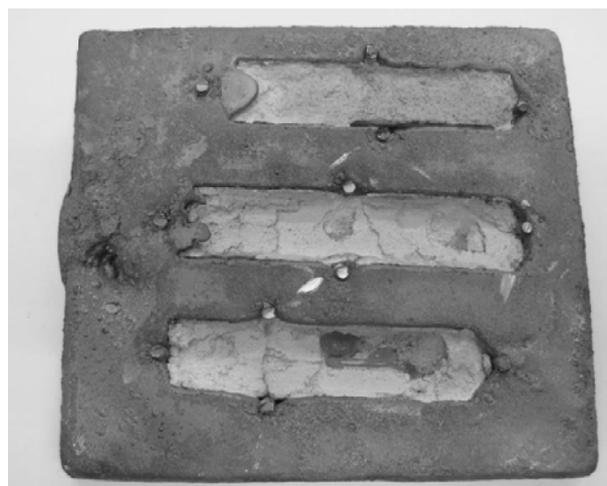


Рис. 4. Керамические образцы в опытной отливке

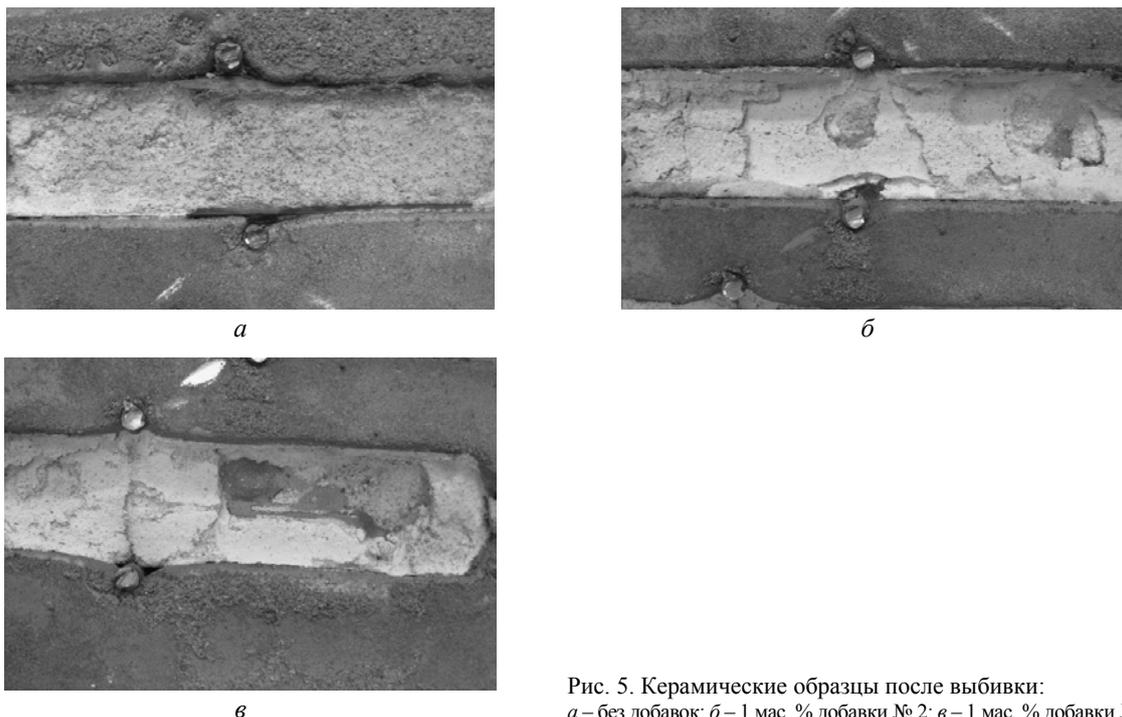


Рис. 5. Керамические образцы после выбивки:  
 а – без добавок; б – 1 мас. % добавки № 2; в – 1 мас. % добавки № 1

Исследование полученной отливки показало, что образцы, содержащие в составе добавку № 1, разупрочнились и выбиваются достаточно легко. Образцы, имеющие в своем составе добавку № 2, выбиваются частично. Керамика, не имеющая в своем составе добавок, обладает плохой выбиваемостью. Таким образом, подтверждено предположение, о положительном влиянии разупрочняющих керамику добавок № 1 и № 2.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Литье по выплавляемым моделям / под общ. ред. В. А. Озерова. – 4-е изд. – М.: Машиностроение, 1994. – 445 с.
2. Смирнов, А. Н. Производство отливок из чугуна: учеб. пособие для вузов / А. Н. Смирнов, И. В. Лейрих. – Донецк: нац. техн. ун-т. – Донецк: Норд-Пресс, 2005. – 245 с.
3. Жильцов, Н. П. Исследование выбиваемости керамических форм при литье по выплавляемым моделям / Н. П. Жильцов, Н. А. Кидалов, Ю. В. Гребнев // Заготовительные производства в машиностроении (Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства). – 2017. – Т. 15, № 7. – С. 291–293.
4. Никольский, Б. П. Справочник химика. В 7 т. Т. 2 / Б. П. Никольский. – Ленинград: Ленинградское отделение Госхимиздата, 1963. – 1165 с.

УДК 661.85.847:669.053:66.048.1–982

*А. А. Королев, С. А. Краюхин, Г. И. Мальцев*

#### КИНЕТИКА ИСПАРЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ИЗ Zn-Pb-Ag СПЛАВА ПРИ ВАКУУМНОЙ ПЕРЕГОНКЕ

НЧОУ ВО «Технический университет УГМК»  
 Акционерное общество «Уралэлектромедь»  
 e-mail: mgi@elem.ru

Определена кинетика испарения металлов из Zn-Pb-Ag сплава в интервале температур 1073–1473 K и давлении 1,33–133 Па, описываемая уравнением первого порядка. Коэффициенты общего массопереноса цинка, свинца, серебра ( $k_{Me} \cdot 10^{-8}, \text{мс}^{-1}$ ) при испарении из Zn-Pb-Ag (77-20-3) сплава составляют 53,61–39,95; 14,62–21,51; 0,035–0,363 при 1073–1473 K,  $P = 13,3$  Па соответственно. Рассчитана кажущаяся энергия активации испарения металлов из расплава Zn-Pb-Ag. Показано, что количественный перенос цинка и свинца в газовой фазе не ограничивает скорость при вакуумной перегонке. Испарение металлов из Zn-Pb-Ag сплава совместно контролируется массопереносом, главным образом, в жидкой фазе, а также через поверхностный слой на границе раздела фаз жидкость–газ в исследованных условиях эксперимента.

*Ключевые слова:* цинк, свинец, серебро, сплав, разделение, кинетика, вакуумная перегонка, энергия активации.

A. A. Korolev, S. A. Krayukhin, G. I. Maltsev

KINETICS OF EVAPORATION OF METALS FROM Zn-Pb-Ag ALLOYS IN THE VACUUM DISTANCE

NChOU VO «Technical University of UMMC»  
Joint Stock Company «Uralelectromed»

Determined the kinetics of evaporation of metals from Zn-Pb-Ag alloy in temperature range 1073-1473 K and the pressure of 1.33–133 Pa, as described by the equation of the first order. The coefficients of total mass of zinc, lead, silver ( $k_{Me} \cdot 10^{-8}$ ,  $m \cdot s^{-1}$ ) at evaporation of Zn-Pb-Ag alloy (77-20-3) are 53.61–39.95; 14.62–21.51; 0.035–0.363 when 1073-1473 K,  $P = 13,3$  Pa, respectively. The calculated apparent activation energy of evaporation of metals from the melt Zn-Pb-Ag. It is shown that quantitative transport of zinc and lead in the gas phase does not limit the speed in vacuum distillation. Evaporation of metals from Zn-Pb-Ag alloy jointly controlled by mass transfer, mainly in the liquid phase, as well as through the surface layer at the phase interface liquid–gas in the studied experimental conditions.

*Keywords:* zinc, lead, silver, alloy, separation, kinetics, vacuum distillation, the energy of activation.

Введение

Вакуумная перегонка считается одним из самых эффективных и экологически чистых методов для разделения и очистки, переработки и рафинирования различных металлов. Она имеет ряд преимуществ, таких как относительно низкое потребление энергии, короткий производственный цикл, высокую рентабельность, отсутствие подлежащих утилизации отходов, по сравнению с традиционными методами, например, пирометаллургической переработкой и электролизом [1–4]. Возможности разделения черновых металлов путем расчета точки кипения и давления пара чистых компонентов-примесей и коэффициента разделения полиметаллических сплавов при различных экспериментальных условиях были изучены ранее [5–8]. Результаты исследования показали содержание цинка и свинца менее 0,01 % в рафинированном серебре при вакуумной перегонке. В нашей предыдущей работе были получены диаграмма равновесного состава газ–жидкость и диаграмма равновесных фаз газ–жидкость [9–11].

В настоящее время большинство исследований сконцентрировано, в основном, на термодинамике разделения полиметаллических сплавов вакуумной перегонкой, поскольку позволяет определить возможность, направление и ограничение протекания металлургических реакций [12]. При изучении кинетики испарения металлов можно выявить эффективные условия процесса, такие как температура, степень вакуума и продолжительность перегонки, необходимые при проектировании процесса разделения компонентов сплавов. Целью работы являлось определение скорости испарения металлов из Zn-Pb-Ag сплавов различного состава в зависимости от температуры и давления, а также выявление лимитирующей стадии процесса.

Теоретический анализ

Испарение металла из жидкой в газовую фазу при низком давлении включает в себя следующие стадии: массоперенос в жидкой фазе (а); испарение в поверхностный слой на границе раздела фаз жидкость–газ (б); массоперенос в газовой фазе (в) [1]. Уравнение скорости испарения в процессе перегонки [13]:

$$\frac{dc(t)}{dt} = -\frac{S}{V} k_{Me} c(t)^n, \quad (1)$$

$$V = m/\rho, \quad (2)$$

$$\rho = \left( \frac{w_{Zn}}{\rho_{Zn}} + \frac{w_{Pb}}{\rho_{Pb}} + \frac{w_{Ag}}{\rho_{Ag}} \right)^{-1}, \quad (3)$$

где  $c$  – концентрация испаряющегося элемента в расплаве в момент времени  $t$ ;  $k_{Me}$  – константа скорости испарения;  $S$  и  $V$  – площадь поверхности и объем расплава, соответственно. Значение  $V$  можно вычислить через плотность ( $\rho$ ) и массу ( $m$ ) сплава по уравнению (2);  $w_{Zn}$ ,  $w_{Pb}$  и  $w_{Ag}$  – массовые доли Zn, Pb и Ag в жидкой фазе;  $n$  – порядок реакции. Разные порядки реакции для металлов соответствуют различным формам расчетных уравнений. Существует три способа для определения порядка реакции: метод интегрирования, метод половинного изменения и графический метод. Графический метод обычно используется для проверки порядка реакции.

Если мы используем массовую долю для определения концентрации испаряющегося элемента в кинетическом уравнении (1), скорость испарения металла можно записать следующим образом:

$$-\frac{dw(t)}{dt} = \frac{S}{V} k_{Me} \left( \frac{\rho}{100M_{Me}} \right)^{n-1} w(t)^n. \quad (4)$$

Для реакций первого порядка ( $n = 1$ ) справедливо равенство:

$$\ln W_{(t)} = \ln W_{(0)} - k_{Me} \left( \frac{S}{V} t \right). \quad (5)$$

В данном исследовании из трех стадий испарения процессом (в) можно пренебречь при рабочем давлении в системе ( $p \leq 13,3$  Па), ко-

торое ниже критического давления для легко возгоняемых цинка ( $3,1 \cdot 10^4$  Па) и свинца (27,5 Па) [14], поэтому общая скорость реакции не лимитируется массопереносом в газовой фазе. В результате лимитирующая стадия связана с двумя другими стадиями, обладающими сопротивлением: массопереносом в жидком металле и через поверхностный слой на границе раздела фаз. В соответствии с принципами массового переноса, который мы обсуждали выше, константа скорости испарения металла может быть выражена как:

$$k_{Me} = \left( \frac{1}{k_{Me}^L} + \frac{1}{k_{Me}^V} \right)^{-1}, \quad (6)$$

где  $k_{Me}^L$  и  $k_{Me}^V$  – коэффициенты массопереноса металла ( $\text{м с}^{-1}$ ) в жидкой и газовой фазах, соответственно.

Скорость испарения компонентов сплава представлена формулой (7), производной от выражения для испарения чистого жидкого металла в идеальном вакууме (уравнение Герца-Кнудсена-Ленгмюра) [15]:

$$k_{Pb}^V = \frac{\alpha \cdot \gamma_{Pb} \cdot x_{Pb} \cdot P_{Pb}^*}{\sqrt{2\pi R T M_{Pb}}}, \quad (7)$$

где  $\alpha$  – коэффициент поверхностного испарения ( $\alpha = 1$  для жидких металлов);  $\gamma_{Me}$  – коэффициент активности металла;  $M_{Me}$  – атомный вес металла;  $P_{Me}^*$  – давление насыщенного пара чистого металла [16].

Если определена константа скорости испарения  $k_{Me}$ , можно оценить кажущуюся энергию активации по уравнению Аррениуса [15]:

$$\ln k_{Me} = -\frac{E_{Me}}{RT} + C, \quad (8)$$

где  $E_{Me}$  – кажущаяся энергия активации испарения металла;  $R$  – газовая постоянная;  $C$  – константа, которая не зависит от температуры  $T$ .

#### Материалы и методика эксперимента

Образцы сплавов Zn-Pb-Ag для эксперимента массой 50–100 г каждый были подготовлены с использованием чистых цинка (99.95 мас. %), серебра и свинца (99.99 мас. %). Навески исходных металлов были проплавлены в индукционной печи в атмосфере аргона высокой чистоты для получения сплавов состава, мол. %: 75–20 Pb; 16–77 Zn; 9–3 Ag.

Лабораторные эксперименты по дистилляции компонентов сплавов проводились в вертикальной вакуумной печи [8]. Степень вакуума в печи на время эксперимента составляла 1,33–133 Па, температура 1073–1473 К. Состав образцов возгонов и остатков определяли из предварительно полученных растворов атомно-абсорбционным методом на установке «GBC

933AB Plus». В экспериментах использовали образцы сплавов цилиндрической формы. Сначала образец помещали в цилиндрический тигель ( $h = 40$  мм,  $d = 40$  мм) из тонкодисперсных зерен графита высокой плотности. Затем тигель переносили в вакуумную печь и нагревали, контролируя температуру. Для предотвращения испарения металлов на стадии плавления образца, процесс осуществляли в атмосфере аргона при нормальном давлении. Разряжение в рабочей камере производили паромасляным диффузионным насосом при достижении необходимой температуры – этот момент считали началом вакуумной перегонки ( $t = 0$ ). Затем поддерживали в камере давление и температуру в течение заданного времени эксперимента. По окончании опыта выключали обогреватель, аргон заполнял камеру, давление в которой нормализовалось. Металлы, перешедшие в возгоны, конденсировались на холодной пластине, подключенной к циркуляционной водной системе. При температуре 40 °С, возгоны и остаток вынимали из печи и взвешивали.

Для проверки адекватности расчетных значений содержания компонентов сплавов в жидкой и газовой фазах сравнили их с экспериментальными данными. Для этого были вычислены показания среднего относительного отклонения ( $S_i$ ) и среднего квадратичного отклонения ( $S_i^*$ ):

$$S_i = \pm \frac{100}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{x(y)_{i,exp} - x(y)_{i,cal}}{x(y)_{i,exp}} \right| \cdot 100 \%, \quad (9)$$

$$S_i^* = \pm \left[ \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n [x(y)_{i,exp} - x(y)_{i,cal}]^2 \right]^{0.5}, \quad (10)$$

где  $x(y)_{i,exp}$  и  $x(y)_{i,cal}$  – экспериментальные и расчетные значения содержания компонента  $i$  в жидкой ( $x$ ) и газовой ( $y$ ) фазах, соответственно;  $n$  – количество экспериментальных данных.

#### Результаты и их обсуждение

Зависимость  $\ln w(t) - (S/V)t$  (табл. 1) описывается линейными функциями (рис. 1). Процесс испарения металлов из Zn-Pb-Ag сплава при данных условиях эксперимента соответствует реакции первого порядка. Линейные зависимости, полученные при использовании метода наименьших квадратов, представлены в табл. 2. Константа испарения металлов  $k_{Me}$  определяется из наклона линейной зависимости  $\ln w(t) - (S/V)t$ . Этот показатель также можно рассматривать как коэффициент общего массопереноса. Значения кажущейся константы скорости первого порядка при возгонке металлов из расплава зависят от температуры, давления и химического состава сплава.

Таблица 1

Экспериментальные и расчетные параметры возгонки сплава Zn-Pb-Ag (77-20-3) при давлении 13,3 Па

$T, K$	$t, c$	Масса сплава, г	$V \cdot 10^{-7}, M^3$	$w(t), \%$ Zn/Pb/ $\Delta w(t) \cdot 10^{-3}$ Ag	$(S/V)t \cdot 10^5, c/м$	$\ln w(t)$ Zn/Pb/Ag
1073	0	80,0	103,21	77/20/3	0	-0,261/ -1,609/ -3,5066
	1200	47,61	35,09	39,80/16,71/2,03	4,37	-0,921/ -1,789/ -3,5072
	2400	30,02	13,26	20,57/13,95/4,07	12,09	-1,581/ -1,970/ -3,5079
	3600	20,22	5,69	10,63/11,65/6,1	24,04	-2,242/ -2,150/ -3,5086
	4800	14,58	2,80	5,49/9,74/8,12	40,60	-2,902/ -2,329/ -3,5093
	6000	11,17	1,57	2,84/8,13/10,16	61,56	-3,561/ -2,509/ -3,5099
1273	1200	44,08	30,22	37,48/14,82/6,6	4,58	-0,981/-1,909/-3,5086
	2400	25,78	9,77	18,24/10,98/13,1	13,35	-1,701/-2,209/-3,5109
	3600	15,55	3,34	8,88/8,13/19,7	28,00	-2,421/-2,509/-3,5132
	4800	10,08	1,37	4,32/6,02/26,2	49,82	-3,141/-2,809/-3,5153
	6000	6,93	0,62	2,1/4,46/32,8	79,02	-3,861/-3,109/-3,5175
1473	1200	41,13	26,40	35,30/13,14/21,2	4,81	-1,041/-2,029/-3,5136
	2400	22,21	7,38	16,18/8,63/42,2	14,70	-1,821/-2,449/-3,5207
	3600	12,82	2,34	7,42/5,67/63,1	32,32	-2,601/-2,869/-3,5278
	4800	8,04	0,87	3,40/3,73/83,8	59,86	-3,381/-3,289/-3,5349
	6000	5,53	0,39	1,56/2,45/104,3	97,62	-4,161/-3,709/-3,5420

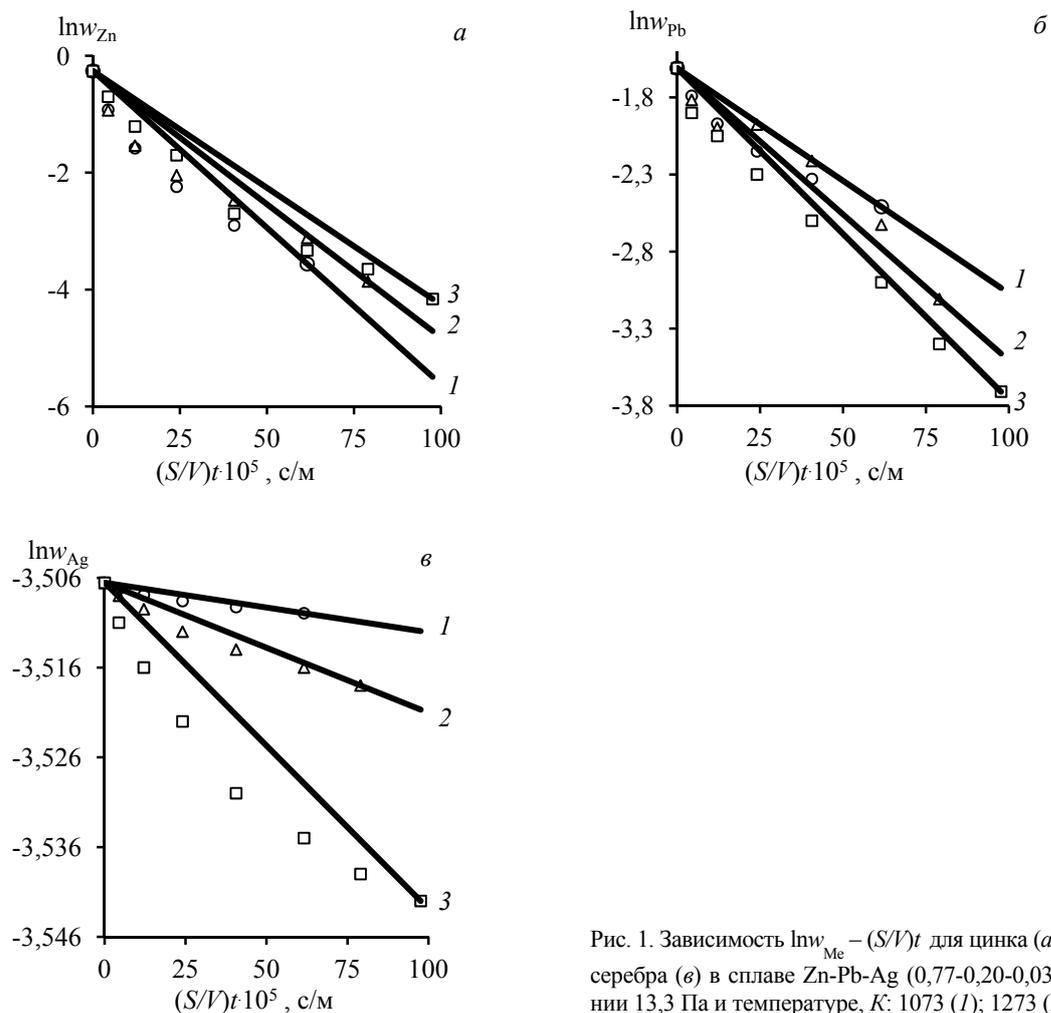
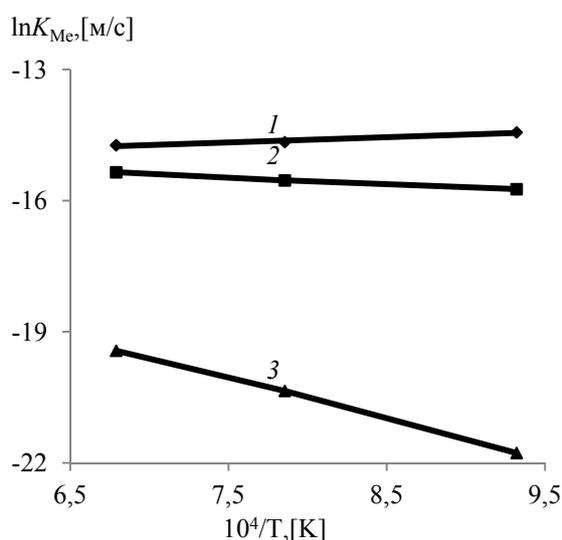


Рис. 1. Зависимость  $\ln w_{Me} - (S/V)t$  для цинка (а), свинца (б), серебра (в) в сплаве Zn-Pb-Ag (0,77-0,20-0,03) при давлении 13,3 Па и температуре, K: 1073 (1); 1273 (2); 1473 (3)

Кинетические уравнения возгонки Zn-Pb-Ag сплавов при различных параметрах

$T, K$	$P, Па$	Zn/Pb/Ag	Уравнение	$R^2$	$\pm \Delta \ln w(t)$		
1073	13,3	77/20/3	$\ln w_{Zn} = -5,361 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,261$	0,974	0,100		
			$\ln w_{Pb} = -1,462 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,609$	0,971	0,005		
			$\ln w_{Ag} = -3,507 \cdot 10^{-10} (S/V)t - 3,5066$	0,975	0,001		
$\ln w_{Zn} = -4,555 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,261$			0,974	0,082			
$\ln w_{Pb} = -1,898 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,609$			0,973	0,004			
$\ln w_{Ag} = -1,448 \cdot 10^{-9} (S/V)t - 3,5066$			0,967	0,003			
1473			$\ln w_{Zn} = -3,995 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,261$	0,967	0,076		
			$\ln w_{Pb} = -2,151 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,609$	0,978	0,005		
			$\ln w_{Ag} = -3,631 \cdot 10^{-9} (S/V)t - 3,5066$	0,964	0,002		
1073	133	77/20/3	$\ln w_{Zn} = -5,505 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,261$	0,973	0,098		
	$\ln w_{Pb} = -1,338 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,609$		0,970	0,006			
	$\ln w_{Ag} = -4,291 \cdot 10^{-10} (S/V)t - 3,5066$		0,978	0,003			
	1,33		$\ln w_{Zn} = -5,171 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,261$	0,975	0,076		
			$\ln w_{Pb} = -1,583 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,609$	0,972	0,005		
			$\ln w_{Ag} = -8,098 \cdot 10^{-10} (S/V)t - 3,5066$	0,968	0,001		
	1073		13,3	55/40/5	$\ln w_{Zn} = -4,415 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,598$	0,969	0,094
				$\ln w_{Pb} = -3,370 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,916$	0,972	0,004	
				$\ln w_{Ag} = -10,56 \cdot 10^{-10} (S/V)t - 2,9957$	0,974	0,003	
36/57/7		$\ln w_{Zn} = -3,192 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,022$		0,971	0,087		
$\ln w_{Pb} = -5,310 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,562$		0,978		0,005			
$\ln w_{Ag} = -16,34 \cdot 10^{-10} (S/V)t - 2,6593$		0,976		0,002			
16/75/9	$\ln w_{Zn} = -1,448 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 1,833$	0,975	0,077				
$\ln w_{Pb} = -7,132 \cdot 10^{-7} (S/V)t - 0,288$	0,968	0,006					
$\ln w_{Ag} = -21,49 \cdot 10^{-10} (S/V)t - 2,4079$	0,979	0,004					

Рис. 2. Зависимость  $\ln K_{Me} - 1/T$  для цинка (1), свинца (2), серебра (3) в сплаве Zn-Pb-Ag (0,77-0,20-0,03) при давлении 13,3 Па

При увеличении температуры 1073–1473 K ( $P = 13,3$  Па; Zn-Pb-Ag = 77-20-3) значения  $k_{Me}$ ,  $мс^{-1}$  снижаются для цинка и возрастают для

свинца и серебра:  $(5,361-3,955) \cdot 10^{-7}$ ,  $(1,462-2,151) \cdot 10^{-7}$ ,  $(0,351-3,631) \cdot 10^{-9}$  соответственно.

При понижении давления 133–1,33 Па ( $T = 1073$  K; Zn-Pb-Ag = 77-20-3) значения  $k_{Me}$ ,  $мс^{-1}$  снижаются для цинка и возрастают для свинца и серебра:  $(5,505-5,171) \cdot 10^{-7}$ ,  $(1,338-1,583) \cdot 10^{-7}$ ,  $(0,429-0,810) \cdot 10^{-9}$  соответственно.

При увеличении доли металлов в сплаве 0,16–0,77 Zn; 0,20–0,75 Pb; 0,03–0,09 Ag ( $T = 1073$  K;  $P = 13,3$  Па) значения  $k_{Me}$ ,  $мс^{-1}$  возрастают для цинка, свинца и серебра:  $(1,448-5,363) \cdot 10^{-7}$ ,  $(1,462-7,132) \cdot 10^{-7}$ ,  $(0,351-2,149) \cdot 10^{-9}$  соответственно.

Линейные зависимости  $\ln K_{Me} - 1/T$ , построенные с помощью регрессионного анализа экспериментальных данных, показывают, что влияние температуры на величину коэффициента скорости испарения металлов усиливается от свинца к серебру (рис. 2). Величина кажущейся энергии активации испарения ( $E$ , кДж/моль) металлов получена с помощью уравнения (8): –9,66 Zn; 12,68 Pb; 76,77 Ag (табл. 3).

Таблица 3

Кинетические константы (м/с) и энергия активации  $E$  (кДж/моль) Zn-Pb-Ag сплавов

$T, K$	$P, Па$	Zn/Pb/Ag	$\gamma_{Zn/Pb/Ag}$	$k_{Zn/Pb/Ag}$	$k_{Zn/Pb/Ag}^V$	$k_{Zn/Pb/Ag}^L$	$E_{Zn/Pb/Ag}$
1073	13,3	77/20/3	0,986	$5,361 \cdot 10^{-7}$	12,314	$5,362 \cdot 10^{-7}$	-9,66/ 12,68/ 76,77
			0,874	$1,462 \cdot 10^{-7}$	$7,645 \cdot 10^{-6}$	$1,491 \cdot 10^{-7}$	
			1,0	$3,507 \cdot 10^{-10}$	$6,168 \cdot 10^{-10}$	$8,129 \cdot 10^{-10}$	
0,987			$4,555 \cdot 10^{-7}$	85,098	$4,285 \cdot 10^{-7}$		
0,878			$1,898 \cdot 10^{-7}$	$1,817 \cdot 10^{-4}$	$1,787 \cdot 10^{-7}$		
0,999			$1,448 \cdot 10^{-9}$	$6,280 \cdot 10^{-8}$	$1,482 \cdot 10^{-9}$		
0,987			$3,995 \cdot 10^{-7}$	334,812	$3,995 \cdot 10^{-7}$		
0,882			$2,151 \cdot 10^{-7}$	$1,768 \cdot 10^{-3}$	$2,151 \cdot 10^{-7}$		
1,0			$3,631 \cdot 10^{-9}$	$1,771 \cdot 10^{-6}$	$3,638 \cdot 10^{-9}$		
1073	133	55/40/5	0,986	$5,505 \cdot 10^{-7}$	12,314	$5,505 \cdot 10^{-7}$	-
	1,33		0,874	$1,338 \cdot 10^{-7}$	$7,645 \cdot 10^{-6}$	$1,362 \cdot 10^{-7}$	
			1,0	$4,291 \cdot 10^{-10}$	$6,168 \cdot 10^{-10}$	$1,410 \cdot 10^{-9}$	
			0,986	$5,171 \cdot 10^{-7}$	12,314	$5,171 \cdot 10^{-7}$	
			0,874	$1,583 \cdot 10^{-7}$	$7,645 \cdot 10^{-6}$	$1,616 \cdot 10^{-7}$	
			1,0	$8,098 \cdot 10^{-10}$	$6,168 \cdot 10^{-10}$	$-2,59 \cdot 10^{-9}$	
		0,955	$4,415 \cdot 10^{-7}$	8,519	$4,415 \cdot 10^{-7}$		
	0,940	$3,370 \cdot 10^{-7}$	$1,644 \cdot 10^{-5}$	$3,441 \cdot 10^{-7}$			
	0,988	$10,56 \cdot 10^{-10}$	$1,016 \cdot 10^{-9}$	$-26,8 \cdot 10^{-9}$			
	13,3	36/57/7	0,923	$3,192 \cdot 10^{-7}$	5,390	$3,192 \cdot 10^{-7}$	
			0,974	$5,310 \cdot 10^{-7}$	$1,745 \cdot 10^{-6}$	$7,633 \cdot 10^{-7}$	
			0,967	$16,34 \cdot 10^{-10}$	$1,392 \cdot 10^{-9}$	$-9,40 \cdot 10^{-9}$	
0,887			$1,448 \cdot 10^{-7}$	2,302	$1,448 \cdot 10^{-7}$		
0,993			$7,132 \cdot 10^{-7}$	$3,257 \cdot 10^{-5}$	$7,292 \cdot 10^{-7}$		
0,940			$21,49 \cdot 10^{-10}$	$1,739 \cdot 10^{-9}$	$-3,95 \cdot 10^{-9}$		
16/75/9	16/75/9	0,887	$1,448 \cdot 10^{-7}$	2,302	$1,448 \cdot 10^{-7}$		
		0,993	$7,132 \cdot 10^{-7}$	$3,257 \cdot 10^{-5}$	$7,292 \cdot 10^{-7}$		
		0,940	$21,49 \cdot 10^{-10}$	$1,739 \cdot 10^{-9}$	$-3,95 \cdot 10^{-9}$		

Уровень  $E_{Me}$  в условиях данного эксперимента значительно ниже, чем значение энергии активации при испарении чистых компонентов сплава, кДж/моль: 128 Zn; 150 Pb; 279 Ag, в температурном диапазоне 1073–1473 K и при давлении 13,3 Па [14,17]. Это означает, что возгонка растворенных компонентов сплава играет важную роль в ограничении общей скорости реакции испарения.

Для точного расчета скорости испарения, как правило, необходимо учитывать неидеальные условия в системе. Уравнение Вильсона базируется на концепции локального состава, который обеспечивает адекватное представление о неидеальных смесях [18]. В данном исследовании рассчитанные коэффициенты активности по уравнению Вильсона для Zn-Pb-Ag системы представлены в табл. 3. Активности для жидкой фазы показывают положительные отклонения от идеальности, которые проявляются в уменьшении энергии взаимодействия между полиметаллами (Zn-Pb, Zn-Ag, Pb-Ag) по сравнению с монометаллами (Zn-Zn, Pb-Pb,

Ag-Ag). Это означает, что компоненты из состава Zn-Pb-Ag сплава легче испаряются в газовую фазу, чем из чистого металла, являясь одной из причин того, что величина кажущейся энергии активации в данном исследовании ниже, чем результаты в работах [14,17].

Ранее упоминалось, что  $k_{Me}$  можно определить экспериментально по изменению концентрации металла со временем переработки. С другой стороны,  $k_{Me}^V$  можно рассчитать для заданной температуры, химического состава расплава и термодинамических параметров, определенных по уравнению (7). Поэтому коэффициент массопереноса в жидкой фазе  $k_{Me}^L$  можно рассчитать по уравнению (6) (табл. 3). Показано, что значение общего коэффициента массопереноса  $k_{Me}$  меньше, чем коэффициент скорости испарения  $k_{Pb}^V$  при тех же условиях (за исключением серебра при высоком давлении, низких температуре и содержании в сплаве). Кроме того, значения общего коэффициента массопереноса  $k_{Me}$  сопоставимы с коэффициентами массопереноса в жидкой фазе  $k_{Me}^L$  (кроме серебра

при низких температурах). Таким образом, скорость испарения легко возгоняемых цинка и свинца из Zn-Pb-Ag сплава, в основном, контролируется массопереносом в жидкой фазе при данных условиях эксперимента.

### Выводы

1. Процесс испарения цинка и свинца из состава Zn-Pb-Ag сплава при температуре 1073–1473 К и давлении 1,33–133 Па описывается кинетическими уравнениями первого порядка, что предполагает наличие пропорциональной зависимости скорости испарения металла от его концентрации в расплаве.

2. Зависимость остаточной концентрации металлов в логарифмическом выражении от продолжительности процесса описывается полиномами первой степени и выражается линейной функцией, где константу скорости испарения можно определить графическим методом по наклону прямой.

3. Повышение температуры свыше 1073 К способствует снижению константы скорости испарения цинка и увеличению  $k_{Me}$  для свинца и серебра. Снижение давления менее 133 Па способствует возгонке металлов из состава Zn-Pb-Ag сплава.

4. Кажущаяся энергия активации испарения металлов, рассчитанная по уравнению Аррениуса, приводит к заключению о более легком испарении компонентов из состава Zn-Pb-Ag сплава, по сравнению с чистым металлом.

5. При расчете активностей каждого компонента Zn-Pb-Ag сплава система демонстрирует значительные отрицательные отклонения от закона Рауля на основе уравнения Вильсона. Это очевидно приводит к снижению энергии активации компонента в сплаве ( $\epsilon_{ij}$ ), по сравнению с чистыми металлами ( $\epsilon_{ii}$ ), как и взаимодействие между молекулами в жидкой фазе.

6. Сравнение коэффициентов массопереноса  $k_{Me}$  с коэффициентами скорости испарения  $k_{Pb}^V$  и коэффициентами массопереноса в жидкой фазе  $k_{Pb}^L$  показывает, что скорость испарения цинка и свинца из расплавов Zn-Pb-Ag, в основном, определяется массопереносом в жидкой фазе вследствие того, что значение коэффициента переноса уменьшается, а сопротивление массопереносу возрастает.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Winkler, O. Vacuum metallurgy / O. Winkler, R. Bakish. – Amsterdam: Elsevier, 1971. – 237 p.
2. Berman, A. Total Pressure Measurements in Vacuum Technology / A. Berman. – New York: Academic Press, 1985. – 380 p.
3. Jia, G.-b. Deeply removing lead from Pb-Sn alloy with vacuum distillation / G.-b. Jia, B. Yang, D.-c. Liu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2013. – Vol. 23. Iss. 6. – P. 1822–1831.
4. Wang, A. Process optimization for vacuum distillation of Sn-Sb alloy by response surface methodology / A. Wang, Y. Li, B. Yang, B. Xu, L. Kong, D. Liu // Vacuum. – 2014. – Vol. 109. – P. 127–134.
5. Dai, Y.N. Non-ferrous Metals and Vacuum Metallurgy / Y.N. Dai, B. Yang. – Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000. – 40 p.
6. Dai, Y.N. Vacuum Metallurgy for Non-Ferrous Metals and Materials / Y. N. Dai, B. Yang. – Beijing: Metallurgical industry Press, 2000 – 124 p. (in Chinese).
7. Dai, Y.N. Vacuum metallurgy of nonferrous metals / Y. N. Dai. – Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009. – 72 p.
8. Jiang, W. L. Experimental investigation and modelling of phase equilibria for the Ag-Cu-Pb system in vacuum distillation / W. L. Jiang, C. Zhang, Xu N., B. Yang, B. Q. Xu, D. C. Liu, H. W. Yang // Fluid Phase Equilibria. – 2016. – Vol. 417. – P. 19–24.
9. Kong, L.X. Application of MIVM for Pb-Sn System in Vacuum Distillation / L.X. Kong, Y.F. Li, B. Yang, B.Q. Xu, H.W. Yang, G.B. Jia // Journal of Vacuum Science and Technology. – 2012. – Vol. 32. – P. 1129–1135.
10. Kong, X.F. Thermodynamics of removing impurities from crude lead by vacuum distillation refining / X.F. Kong, B. Yang, H. Xiong, L.X. Kong, D.C. Liu, B.Q. Xu // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – Vol. 24. – P. 1946–1950.
11. Yang, H.W. Calculation of phase equilibrium in vacuum distillation by molecular interaction volume model / H.W. Yang, B.Q. Xu, B. Yang, W.H. Ma, D.P. Tao // Fluid Phase Equilibria. – 2012. – Vol. 341. – P. 78–81.
12. Huang, X.H. The Principle of Ferrous Metallurgy, 4th edition / X.H. Huang. – Beijing: Metallurgical Industry Press, 2005. – 181 p. (in Chinese).
13. Upadhyay, S.K. Chemical Kinetics and Reaction Dynamics. / S.K. Upadhyay. – New Delhi: Anamaya Publishers, 2006. – 256 p.
14. Yang, B. Study on basic regularity of the vacuum distillation of pure lead / B. Yang. – Kunming: Kunming University of Science and Technology, 1990. – 92 p.
15. Savov, L. Evaporation of Cu and Sn from Induction-stirred Iron-based Melts Treated at Reduced Pressure / L. Savov, D. Janke // ISIJ International – 2000. – Vol. 40. – P. 95–104.
16. Iida, T. The physical properties of liquid metals / T. Iida, R.I.L. Guthrie. – Oxford UK: Clarendon Press, 1988. – 288 p.
17. Зайцев, И.Д. Машинный расчет физико-химических параметров неорганических веществ / И.Д. Зайцев, А.Ф. Зозуля, Г.Г. Асеев. – М.: Химия, 1983. – 256 с.
18. Wilson, G.M. Vapor-Liquid Equilibrium. XI: A New Expression for the Excess Free Energy of Mixing / G.M. Wilson // J. Am. Chem. Soc. – 1964. – Vol. 86. – P. 127–130.

УДК 669.07.49

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина***ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ  
ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: a\_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Исследована зависимость микротвердости дендритных кристаллов первичного аустенита от нагрузки на индентор в интервале от 0,01 до 2 Н. Испытания проведены на образцах с объемной долей дендритной составляющей 15, 30 и 60 %. Установлено, что при любой объемной доле дендритов микротвердость с увеличением нагрузки от 0,01 до 0,1 Н сначала интенсивно возрастает, затем, по мере роста усилия вдавливания, несколько снижается. Снижение микротвердости в интервале нагрузок от 0,1 до 2 Н может быть связано с ростом размеров отпечатка и выходом пластически деформированной зоны на поверхность дендритных кристаллов.

*Ключевые слова:* серый чугун, пластинчатый графит, дендритные кристаллы первичного аустенита, микротвердость.

*A. A. Baron, L. V. Palatkina,***THE INVESTIGATION OF MICROHARDNESS  
OF GREY CAST IRON DENDRITIC STRUCTURE****Volgograd State Technical University**

The dependence of the dendritic crystals of primary austenite microhardness on indentation load within the range from 0,01 to 2 N is investigated. Tests are carried out on specimens with a volume fraction of a dendritic component of 15%, 30% and 60%. It is found that at any volume of dendritic fraction microhardness increases with increase in load from 0,01 to 0,1 N and then, in process of a further indentation load growth, decreases a little. Decrease in microhardness in the range of loadings from 0,1 N to 2 N can be accounted for by growth of an impression size and a spread of plastically deformed volume to a dendritic crystal surface.

*Keywords:* grey cast iron, lamellar graphite, dendritic crystals of primary austenite, microhardness.

Исследования серых чугунов различных марок свидетельствуют о преимущественном влиянии объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита на предел прочности при растяжении [1, 2]. Армирующая роль дендритов уже отмечалась ранее в ряде работ [3, 4, 5]. Высказывались предположения, что прочность дендритов очень высока и сравнима с прочностью пружинной стали [6]. Поскольку испытания отдельных структурных составляющих на растяжение невозможны, единственным инструментом для оценки прочности дендритов остается измерение микротвердости.

Известно [7], что твердость HV по Виккерсу в диапазоне стандартных нагрузок от 9,8 Н (1 кгс) до 980,7 Н (100 кгс) не зависит от нагрузки и линейно связана с пределом прочности  $\sigma_B$ .

Особенностью микротвердости, напротив, является ее сильная зависимость от усилия вдавливания. Поэтому для оценки величины предела прочности дендритов по микротвердости важно знать, при какой нагрузке значения микротвердости приближаются к уровню твердости HV по Виккерсу. В то же время деформированный объем под отпечатком индентора

не должен выходить на поверхность дендрита. В противном случае микротвердость будет занижена. Наибольшая нагрузка в испытаниях на микротвердость с помощью прибора ПМТ-3 составляет 5 Н (0,5 кгс), и в этом случае диагональ отпечатка уже может превышать поперечный размер дендритных ветвей.

Для разработки метода оценки прочности дендритных кристаллов были выполнены исследования зависимости микротвердости Н от нагрузки Р, описанные в настоящей статье.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на металлографических шлифах, полученных из прошедших испытание стандартных разрывных образцов серого перлитного чугуна с пластинчатым графитом, выплавленного по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха. Содержание углерода находилось в пределах от 2,98 до 3,47 %, кремния от 1,75 до 2,85 %, марганца от 0,75 до 1,05 %, максимальные содержание серы и фосфора не превышало 0,1 и 0,14 %. Значения степени эвтектичности исследуемых плавок чугуна изменялись в пределах от 0,82 до 1,0.

Дендритные кристаллы первичного аустенита выявлялись с помощью кратковременного (6–10 с) травления в смеси борной (10–30 г) и серной (объем 100 мл) кислот, чередующегося с промывкой шлифа в проточной воде и его переполровкой. При проведении металлографических исследований осуществляли просмотр всей поверхности шлифа путем перемещения предметного столика микроскопа с исследуемым образцом и выбирали для анализа в плоскости шлифа наиболее типичные 3–5 полей зрения.

Количественные металлографические исследования с целью определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита  $f_{\text{дк}}$  выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличениях от 10 до 100.

Из всего объема исследованных образцов были выбраны образцы с минимальной объемной долей дендритных кристаллов (15 %), средней (30 %) и максимальной (60 %).

Замеры микротвердости в зонах дендритных кристаллов выполнялись с помощью прибора ПМТ-3 оснащенного цифровой камерой, подключенной к компьютеру. При каждой нагрузке делалось 5–10 отпечатков. Измерения обеих диагоналей отпечатков осуществлялись в режиме реального времени на экране монитора с помощью специализированного программного обеспечения.

Малый поперечный размер дендритных кристаллов не позволяет корректно определять микротвердость на верхнем пределе испытательных нагрузок 5 Н (500 гс). При разработке методики оценки микротвердости серых чугунов руководствовались следующими соображениями. Дендриты не содержат включений графита, поэтому в первом приближении их можно сравнивать со сталью [6]. Исходя из этого, в данной работе сначала провели определение микротвердости модельного материала – образцовой меры твердости  $HV_5$  469 – в интервале испытательных нагрузок от 0,005 до 5 Н (0,5 – 500 гс), отработали методику, а после этого выполнили эксперименты на образцах серого чугуна с объемной долей дендритных кристаллов 15, 30 и 60 %.

#### Результаты и их обсуждение

Результаты измерений на образцовой мере твердости  $HV_5$  469 в интервале испытательных нагрузок от 0,005 до 5 Н (0,5–500 гс) представлены на рис. 1.

Видно, что при нагрузках 1 Н и выше микротвердость практически стабилизируется и равна значению  $HV$  образцовой меры твердости. Это означает, что известные соотношения меж-

ду  $\sigma_B$  и  $HV$  уже можно использовать для оценки прочности.

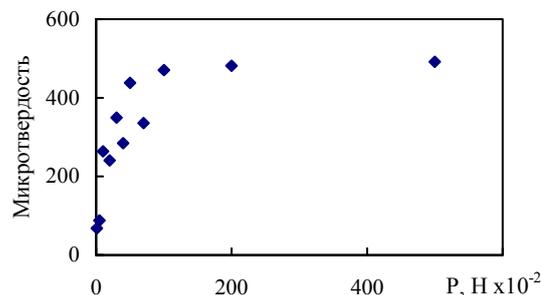


Рис. 1. Зависимость микротвердости от нагрузки для образцовой меры твердости  $HV_5$  469

Согласно этим результатам, в дальнейших экспериментах с серым чугуном мы ограничились нагрузками от 0,01 до 2 Н. Предстояло также выяснить, при каких испытательных нагрузках деформированный объем под отпечатком выходит на поверхность дендрита и начинает сказываться влияние более мягкой эвтектической матрицы, его окружающей.

Эксперименты на образцах серого чугуна с различной объемной долей дендритов позволили выявить ряд закономерностей. Наименьшие средние значения микротвердости наблюдались при нагрузке 0,01 Н и были равны 52, 58 и 69 при объемной доле дендритов 15, 30 и 60 %, соответственно. В интервале испытательных нагрузок от 0,01 до 0,1 Н (1 – 10 гс) микротвердость растет очень быстро и практически линейно, достигая наибольших средних величин 248 и 396 при  $P = 0,1$  Н для объемной доли дендритов 15 и 30 %. У образца с объемной долей дендритов 60 % рост твердости прекращается при нагрузке 0,2 Н, которой соответствует микротвердость 310. Дальнейшее увеличение нагрузки для всех образцов приводит к постепенному снижению микротвердости, что, скорее всего, связано с выходом пластически деформированной зоны под отпечатком и вокруг него на поверхность дендритных кристаллов. Согласно ГОСТ 9450–76 при испытаниях на микротвердость расстояние от центра отпечатка до края изделия (в данном случае это граница дендрита) должно быть не менее двойного размера отпечатка. У отпечатков, сделанных при нагрузке 1 Н (100 гс), в ряде случаев это условие уже не соблюдается. Кроме этого, форма контуров отпечатков в ряде случаев искажена, их стороны изогнуты. Это особенно отчетливо проявляется при нагрузке 1 Н (100 гс) и может свидетельствовать как о неоднородности свойств, так и о наличии внутренних напряжений.

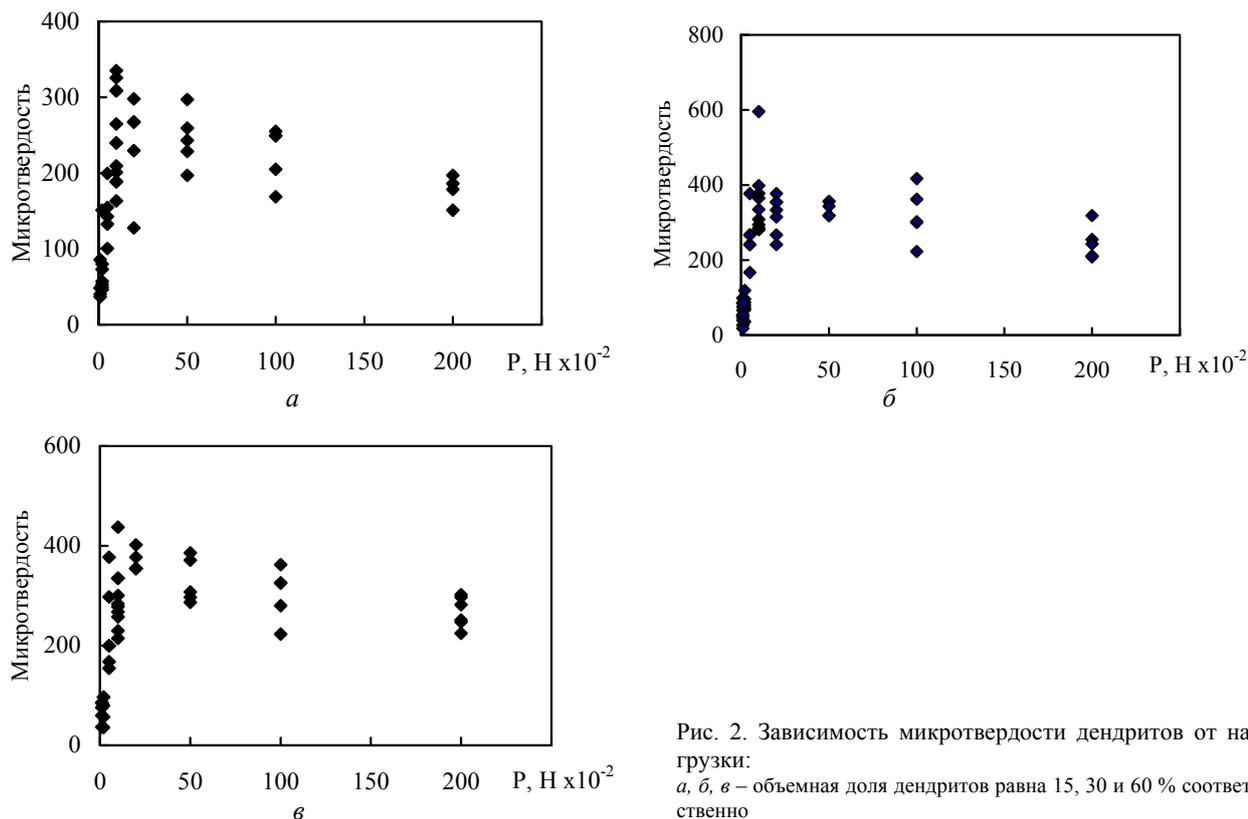


Рис. 2. Зависимость микротвердости дендритов от нагрузки:  
 а, б, в – объемная доля дендритов равна 15, 30 и 60 % соответственно

Для корректности получаемых значений микротвердости дендритов можно рекомендовать испытательные нагрузки от 0,1 до 0,5 Н. Как видно из графиков рис. 2 а, б, в, при таких условиях влияние силы вдавливания на среднюю микротвердость дендритов невелико. В то же время разброс индивидуальных значений микротвердости довольно значителен, особенно при нагрузке 0,1 Н. Значения микротвердости в этом случае при 15 % дендритов меняются от 188 до 308, при 30 % дендритов – от 285 до 595, а при 60 % дендритов – от 214 до 437, что свидетельствует о существенной микронеоднородности свойств материала. Тенденция повышения микротвердости с ростом объемной доли дендритов хотя и присутствует, но для надежных количественных выводов необходима обширная статистика: увеличение объемной доли дендритов с 15 до 30 % приводит к росту микротвердости, однако, при 60 % дендритов микротвердость несколько падает. Наличие участков с микротвердостью дендритов 308, 595 и 437 подтверждает мысль, высказанную в работе [6], что прочность дендритов очень высока и сравнима с прочностью пружинной стали. Однако, участки с такой прочностью не являются преобладающими в объеме всей дендритной фракции.

### Выводы

1. Исследована зависимость микротвердости от нагрузки для серых чугунов с различным объемным содержанием дендритной составляющей.
2. Выявлена тенденция повышения микротвердости с ростом объемной доли дендритов.
3. Показано, что отдельные зоны внутри дендритных кристаллов сравнимы по прочности с закаленной сталью.
4. Обнаружена значительная неоднородность механических свойств внутри дендритных кристаллов.
5. Установлен диапазон оптимальных испытательных нагрузок для получения корректных значений микротвердости, сопоставимых с твердостью по Виккерсу.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Барон, А. А. Дендритная структура серого чугуна и ее влияние на механические свойства отливок / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 114–119.
2. Барон, А. А. Влияние параметров структуры серого чугуна на твердость и прочность отливок / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 106–109.

3. *Эллиотт, Р.* Управление эвтектическим затвердением / Р. Эллиотт ; пер. Б. Б. Страумал ; науч. ред. Л. С. Швиндлерман. – Москва: Металлургия. – 1987. – 352 с.

4. *Паттерсон, В.* Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й Международный конгресс литейщиков. – М.: Машиностроение, 1967. – С. 55–63.

5. *Ильинский, В. А.* О композитном характере структуры кристаллизации чугунов с различной степенью эвтектичности / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – № 5. – С. 116–118.

6. *Ильинский, В. А.* Прочность элементов первичной структуры и особенности разрушения серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 3. – С. 23–26.

7. *Тылевич, И. Н.* Метод определения предела текучести металла вдавливанием пологой пирамиды / И. Н. Тылевич, Л. А. Гликман // Заводская лаборатория. – 1961. – № 6. – С. 738–743.

УДК 621.78.004.7

*Ю. В. Долгачев, В. Н. Пустовойт*

### УСЛОВИЯ РЕАЛИЗАЦИИ ДВОЙНИКОВОГО МЕХАНИЗМА ЗАРОЖДЕНИЯ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К МАРТЕНСИТУ

Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону  
e-mail: yuridol@mail.ru

На основе подобия мартенситного превращения процессу двойникования сформулированы условия реализации двойникового механизма зарождения применительно к мартенситу. Дислокационная модель кристалла мартенсита позволила рассчитать поля напряжений в окрестностях клиновидного мартенситного двойникового кристалла. Было показано, что с приближением к двойниковой границе напряжения увеличиваются. При наличии препятствий мартенситный кристалл может поворачивать вектор напряжений, так что на новом направлении его модуль достаточен для зарождения нового кристалла. Таким образом, объясняется фермообразное расположение мартенситных кристаллов. Вычислены энергии образования мартенситного кристалла, в непрерывном континууме и от свободной поверхности. Показано, что зарождение от свободной поверхности предпочтительнее, а соотношение осей ромбовидного кристалла, соответствующее зарождению, в данном случае составляет 0,25. Сделан вывод, что сдвиговая стадия зарождения кристаллов мартенсита инициируется свободными поверхностями (например, на поверхности поры) или границами зерен и субзерен. В указанных местах имеется дополнительное стимулирующее влияние на двойниковое зарождение мартенсита благодаря релаксации напряжений и высвобождающейся зернограницной энергии.

*Ключевые слова:* мартенсит, мартенситное превращение, зародыш, места зарождения, двойникование, клиновидный кристалл.

*Yu. V. Dolgachev, V. N. Pustovoyt*

### CONDITIONS FOR IMPLEMENTATION OF TWINNED MECHANISM OF MARTENSITE NUCLEATION

Don State Technical University, Rostov-on-Don

On the basis of the similarity of the martensitic transformation, the twinning process conditions are formulated for the realization of the twinning mechanism of nucleation with respect to martensite. The dislocation model of a martensite crystal made it possible to calculate the stress fields in the vicinity of a wedge-shaped martensitic twin crystal. It was shown that the stress increases as the twin boundary approaches. In the presence of obstacles, the martensitic crystal can rotate the stress vector, so that in the new direction its modulus is sufficient to generate a new crystal. Thus, the butterfly-like arrangement of the martensitic crystals is explained. The energies for the formation of a martensitic crystal in a continuous continuum and on a free surface are calculated. It is shown that nucleation from a free surface is preferable, and the ratio of the axes of a diamond-shaped crystal corresponding to nucleation in this case is 0.25. It is concluded that the shear stage of nucleation of martensite crystals is initiated by free surfaces (for example, at the pore surface) or grain boundaries and subgrains. In these places, there is an additional stimulating effect on the twin nucleation of martensite due to the relaxation of stresses and the released grain-boundary energy.

*Keywords:* martensite, martensite transformation, the embryo, place of origin, twinning, wedge-shaped crystal.

Как было показано ранее [1], дислокационное описание тонкого мартенситного кристалла во многом аналогично описанию клиновидного двойника. Аналогия в описании механизмов сдвигового мартенситного превращения и пластической деформации при двойниковании обусловлена тем, что кинетика указанных ме-

ханизмов в кристаллической решетке имеет локализацию фронта развития процесса в небольшой области и некоторую постепенность его распространения.

В работах [1–5] были сформированы представления о местах преимущественного зарождения клиновидных мартенситных кристаллов

и механизмах их образования. В данной работе ставилась цель сформулировать условия реализации двойникового механизма зарождения применительно к мартенситу на основе ранее представленных данных о связи мартенситных превращений и процесса двойникового.

Модель двойниковой прослойки, образованной набором двойникующих дислокаций расположенных в разных кристаллографических плоскостях и задающих профиль двойника, представлена на рис. 1. В дислокационной теории [6] определение формы двойниковой прослойки сводится к проблеме расчета равновесного состояния скопления взаимодействующих между собой одноименных двойникующих дислокаций, расположенных в одной плоскости и распределенных по контуру двойника с некоторой линейной плотностью. Толщина двойника ( $d$ , на рис. 1, б) задается полным числом образующих его дислокаций и межплоскостным расстоянием в кристалле. Плотность двойнику-

ющих дислокаций на границах прослойки будет зависеть от порядка величины отношения толщины двойника к его длине ( $L$ , на рис. 1, б). Для двойников клиновидной формы среднюю плотность двойникующих дислокаций на границах можно рассчитать по степени некогерентности двойниковых границ [7]  $\rho_{cp} = d/(L \cdot a)$ , где  $a$  – расстояние между кристаллографическими плоскостями в направлении, перпендикулярном действующей плоскости двойникового.

При движении двойникующей дислокации (которая является частичной), она последовательно перемещает все атомы на плоскости скольжения в новое равновесное устойчивое положение двойниковой ориентации. Смещение атомов происходит на доли параметра решетки [8], а каждая двойникующая дислокация обеспечивает перестройку решетки в одной кристаллографической плоскости так, что двойниковые границы представляют собой стенки частичных дислокаций.

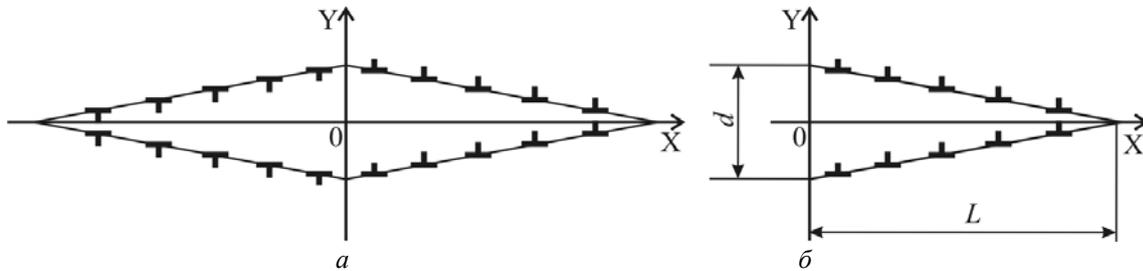


Рис. 1. Дислокационная модель кристалла мартенсита в непрерывном континууме (а) и образующегося от свободной поверхности (б)

Изучение поведения клиновидных двойников при длительном действии нагрузки позволило установить последовательность их появления в два этапа: 1 – образование двойникового зародыша; 2 – последующее его развитие за счет вторичных пластических сдвигов на готовых границах раздела [9]. Статистические исследования двойников [10], позволяют сделать вывод, что по аналогии с двойникованием зарождение и рост мартенситного кристалла реализуется путем протекания четырех элементарных дислокационных процессов: 1) возбуждение источников зародышевых (двойникующих) дислокаций; 2) движение зародышевых (двойникующих) дислокаций в плоскости двойникового с образованием поверхности раздела превращающихся фаз; 3) генерирование зародышевых (двойникующих) дислокаций на готовых границах раздела; 4) трансляция зародышевых (двойникующих) дислокаций вдоль границ мартенситного кристалла.

В качестве двумерной модели рассмотрим пластину мартенсита с поперечным сечением в форме ромба. Макроскопический двойниковый сдвиг смоделируем в виде континуального распределения дислокаций [11] (см. рис. 1, а). Энергия упругих двойниковых деформаций может быть вычислена согласно [12], как

$$E_1 = \frac{1}{2} \sum_i \int_{S_i} \bar{b}_i \bar{\sigma}_{x,y}^0(x, Y_i) dS_i, \quad (1)$$

где  $\bar{b}_i$  – вектор Бюргерса  $i$ -й петли дислокации;  $\bar{\sigma}_{x,y}^0(x, Y_i)$  – напряжение двойникового сдвига обусловленное ансамблем дислокаций;  $Y_i$  – ордината плоскости  $i$ -й петли;  $S_i$  – сечение пластины в плоскости  $i$ -петли.

Для пластин растущих от плоской свободной поверхности (на стадиях зарождения свободная поверхность может рассматриваться как плоская, см. рис. 1, б) упругая энергия  $E_2$  вычисляется аналогично (1). Она отличается от  $E_1$  величиной напряжений  $\bar{\sigma}_{x,y}$  на составляющую

обуславливающую релаксацию напряжений на свободной поверхности [13].

Двойникоующие дислокации являются частичными, поэтому их вектор Бюргерса можно разложить на две составляющие: винтовую и краевую. Краевую составляющую вектора Бюргерса направим вдоль положительного направ-

ления оси  $OX$  (см. рис. 1, б), а винтовую перпендикулярно плоскости рис. 1. Среду в которой находятся дислокации, будем считать однородной и изотропной. Тогда, поля напряжений возникающие вокруг клиновидного скопления дислокаций можно определить из следующих соотношений [14]:

$$\sigma_{xx} = \frac{b \cdot G}{2\pi(1-\nu)} \left( \sum_{n=0}^N \frac{(y+nh)[3(x-nd)^2 + (y+nh)^2]}{[(x-nd)^2 + (y+nh)^2]^2} + \sum_{m=1}^M \frac{(y-mh)[3(x-md)^2 + (y-mh)^2]}{[(x-md)^2 + (y-mh)^2]^2} \right) \quad (2)$$

$$\sigma_{xy} = \frac{b \cdot G}{2\pi(1-\nu)} \left( \sum_{n=0}^N \frac{(x+nd)[(x-nd)^2 - (y+nh)^2]}{[(x-nd)^2 + (y+nh)^2]^2} + \sum_{m=1}^M \frac{(x-nd)[3(x-md)^2 - (y-mh)^2]}{[(x-md)^2 + (y-mh)^2]^2} \right) \quad (3)$$

где  $\sigma_{xx}, \sigma_{xy}$  – соответственно нормальные и скалывающие напряжения, вызванные двойникоующими дислокациями;  $G$  – модуль сдвига;  $\nu$  – коэффициент Пуассона;  $n, N$  – соответственно номер и число дислокаций на границе двойников, лежащей во первой четверти плоскости  $XOY$ ;  $m, M$  – номер и число дислокаций на границе, находящейся в четвертой четверти плоскости  $XOY$ ;  $d, h$  – проекции на оси  $OX$  и  $OY$  соответственно отрезка, соединяющего две соседние дислокации границы двойников. При расчетах для мартенситного кристалла принимали  $G = 79,3$  ГПа,  $\nu = 0,28$ ,  $b = \frac{a}{6} \sqrt{112}$ ,  $N = 1600$ ,  $M = 1599$ ,  $d = 0,949$  мкм,  $h = 0,316$  мкм,  $0 \text{ мкм} < x < 30 \text{ мкм}$ ,  $-15 \text{ мкм} < y < 15 \text{ мкм}$ . Результаты компьютерных расчетов соотношений (2), (3) приведены на рис. 2 в виде изолиний полей напряжений.

На рис. 2 видно, что напряжения увеличиваются с приближением к двойниковой границе, кроме того, у вершины кристалла они по своему порядку аналогичны напряжениям, которые существуют на некотором расстоянии от двойниковой границы. Таким образом, при наличии препятствий на пути движения клиновидного мартенситного кристалла, может происходить поворот вектора напряжений при вершине на определенный угол так, что величина напряжений на новом направлении двойникования становится сравнимой с пороговым значением возникновения нового мартенситного кристалла. Подобное явление экспериментально наблюдалось для двойников монокристалла висмута [15]. Этими данными можно объяснить фермообразное (или твидовое) расположение двойниковых мартенситных кристаллов.

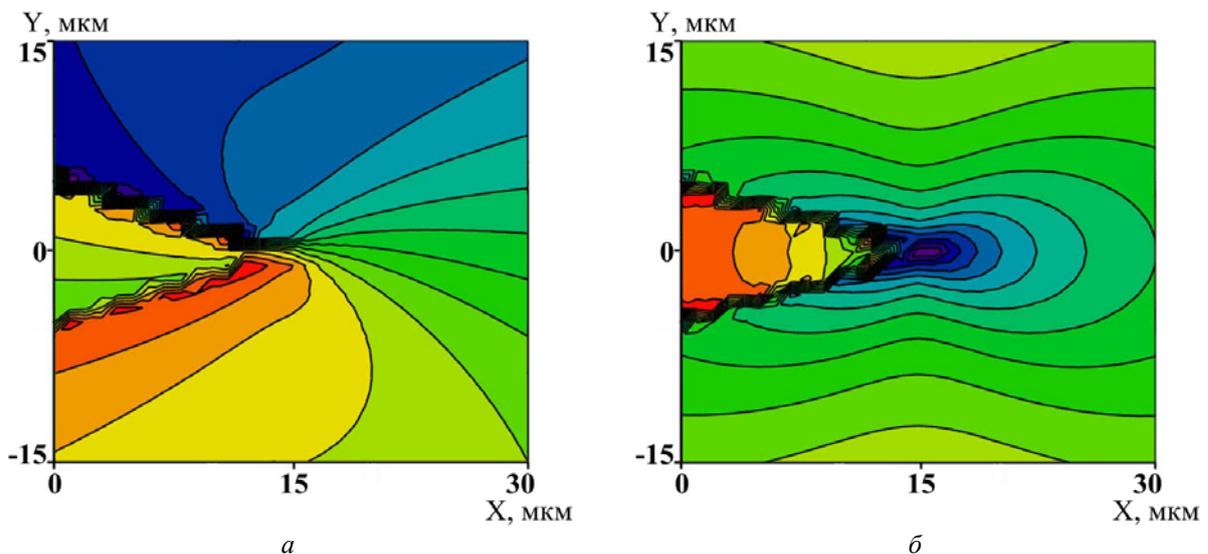


Рис. 2. Поля напряжений  $\sigma_{xx}$  (а) и  $\sigma_{xy}$  (б) в окрестностях клиновидного мартенситного двойникованного кристалла

Полученные поля позволяют отметить, что в окрестностях клиновидного мартенситного кристалла нормальные напряжения (рис. 2, а) не симметричны, а скалывающие (рис. 2, б) симметричны относительно оси X. Внутри двойникового кристалла напряжения неоднородны – увеличиваются от устья к вершине. Количество принятых при расчетах двойникующих дислокаций по границам двойников не изменяет конфигурацию полей напряжений, но прямо пропорционально влияет на их величину.

Из данных [14] можно определить вклад обусловленный релаксацией напряжений на свободной поверхности и вычислить значения  $E_1(c)$  и  $E_2(c)$ , где  $c = d/2L$  (см. рис. 1, б). Относя вычисленные значения к объему ромбовидной мартенситной пластины V, получим зависимости изображенные на рис. 3.

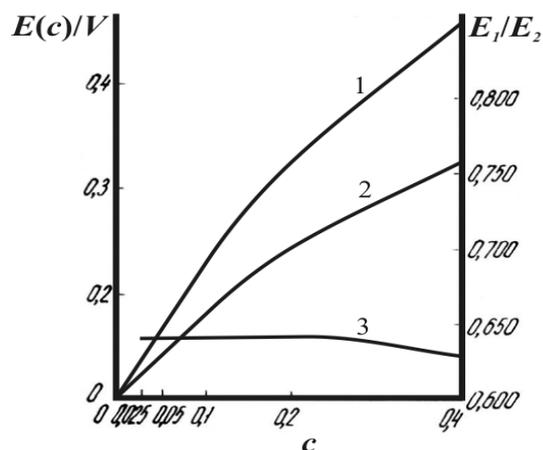


Рис. 3. Зависимости  $E_1(c)/V$  (1),  $E_2(c)/V$  (2) и  $E_1(c)/E_2(c)$  (3)

Из полученных данных (рис. 3) видно, что энергия зарождения пластины мартенсита у свободной поверхности ниже и зарождение в данных условиях предпочтительнее. Релаксация напряжений на свободной поверхности обуславливает дополнительное стимулирование двойникового зарождения мартенсита. Соотношение осей ромба соответствующее зарождению мартенсита на свободной поверхности  $c^*$  равно 0,25.

Экспериментальные исследования начальных стадий превращений А→М и М→А, показали, что во всех случаях превращения инициируются на свободной поверхности [16]. Как установлено в экспериментах на порошковых сталях, ни включения оксидов, ни межчастичные контакты не могут конкурировать со свободной поверхностью пор в смысле преимущественно-

сти зарождения. Наблюдаемое отношение осей пластин  $c$ , растущих перпендикулярно к поверхности пор, не превышает 0,23, что совпадает с найденным теоретическим верхним пределом  $c^* = 0,25$ . Анализ кинетики мартенситных превращений в пористых сталях [16] с учетом выявленного ускорения превращения на свободной поверхности позволяет утверждать, что интенсивное зарождение фаз сдвиговым путем по границам пор обусловлено релаксацией напряжений превращения по поверхности и в приповерхностном слое пор. Нужно отметить, что исследования двойников [17] также указывают на преимущественное зарождение двойникующих дислокаций вблизи поверхности кристалла.

**Выводы**

Таким образом, сформулированы условия реализации двойникового механизма зарождения применительно к мартенситу. Представленная дислокационная модель кристалла мартенсита позволила выполнить расчет полей напряжений в окрестностях клиновидного мартенситного двойникового кристалла. Результаты показывают, что с приближением к двойниковой границе напряжения увеличиваются. Вблизи границы напряжения по своему порядку аналогичны напряжениям у вершины клиновидного кристалла. Это позволяет мартенситному кристаллу поворачивать свой вектор напряжений при наличии препятствий, в результате на новом направлении величина напряжений достаточна для зарождения нового кристалла. Полученные данные, объясняют фермообразное расположение мартенситных кристаллов. Вычисленные энергии образования мартенситного кристалла в непрерывном континууме и от свободной поверхности показывают предпочтительность зарождения от свободной поверхности. Полученное соотношение осей ромбовидного кристалла соответствующее зарождению в данном случае составляет 0,25. Аналогия зарождения мартенсита с процессами двойникования позволила получить результаты анализ которых дает возможность прийти к заключению, что сдвиговая стадия зарождения кристаллов мартенсита инициируется свободными поверхностями (например, на поверхности поры) или границами зерен и субзерен. Зарождение в указанных местах оказывается предпочтительным благодаря дополнительному стимулирующему влиянию на двойниковое зарождение мартенсита релаксации напряжений и высвобождающейся зернограничной энергии.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Долгачев, Ю. В. Мартенситное превращение и процесс двойникования / Ю. В. Долгачев, В. Н. Пустовойт // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 132–137.
2. Пустовойт, В. Н. К вопросу о местах зарождения мартенсита / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 110–114.
3. Pustovoyt, V. N. Ferromagnetically ordered clusters in austenite as the areas of martensite formation / V. N. Pustovoyt, Y. V. Dolgachev // Emerging Materials Research. - 2017. - Vol. 6. - Issue 2. - P. 1-5.
4. Пустовойт, В. Н. Проблемы зарождения при мартенситном превращении в стали / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев // Вестник ДГТУ. – 2013. – Т. 13. – № 1–2 (70–71). – С. 5–24.
5. Пустовойт, В. Н. Особенности структуры мартенсита, полученного при закалке стали в магнитном поле в температурном интервале сверхпластичности аустенита / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев // Металловедение и термическая обработка. – 2011. – № 11. – С. 3–7.
6. Косевич, А. М. Дислокации в теории упругости (Влияние дислокаций на механические свойства кристаллов) / А. М. Косевич. – Киев: Наук. думка, 1978. – 220 с.
7. Солдатов, В. П. О равновесной форме двойника, затормозившегося у препятствия / В. П. Солдатов, В. И. Старцев // Докл. АН СССР. – 1966. – Т. 166. – № 3. – С. 588–591.
8. Владимирский, К. В. О двойниковании кальцита / К. В. Владимирский // ЖЭТФ. – 1947. – Т. 17. – № 6. – С. 530–336.
9. Башмаков, В. И. Новый вид взаимодействия двойникования и скольжения / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова // Докл. АН СССР. – 1981. – Т. 259. – № 3. – С. 582–583.
10. Башмаков, В. И. Кинетика образования клиновидных двойников в кристаллах висмута / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова // Физ. металлов и металловедение. – 1981. – Т. 51. – № 5. – С. 1066–1072.
11. Olsen, L. B. Interphase-boundary dislocations and the concept of coherency / L. B. Olsen, Morris Cohen // Acta Met. - 1979. - Vol. 27. - Issue 12. - P. 1917-1918.
12. Работнов, Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела / Ю. Н. Работнов. – М. : Наука, 1988. – 712 с.
13. Хирт, Дж. Теория дислокаций / Дж. Хирт, И. Лоте. – М. : Атомиздат, 1972. – 600 с.
14. Ландау, Л. Д. Теоретическая физика. Том VII. Теория упругости / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Наука, 1987. – 248 с.
15. Савенко, В. С. Новые каналы реализации механического двойникования / В. С. Савенко // Письма в ЖТФ. – 1998. – Т. 24. – № 9. – С. 43–49.
16. Пустовойт, В. Н. Критерий влияния пористости на фазовые превращения в спеченных сталях / В. Н. Пустовойт, Ю. Н. Чурюкин, В. А. Блиновский // Металлы. – 1991. – № 2. – С. 90–94.
17. Башмаков, В. И. Пластификация и упрочнение металлических кристаллов при механическом двойниковании / В. И. Башмаков, Т. С. Чикова. – Минск : УП «Технопринт», 2001. – 218 с.

Редактор  
Н. Н. Кваша

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)

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

Темплан 2017 г. Поз. № 3ж. Подписано в печать 16.11.2017 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 18,6. Уч.-изд. л. 19,05.

Тираж 80 экз. Свободная цена. Заказ №  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.