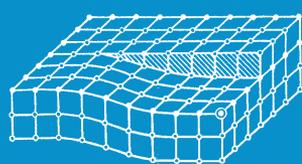


# ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского  
государственного  
технического  
университета

ISSN 1990-5297



Серия  
Проблемы материаловедения, сварки  
и прочности в машиностроении

16+

№ 10 (245)  
2020

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

**Редакционная коллегия:**

*Байбурин В. Б.*, д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ,  
Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)  
*Безъязычный В. Ф.*, д-р техн. наук, проф.,  
Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)  
*Бодров В. Н.*, д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)  
*Бребельс А.*, PhD, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)  
*Буренин А. А.*, чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН  
(г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)  
*Голованчиков А. Б.*, д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*Гринберг Б. А.*, д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)  
*Гуревич Л. М.*, д-р техн. наук, доц. ВолгГТУ  
*Добрушин Л. Д.*, д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)  
*Злотин С. Г.*, д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия)  
*Иванов А. М.*, д-р техн. наук, проф.,  
Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)  
*Иващенко Н. А.*, д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)  
*Королев А. В.*, д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)  
*Кузьмин С. В.*, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*Кураев А. А.*, д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники  
(БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)  
*Лысак В. И.*, чл.-корр. РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ  
*Марков В. А.*, д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет  
(МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)  
*Мертен Клеменс*, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik  
(г. Штутгарт, Германия)  
*Навроцкий А. В.*, д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ  
*Нижегородцев Р. М.*, д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)  
*Пай В. В.*, д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)  
*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  
*Щербачков 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).

Тел. издательства ВолгГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

# № 10 (245) Октябрь 2020

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», 2020

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

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

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

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

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

*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).

**Tel. Of VSTU editorial office:**

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 10 (245)**  
**October**  
**2020**

**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*

© Volgograd State Technical University,  
«Izvestia VSTU», 2020

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Або-Шакра В. 42  
Агафонова Г. В. 25, 30  
Агейкин А. С. 25  
Адаменко Н. А. 25, 30  
Ан Д. А. 30  
Арисова В. Н. 72  
Артемов А. А. 14, 49  
Барон А. А. 66  
Безруков В. А. 21  
Биршбаева А. Е. 72  
Богданов А. И. 7  
Борисов Д. С. 55  
Гребнев Ю. В. 87, 91  
Гуревич Л. М. 42, 77, 82  
Гурьев В. А. 87, 91  
Даненко В. Ф. 42  
Дудкина Н. Г. 72  
Ерофеев В. А. 60  
Иванов А. С. 7  
Казанкин В. А. 35  
Казанкина Е. Н. 35  
Казуров А. В. 25, 30  
Капинослова Е. В. 35  
Кидалов Н. А. 87, 91  
Козлов И. В. 55  
Косова Е. А. 21  
Красиков П. П. 55  
Красикова Л. С. 55  
Крохалев А. В. 21  
Кузьмин Е. В. 18  
Кузьмин С. В. 21  
Кулевич В. П. 7, 14, 18  
Лойко П. В. 49  
Лысак В. И. 21, 49  
Матлин М. М. 35  
Нотов И. В. 39  
Палаткина Л. В. 66  
Пироженко В. С. 30  
Писарев С. П. 42  
Полесский О. А. 55  
Полосков С. И. 60  
Полунин И. А. 55  
Попов А. В. 39  
Прияткин Д. В. 49  
Рожнов А. А. 39  
Савин Д. В. 25, 30  
Савинов А. В. 55  
Слаутин О. В. 14, 18  
Тельдеков В. А. 77, 82  
Томов В. Н. 87  
Филиппов О. И. 60  
Фомина Е. В. 87, 91  
Харламов В. О. 21  
Чудин А. А. 55  
Чукова О. М. 14  
Шморгун В. Г. 7, 14, 18  
Шолохов М. А. 60

## СОДЕРЖАНИЕ

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

- Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Иванов А. С.*  
Исследование влияния нагревов на структуру  
и фазовый состав композитов системы Al-Ti..... 7
- Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Артемьев А. А., Чукова О. М.*  
Оценка износостойкости интерметаллидных покрытий  
на основе алюминидов меди..... 14
- Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кузьмин Е. В., Кулевич В. П.*  
Влияние ультразвукового воздействия на диффузионные процессы  
при термообработке сваренного взрывом СКМ медь М1 + алюминий АД1..... 18

### II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

- Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Косова Е. А.,  
Безруков В. А.*  
Разработка теоретического обоснования и подбор режимов  
термической обработки, обеспечивающих эффективное повышение  
прочности сцепления покрытий системы «карбид хрома – титан»  
с основой..... 21
- Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., Агейкин А. С.*  
Исследование структуры высоконаполненных  
фторопласт-алюминиевых композитов..... 25
- Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Савин Д. В., Пироженко В. С., Ан Д. А.,  
Казуров А. В.*  
Исследование термических свойств и структуры композитов СВМПЭ  
с  $\beta$ -сиалоном после взрывного прессования..... 30

### III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

- Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капинослова Е. В.*  
Неразрушающий контроль предела прочности металла при срезе..... 35
- Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А.*  
Анализ напряженно-деформированного состояния ведущего вала  
сферического преобразующего механизма..... 39
- Гуревич Л. М., Писарев С. П., Даненко В. Ф., Або-Шакра В.*  
Моделирование объемного напряженно-деформированного состояния  
в армированном титано-алюминиевом композите  
при определении твердости по Бринеллю..... 42

### IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

- Пряткин Д. В., Артемьев А. А., Лысак В. И., Лойко П. В.*  
Анализ наплавочных сплавов для работы в условиях  
газообразивного изнашивания при повышенных температурах..... 49
- Красиков П. П., Савинов А. В., Полесский О. А., Чудин А. А., Красикова Л. С.,  
Козлов И. В., Борисов Д. С., Полушин И. А.*  
О роли внешней среды в формировании корневого слоя шва  
при дуговой сварке..... 55
- Филиппов О. И., Шолохов М. А., Ерофеев В. А., Полосков С. И.*  
Компьютерный инженерный анализ двухсторонней многодуговой сварки  
вертикальных стыков резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов..... 60
- Барон А. А., Палаткина Л. В.*  
О возможности применения нового параметра первичной структуры  
серого чугуна для оценки прочности отливок..... 66

---

---

<i>Дудкина Н. Г., Арисова В. Н., Бирибаева А. Е.</i> Исследование влияния содержания углерода в стали на структуру и микротвердость поверхностного слоя после электромеханической обработки с ударом.....	72
<i>Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.</i> Исследование технологии цементации стали без применения эндотермических атмосфер.....	77
<i>Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.</i> Оптимизация технологии цементации втулок звена гусениц в атмосфере газовой смеси.....	82
<i>Кидалов Н. А., Фомина Е. В., Томов В. Н., Гребнев Ю. В., Гурьев В. А.</i> Способ измерения эффективной толщины термодиффузионных цинковых покрытий на изделиях из алюминиевых сплавов.....	87
<i>Кидалов Н. А., Фомина Е. В., Гребнев Ю. В., Гурьев В. А.</i> Устройство для контроля и поддержания рабочего давления в реторте при термодиффузионном цинковании изделий из цветных сплавов.....	91
К сведению авторов.....	96

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.793.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-7-14

*В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, А. С. Иванов*  
**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАГРЕВОВ НА СТРУКТУРУ  
И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Al-Ti\***

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

Приведены результаты исследований диффузионного взаимодействия титана с алюминием при температуре 650 °С. Определены фазовый и химический состав зоны диффузионного взаимодействия, характер изменения ее толщины от времени выдержки. Показано, что ускоренное охлаждение сваренных взрывом композитов с температуры термообработки приводит к самопроизвольному отделению алюминиевого слоя с формированием на поверхности титана покрытия на основе интерметаллида TiAl<sub>3</sub>.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, алюминиды титана, высокотемпературные нагревы, диффузия, покрытие.

*V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, A. S. Ivanov*  
**INVESTIGATION OF THE EFFECT OF HEATING ON THE STRUCTURE  
AND PHASE COMPOSITION OF Al-Ti COMPOSITES\***

**Volgograd State Technical University**

The results of studies of the diffusion interaction of titanium with aluminum at a temperature of 650 °C are presented. The phase and chemical composition of the diffusion interaction zone and the nature of changes in its thickness from the exposure time are determined. It is shown that accelerated cooling of explosion-welded composites from the heat treatment temperature leads to spontaneous separation of the aluminum layer with the formation of a coating based on intermetallic TiAl<sub>3</sub> on the titanium surface.

*Keywords:* explosion welding, titanium aluminides, high-temperature heating, diffusion, coating.

Одним из эффективных способов повышения эксплуатационной надежности и срока службы деталей из титановых сплавов, работающих в условиях изнашивания, в том числе при высоких температурах, является создание на их поверхности покрытий на основе алюминидов титана [1]. Основными технологиями получения таких покрытий являются лазерный синтез [2, 3], напыление [4–6], самораспространяющийся высокотемпературный синтез [7], различные варианты осаждения [8–11], наплавки [12], погружения в расплав [13, 14]. К главным недостаткам указанных технологических приемов следует отнести высокую энергоемкость, сложность оборудования, ограниченные возможности при формообразовании и переделах готового изделия.

Создание нового класса конструкционных материалов – слоистых металло-интерметаллидных композитов [15], комплексная технология получения которых включает высокоэнергетическое импульсное воздействие (сварку взрывом), обработку давлением и высокотемпературную термообработку, открывает возможности формирования функциональных покрытий различных систем, в том числе и системы Al-Ti. Вопросам формирования диффузионных зон в сваренных взрывом слоистых композитах системы Al-Ti посвящено значительное число работ [16–18]. Однако публикации по получению с использованием сварки взрывом слоистых материалов системы Al-Ti с поверхностным интерметаллидным упрочнением в мировой печати практически не встречаются.

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Иванов А. С., 2020.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

В связи с вышеизложенным, целью данной работы являлась оценка принципиальной возможности формирования с применением комплексной технологии на поверхности титана покрытия системы Al-Ti на основе выявления влияния температурно-временных условий термообработки на кинетику диффузионного взаимодействия в зоне соединения алюминий-титан, фазовый состав образующихся диффузионных слоев и их свойства.

#### Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом титана марки ВТ1-0 с алюминием марки АД1 (7+7 мм). Сварку взрывом осуществляли на оптимальных режимах по плоскопараллельной схеме.

Термическую обработку (ТО) образцов проводили в воздушной атмосфере печи LOIP LF-7/13-G1 при 650 °С с выдержкой 1-100 ч. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Olympus BX-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга-Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ( $\lambda=1,5406\text{\AA}$ ) с использованием никелевого  $K_{\beta}$ -фильтра. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием по-

рошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1). Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

#### Результаты и их обсуждение

Металлографически установлено, что после СВ граница соединения композиционного материала (КМ) имеет характерный волновой профиль, средние на базе 100 мм шаг и амплитуда которого составляют 1800 и 300 мкм, соответственно (рис. 1).

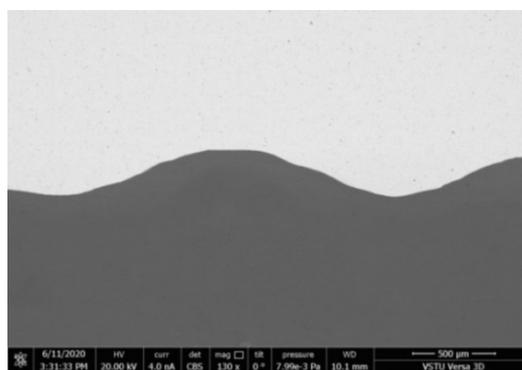


Рис. 1. СЭМ-изображение зоны соединения ВТ1-0-АД1 после СВ

Металлографические исследования КМ после ТО показали, что повышение температуры и времени нагревов при достижении диффундирующими элементами концентраций, соответствующих пределу растворимости при данной температуре, приводит к зарождению и росту диффузионной зоны (ДЗ) на границе раздела титан-алюминий (рис. 2).

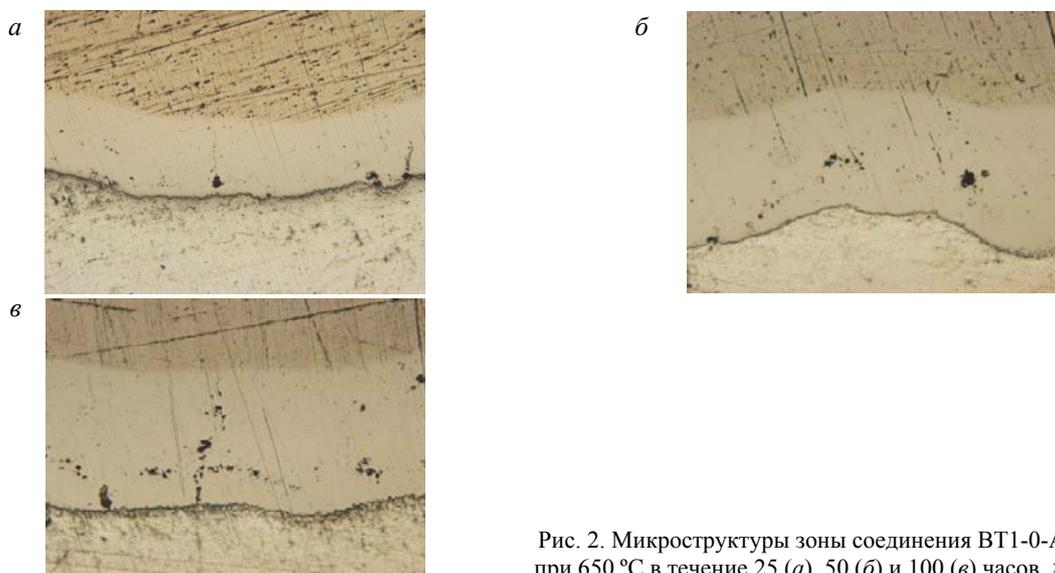


Рис. 2. Микроструктуры зоны соединения ВТ1-0-АД1 после ТО при 650 °С в течение 25 (а), 50 (б) и 100 (в) часов.  $\times 200$

ДЗ представляет собой сплошной практически равномерный по толщине слой, повторяющий волнообразный контур границы свар-

ного соединения. Алюминиевый слой не содержит визуальн о различимых пор (рис. 3).

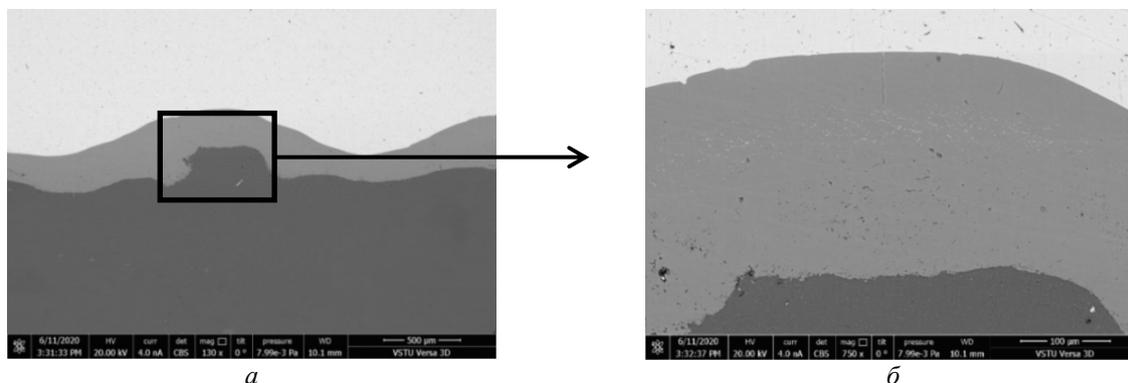


Рис. 3. СЭМ-изображения ДЗ в КМ ВТ1-0-АД1 после ТО 650 °С, 100 ч с различным увеличением

Установлено, что в исследованном временном диапазоне (до 100 ч) зависимость толщины ДЗ от времени выдержки подчиняется параболическому закону (рис. 4). Расчетный коэффициент скорости роста прослойки при температуре ТО составил 670 мкм<sup>2</sup>/с. Сравнение полученных данных с данными по кинетике

роста ДЗ при 630 °С свидетельствует о значительной интенсификации процесса диффузии. Так, если после 100 часовой выдержки при 630 °С толщина ДЗ составляла ~ 160 мкм [19], то после аналогичной выдержки при 650 °С – 260 мкм, т. е. прирост составил почти 40 %.

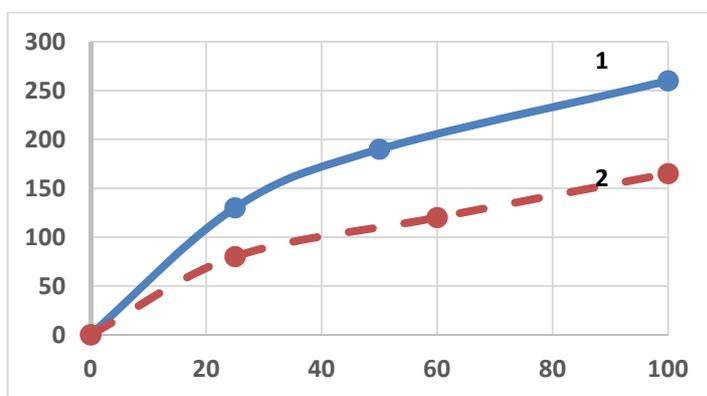


Рис. 4. Кинетика роста ДЗ на межслойной границе композитов ВТ1-0-АД1 при температуре 650 °С (1) и 630 °С (2)

Микротвердость ДЗ составляла 5,3–5,5 ГПа и не зависела от времени выдержки, что косвенно подтверждает стабильность фазового и химического состава ДЗ, которые исследовали на втором этапе.

Более детальные электронномикроскопические исследования ДЗ свидетельствуют о том, что ее структура в непосредственной близости к алюминиевому слою гетерогенна и представляет собой округлые интерметаллидные включения в алюминиевой матрице (рис. 5).

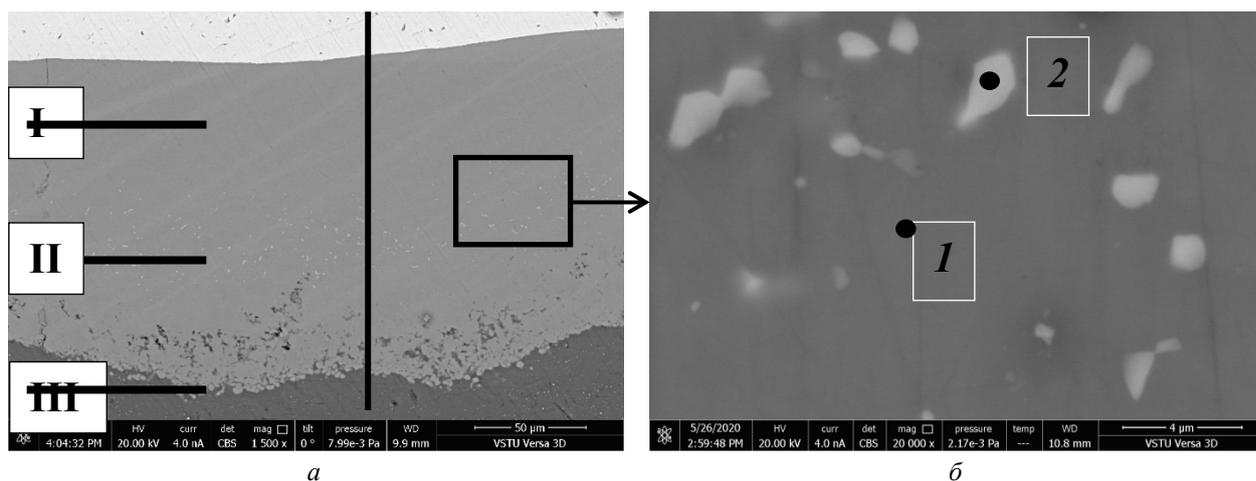


Рис. 5. СЭМ-изображения ДЗ в КМ ВТ1-0-АД1 после ТО 650 °С, 25 ч с различным увеличением. Вертикальной линией и точками показаны области ЭДС анализа химического состава. Горизонтальные линии показывают сечения ДЗ, в которых проводился рентгенофазовый анализ

Обнаруженные различия в структуре ДЗ могут говорить о возможном частичном подплавлении алюминиевого слоя в процессе ТО вследствие протекания экзотермической реакции образования интерметаллида. Согласно результа-

там ЭДС анализа (сканирование по линии), в ДЗ в среднем содержится ~75 ат. % Al, ~25 ат. % Ti, т. е. состав соответствует интерметаллиду  $TiAl_3$  (рис. 6).

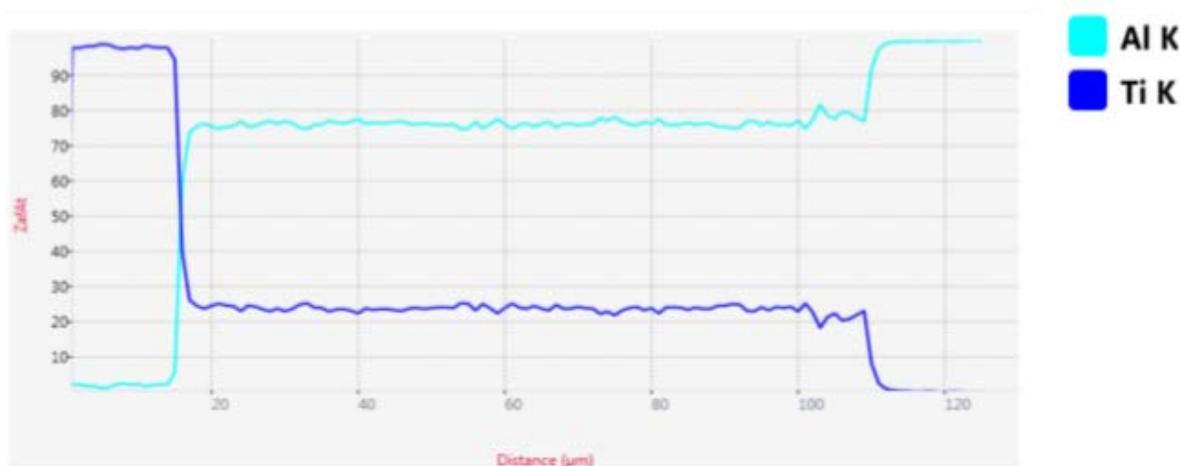


Рис. 6. Распределение химических элементов по толщине ДЗ (линия сканирования указана на рис. 5)

На границе раздела гомогенного слоя, примыкающего к титану, и гетерогенного слоя, примыкающего к слою алюминия, присутствуют светлые включения микронных размеров (рис. 5, б) с составом ~75 ат. % Al, ~10 ат. % Ti и ~15 ат. % Fe. Эмиссионные спектры, полу-

ченные при точечном ЭДС анализе, приведены на рис. 7, а результаты их обработки сведены в таблицу. Следует отметить, что наличие в указанных фазах в качестве третьего компонента железа может быть обусловлено только составом исходных сплавов титана и алюминия.

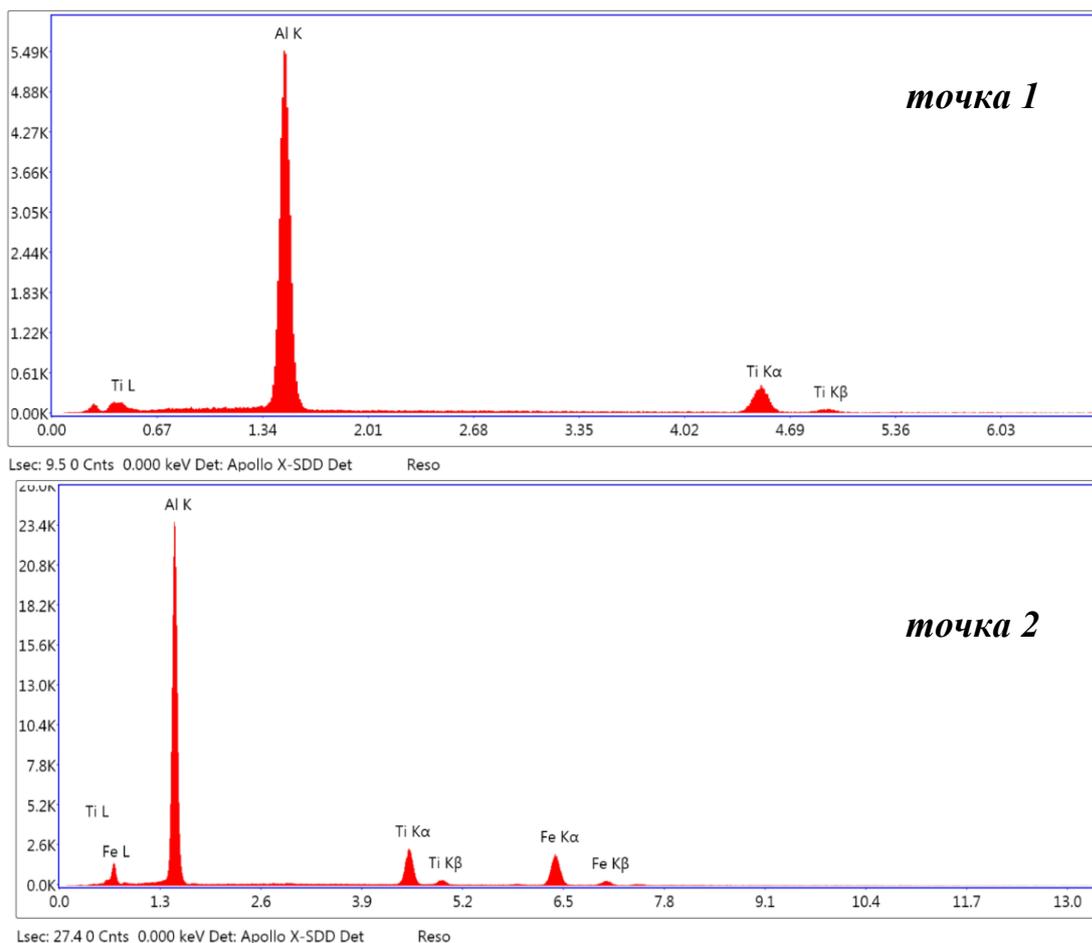


Рис. 7. Эмиссионные спектры, полученные при точечном анализе химического состава ДЗ (точки сканирования указаны на рис. 5)

**Результаты точечного ЭДС анализа состава ДЗ**

Точка (см. рис. 5)	Содержание элемента, ат. %			Предполагаемая Фаза
	Al	Ti	Fe	
1	75,64	24,36	–	TiAl <sub>3</sub>
2	74,7	9,96	15,34	Al <sub>3</sub> Ti <sub>0,75</sub> Fe <sub>0,25</sub>

Согласно литературным данным [20], в системе Al-Ti-Fe возможно образование тройных соединений, например, кубической фазы L12 Al<sub>3</sub>Ti<sub>0,75</sub>Fe<sub>0,25</sub> или бинарного интерметаллида TiAl<sub>3</sub>, в котором растворяется ~1,2 ат. % железа.

Для уточнения полученных данных по химическому составу ДЗ и отдельных включений проводили послойный рентгенофазовый анализ (рис. 8). На всех полученных дифрактограммах присутствуют только рефлексы алю-

миния, титана и интерметаллида TiAl<sub>3</sub>. Это, с одной стороны, подтверждает выводы о составе ДЗ, а с другой стороны, свидетельствует об отсутствии ясности в природе железосодержащих включений. Отсутствие соответствующих рефлексов интерметаллидных соединений, может быть обусловлено малым количеством включений (ниже предела обнаружения) и низкой симметрией представляющих их фаз или же свидетельствовать о формировании твердого раствора на базе интерметаллида TiAl<sub>3</sub>.

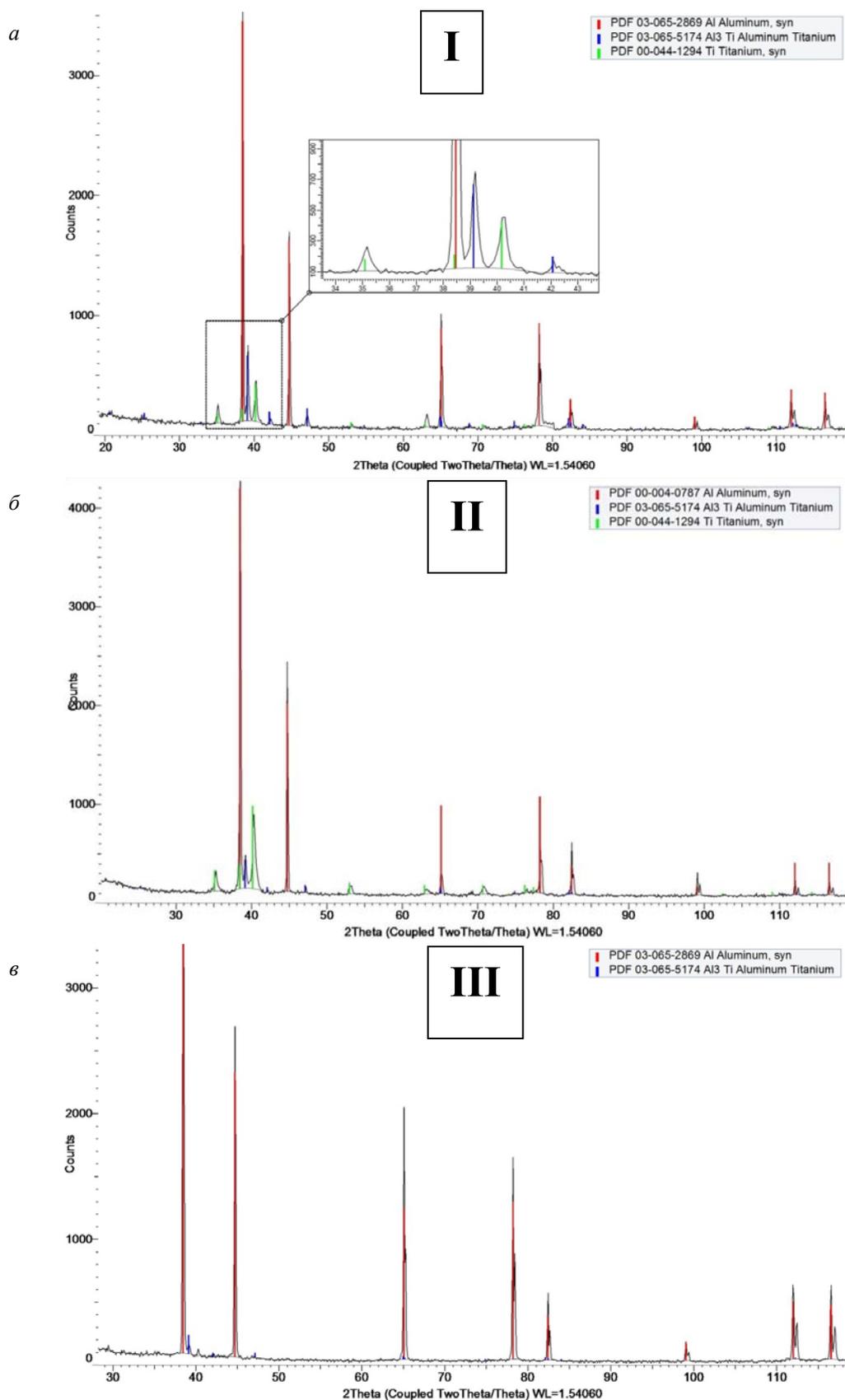


Рис. 8. Диффрактограммы, снятые на различной глубине (см. рис. 5, *a*) ДЗ в КМ состава ВТ1-0-АД1 после ТО по режиму 650 °С, 25 ч

В ходе экспериментов был обнаружен факт разрушения КМ после ускоренного охлаждения в воде с температуры ТО. Наиболее вероятной причиной этого являются внедренные термические напряжения, возникающие в ком-

позите при охлаждении. Исследование показало, что разрушение происходит по гетерогенной зоне, где мелкие интерметаллидные включения  $TiAl_3$  расположены в алюминиевой матрице (рис. 9).

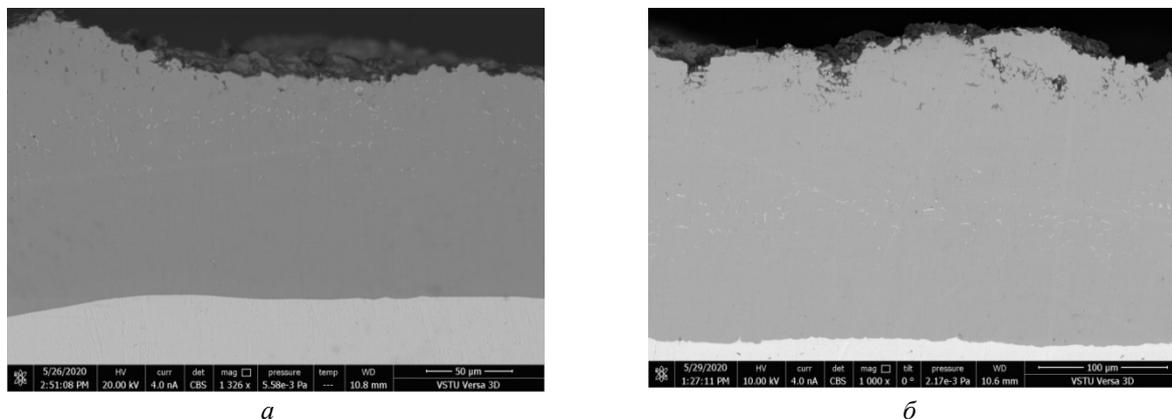


Рис. 9. СЭМ-изображения структуры КМ BT1-0-AD1 после ТО 650 °C и ускоренного охлаждения в воде в течение 50 (а) и 100 ч (б)

Полученный результат является чрезвычайно важным с точки зрения реализации комплексной технологии получения покрытия, поскольку с одной стороны позволяет без каких-либо дополнительных операций удалять алюминиевый слой, не вовлеченный в диффузионные процессы, а с другой - формировать на поверхности титана интерметаллидное покрытие. Причем варьирование временем выдержки в довольно широких пределах позволяет изменять толщину покрытия.

#### Выводы

1. В результате ТО при температуре 650 °C на межслойной границе сваренного взрывом титано-алюминиевого композита происходит формирование сплошной ДЗ, которая с ростом времени выдержки увеличивается в толщине согласно параболическому закону. Микротвердость ДЗ составила 5,3-5,5 ГПа.

2. Рентгеноструктурные и энергодисперсионные исследования показали содержание по всей толщине ДЗ 75 ат. % Al и 25 ат. % Ti, свидетельствующее о наличии интерметаллида  $TiAl_3$ . В составе ДЗ имеются железосодержащие включения микронных размеров. Фазовый и химический состав ДЗ не зависит от времени выдержки при ТО.

3. Ускоренное охлаждение сваренных взрывом композитов с температуры термообработки приводит к самопроизвольному отделению алюминиевого слоя с формированием на по-

верхности титана покрытия на основе интерметаллида  $TiAl_3$ .

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Pöttgen, R. Intermetallics : Synthesis, Structure, Function/ Rainer Pöttgen, Dirk Johrendt.-Walter de Gruyter GmbH Berlin/Boston.- 2014.- 294 p.
2. Heat Treatment of In Situ Laser-Fabricated Titanium Aluminide/ Shaik E. Hoosain, Sisa Pityana, Christopher S. Freemantle and Monnamme Tlotleng// Metals 2018, 8, 655.
3. Structure and oxidation behavior of  $\gamma$ -TiAl coating produced by laser cladding on titanium alloy / I. N. Malutina, H. Si-Mohand, J. Sijobert, P. Bertrand, D. V. Lazurenko, I. A. Bataev // Surface & Coatings Technology (Surface and Coatings Technology). - 2017. - Vol. 319. - P. 136-144.
4. Effect of surface aluminizing on long-term high-temperature thermal stability of TC4 titanium alloy/ Jingjie Dai, Jiyun Zhu, Lei Zhuang and Shouying Li// Surface Review and Letters, Vol. 23, No. 2 (2016) 1550102.
5. Aluminizing of TiAl-Based Alloy Using Thermal Spray Coating /Tomohiro Sasaki,Takahiro Yagi and Takehiko Watanabe// Materials Science Forum. Vols. 654-656, pp 1884-1887.
6. Tribological properties of detonation coatings based on titanium aluminides and aluminum titanate / V. E. Olikier [et al] // Powder Metallurgy and Metal Ceramics, Vol. 44, Nos. 11-12, 2005, pp. 531-536.
7. Synthesis of porous Al/Al<sub>3</sub>Ti composite with hierarchical open-cell structure for combining with phase change material/ Asuka Suzuki, Shohei Miyake, Wataru Naruse, Naoki Takata, Makoto Kobashi// Journal of Alloys and Compounds 770 (2019) 1100-1111.
8. In situ synthesis of titanium-aluminides in coating with supersonic free-jet PVD using Ti and Al nanoparticles/ A. Yumoto, F. Hiroki, I. Shiota, N. Niwa// Surface and Coatings Technology 169 – 170(2003)499–503.
9. Formation and Study of Electrospark Coatings Based on Titanium Aluminides/S. A. Pyachin, A. A. Burkov and

- V. S. Komarova// Journal of Surface Investigation. X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques, 2013, Vol.7, No. 3, pp. 515–522.
10. Effect of oxidation resistant Al<sub>3</sub>Ti coating on tensile properties of a near  $\alpha$ -Ti alloy/ Chandrakant Parlikar, MdZafir Alam, Rajdeep Sarkar, Dipak K. Das// Surface & Coatings Technology 236 (2013) 107–117.
11. Thermodynamic study on pack aluminizing systems of pure titanium and nickel / H. R. KARIMI ZARCHI, M. SOLTANIEH, M. R. ABOUTALEBI, X. GUO// Trans. Nonferrous Met. Soc. China 23(2013) 1838-1846
12. Titanium aluminide coating on titanium surface using three-dimensional microwelder/ Naoki Mizutaa, Kiyotaka Matsuura, Soshu Kirihara, Yoshinari Miyamoto// Materials Science and Engineering A 492 (2008) 199–204.
13. Wear and Corrosion Resistance of Pure Titanium Subjected to Aluminization and Coated with a Microarc Oxidation Ceramic Coating/ Chia-Jung Hu, Po-Han Chiu// Int. J. Electrochem. Sci., 10 (2015) 4290 – 4302.
14. Microstructure and oxidation of hot-dip aluminized titanium at high temperature/ Wang Deqing, Shi Ziyuan, Teng Yingli// Applied Surface Science 250 (2005) 238–246.
15. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгуи, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва: Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
16. Трыков, Ю.П. Диффузионные процессы в сваренных взрывом титано-алюминиевых соединениях / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, А. Н. Жоров // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 2. – С. 19–23.
17. Гуревич, Л. М. Структурообразование в титано-алюминиевых композитах в присутствии жидкой фазы / Л. М. Гуревич [и др.] // Журнал функциональных материалов. – 2008. – Т. 2, № 4. – С. 153–157.
18. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистом титано-алюминиевом композите ВТ1-АД1 при повышенных температурах / Ю. П. Трыков [и др.] // Известия Волгоградского государственного технического университета: межвуз. сб. науч. ст. №3(29)/ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 5-8.
19. Киселев, О. С. Разработка технологии получения слоистых интерметаллидных титано-алюминиевых композитов на основе изучения трансформации структурно-механической неоднородности : автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.09 / О. С. Киселев. – Волгоград, 2013. – 205 с.
20. Schuster, J. C. Reassessment of the Binary Aluminum-Titanium Phase Diagram / Julius C. Schuster, Martin Palm // Journal of Phase Equilibria and Diffusion. Vol. 27. № 3. 2006. – P. 255 – 277.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-14-17

**В. Г. Шморгуи, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. А. Артемьев, О. М. Чукова**  
**ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ПОКРЫТИЙ**  
**НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ МЕДИ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследована износостойкость диффузионных покрытий системы Al-Cu, полученных с использованием сварки взрывом и последующей термообработки на режимах, обеспечивающих твердо- и жидкофазное взаимодействие, произведена оценка их триботехнических характеристик при царапании и в условиях абразивного износа.

*Ключевые слова:* износостойкость, покрытия, алюминиды меди, сварка взрывом, термообработка, диффузия.

**V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, A. A. Artem'ev, O. M. Chukova**

**ESTIMATION OF WEAR RESISTANCE OF INTERMETALLIC**  
**COATINGS BASED ON COPPER ALUMINIDES**

**Volgograd State Technical University**

The wear resistance of the Al-Cu system diffusion coatings, obtained using explosion welding and subsequent heat treatment in modes providing solid and liquid-phase interaction, was investigated, and their tribotechnical characteristics were assessed during scratching and under conditions of abrasive wear.

*Keywords:* wear resistance, coatings, copper aluminides, explosion welding, heat treatment, diffusion.

**Введение**

Нанесение износостойких покрытий – хорошо известный и наиболее распространенный метод повышения триботехнических свойств

материалов. На его базе успешно реализованы различные технологические решения, позволяющие существенно улучшить качество поверхностного слоя.

© Шморгуи В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Артемьев А. А., Чукова О. М., 2020.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

Проблема повышения стойкости к износу металла с высокой электро- и теплопроводностью, такому как алюминий, весьма актуальна. Технологически задача повышения износостойкости алюминиевых изделий усложняется тем, что ее решение не должно повлечь существенного снижения их функциональных свойств (высокой электро- и теплопроводности) [1, 2].

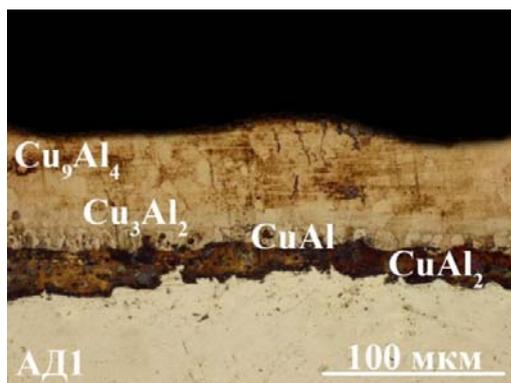
Для создания износостойких покрытий на основе интерметаллидов часто применяют комбинированные технологии, включающие операции предварительного нанесения на поверхность детали слоя металла, способного образовывать с металлом основы интерметаллидные соединения, и последующей термообработки (ТО). Применение сварки взрывом (СВ) для предварительного нанесения меди на поверхность алюминия обусловлено рядом преимуществ, основным из которых является возможность создания композиции с прочноплотным соединением сло-

ев. Последующая холодная прокатка сваренного взрывом биметалла позволяет добиваться требуемой толщины плакировки [1].

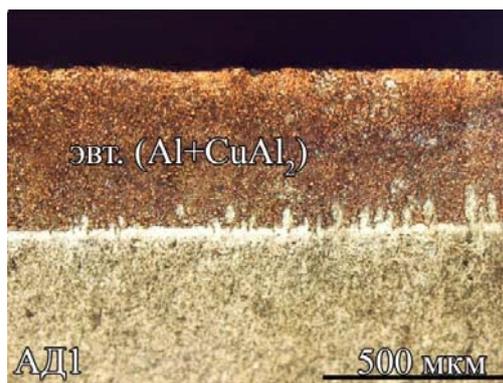
В литературе практически отсутствуют данные по износостойкости интерметаллидных покрытий системы Al-Cu, поэтому, целью данной работы явилось исследование износостойкости покрытий на основе алюминидов меди.

**Материалы и методы исследования**

В данной работе покрытия на поверхности алюминия получали при ТО сваренного взрывом алюминия АД1 (16 мм) с медью М1 (0,1 мм) по двум режимам (рис. 1). ТО при 530 °С с выдержкой 30 ч обеспечила диффузионное взаимодействие в твердой фазе. Покрытие получали после механического удаления непрореагировавшего слоя меди. Режим жидкофазного взаимодействия (580 °С, 0,25 ч), обеспечил формирование покрытия после полного растворения медного слоя.



a



б

Рис. 1. Микроструктуры покрытий системы Al-Cu, сформированных при ТО: 530 °С, 30 ч (a) и 580 °С, 0,25 ч (б)

ТО проводили в печи SNOL 8.2/1100. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Химический состав покрытий определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа Versa 3D Dual Beam.

Царапание поверхности полученных покрытий выполняли на установке Nanotest 600 (Micro Materials Ltd., U.K.), в которой для царапания использовался конусный индентор. Режим определения износостойкости: длина сканирования (царапины) – 800 мкм; профиль нагружения показан на рис. 2; нагрузка при определении топографии поверхности – 1 мН; цикл царапания – топография (1 мН), царапина (200 мН), топография (1 мН), царапина (200 мН), топография (1 мН); температурный диапазон измере-

ний – 20 – 400 ± 0,1 °С (нагрев только образца); атмосфера – воздух; количество царапин в серии – 6.

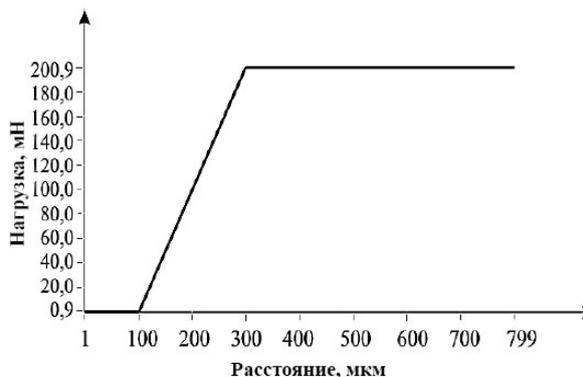


Рис. 2. Профиль нагружения образца в процессе сканирования (царапания)

Для проведения измерений использовалась плоскопараллельная геометрия образцов, что обеспечивалось их торцеванием на токарном станке. На подложку образцы крепили с помощью быстросохнущего или высокотемпературного клея (в зависимости от температуры эксперимента).

Испытания на абразивный износ проводили на установке (рис. 3, а), предназначенной для испытания материалов на изнашивание о закрепленный абразив. Испытуемый образец и контр тело контактировали по схеме «палец – диск». На плоской поверхности вращающегося

диска 2 крепилась абразивная бумага. Образец 1, находящийся в держателе, прижимался грузом 3 к поверхности диска (шкурки). Образцы 1 для испытаний (рис. 3, б) с размерами  $3 \times 3 \times 10$  мм, вырезали с помощью отрезных кругов. Образцы фиксировали в зажимном устройстве 4, соединяющемся с консолью посредством шарнира, свободно вращающегося на шарикоподшипниках, и прижимали к абразивной истирающей поверхности в виде диска со шлифовальной бумагой КК19ХW, зернистостью 32-Н (по ГОСТ Р 52381-2005) при статической нагрузке 4,2 Н.

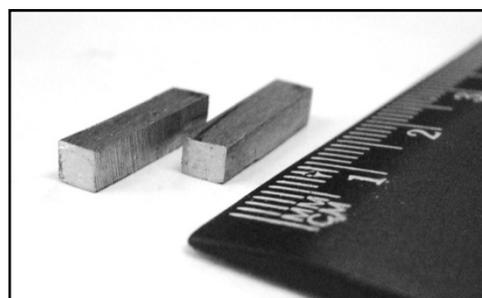
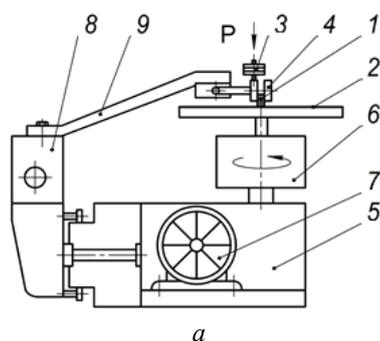


Рис. 3. Экспериментальная установка (а) и образцы (б) для испытаний на абразивное изнашивание: 1 – образец; 2 – диск с шлифовальной бумагой; 3 – груз; 4 – зажимное устройство; 5 – станина; 6 – патрон; 7 – электродвигатель; 8 – каретка; 9 – консоль

В процессе испытаний вращающий момент с электродвигателя через редуктор передается на патрон с зажатым в него истирающим диском, приводя его во вращение со скоростью 12 об/мин, синхронизированное с поступательным движением каретки, обеспечивающим радиальную подачу образца 3 мм/об. Таким образом, движение образца, сопряженного с истирающей поверхностью, осуществляется по спирали Архимеда по пути длиной 19 м.

#### Результаты и их обсуждение

Покрытие на поверхности алюминия, полученное по режиму твердофазного взаимодействия, имело слоистую структуру. В его состав входили интерметаллидные прослойки  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{CuAl}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Al}_2$  и  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  (рис. 1).

Покрытие на поверхности алюминия, сформированное при жидкофазном взаимодействии, толщиной  $\sim 450$  мкм имело однородную мелкодисперсную эвтектическую структуру с небольшим количеством хлопьевидных включений у границы с алюминием (рис. 1, б). Анализ распределение химических элементов по толщине покрытия (рис. 4) показал, что на поверхности алюминия из-за мелкодисперсной эвтек-

тической структуры распределение химических элементов по толщине достаточно неоднородно, но усредненное значение концентрации элементов находится на уровне эвтектической ( $\text{CuAl}_2 + \text{Al}(\text{Cu})$ ).

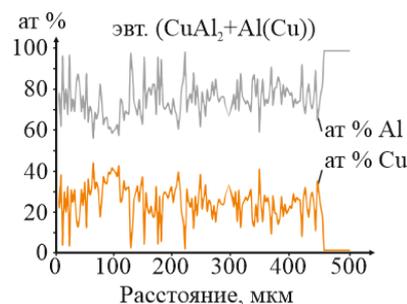


Рис. 4. Распределение химических элементов по толщине покрытий системы Al-Cu

На рис. 5 представлена общая динамика проседания индентора при царапании во всем исследованном диапазоне температур. Относительная износостойкость, рассчитанная по отношению глубин проседания индентора в поверхность алюминия и покрытия, составила, соответственно, 7 и 20. Значения глубины проседания индентора в покрытия, полученные

при ТО по режиму твердо и жидкофазного взаимодействия, практически не отличались.

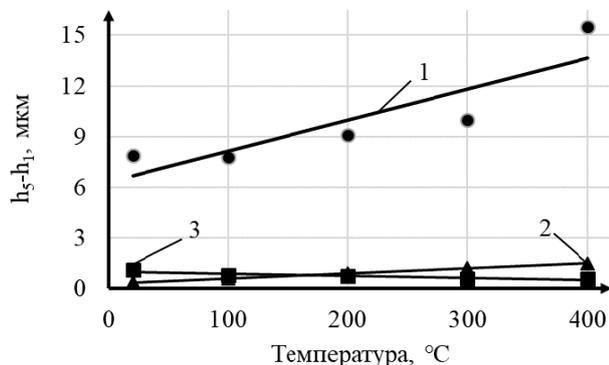


Рис. 5. Динамика проседания индентора при многократном царапании поверхности алюминия (1) и покрытий системы Al-Cu, полученных после ТО по режиму твердо- (2) и жидкофазного (3) взаимодействия

Испытания на абразивное изнашивание сформированных на поверхности алюминия покрытий показали следующее. Стойкость к абразивному износу (рис. 6) интерметаллидных покрытий в 1,4–1,7 раз превышает износостойкость алюминиевой основы. Так, потеря объема покрытия, сформированного в условиях твердофазного взаимодействия, составила 1,774 мм<sup>3</sup> (-20 %) от изначального объема (8,87 мм<sup>3</sup>), при этом потеря объема алюминиевого образца без покрытия составила 12,70 мм<sup>3</sup>. Потеря объема при абразивном износе покрытий, сформиро-

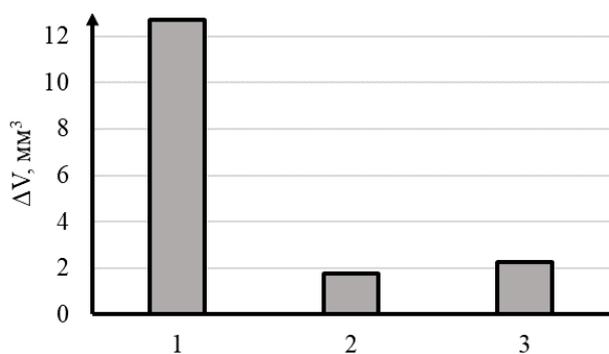


Рис. 6. Потеря объема ΔV алюминиевых (1) образцов и покрытий, сформированных после ТО по режиму жидко- (2) и твердофазного (3) взаимодействия, после испытаний на абразивное изнашивание

ванных в условиях жидкофазного взаимодействия, составила 2,27 мм<sup>3</sup> (от изначального объема – 11,35 мм<sup>3</sup>), что также составляет (-20 %).

Расхождение полученных данных с результатами царапания алмазным индентором объясняется различными механизмами деструкции поверхностных слоев материала. При трении образцов о шлифовальную бумагу наблюдается многократная пластическая деформация материала формирующихся по границам царапин бугров, в результате чего протекают процессы его упрочнения и накопления повреждений. По исчерпанию запаса пластичности данные микрообъемы материала выкрашиваются при последующем воздействии абразивных частиц. Вместе с тем, при повышении температуры испытаний следует ожидать увеличения относительной износостойкости покрытий, что косвенно подтверждают испытания при царапании в диапазоне температур 200–400 °C (рис. 6, 7).

**Вывод**

Относительная износостойкость диффузионных покрытий системы Al-Cu, полученных с использованием сварки взрывом и последующей термообработки на режимах, обеспечивающих твердо и жидкофазное взаимодействие, рассчитанная по отношению глубин проседания индентора в поверхность алюминия и в поверхность покрытий, составляет, соответственно, 7 (при комнатной температуре) и 20 (при 400 °C). Стойкость к абразивному износу интерметаллидных покрытий при комнатной температуре в 1,4–1,7 раз превышает износостойкость алюминиевой основы.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
2. 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.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-18-20

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Е. В. Кузьмин, В. П. Кулевич***ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ  
НА ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ  
СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ СКМ МЕДЬ М1 + АЛЮМИНИЙ АД1\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние ультразвукового воздействия на диффузионные процессы в сваренном взрывом композите медь-алюминий при термообработке. Установлено, что ультразвуковые колебания приводят к интенсификации диффузионных процессов.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, ультразвук, интерметаллиды системы Cu-Al, микротвердость.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, E. V. Kuzmin, V. P. Kulevich***INFLUENCE OF ULTRASONIC IMPACT ON DIFFUSION PROCESSES  
DURING HEAT TREATMENT OF THE EXPLOSION WELDED  
COPPER M1 + ALUMINUM AD1 COMPOSITE****Volgograd State Technical University**

The effect of ultrasonic action on diffusion processes in an explosion welded copper-aluminum composite during heat treatment has been investigated. It has been established that ultrasonic vibrations lead to intensification of diffusion processes.

*Keywords:* explosion welding, ultrasound, Cu-Al intermetallic compounds, microhardness.

Слоистые медно-алюминиевые композиты нашли широкое применение в различных отраслях промышленности [1]. Одним из наиболее распространенных и перспективных методов их получения является сварка взрывом (СВ) [1, 2] и комплексные технологии, включающие наряду со СВ последующую обработку давлением и термообработку (ТО), приводящие к формированию на межслойных границах диффузионных прослоек [3], которые могут оказывать как положительное, так и отрицательное воздействие на их свойства [4, 5, 6].

Известно, что ультразвуковое воздействие на кристаллы (эффективное лишь при превышении некоторого порога мощности акустических колебаний) сопровождается увеличением (на один – два порядка) плотности дислокаций и значений эффективных коэффициентов диффузии [7]. Рост эффективных коэффициентов диффузии наблюдается и в металлических сплавах. Так, например, при фиксированной температуре при ультразвуковом воздействии (в определенном интервале значений амплитуды подводимых акустических колебаний) коэффициент диффузии углерода в сталях увеличивается в 2–3 раза [8]. Следует ожидать, что

подобный эффект будет наблюдаться и при ТО сваренных взрывом слоистых композитов на их межслойных границах.

На основании изложенного целью работы явилось исследование влияния параметров термического и ультразвукового воздействия на скорость диффузионных процессов в сваренном взрывом биметалле М1 + АД1.

**Материалы и методы  
исследований**

Сварку взрывом отоженных пластин меди М1 и алюминия АД1 толщинами 6 и 7 мм, соответственно, проводили по плоскопараллельной схеме на режиме ( $V_k = 2100$  м/с,  $V_c = 420$  м/с), обеспечивающем качественное соединение слоев с минимальным уровнем физической и химической микронеоднородности на межслойной границе.

Изготовленные биметаллические образцы делили на две группы: подвергаемые ультразвуковому воздействию при ТО и контрольные.

Подвергаемый ультразвуковому воздействию биметаллический образец помещали в печь SNOL 8,2/1100. Крепление образцов к волноводу проводилось как со стороны медного слоя, так и со стороны алюминиевого. Свободный

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кузьмин Е. В., Кулевич В. П., 2020.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

конец волновода через технологическое отверстие в дверце печи надежно крепился к пьезо-керамическому преобразователю, который устанавливался на лабораторном штативе непосредственно возле печи (рис. 1). Преобразователь подключался к генератору ультразвука УЗГИ-2 (Амплитуда – 5–7 мкм, мощность – до 2 кВт (200 Вт на пластину) частота – 20 кГц).

ТО биметалла М1 + АД1 проводилась при температурах, обеспечивающих твердофазное взаимодействие на межслойной границе (500 и 530 °С) в течение 5–90 мин при одновременном воздействии ультразвуковых колебаний в режиме резонанса. Рядом с испытуемыми, в печи располагали контрольные образцы, на которые воздействие УЗ не производилось.

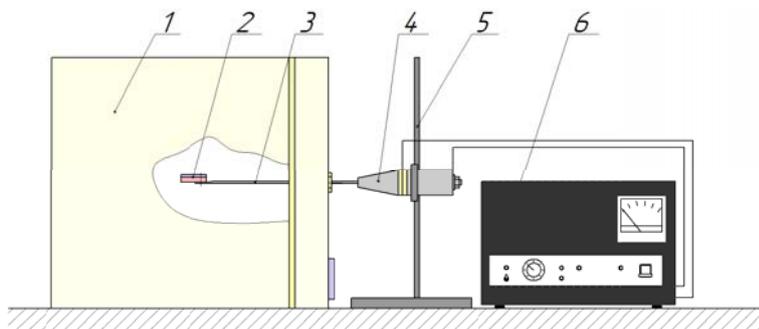


Рис. 1. Схема эксперимента:

1 – печь SNOL 8,2/1100; 2 – биметаллический образец (М1 + АД1); 3 – стальной волновод; 4 – пьезокерамический преобразователь; 5 – регулируемый штатив; 6 – генератор ультразвука УЗГ И-2

Металлографические исследования диффузионной зоны проводили на модульном моторизованном оптическом микроскопе Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ESO. Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1).

**Результаты и их обсуждение**

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что в образцах, подвергнутых ультразвуковым колебаниям через медный слой, рост диффузионной зоны наблюдается вплоть до 90 мин выдержки, после чего композиция расслаивается. При этом средняя толщина диффузионной зоны при ТО по режиму 530 °С, 90 мин составила ≈ 49 мкм, что больше толщины диффузионной зоны в образцах, не испытывающих ультразвуковых колебаний (≈ 37 мкм) (рис. 2). Воздействие ультразвука через алюминиевый слой приводит к расслаюанию биметалла уже через 10–15 мин. Такое изменение в поведении композиции может быть связано с природой распространения УЗ через границы различных сред [9].

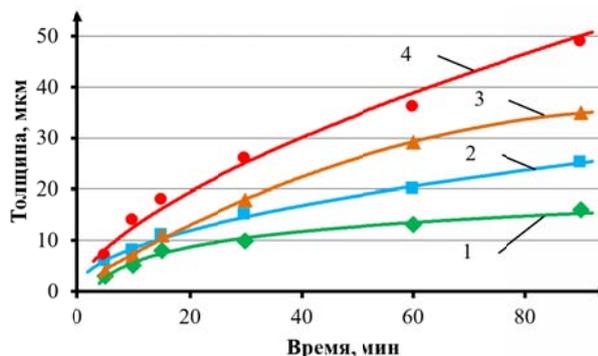


Рис. 2. Кинетика роста диффузионной зоны при 500 (1, 2) и 530 °С (3, 4) в образцах, подвергнутых ультразвуковым колебаниям через прикрепленный медный слой (2, 4), и без воздействия (1, 3)

Воздействие ультразвука не оказывает влияния на фазовый состав диффузионной зоны. Она состоит из трех прослоек (рис. 3), соответствующих интерметаллидам Cu<sub>9</sub>Al<sub>4</sub>, CuAl и CuAl<sub>2</sub>. Однако на всех образцах, подвергнутых ультразвуковому воздействию, в диффузионной зоне наблюдается большое количество трещин по границе интерметаллидов CuAl и CuAl<sub>2</sub>, которые приводят к расслаиванию композиции.

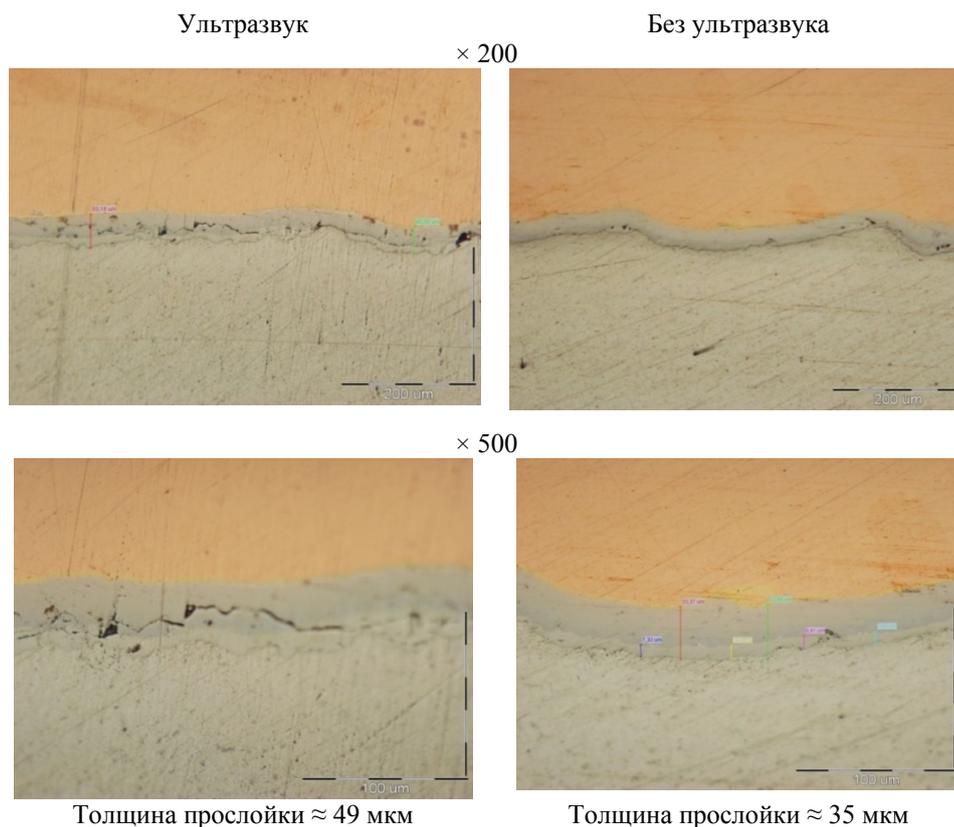


Рис. 3. Структура диффузионной зоны на границе медно-алюминиевого композита после ТО 530 °С, 90 мин с воздействием ультразвука и без

Анализ результатов термических испытаний медно-алюминиевых образцов под воздействием ультразвука показал, что рост диффузионной зоны подчиняется параболическому закону. Ультразвук способствует интенсификации диффузионных процессов на 30–40 % в сравнении с обычной ТО.

Предположительно, эффект ускорения диффузии связан с энергетическим вкладом от ультразвукового воздействия, способствующим движению точечных дефектов [10].

#### Выводы

1. Ультразвуковое воздействие на сваренный взрывом медно-алюминиевый композит при ТО способствует интенсификации диффузионных процессов на 30–40 %.

2. Длительное воздействие ультразвука на биметалл при ТО приводит к его расслаиванию по диффузионной зоне.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Материаловедение и технология композиционных материалов* : учебник. Доп. УМО вузов России по образованию в области металлургии / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов. – М., 2006. – 368 с.

2. *Лысак, В. И. Сварка взрывом* : монография / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М., 2005. – 544 с.

3. *Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия* : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва, 2016. – 346 с.

4. *Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке* / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М. : Машиностроение, 1975. – 192 с.

5. *Диаграммы состояния двойных металлических систем* / под общей редакцией Лякишева, т. 1. – Москва : Машиностроение, 1996. – 996 с.

6. *Структура и механические свойства слоистых интерметаллидных композитов систем Cu-Al и Ti-Fe* / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. А. Абраменко // *Вопросы материаловедения*. – 2007. – № 1. – С. 49–56.

7. *Тяпунина, Н. А. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами* / Н. А. Тяпунина, Е. К. Наими. – Москва : Изд-во МГУ, 1999. – 214 с.

8. *Кулемин, А. М. Ультразвук и диффузия в металлах* / А. М. Кулемин. – Москва : Металлургия, 1978. – 200 с.

9. *Исакович, М. А. Общая акустика* : учеб. пособие / М. А. Исакович ; И-во «Наука», Главная редакция физико-математической литературы, Москва – 1973.

10. *Олих, О. Я. Увеличение длины диффузии электронов в кристаллах р-кремния под действием ультразвука* / О. Я. Олих, И. В. Островский // *Физика твердого тела*. – 2002. – Т. 44. – № 7. – С. 1198–1202.

# ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762.4.04

DOI:10.35211/1990-5297-202010-245-21-25

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин,  
В. И. Лысак, Е. А. Косова, В. А. Безруков*

## РАЗРАБОТКА ТЕОРЕТИЧЕСКОГО ОБОСНОВАНИЯ И ПОДБОР РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ ЭФФЕКТИВНОЕ ПОВЫШЕНИЕ ПРОЧНОСТИ СЦЕПЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ «КАРБИД ХРОМА – ТИТАН» С ОСНОВОЙ\*

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

Исследованы основные количественные зависимости, связывающие параметры термической обработки плакированных твердыми сплавами деталей с их структурой и твердостью, а также прочностью сцепления покрытий с основой. Предложено теоретическое обоснование найденных закономерностей.

*Ключевые слова:* твердый сплав, покрытие, взрывное прессование, карбид хрома, титан, термическая обработка, микроструктура.

*A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, E. A. Kosova, V. A. Bezrukov*

## DEVELOPMENT OF A THEORETICAL JUSTIFICATION AND SELECTION OF HEAT TREATMENT MODES PROVIDING EFFECTIVE INCREASING THE ADHESION STRENGTH OF COATINGS OF THE "CHROME CARBIDE - TITANIUM" SYSTEM WITH THE BASE

Volgograd State Technical University

The main quantitative dependencies that relate the parameters of heat treatment of parts clad with hard alloys with their structure and hardness, as well as the adhesion strength of coatings to the substrate, are studied. The theoretical substantiation of the found regularities is proposed.

*Keywords:* hard alloy, coating, explosive pressing, chromium carbide, titanium, heat treatment, microstructure.

Как показали многочисленные исследования [1, 2], наиболее простой и эффективной в технологическом отношении схемой нагружения для нанесения покрытий из порошковых твердых сплавов является схема, предусматривающая размещение исходной смеси порошков

$\text{Cr}_3\text{C}_2$  и металлической связки непосредственно на рабочей поверхности заготовки детали и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 1).

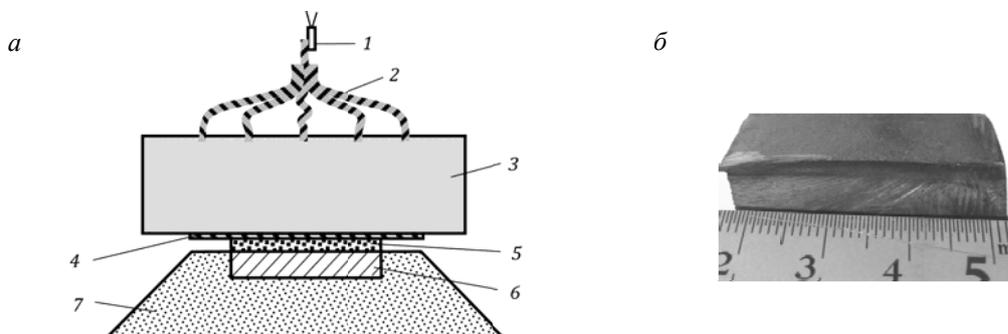


Рис. 1. Схема нагружения (а) и внешний вид полученных образцов (б):  
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка;  
5 – порошок; 6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка

© Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Косова Е. А., Безруков В. А., 2020.

\* Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках проекта № 18-08-00433 А.

При использовании данной схемы разогрев порошкового материала происходит не за счет теплообмена между ним и продуктами детонации, а в результате общего увеличения внутренней энергии порошка в ходе его необратимого сжатия в ударных волнах. Повышение давления в наносимом материале осуществляется ступенчато вследствие отражения движущейся по невозмущенному порошку ударной волны от поверхности покрываемой подложки, а затем и от промежуточной прокладки, отделяющей продукты взрыва от порошка. При этом рост температуры происходит в основном в первой волне, движущейся по невозмущенному порошку [3, 4], а максимальное давление его сжатия достигается в отраженных ударных волнах, что является оптимальным с точки зрения сварки давлением. После снятия давления в результате разлета продуктов детонации и разгрузки заготовки с покрытием слой спрессованного взрывом порошкового материала, претерпевший значительное необратимое уменьшения объема, имеет остаточную температуру, близкую к температуре разогрева в процессе ударно-волнового сжатия [3, 4], а монолитная подложка – температуру, лишь на несколько десятков градусов отличающуюся от начальной [5].

Снижение температуры покрытия за счет теплоотвода в подложку и окружающую среду должно сопровождаться его усадкой. Однако, вследствие наличия прочной связи порошкового слоя с основанием, будет происходить торможение этой усадки, в результате чего в покрытии, не зависимо от значения коэффициентов линейного расширения материалов, неизбежно будут возникать растягивающие напряжения. В случае, когда уровень этих напряжений превысит некоторый предел, произойдет отслоение покрытия.

Термическая обработка является эффективным средством повышения служебных (и в частности механических) свойств металлических и композиционных материалов. Положительно-го результата от ее применения можно ожидать и при разработке технологии получения покрытий из твердых сплавов взрывным прессованием. Поскольку при выборе режимов нагружения и составов порошковых смесей, обеспечи-

вающих получение твердых сплавов и покрытий из них на стадии прессования без спекания, ведущим фактором, определяющим прочность соединения покрытия с основой, является уровень остаточных напряжений [1], то в первую очередь должна быть исследована возможность использования такого вида термической обработки, как отжиг.

Для решения этой задачи образцы с покрытием из твердого сплава карбида хрома с 30 % титановой связки, нанесенным с использованием титановой прослойки [2] подвергали нагреву до температуры от 300 до 800 °С. Длительность выдержки при выбранной температуре составляла 1 час, охлаждение проводилось на воздухе. После термообработки производились измерения твердости и прочности соединения покрытий на срез, результаты которых представлены на рис. 2.

Анализ полученных данных показывает, что прочность соединения покрытий после нагрева до 300 °С практически не изменяется, затем резко возрастает, достигая максимума при температуре 400 °С, и далее снова достаточно быстро уменьшается, так, что при охлаждении после нагрева до 800 °С происходит отслоение покрытия.

Прочность соединения покрытия с основой после отжига при 400 °С достигает 130 МПа, что почти в два раза превышает ее значение до проведения термической обработки. При этом разрушение образцов при испытаниях происходит преимущественно по материалу твердого сплава (рис. 3), что говорит о достижении состояния равнопрочности на границах раздела «твердый сплав – титановая прослойка» и «титановая прослойка – стальная подложка».

Температура 400 °С попадает в интервал  $(0,3 \dots 0,4)T_{пл}$ , где  $T_{пл}$  – температура плавления титана. Данный интервал соответствует температуре начала рекристаллизации технически чистых металлов [6].

Проведение исследований микроструктуры полученных взрывным прессованием покрытий системы  $Cr_3C_2 - Ti$  показало, что в титановой связке твердых сплавов при температуре 400 °С действительно протекают процессы рекристаллизации, приводящие к появлению новых равноосных зерен размером 50...90 нм (рис. 4)

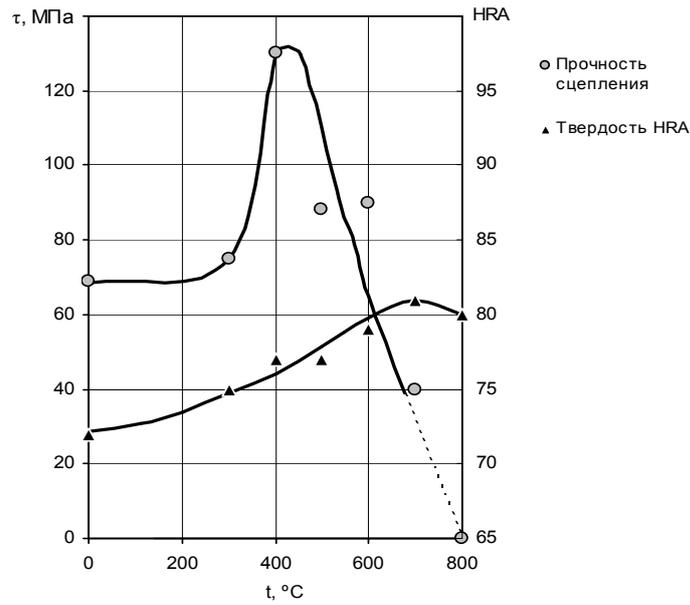
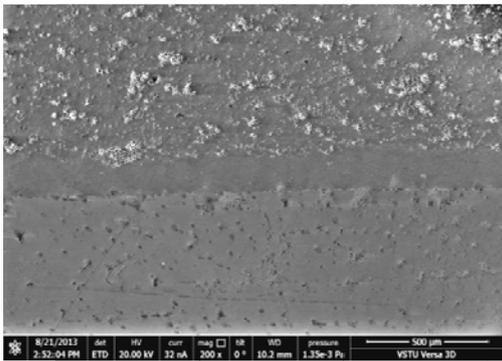
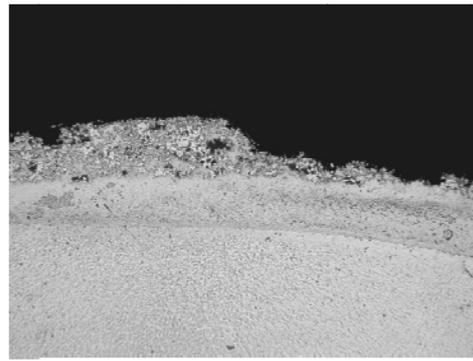


Рис. 2. Влияние температуры  $t$  термообработки на прочность соединения с основой  $\tau$  и твердость покрытия HRA

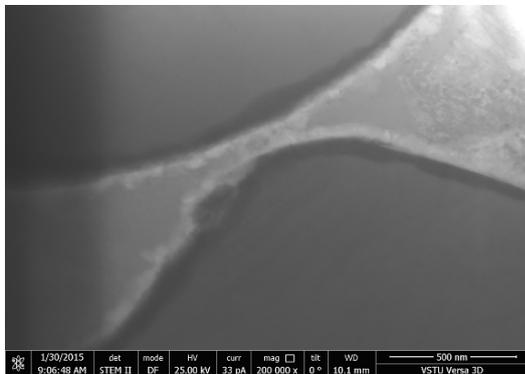


*a*

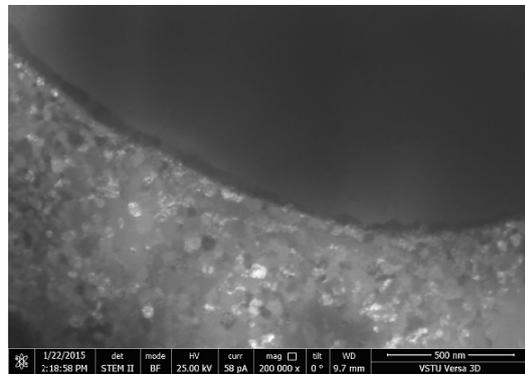


*б*

Рис. 3. Исходная микроструктура зоны соединения покрытия из твердого сплава с основой (*a*), РЭМ, FEI Versa 3D LoVac, и вид зоны разрушения образцов, отожженных при температуре 400 °C, после испытания на срез (*б*), оптическая микроскопия, Carl Zeiss Axiovert



*a*



*б*

Рис. 4. Микроструктура покрытий системы  $Ti_3C_2-Ti$  после взрывного прессования (*a*) и отжига при температуре 400 °C (*б*), фольга, РЭМ, FEI Versa 3D LoVac

Протекание рекристаллизационных процессов также хорошо различимо в титановой прослойке между твердым сплавом и стальным основанием, в структуре которой при 400 °С исходные вытянутые в направлении деформации

(перпендикулярно импульсу давления) зерна размером 500...800 нм (рис. 5, а) заменяются пространственно разориентированными равноосными зернами (рис. 5, б).

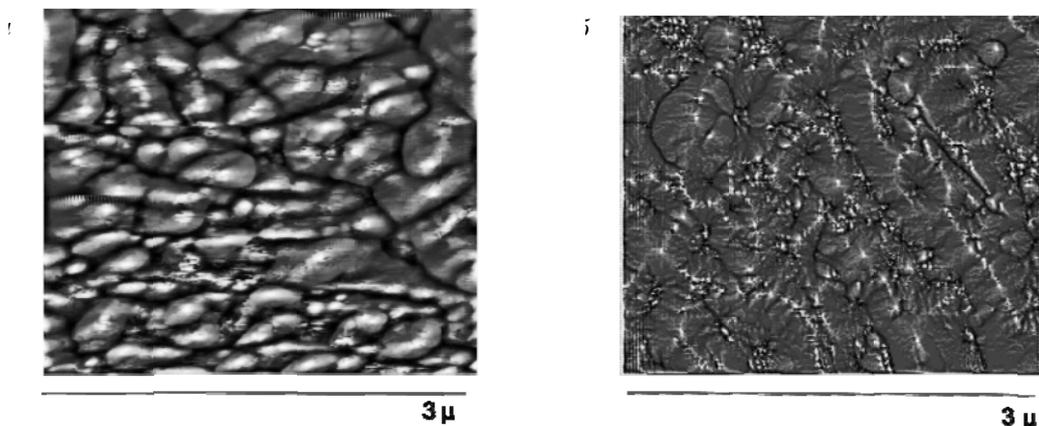


Рис. 5. Микроструктура титановой прослойки до термической обработки (а) и после отжига при температуре 400 °С (б), шлиф, АСМ, Solver Pro

Поскольку процесс рекристаллизации всегда сопровождается снятием существующих внутренних остаточных напряжений [6], то резкое возрастание прочности соединения покрытий с основой при увеличении температуры отжига до 400 °С (рис. 2), можно считать связанным с релаксацией (полной или частичной) сформировавшихся при охлаждении после взрывной обработки напряжений – растягивающих в покрытии и сжимающих в основе.

Уменьшение прочности соединения покрытий с основой при более высоких температурах отжига с этих позиций можно объяснить появлением новых напряжений, которые также связаны с торможением усадки, но возникают при охлаждении после термической обработки в условиях близких температур покрытия и подложки из-за разницы в значениях их коэффициента линейного расширения [7]. Поскольку численное значение этого коэффициента для твердых сплавов на основе карбида хрома

близко к  $\alpha = 9,9 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [8], а для малоуглеродистой стали в интервале температур от 20 до 700 °С – к  $\alpha = 15,3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  [9], то, очевидно, что их совместное охлаждение приведет к возникновению сжимающих напряжений в покрытии и растягивающих в основании. При температуре отжига, равной 800 °С, уровень вновь появившихся напряжений становится столь высок, что вызывает отслоение покрытия.

Описанный характер изменения напряженного состояния покрытия (растяжение при температурах отжига, меньших 400 °С, и сжатие при температурах от 400 до 700 °С) может объяснить также наблюдаемое увеличение твердости покрытий в интервале температур от 300 до 700 °С (см. рис. 2). Снижение твердости материала покрытия при температуре отжига, равной 800 °С, при этом может быть связано с релаксацией напряжений, вызванной отслоением покрытия от подложки.

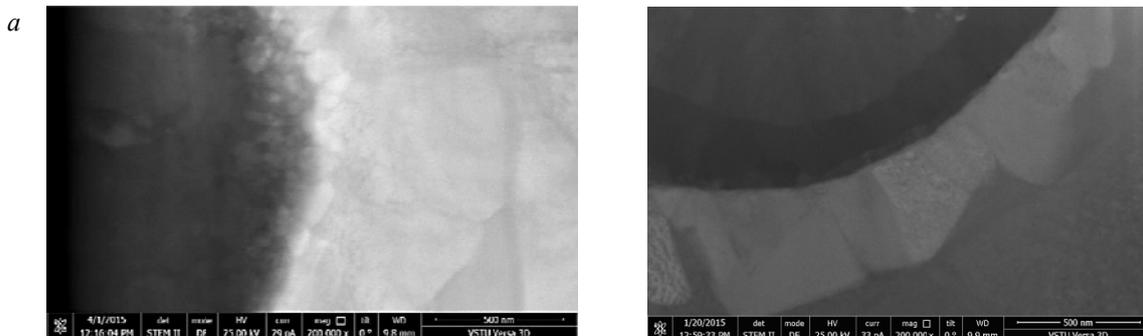


Рис. 6. Микроструктура границ между  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  и титаном после отжига при температуре 650 °С (а) и 700 °С (б), фольга, РЭМ, FEI Versa 3D LoVac

Следует отметить, что определенную роль в изменении прочности соединения покрытия с основой и его твердости при термической обработке может играть также начало процессов химического взаимодействия между компонентами твердосплавного покрытия [10]. Как показало исследование границ раздела между структурными составляющими покрытия (рис. 6) проявление подобных эффектов возможно, однако, лишь при температурах нагрева выше 650...700 °С и не может повлиять в связи с этим на уже сделанные предположения о причинах изменения прочности соединения и твердости при более низких температурах.

### Выводы

1. Увеличения прочности соединения покрытий из твердого сплава карбида хрома и титана с покрываемой поверхностью при наличии между ними металлической прослойки можно добиться термической обработкой – отжигом для уменьшения остаточных напряжений.
2. Оптимальная температура отжига должна обеспечивать протекание рекристаллизации в материале прослойки. При использовании в качестве металлической прослойки титана эта температура соответствует 400...420 °С.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Особенности сохранения порошковых покрытий системы Cr(3)C(2) – Ti при их нанесении на стальные основания с использованием нагружения плоской нормально падающей детонационной волной / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы мате-

риаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 40–44.

2. Способы повышения прочности сцепления покрытия из твердых сплавов системы Cr(3)C(2)–Ti со стальной подложкой / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин, Е. А. Иваненко, Д. О. Сагулев, Б. Б. Ионов, О. Гонсалес // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 11 (221) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»). – С. 62–66.

3. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.

4. Pruemmer, R. A. Explosive Compaction of Powders and Composites / R. A. Pruemmer, T. Balakrishna Bhat, K. Siva Kumar, K. Hokamoto. – Science Publishers, 2006. – 194 pp.

5. Физика взрыва / под ред. К. П. Станюковича. – 2-е изд., перераб. – М. : Наука, 1975. – 704 с.

6. Теория термической обработки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1986. – 480 с.

7. Металлирование / Н. В. Авдеев. – М. : Машиностроение, 1978. – 184 с.

8. Определение термомеханических свойств твердых сплавов системы Cr(3)C(2)–Ti с помощью полидисперсной модели / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. А. Глухенький // Инновации на основе информационных и коммуникационных технологий. Инфо 2014 : матер. XI междунар. науч.-практ. конф. (г. Сочи, 1–10 окт. 2014 г.) / Национальный исследовательский ун-т «Высшая школа экономики» [и др.]. – М., 2014. – С. 155–156.

9. Марочник сталей и сплавов. 2-е изд., доп. и испр. / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский [и др.] ; под общей ред. А. С. Зубченко. – М. : Машиностроение, 2003. – 784 с.

10. Исследование структуры и химического взаимодействия между составляющими твердых сплавов, полученных взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, Е. А. Иваненко, Д. М. Оджури, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 11 (221) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»). – С. 73–77.

УДК 678.743:539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2020-10-245-25-29

*Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова, А. С. Агейкин*

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ ФТОРОПЛАСТ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано структурообразование во фторопласт-алюминиевых композитах, полученных статическим и взрывным прессованием. Концентрация дисперсного алюминия составляла 50 и 70 % об. Во фторопласт-алюминиевых композитах после статического прессования обнаружено выкрашивание частиц металла, образующееся при подготовке микрошлифа, что свидетельствует о низкой адгезии полимера и металла. Получение фторопласт-алюминиевых композитов с помощью взрывного прессования приводит к формированию монолитного материала с высоким адгезионным взаимодействием компонентов и формированием металлического каркаса.

*Ключевые слова:* фторопласт, алюминий, композиты, статическое прессование, взрывное прессование, спекание, структуры, адгезионное взаимодействие.

© Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., Агейкин А. С., 2020.

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-03-00178.

*N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, D. V. Savin, G. V. Agafonova, A. S. Ageikin*

## STUDY OF THE STRUCTURE OF HIGHLY FILLED FLUOROPLAST-ALUMINUM COMPOSITES

Volgograd State Technical University

Structure formation in fluoroplastic-aluminum composites obtained by static and explosive pressing has been investigated. The concentration of dispersed aluminum was 50 and 70% vol. In fluoroplastic-aluminum composites, after static pressing, spalling of metal particles, formed during the preparation of a microsection, was found, which indicates low adhesion of the polymer and metal. The production of fluoroplastic-aluminum composites using explosive pressing leads to the formation of a monolithic material with a high adhesive interaction of the components and the formation of a metal frame.

*Keywords:* fluoroplastic, aluminum, composites, static pressing, explosive pressing, sintering, structures, adhesive interaction.

### Введение

В современной технике, в том числе военной и специальной, одними из основных применяемых антифрикционных полимеров являются фторопластовые материалы, обладающие низким коэффициентом трения, химической инертностью, теплостойкостью и широким интервалом рабочих температур [1–4]. Однако из-за низкой износостойкости и хладотекучести фторопласт (Ф-4) редко применяют в чистом виде и используют композиты на его основе с различными наполнителями (кокс, графит, дисульфид молибдена, нитрид бора или алюминия, углеродное или стеклянное волокно, медь, бронзу и др.) [2–4]. Широкое распространение получили металлофторопласты, представляющие собой стальную основу с пропитанным Ф-4 бронзовым слоем и обладающие относительно высокой прочностью, теплопроводностью и износостойкостью [3, 4]. Их применяют для изготовления подшипников скольжения для систем управления механизацией крыла самолета, карданах, шкворнях, рулевых штанг, рычагов подвески в авиационной и военной технике [4, 5]. Однако, производство меднофторопластовой ленты трудоемко и часто ее качество не соответствует требованиям [6], а медный наполнитель сильно повышает плотность композитов и утяжеляет вес готового изделия, что нежелательно для многих областей применения металлофторопластов. Поэтому перспективно получать фторопластовые композиты с алюминиевым наполнителем, обладающим низкой плотностью и высокой теплопроводностью. При этом следует учитывать, что, из-за низкой адгезионной прочности, приводящей к межфазному расслоению при спекании, невозможно получить работоспособный фторопласт-алюминиевый композит традиционными методами [7]. Решить эту проблему может применение взрывного прессования (ВП), обеспе-

чивающего повышение адгезионного взаимодействия компонентов [3]. Поэтому целью работы являлось изучение структурообразования во фторопласт-алюминиевых композитах в процессе статического и взрывного прессования.

### Методика проведения исследований

Для определения закономерностей структурообразования исследовались композиты на основе Ф-4 (ГОСТ 10007–80), наполненного 50 и 70 % порошка алюминия марки ПА-4 (ГОСТ 6058–73) со сферической формой частиц и дисперсностью до 50 и 100–200 мкм. Объемные пропорции компонентов обеспечивали смешиванием навесок заданной массы, взвешенных с точностью до 0,01 г. на лабораторных электронных весах *OHAUS*-123. Композиты получали односторонним статическим прессованием (СП) в пресс-формах давлением 0,2 ГПа. ВП порошковых смесей осуществляли по ампульной (цилиндрической) схеме с коаксиальным расположением зарядов с давлением в ударном фронте  $P = 0,4–0,5$  ГПа. После прессования композиты спекали в электропечи *SNOL* 8,2/1100 при температуре 380 °С с выдержкой 15 минут на 1 мм толщины образца после чего охлаждали вместе с печью.

Плотность измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139–69. Теоретические значения плотности рассчитывали по правилу смеси. Для расчетов плотность алюминия принимали  $\rho_{Al} = 2700$  кг/м<sup>3</sup>, а плотность фторопласта принимали равной  $\rho_{Ф-4min} = 2120$  кг/м<sup>3</sup> и  $\rho_{Ф-4max} = 2280$  кг/м<sup>3</sup>, что связано с зависимостью его плотности от степени кристалличности [8]. Микроструктуры композитов изучали на микрошлифах на оптическом микроскопе *Olympus* 61BX в отраженном свете и на изломах, сделанных при комнатной температуре, на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ)

*Versa 3D DualBeam* в среде высокого вакуума, путем детектирования обратно отраженных электронов. Количественное соотношение фаз контролировали на структурах с помощью программы *AnalySiS*.

**Результаты исследований**

Исследования плотности композитов с 50 и 70 % *Al*, полученных СП и ВП, показали, что плотность полученных композитов близка к теоретическим значениям (табл. 1). При увеличении концентрации алюминия плотность растет в соответствии со смесевыми закономерностями. После СП, независимо от концентрации алюминия, плотность ниже, чем после ВП.

Исследования структуры композитов, полученных как СП, так и ВП, показали, что при концентрации алюминия 50 % можно наблюдать цепочки из частиц металла (рис. 1, *а, в, д*), а при концентрации алюминия 70 % появляется ярко выраженный металлический каркас, в ко-

тором зажат Ф-4 (рис. 2, *б, з, е*). На микроструктурах композитов, полученных СП, независимо от концентрации алюминия, наблюдаются пустоты (рис. 1, *а, б*), образовавшиеся от выпадения частиц металла при полировке микрошлифа. После ВП, подобные пустоты не наблюдаются независимо от дисперсности или концентрации алюминия. В композитах, полученных ВП, частицы *Al* сильно деформированы (рис. 1, *в-е*). Металлический каркас монолитен, что обусловлено формированием металлических связей до спекания в процессе высокоскоростных деформаций при ВП. Дисперсность алюминия сильно влияет на структуру, что особенно заметно в композитах с 70 % алюминия (рис. 1, *з, е*). При размере частиц алюминия 100–200 мкм, сопоставимом с размерами частиц Ф-4, вид полимерной фазы больше напоминает межчастичное пространство в металлическом каркасе с плавными границами, очерченными частицами металла (рис. 1, *з*). При мень-

Таблица 1

**Плотность фторопласт-алюминиевых композитов**

Al, %	Способ получения	$\rho$ , кг/м <sup>3</sup>	Рассчитанные по правилу смеси, кг/м <sup>3</sup>	
			$\chi=50\%$ ( $\rho_{\text{Ф-4}}=2150$ кг/м <sup>3</sup> )	$\chi=89\%$ ( $\rho=2280$ кг/м <sup>3</sup> )
50	СП	2375	2425	2490
	ВП	2445		
70	СП	2455	2535	2574
	ВП	2520		

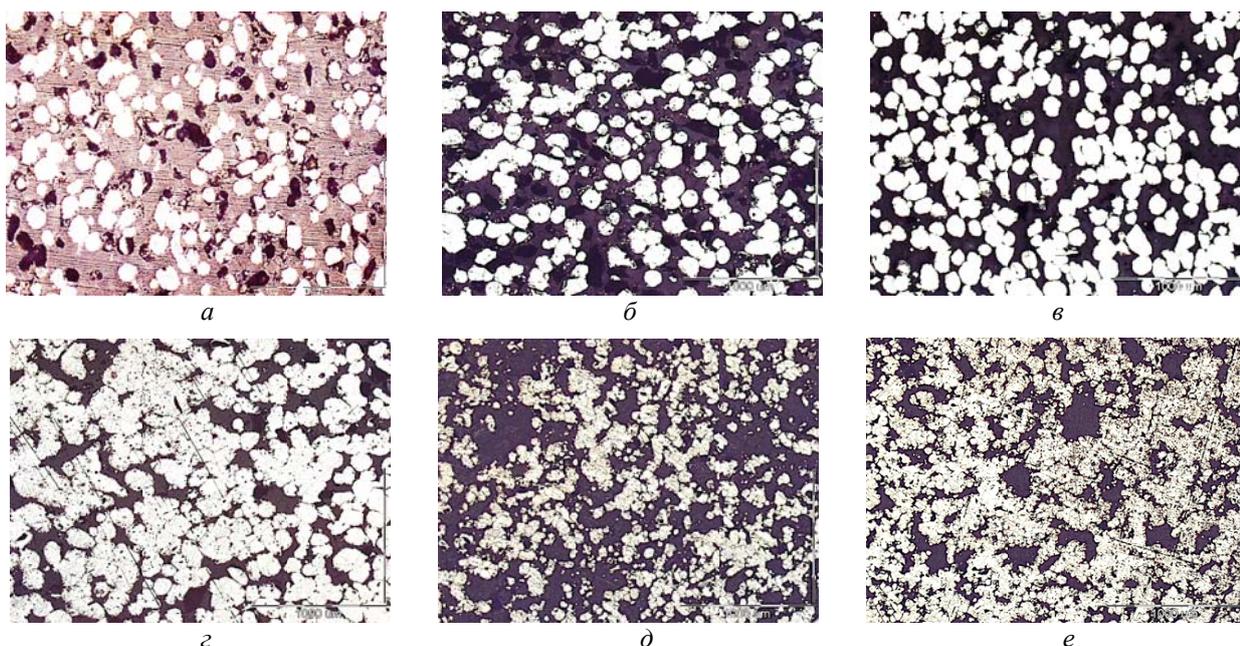


Рис. 1. Структура фторопластовых композитов, полученных СП (*а, б*) и ВП (*в-е*), с концентрацией алюминия *а, в, д* – 50 % *Al*, *б, з, е* – 70 % *Al*; *а-з* – 100–200 мкм, *д-е* – до 50 мкм. (светлое – алюминий, темное – Ф-4)

шем размере частиц алюминия (до 50 мкм) контуры Ф-4 больше напоминают форму исходных частиц полимера с более развитой поверхностью, образованной вдавленными частицами металла (рис. 1, *e*). При этом каркас из частиц меньшего размера более однороден.

Для лучшего понимания процессов структурообразования при ВП методами СЭМ был исследован излом композитов Ф-4+70 %Al (до 50 мкм), полученного ВП (рис. 2). На поверхности излома композитов можно наблюдать равномерное распределение фаз и отсутствие пор, трещин и межфазного расслоения (рис. 2, *a*).

Ф-4 зажат в металлическом каркасе, вытянут в волокна и ориентирован по направлению разрушения (рис. 2, *b*). На поверхности алюминиевых частиц наблюдаются фибриллы шириной до 400 нм и длиной до 20 мкм, конечные участки которых прочно закреплены на поверхности частиц алюминия (рис. 2, *b*). Также на поверхности алюминия наблюдаются отдельные участки Ф-4 с произвольной формой и толщиной до нескольких сотен нм (рис. 2, *в*). Частицы алюминия сильно деформированы, между ними исчезает граница раздела и они формируют непрерывный каркас (рис. 2, *г*).

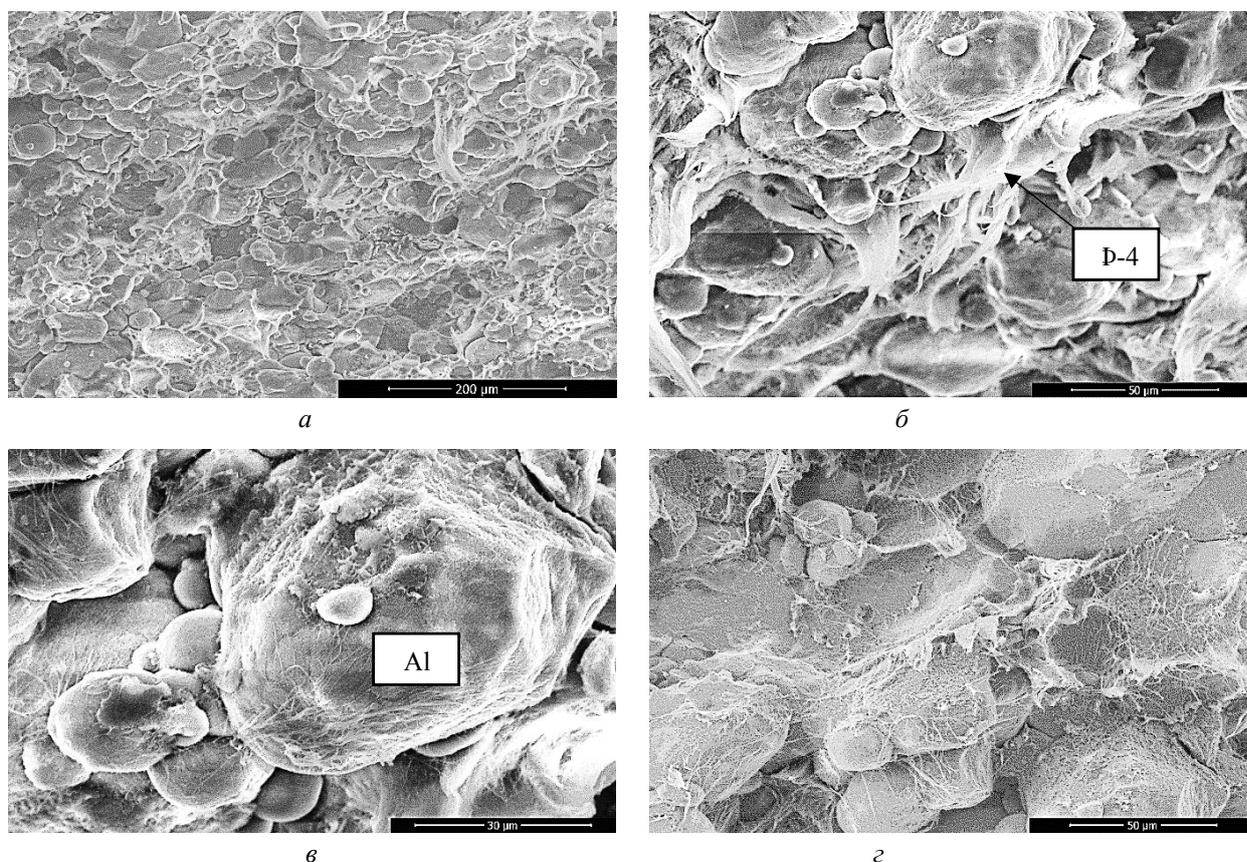


Рис. 2. Микроструктуры излома композитов фторопласт + 70 % алюминия, с размером частиц до 50 мкм, полученного ВП:  
*a* –  $\times 500$ ; *b*, *г* –  $\times 2000$ ; *в* –  $\times 4000$

#### Обсуждение результатов

В результате исследования установлено выкрашивание алюминия при подготовке микрошлифов композитов, полученных СП, что является следствием отсутствия достаточного уровня адгезионного взаимодействия как между полимером и металлом, так и между металлическими частицами. Также возможно формирование межфазного расслоения, обнаруженного ранее в композитах с меньшим содержанием

алюминия [7]. Низкая адгезия между фазами после СП может быть обусловлена инертной оксидной оболочкой и гладкой поверхностью частиц металла, препятствующей формированию химических связей и механического зацепления между полимером и металлом. Низкая прочность металлического каркаса обусловлена слишком низкой температурой при спекании, недостаточной для разрушения оксидной оболочки и формирования металлических связей.

После ВП выкрашивание отсутствует, что свидетельствует о сильном адгезионном взаимодействии между полимером и металлом и высокой прочности металлического каркаса. Это подтверждается наличием на поверхности частиц алюминия наночастиц и фрагментов Ф-4, а также ориентацией деформированного Ф-4 в направлении разрушения при изломе (рис. 2. б, г, д). Можно предположить, что высокий уровень адгезии достигается за счет разрушения оксидной пленки и образования химических связей между алюминием и макромолекулами Ф-4. Металлический каркас монолитен, что обусловлено формированием металлических связей до спекания в процессе высокотемпературных деформаций при ВП.

Увеличение содержания алюминия приводит к тому, что частицы металла, окружающие Ф-4, увеличивают количество контактов и в итоге формируют металлический каркас, который будет оказывать сильное влияние на свойства композитов, такие как прочность и теплопроводность. При этом разница в микроструктурах композитов с алюминием разной дисперсности (рис. 1. г и е), свидетельствует о различных механизмах уплотнения металлополимерных смесей. Предположительно в металлополимерных смесях с частицами алюминия, соразмерными с частицами Ф-4, полимер вытесняется в пространство между несколькими частицами металла и при прессовании заполняет его, как более пластичный компонент. В металлополимерных смесях частицами алюминия меньшими, чем частицы Ф-4, металл агломерируется вокруг частиц полимера и при прессовании происходит обжатие полимерной фазы. При этом частицы металла на межфазной границе вдавливаются в полимер и сильнее деформируются при образовании металлического каркаса.

Таким образом, получение высоконаполненных композитов с помощью СП является нецелесообразным, поскольку не обеспечивает необходимого уровня взаимодействия компонентов и, следовательно, эксплуатационных свойств готовых изделий. Получение фторопласт-алюминиевых композитов методом ВП, наоборот, является перспективным направлением исследований, поскольку обеспечивает высокое адгезионное взаимодействие компонентов на уровне, достаточном для формирования характеристик, пригодных для эксплуатации материала.

## Выводы

В результате исследований установлено, что:

1. Во фторопласт-алюминиевых композитах после СП обнаружено выкрашивание металла при подготовке микрошлифов, что свидетельствует о низкой адгезии металла с полимером и металлических частиц между собой.

2. В структуре фторопласт-алюминиевых композитов после ВП на поверхности частиц металла обнаружены фибриллы и участки Ф-4, свидетельствующие о формировании высокого адгезионного взаимодействия между металлом и полимером, а также выявлена интенсивная деформация металлических частиц с образованием металлического каркаса.

3. Обнаружено отличие в микроструктурах фторопластовых композитов с алюминием различной дисперсности, что объясняется различием в процессе уплотнения композиционной смеси.

## 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 нанокompозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов [и др.]. – Новосибирск : изд. СО РАН, 2005. – 260 с.
3. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Большасов, В. М. Бузник [и др.]; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
4. Ериков, А. П. Применение новых композиционных материалов для повышения износостойкости в узлах трения военной и специальной техники // Перспективные направления развития военной и специальной техники. – 2019. – С. 76–79.
5. Бычков, А. С. Исследование эксплуатационных характеристик втулок из антифрикционного самосмазывающегося материала БФГ-50М, изготовленных методом порошковой металлургии. Сообщение 1. Технология изготовления. Металлографические исследования заготовок втулок / А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко, И. М. Ромашко // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2017. – № 76. – С. 86–100.
6. Металлофторопластовые материалы для энергетического машиностроения: специфические особенности, разработка, производство, применение, тренд развития / В. Е. Рогов [и др.] // Ползуновский вестник. – 2010. – № 1. – С. 134–140.
7. Исследование особенностей структурообразования во фторопласт-алюминиевых композиционных материалах при спекании / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–46.
8. Катаев, В. М. Справочник по пластическим массам. Т. 1. 2-е изд., перераб. и доп. / В. М. Катаев [и др.]. – М. : Химия, 1975. – 447 с.

УДК 678.743:539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2020-10-245-30-34

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. В. Савин, В. С. Пироженко, Д. А. Ан, А. В. Казуров***ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ  
И СТРУКТУРЫ КОМПОЗИТОВ СВМПЭ С  $\beta$ -СИАЛОНОМ  
ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mvpol@vstu.ru

С целью разработки технологии взрывного прессования порошковых композиционных смесей сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) с неорганическими наполнителями исследованы термомеханические свойства и структура композита, содержащего 5 %  $\beta$ -сиалона после статического и взрывного прессования. Установлено, что взрывное прессование давлением 0,75 ГПа обеспечивает теплостойкость композита, близкую к исходному СВМПЭ (142–148 °С), уменьшая его термодформационное расширение, что связано с усилением межмолекулярного, а также адгезионного взаимодействия на границе фаз. В процессе спекания происходит монолитизация полимерной матрицы, а более высокая теплостойкость достигается после спекания под давлением.

Результаты исследований позволяют рекомендовать метод взрывного прессования для промышленной переработки композиционной смеси СВМПЭ + 5 %  $\beta$ -сиалон.

*Ключевые слова:* взрывное прессование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен,  $\beta$ -сиалон, термомеханический анализ, электронная микроскопия.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, D. V. Savin, V. S. Pirozhenko, D. A. An, A. V. Kazurov***RESEARCH OF THERMAL PROPERTIES AND STRUCTURE OF UHMWPE  
COMPOSITES WITH  $\beta$ -SIALON AFTER EXPLOSIVE PRESSING****Volgograd State Technical University**

With the aim of developing a technology for explosive pressing of powder composite mixtures of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) with inorganic fillers, the thermomechanical properties and structure of a composite containing 5%  $\beta$ -sialon after static and explosive pressing were investigated. It was found that explosive pressing with a pressure of 0.75 GPa provides a composite heat resistance close to that of the initial UHMWPE (142–148 °C), reducing its thermal deformation expansion, which is associated with an increase in intermolecular as well as adhesive interaction at the phase boundary. During sintering, the polymer matrix is monolithized, and higher heat resistance is achieved after sintering under pressure. The research results allow us to recommend a method of explosive pressing for industrial processing of a composite mixture of UHMWPE + 5%  $\beta$ -sialon.

*Keywords:* explosive pressing, ultra-high molecular weight polyethylene,  $\beta$ -sialon, thermomechanical analysis, electron microscopy.

**Введение**

В последние годы наблюдается повышенный интерес к сверхвысокомолекулярному полиэтилену (СВМПЭ), обладающему рядом уникальных свойств: высокая прочность, стойкость к удару и к растрескиванию, стабильность высоких прочностных характеристики в широком интервале температур и др. Для повышения прочности и износостойкости полимер модифицируют различными наполнителями от 0,5 до 50 % по массе, используя кокс, графит, дисульфид молибдена, сиалон, металлические порошки, оксиды, нитриды, шпинели, цеолиты, керамики, различные волокна [1, 2].

Однако ряд технологических проблем (высокая вязкость расплава полимера, недостаточная адгезионная прочность, агломерирование микро- и наноразмерных частиц наполнителя и др.), возникающих при создании композитов (КМ) на основе СВМПЭ удается решить применением различных высокоэнергетических методов активации компонентов порошковой смеси [3–6]. Перспективным и эффективным способом структурной модификации КМ, повышения адгезионной прочности на границе раздела полимер-наполнитель является технология взрывного прессования, обеспечивающая реализацию одновременно высоких давлений (до 10 ГПа) и температур (до 1000 °С) [5–10].

© Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Савин Д. В., Пироженко В. С., Ан Д. А., Казуров А. В., 2020.

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-43-340004.

В данной работе представлены результаты исследования термомеханических свойств и структуры СВМПЭ, наполненного  $\beta$ -сиалоном после статического и взрывного прессования, а также последующего спекания.

#### Материалы и методы исследования

В работе исследовали композиционный материал, полученный прессованием порошковой смеси 95 % об. СВМПЭ и 5 % об.  $\beta$ -сиалона. Для приготовления путем сухого смешивания композиционной смеси использовали порошки СВМПЭ – 15–70 мкм и  $\beta$ -сиалон – 100–250 нм.

В качестве матрицы выбран СВМПЭ, пригодный для работы в жестких условиях оборудования химического, нефтегазового и энергетического комплекса [5]. Антифрикционный наполнитель  $\beta$ -сиалон – техническая керамика, оксинитрид алюминия-кремния (SiAlON), получен плазмохимическим синтезом.

Образцы КМ для исследований получали статическим и взрывным прессованием по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной. Образцы не наполненного СВМПЭ были получены по аналогичной для КМ технологии взрывного прессования. Статическое прессование (СП) образцов проводилось в односторонних пресс-формах давлением 0,1 ГПа. Реализацию ударно-волнового нагружения композиционной смеси осуществляли скользящей ударной волной через металлическую пластину-ударник давлением 0,75 ГПа. Ударное нагружение через пластину-ударник позволяет простыми средствами осуществить однородное взрывное воздействие на больших обрабатываемых площадях и получать плоские образцы площадью от нескольких квадратных сантиметров до 3–5 м<sup>2</sup>. Спекание КМ проводили в свободном состоянии и под давлением 0,1 МПа при температуре 190 °С с выдержкой 10 минут на один миллиметр поперечного сечения образца и последующим охлаждением с печью. Полученные плоские прессовки не имели следов расслоения и деструкции.

Для проведения термомеханического анализа (ТМА) при одноосном сжатии использовали термомеханический анализатор Netzsch 402 F3 Nuregon. Образцы размером 5x5 мм, высотой 2 мм нагревали с постоянной скоростью 3 °С/мин в атмосфере азота до 220 °С. При нагревании образца замерялось внедрение цилиндрического индентора диаметром 1 мм при постоянной нагрузке 1Н. С помощью встроенного программного обеспечения Proteus 61 опреде-

ляли характерные температуры на полученных кривых ТМА: температуру размягчения ( $t_p$ ) и величину термической деформации при фазовом переходе ( $\epsilon_p$ ).

Микроструктуры КМ изучали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Versa 3D DualBeam.

#### Результаты исследований и их обсуждение

Анализ результатов термомеханических исследований образцов СВМПЭ + 5 %  $\beta$ -сиалон (рис. 1, 2), полученных СП и ВП, показал, что не зависимо от способа обработки материала (СП, ВП, последующее спекание) вид термомеханических кривых не изменяется. Образцы по мере нагрева могут испытывать незначительное расширение, а интенсивная пенетрация индентора обусловлена размягчением полимера.

Установлено, что у статически спрессованных образцов КМ деформации, обусловленные разрыхлением структуры, наблюдались при нагреве от 78–80 °С с максимумом значений ( $\epsilon = 2,4–2,6$  %) при плавлении кристаллической фазы СВМПЭ  $t_p = 148$  °С (рис. 1, кривая 1; таблица). Разрыхление структуры полимера обусловлено малой тепловой подвижностью макромолекул большой молекулярной массы, а также недостаточной монолитизацией композита после СП. Образцы КМ после взрывного прессования при нагреве до температуры фазового перехода  $t_p$  (рис. 1, кривая 2; таблица) не испытывают такие деформации, что свидетельствует о повышении межмолекулярного взаимодействия при высокоэнергетическом воздействии. Последующий нагрев выше  $t_p$  приводит к равномерному росту деформаций КМ, связанных с разориентацией макромолекул СВМПЭ в кристаллитах, плавлением и повышением их теплового движения не зависимо от способа прессования.

Исследование влияния  $\beta$ -сиалона на термомеханические свойства СВМПЭ показало, что наполнитель сдерживает термическое расширение полимера при нагреве и плавлении кристаллической фазы, о чем свидетельствуют менее интенсивные деформации КМ, чем у СВМПЭ (5,0–5,2 %) после ВП (рис. 1, кривая 3; таблица).

Теплостойкость полученных ВП композита и исходного полимера близка – 144 и 143 °С, соответственно, но на 2–4 °С ниже статически спрессованного КМ (рис. 1, табл.). Такие различия могут быть обусловлены воздействием

энергии взрыва на молекулярную структуру СВМПЭ, облегчающим разориентацию макромолекул при температуре плавления. Однако необходимо отметить, что высокоинтенсивное

взрывное воздействие давлением 0,75 ГПа не изменяет термодформационного поведения КМ, не снижает его теплостойкость, не вызывает деструктивных процессов.

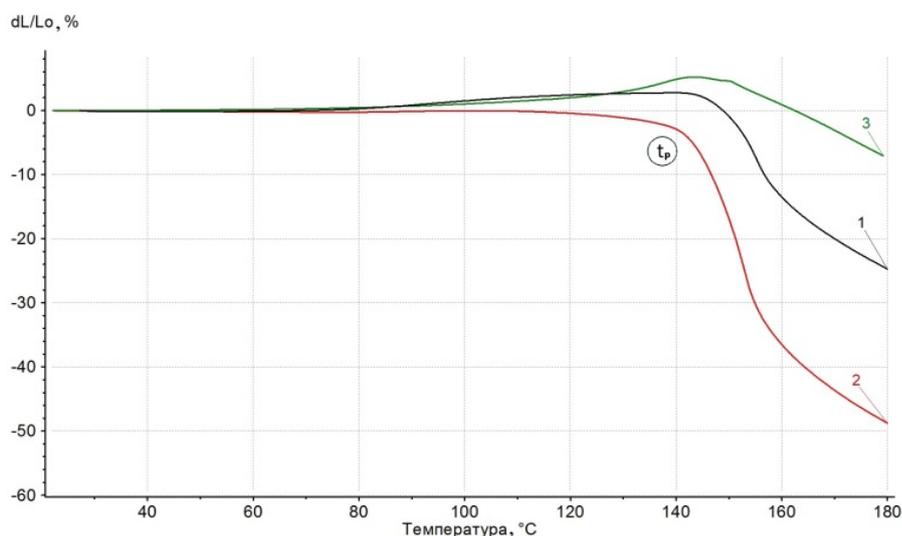


Рис. 1. Термомеханические кривые СВМПЭ + 5 % β-сиалон (1, 2) и СВМПЭ (3) после СП (1) и ВП (2, 3)

Технология взрывной обработки предусматривает после прессования операцию спекания. Последующее спекание приводит к монолитизации материалов, что дает возможность повышения физико-механических свойств и работоспособности при многократных циклах нагрева и охлаждения.

На практике при формировании структуры термопластов и композитов на их основе в процессе спекания после прессования используются различные методы термообработки прессовки: метод свободного спекания и методы, в основе которых лежит поддержание постоянного давления или ограничение теплового расширения заготовки в процессе спекания (одноосное и объемное аутогенное спекание).

В работе спекание композиционных прессовок после взрывного прессования проводили в свободном и слабнонагруженном состоянии под давлением 0,1 МПа, в отличие от горячего прессования, требующего давлений до 10–15 МПа.

Установлено, что термические деформации при нагреве до температуры плавления разли-

чаются незначительно и составляют 0,8–2,6 % (рис. 2, табл.). Однако спекание в свободном состоянии снижает теплостойкость композита до 139 °C. Теплостойкость после спекания под давлением соответствует теплостойкости после ВП и составляет 142 °C. При этом спекание под постоянным давлением улучшает монолитизацию композиционного материала, предотвращает деформацию заготовки при значительных объемных изменениях в области фазового перехода.

Исследования, проведенные на сканирующем электронном микроскопе, позволили выявить изменения морфологии изучаемого композита в зависимости от вида обработки. На поверхности скола после ВП (рис. 3, а, б) выявлено, что сохраняется исходная форма частиц, порошок уплотнен, плотно прижаты друг к другу, однако межчастичный контакт между ними незначительный. Последующее спекание монолитизирует материал, на СЭМ-изображении наблюдаются оплавленные участки, хорошее межчастичное взаимодействие.

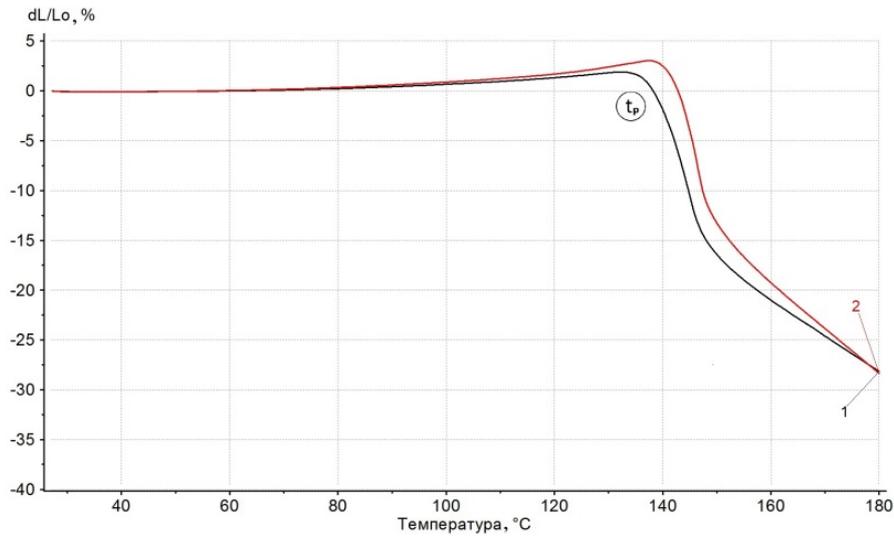
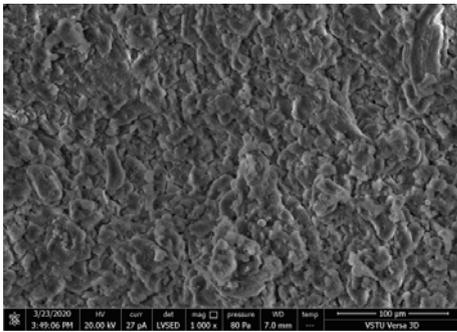


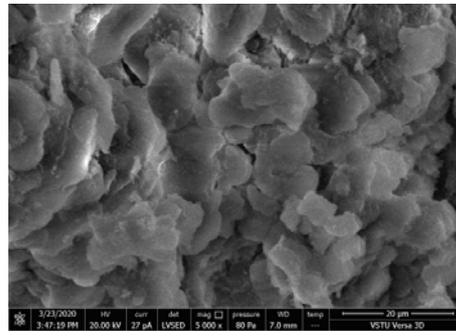
Рис. 2. Термомеханические кривые СВМПЭ + 5 % β-сиалон после ВП и последующего спекания в свободном состоянии (1) и под давлением 0,1 МПа (2)

**Характерные температуры и деформации СВМПЭ и СВМПЭ+5 % β-сиалон при различных видах обработки**

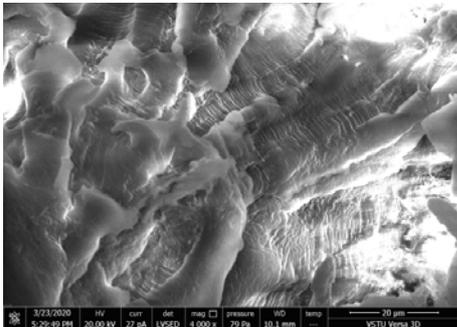
Образец	Вид обработки	$t_p, ^\circ\text{C}$	$\epsilon_p, \%$
СВМПЭ	ВП	143	2,4
СВМПЭ + 5 % β-сиалон	СП	148	0,4
	ВП	144	-2,3
	ВП + спекание в свободном состоянии	139	1,8
	ВП + спекание под давлением	142	2,6



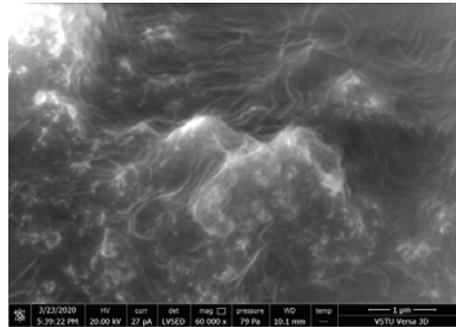
а



б



в



г

Рис. 3. СЭМ-изображения композита СВМПЭ + 5 % β-сиалон после ВП (а, б) и последующего спекания под давлением (в, г)

### Выводы

1. Полученный ВП композит на основе СВМПЭ с 5 %  $\beta$ -сиалона сохраняет теплостойкость, характерную для исходного полимера (142–148 °С), и не испытывает термомодеформационное расширение при нагреве до температуры фазового перехода, в отличие от аналогичного материала, полученного статическим прессованием.

2. Установлено, что ВП и последующее спекание под давлением 0,1 МПа обеспечивает получение качественных композиционных компактов СВМПЭ с 5 %  $\beta$ -сиалона с формированием однородной монолитной структуры, что позволяет рекомендовать данный перспективный метод для промышленного применения.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полимерные материалы. – 2003. – № 3. – С. 18–21.
2. Gogoleva O. V., Okhlopkova A. A., Petrova P. N. Development of Self-Lubricating Antifriction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // Journal of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388.
3. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Больбасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
4. Исследование структурных свойств высокоэффективных радиационнозащитных материалов / А. А. Лунькова [и др.] // Наука и образование. – 2012. – № 31 – С. 431–450.
5. Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 9–11.
6. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Adamenko N.A., Kazurov A.V., Agafonova G.V. // International Conference on Innovations and Prospects of Development of Mining Machinery and Electrical Engineering 2017, IPDME 2017 Ser. "IOP Conference Series: Earth and Environmental Science" 2017. С.
7. 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.
8. Адаменко, Н. А. Influence of explosive pressing on the formation of structure and properties of PTFE-based composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Э. В. Седов // Materials Today: Proceedings. Vol. 11, 2019. – P. 276–280.
9. Влияние взрывного прессования на структуру и свойства СВМПЭ / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Е. С. Михеева, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (225) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 43–47.
10. Влияние ударно-волновой обработки на кристаллическую структуру СВМПЭ / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 61–64.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-35-38

*М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина, Е. В. Капиносова*

### НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПРЕДЕЛА ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ СРЕЗЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

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

В работе описана методика неразрушающего определения предела прочности металла при срезе, основанная на упругопластическом внедрении индентора в испытуемый материал.

*Ключевые слова:* сферический индентор, неразрушающий контроль, внедрение, пластическая твердость, предел прочности.

*M. M. Matlin, V. A. Kazankin, E. N. Kazankina, E. V. Kapinosova*

### NON-DESTRUCTIVE CONTROL OF THE TENSILE STRENGTH OF THE METAL IN SHEARING

Volgograd State Technical University

The paper describes a technique for non-destructive determination of the tensile strength of a metal in shearing based on elastic-plastic introduction of an indenter into a test material.

*Keywords:* spherical indenter, non-destructive testing, introduction, plastic hardness, tensile strength.

В процессе эксплуатации многие детали машин подвергаются срезающим нагрузкам: шпонки, шлицы, заклепки, штифты предохранительных муфт, угловые сварные швы и др. Кроме того, закономерности среза используются в различных устройствах, например, для определения нагрузки на индентор портативного твердомера [1] по силе перерезания специального стержня, заданного поперечного сечения. Аналогичная конструкция использована в работе [2] в гайковерте, обеспечивающим контролируемый предельный момент завинчивания до среза шпоночного элемента. Для оценки прочности таких деталей используют предел прочности материала при срезе. Эта характеристика может быть найдена экспериментально, согласно стандарту [3]. Очевидно, что этот метод предусматривает изготовления специальных образцов, вырезанных из готовой детали, что очевидно, приводит к частичному или пол-

ному разрушению испытуемой детали. В работе [4] описан метод, следуя которому предел прочности при срезе можно определить по формуле

$$\tau_B = K \cdot \sigma_B \quad (1)$$

где  $\sigma_B$  – предел прочности материала на растяжение;  $K$  – экспериментальный коэффициент, значение которого выбирается из таблицы в зависимости от диаметра срезаемой детали и вязкости ее материала: для сталей средней вязкости –  $K = 0,68 \dots 0,80$ , для сталей большей вязкости  $K = 0,75 \dots 0,81$ . Для практической реализации этого метода необходимо располагать данными о пределе прочности материала на растяжение и его вязкости. Эти параметры можно определить экспериментально путем испытания образцов на растяжение [5]. Такой метод невозможно использовать при необходимости стопроцентного контроля деталей, а также при малых размерах деталей. Следует

© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капиносова Е. В., 2020.

\* Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Администрации Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1).

отметить, что предел прочности на растяжение  $\sigma_B$  можно определить и без разрушения, согласно работе [6], но при этом остается заметный разброс (до 18 %) значений коэффициента  $K$  в формуле (1).

В данной работе для определения предела прочности при срезе использовали закономерности упругопластического внедрения сферического индентора в испытываемую поверхность детали [7]. Разработанный метод заключается в том, что в испытываемый материал внедряют сферический индентор нагрузкой, находящейся в диапазоне, соответствующем измерению твердости, определяют предельную равномерную деформацию материала, вычисляют модуль упругости материала при срезе по формуле

$$M_{cp} = \frac{F}{d^2 \left( 0,19 \frac{d}{D \cdot \epsilon_p} \right)^{\epsilon_p}}, \quad (2)$$

по которому определяют предел прочности испытываемого материала при срезе по следующей зависимости

$$\tau_{cp} = V \cdot M_{cp} - W, \quad (3)$$

где  $\epsilon_p$  – предельная равномерная деформация при статическом растяжении образца из испытываемого материала;  $F$  – нагрузка на сферический индентор;  $d$  – диаметр остаточного отпечатка;  $D$  – диаметр сферического индентора;  $V$  и  $W$  – коэффициенты предела прочности при срезе, зависящие от химического состава испытываемого материала.

Указанные параметры в формулах (2) и (3) позволяют одновременно учесть комплекс основных параметров: силовых ( $F$ ), деформационных ( $\epsilon_p$ ), геометрических ( $d$  и  $D$ ), а также химический состав испытываемого материала ( $V$  и  $W$ ), что дает возможность выявить количественные взаимосвязи между закономерностями протекания пластической деформации при срезе и контактной деформацией при внедрении индентора.

Экспериментальную проверку описанного метода определения предела прочности материала при срезе провели на образцах, изготовленных из углеродистых и легированных конструкционных сталей различного уровня прочности и пластичности. В табл. 1 представлены механические свойства испытанных материалов.

Таблица 1

Механические свойства испытанных материалов

Номер образца	Марка стали	Пластическая твердость, НД, МПа	Предельная равномерная деформация, $\epsilon_p$	Предел прочности при срезе $\tau_{cp, ост}$ , МПа
1	Сталь 10	1487	0,165	304
2	Сталь 20	1570	0,156	325
3	Сталь 35	2158	0,114	468
4	Сталь 45	2590	0,095	523
5	Сталь 20Х	5297	0,046	840
6	Сталь 40Х	1089	0,058	712
7	Сталь 25ХГТ	5433	0,045	835
8	Сталь 30ХГСА	3950	0,062	629

При этом пластическую твердость НД испытываемого материала определяли по стандарту [8] (в качестве индентора использовали стальной закаленный шарик диаметром 5 мм, а для сталей с твердостью большей, чем 4500 МПа – сферический индентор из твердого сплава или цилиндрический индентор [7] также с диаметром 5 мм из соответствующего материала). Отметим, что твердость НД можно предварительно измерять шариком на заготовках, предназначенных для изготовления образцов для испытания на срез, а можно измерять твердость

и непосредственно на поверхности цилиндрических образцов или готовых цилиндрических деталей малого диаметра с использованием цилиндрического индентора [7, 9]. При использовании цилиндрического индентора с диаметром 5 мм для определения твердости материала цилиндрического образца также с диаметром 5 мм приведенный диаметр составит 5 мм [7]. Для измерения твердости использовали пресс Бриелля при нагрузке  $F = 7557,5$  Н (750 кгс). Предел прочности при срезе  $\tau_{cp, ост}$  определяли по стандарту [3] на цилиндрических образцах

диаметром 5 мм при их двойном срезе; нагружение проводили с помощью программного комплекса для испытания металлов ИР 5143-200. Предельную равномерную деформацию испытуемого материала вычисляли по формуле

$$\varepsilon_p = \frac{245}{НД}, \quad (4)$$

которая, как показано в работе [10], обладает достаточной для практики точностью.

Предварительно для углеродистых и легированных сталей определили коэффициенты  $V$  и  $W$  по формуле (3), используя вспомогательные образцы с известными значениями  $M_{cp}$

и  $\tau_{cp}$ , найденными экспериментально. Для углеродистых сталей это образцы № 1 и № 4, а для легированных сталей образцы № 5 и № 8 в табл. 1. В результате формула (3) примет вид: для углеродистых сталей

$$\tau_{cp} = 0,315 \cdot M_{cp} - 70, \quad (5)$$

для легированных сталей

$$\tau_{cp} = 0,305 \cdot M_{cp} - 135, \quad (6)$$

В табл. 2 приведены результаты определения модуля упрочнения испытуемого материала при срезе и предела прочности при срезе описанным способом.

Таблица 2

**Модуль упрочнения испытуемого материала и его предел прочности при срезе**

Номер образца	Диаметр остаточного отпечатка $d$ , мм	Модуль упрочнения материала при срезе $M_{cp}$ , МПа (по форм. 4)	Предел прочности материала при срезе $\tau_{cp}$ , МПа (по форм. 5 или 6)
1	2,628	1189	304
2	2,521	1283	334
3	2,187	1638	446
4	2,024	1882	523
5	1,528	3202	841
6	1,665	2712	691
7	1,519	3239	852
8	1,732	2510	630

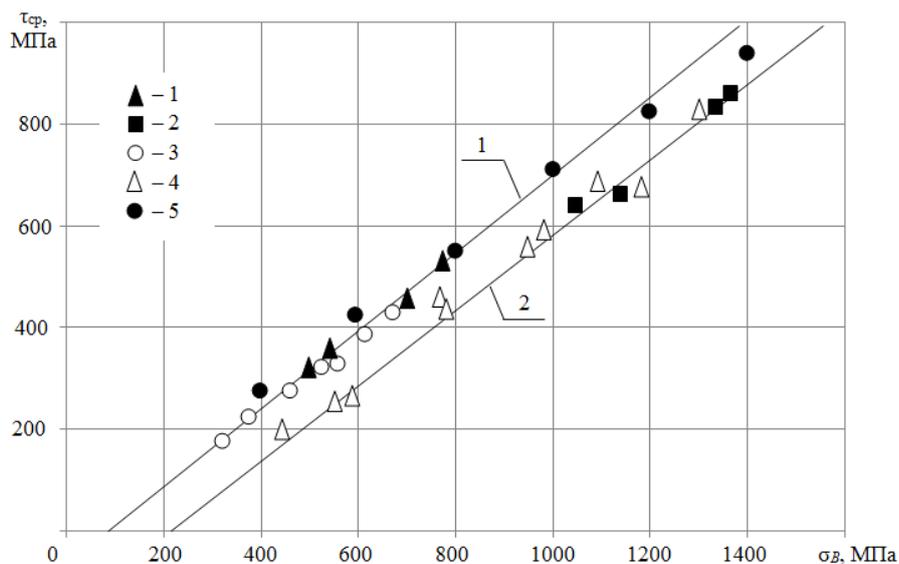
Результаты сравнительных испытаний приведены в табл. 3. Как видно из табл. 3, при использовании предлагаемого способа погреш-

ность определения, предела прочности при срезе не превышает 5 % и имеет характер двухстороннего разброса.

Таблица 3

**Значения предела прочности при срезе, определенные по предлагаемому способу ( $\tau_{cp}$ ) и найденные экспериментально ( $\tau_{cp,ост}$ ) по ОСТ 1 90148-74**

Номер образца	Предел прочности при срезе $\tau_{cp}$ , МПа (табл. 2)	Предел прочности при срезе $\tau_{cp,ост}$ , МПа (табл. 1)	Погрешность $\frac{\tau_{cp,ост} - \tau_{cp}}{\tau_{cp,ост}} \cdot 100\%$
1	304	304	0
2	334	325	-2,77
3	446	468	4,70
4	523	523	0
5	841	840	-0,12
6	691	712	2,95
7	852	835	-2,04
8	630	629	-0,16



Зависимость предела прочности при срезе от предела прочности при растяжении для сталей различного уровня прочности:

линии 1 и 2 – расчет по формулам (5) и (6) для углеродистых и легированных сталей соответственно; значки 1 и 2 – опыты авторов для углеродистых и легированных сталей соответственно; значки 3 и 4 – опыты работы [9] для углеродистых и легированных сталей соответственно; значки 5 – расчет по формуле (1) при коэффициенте  $K = 0,68$  (для образца диаметром 5 мм [2])

На рисунке результаты определения предела прочности при срезе сталей по разработанному методу с использованием формул (2), (3) и данными, представленными в табл. 2, сопоставлены с литературными данными. При этом значения предела прочности при растяжении  $\sigma_b$ , необходимые для построения графика, определяли по величине пластической твердости испытанных материалов по методике, приведенной в работе [7]. Как видно из рисунка, значения предела прочности при срезе, определенные описанным методом и литературные данные достаточно близки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент 2411495 РФ, МПК G01N3/40. Карманный твердомер Колесникова / В. М. Колесников. – Оpubл. 10.02.2011. Бюл. № 4.
2. Патент 2658103 РФ, МПК G01L 5/24. Способ контроля натяжения высокопрочных болтов / С. Ю. Каптелин. – Оpubл. 19.06.2018. Бюл. № 17.
3. ОСТ 1 90148–74 Металлы. Метод испытания на срез. Введ. 01.07.1975.

4. Ануриев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3т. / В. И. Ануриев ; под ред. И. Н. Жестковой. – М. : Машиностроение, 2006. – Т. 2. – 965 с.

5. ГОСТ 1497–84. Металлы. Метод испытания на растяжение. – Введ. 01.01.85.

6. Патент РФ 2011182. G01N3/40. Способ определения предела прочности материала / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. Оpubл. 15.04.94. Бюл. №7.

7. Матлин, М. М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М. : Инновационное машиностроение, 2019. – 247 с.

8. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. Введ. 01.07.75 (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол № 3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).

9. А.с. 1062560 СССР. МКИ<sup>4</sup> G01N3/40. Способ определения твердости материалов / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин, А. Н. Вольнов. – Оpubл. 23.12.83. Бюл. № 12.

10. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд. – М. : Metallurgy. 1965. – 172 с.

11. Густов, Ю. И. Взаимосвязь напряжений среза и предела выносливости металлических материалов / Ю. И. Густов, И. В. Воронина, Х. Л. Аллатту // Вестник МГСУ. – 2013. – № 4. – С. 32–37.

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-39-41

*А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов***АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ  
ВЕДУЩЕГО ВАЛА СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: apopov34@rambler.ru

В статье проводится теоретическое исследование напряженно-деформированного состояния ведущего вала сферического преобразующего механизма, испытывающего циклические знакопеременные нагрузки. В ходе выполненной работы были разработаны расчетные схемы действующих сил, смоделировано напряженно-деформированное состояние ведущего вала. Для проектирования данной детали были предложены способы повышения надежности и прочности исходя из условий сохранения геометрических размеров сферического преобразующего механизма.

*Ключевые слова:* сферический механизм, бесступенчатый привод, ведущий вал.

*A. V. Popov, I. V. Notov, A. A. Rozhnov***ANALYSIS OF THE STRESS-STRAIN STATE OF THE DRIVE  
SHAFT OF A SPHERICAL CONVERTING MECHANISM****Volgograd State Technical University**

The article presents a theoretical study of the stress-strain state of the drive shaft of a spherical converting mechanism experiencing cyclic alternating loads. In the course of this work, the design schemes of the acting forces were developed, and the stress-strain state of the drive shaft was modeled. For the design of this link, we have proposed ways to increase the reliability and strength based on the conditions for preserving the geometric dimensions of the spherical converting mechanism.

*Keywords:* spherical mechanism, stepless drive, driving shaft.

Конструирование и проектирование современных механических приводов сопровождается основательными расчетами на прочность и жесткость всех составляющих элементов. Авторами ранее были рассмотрены особенности нагружения, распределения напряжений и деформаций звеньев и шарниров в сферических механизмах с двумя и тремя степенями свободы с ортогональным расположением шарниров [1, 2], также были описаны особенности подбора и проверки подшипника качения для подобных механизмов [3]. Ввиду нетривиальности нагружения большинства деталей сферических механизмов, возникает необходимость разработки расчетных схем и уточнения методик расчета для определения напряжений и в ведущих валах таких механизмов, что актуализирует вопрос исследования прочности и надежности ведущих валов бесступенчатых и плавно регулируемых передач.

Ведущий вал сферических механизмов для преобразования вращательного движения в регулируемое вращательное воспринимает циклически изменяющиеся нагрузки в зависимости

от настройки привода и цикла рабочих ходов, имеющие разные частоты и направления действия. Поэтому для определения напряженно-деформированного состояния вала было принято положение сферического механизма с максимально возможным углом  $\alpha$  отклонения внутреннего кольца и номинальным крутящим моментом  $M_{кр}$  на ведущем звене. При этом направления действия сил  $F_r$  и  $F_t$  в зацеплении зубчатой передачи выбраны из условия создания максимального изгибающего момента в месте (точка  $O$ ) установки шарнира внутреннего кольца (рис. 1).

Как известно, при работе валы воспринимают напряжения изгиба и кручения от установленных деталей, а также при значительных размерах и скоростях вращения добавляются инерционные нагрузки от установленных на них деталей. Ввиду этого размер  $l$  между подшипниковыми опорами  $R_a$  и  $R_b$  ведущего вала и расстояние  $L$  между шестернями зубчатых передач, установленных на цапфах наружного кольца, были выбраны из условий конструктивной компоновки [4, 5] с учетом размеров звеньев.

© Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А., 2020.

\* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-08-00170.

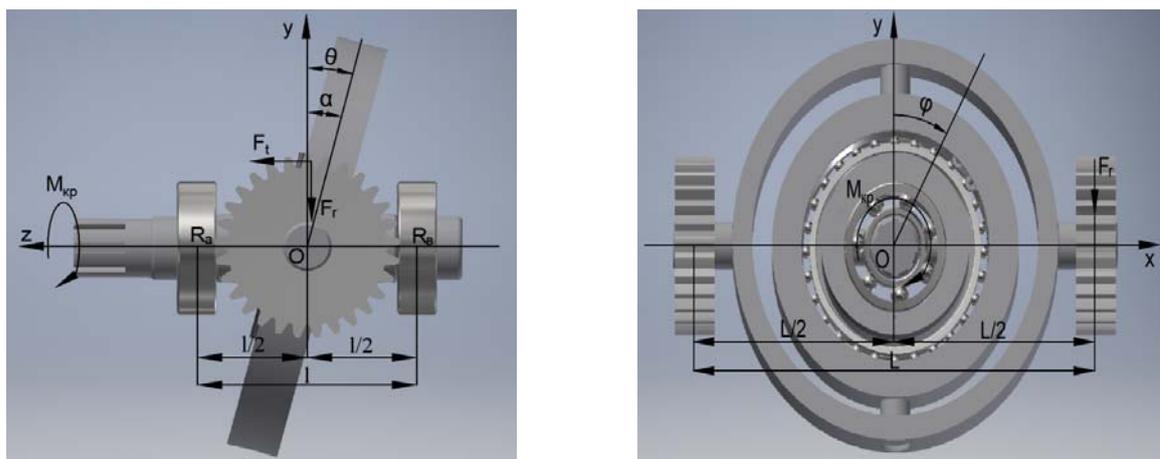


Рис. 1. Трехмерная модель и расчетная схема действующих сил на ведущий вал

Для исследования нагруженного состояния, в виду сложного движения ведущих и ведомых частей сферического механизма, законы изменения нагрузок воспринимаемых ведущим валом приняты, как и в предыдущих исследованиях [2], в зависимости от передаточной функции механизма:

$$\operatorname{tg} \theta = \operatorname{tg} \alpha \cos \varphi,$$

где  $\theta$  – действительный угол наклона наружного кольца,  $\alpha$  – угол наклона внутреннего кольца,  $\varphi$  – угол поворота вала.

Здесь выявлено, что размеры и массы звеньев сферического механизма, при выбранных размерах, существенного влияния на возникающие в валу напряжения не оказывают, т.к. линейные размеры колец механизма не входят в передаточную функцию и имеют постоянные значения. С учетом малости этих величин ими, в дальнейшем, пренебрегаем. Зна-

чимыми и основными нагрузками оказывающими влияние на величины напряжений и деформаций ведущего вала сферического преобразующего механизма будут крутящий момент ( $M_{кр}$ ) передаваемый от приводного устройства (двигателя) и силы, возникающие в зубчатых зацеплениях ( $F_r$  и  $F_t$ ).

Исследование напряженно-деформированного состояния проводилось на созданной виртуальной твердотельной модели вала (рис. 2, а), с учетом конструктивных особенностей и размеров вала реального механизма. Хвостовик вала, к которому подводится крутящий момент, в модели принят с прямобочными шлицами, а цапфы под подшипники выполнены цилиндрическими с учетом вида посадки. Установка шарнира внутреннего кольца механизма реализована на валу в виде перпендикулярного оси вращения отверстия, расположенного на равных расстояниях ( $l/2$ ) от середин цапф подшипников.

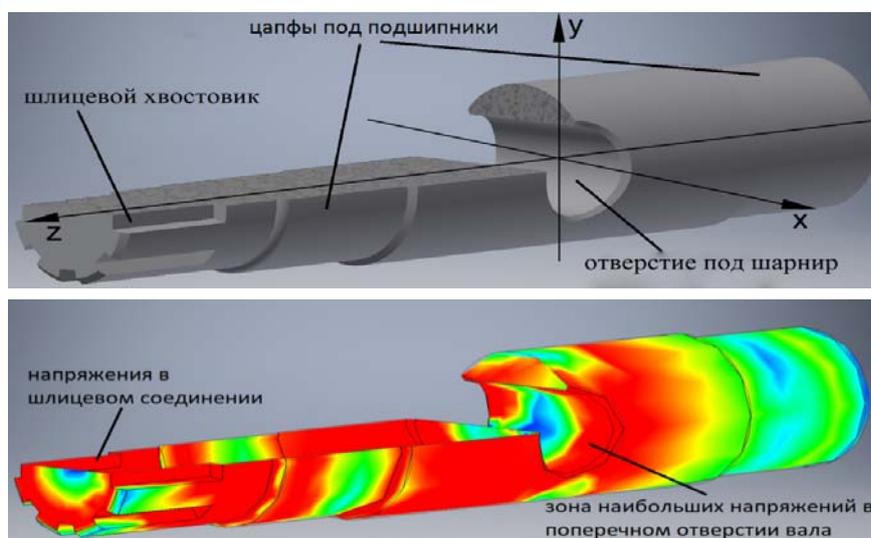


Рис. 2. Трехмерная модель ведущего вала сферического механизма (а) и его напряженно-деформированное состояние (б)

В процессе исследования модели распределения напряжений в теле вала при совместном действии постоянных нагрузок  $M_{кр}$  и циклических, изменяющихся от нуля до максимального значения, выявлены наиболее нагруженные состояния (рис. 2, б). Максимальные значения напряжений сосредоточены, главным образом, рядом с концентраторами напряжений: на шлицах хвостовика и в зоне установки шарнира. В первом случае уменьшению напряжений будут способствовать известные методы повышения прочности шлицевых соединений, таких как упрочнение рабочих поверхностей, применение более мелких шлицев, тем самым возможно уменьшить их высоту и увеличить при этом диаметр вала и т. д. Во втором концентраторе напряжений снижение нагруженности осложняется множеством наложенных конструктивных зависимостей, что влечет изменение размеров звеньев механизма и, как следствие, закона преобразования движения. Поэтому при проектировании этого участка вала необходимы дополнительные и уточненные проверочные расчеты. Так для валов с поперечным отверстием под шарнир необходимо учитывать полярный момент сопротивления сечения  $W_p$ , которое для этого случая имеет вид:

$$W_p = \frac{3\pi D^4 - 9bh(h^2 + b^2)}{54D},$$

где  $D$  – наружный диаметр вала,  $b$  и  $h$  – стороны прямоугольника подставленного в отверстие в поперечном сечении вала (поскольку радиусы скругления слишком малы, то ими здесь можно пренебречь).

Размеры шарнира и зависящие от него размеры  $h$  и  $b$  показывают, что их увеличение приведет к изменению диаметра вала и далее диаметра внутреннего кольца сферического механизма, а также длины и диаметра отверстия вала, что скажется на прочности участка внутреннего кольца.

Как вариант снижения напряжений на данном участке вала и достижения минимальных размеров, с сохранением размеров звеньев сферического преобразующего механизма и его параметров преобразования движения, рекомендуется установка внутри отверстия вала дополнительной втулки с несколько большим чем требуемый диаметром. Втулку возможно подобрать из материалов снижающих коэффициент трения в шарнире, что дополнительно даст

возможность уменьшить потери на трение и несколько повысить КПД такой передачи при сохранении требуемой прочности и надежности элементов механизма.

В результате проведенного теоретического исследования трехмерной модели напряженно-деформированного состояния ведущего вала сферического преобразующего механизма выявлены наиболее нагруженные участки, обоснована необходимость выполнения дополнительных проверочных расчетов участка вала в случае установки внутреннего кольца механизма через поперечный шарнир с учетом полярного момента сопротивления сечения для таких концентраторов напряжений, даны рекомендации по повышению прочности ведущего вала для сферических механизмов регулируемых приводов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Исследование распределения напряжений в шарнирном элементе ведущего кольца сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–30.
2. Попов, А. В. Моделирование и анализ деформаций звеньев сферического преобразующего механизма с двумя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 82–84.
3. Попов, А. В. Особенности выбора подшипника качения для сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 52–54.
4. Попов, А. В. Сферический механизм с тремя степенями свободы для регулируемых приводов малоомощной техники (теоретические и экспериментальные исследования) / А. В. Попов // Проблемы механики современных машин : матер. VII междунар. науч. конф. (г. Улан-Удэ, 25–30 июня 2018 г.). В 2 т. Т. 1 / редкол. : В. С. Балбаров (отв. ред.) [и др.] ; Восточно-Сибирский гос. ун-т технологий и управления, Ин-т машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Уханьский текстильный ун-т (Китай), Иркутский гос. ун-т путей сообщения, Братский гос. ун-т. – Улан-Удэ, 2018. – С. 75–78.
5. Попов, А. В. Условия конструктивного исполнения и анализ напряженно-деформированного состояния звеньев сферического преобразующего механизма с тремя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–45.

УДК 620.178.15:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-42-48

*Л. М. Гуревич, С. П. Писарев, В. Ф. Даненко, В. Або-Шакра***МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБЪЕМНОГО НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В АРМИРОВАННОМ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ ОПРЕДЕЛЕНИИ ТВЕРДОСТИ ПО БРИНЕЛЛЮ\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Изучено влияние размера и расположения волокон в композите с алюминиевой матрицей, армированной титановыми волокнами, на изменение напряженно-деформированного состояния при вдавливании жесткого сферического индентора для определения твердости по методу Бринелля. Моделировался процесс внедрения абсолютно твердого шарика  $\varnothing$  5 мм под нагрузкой 1226 Н с использованием модели Мизеса в программном комплексе SIMULIA/Abaqus. Показано, что распределение пластической деформации при вдавливании в ячейках вблизи поверхности пластины в осевом сечении не монотонно и характеризуется двумя максимумами и почти полным отсутствием пластической деформации вблизи центра лунки. При расположении индентора над осью титановой проволоки отпечаток приобретает эллиптическую форму с большей осью, нормальной к осям проволок, что связано со сдерживанием деформации алюминия в этом направлении титановыми волокнами.

*Ключевые слова:* твердость по Бринеллю, индентор, алюминиевая пластина, титановые волокна, деформация, отпечаток, конечно-элементное моделирование.

*L. M. Gurevich, S. P. Pisarev, V. F. Danenko, V. Abo-Shakra***SIMULATY OF VOLUME STRESS-DEFORMED STATE IN A REINFORCED TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE WHEN DETERMINING THE HARDNESS BY BRINELL****Volgograd State Technical University**

The effect of the diameters and arrangement of titanium fibers in a fibrous composite with an aluminum matrix on the change in the stress-strain state upon indentation of a rigid spherical indenter by the Brinell method has been studied. The process of introducing a hard ball  $\varnothing$  5 mm under a load of 1226 N was simulated in the SIMULIA / Abaqus software package. The distribution of plastic deformation in the cells near the surface of the deformed plate in the axial section has two maxima and almost zero near the center of the hole. The print becomes elliptical when the indenter is positioned over the axis of the titanium wire. The major axis of the ellipse is perpendicular to the axes of the wires. This is due to the restraint of aluminum deformation in this direction by titanium fibers.

*Keywords:* Brinell hardness, indenter, aluminum plate, titanium fibers, deformation, indentation, finite element modeling.

Широко используемый для определения свойств различных материалов метод определения твердости по Бринеллю основан на изучении сопротивления пластической деформации материала при внедрении твердого сферического тела в более мягкую пластину. За более чем вековую историю накоплен огромный опыт его использования, показавший хорошую повторяемость результатов, приводимых в технической литературе для различных групп материалов. Результаты определения твердости по Бринеллю используют для расчета других механических свойств однородных материалов, например, предела прочности или предела текучести [1]. Для более полного понимания на-

пряженно-деформированного состояния, формирующегося при вдавливании сферического индентора при испытаниях твердости по методу Бринелля, ряд авторов использовал методы конечно-элементного моделирования. Одной из первых работ в этом направлении являлась статья [2], в которой приведен подробный обзор работ с классическим подходом контактной механики при вдавливании сферического твердого тела в пластичную пластину, так и попыток использования численных решений конкретных задач с использованием методов конечно-элементного моделирования. Уже в 1992 году была сделана попытка использования для решения таких задач пакета программ Abaqus.

© Гуревич Л. М., Писарев С. П., Даненко В. Ф., Або-Шакра В., 2020.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

Авторы статьи [3] с использованием пакета программ SIMULIA/Abaqus провели верификацию осесимметричной и 3D моделей внедрения твердой сферы в более мягкую пластину при различных вариантах задания зависимости предела текучести деформируемого материала от величины деформации. Зависимость «предел текучести-деформация» деформируемого изотропного материала задавалась указанием коэффициентов модели пластичности Джонсона–Кука [4]. Результаты исследований показали, что при использовании кривой «напряжения Коши – деформация Грина-Лагранжа» получаемые значения твердости несколько выше, чем для кривой «инженерные предел текучести – относительная деформация», но в обоих случаях получаемые результаты моделирования близки к экспериментальным.

В статье [5] проведено моделирование поведения аустенитной коррозионностойкой стали X2CrNi18-9. В использованной 3D конечно-элементной модели для описания зависимости предела текучести  $\sigma_T$  как функции, аппроксимирующей кривую упрочнения для исследуемой стали, применяли также эластопластическую модель Джонсона-Кука, но дополнительно в качестве критерия разрушения вводили модель разрушения Джонсона-Кука [6]. Основные экспериментальные и численные результаты, приведенные в статье, показывают концентрацию напряжений на границе и в центре отпечатков на всем протяжении испытания на вдавливание. По результатам сканирующей электронной микроскопии определялся размер выдавленного сферического отпечатка, который увеличивался с ростом нагрузки. Разработанная численная модель КЭ испытания на вдавливание по Бринеллю показала хорошую корреляцию с результатами экспериментальных испытаний.

Методы конечно-элементного моделирования позволяют оценивать напряженно-деформированное состояние при вдавливании сферического индентора не только в однородный, но и в композиционный материал. Авторы статьи [7] использовали метод Бринелля для оценки степени неоднородности пятислойного композиционного материала - ламинированного напольного покрытия, древесный слой которого может иметь значительную структурно-механическую неоднородность.

В работе [8] была разработана и проверена конечно-элементная модель непрерывного разрушения при низких скоростях внедрении ин-

дентора в слоистые композиты из тканого материала при различных уровнях энергии удара. В качестве критериев верификации модели использовались характеристики остаточных повреждений в поперечном сечении, определенные экспериментально с помощью системы трехмерного сканирования поверхности и рентгеновской компьютерной томографии.

Авторы [9] отметили, что при испытаниях композиционных дисперсноупрочненных материалов расчет механических свойств по определенным значениям твердости приводит к завышению значений предела текучести и предела прочности. Завышение результатов объясняется наблюдением увеличения плотности частиц под индентором. Авторы провели исследование влияния размера, глубины залегания и твердости подповерхностных частиц с помощью компьютерного моделирования.

Аналогичные проблемы по адекватности расчета механических свойств по определенным значениям твердости должны возникать и для волокнистых материалов.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния размера и расположения волокон в волокнистом композите с металлической матрицей на изменение напряженно-деформированного состояния при вдавливании жесткого сферического индентора по методу Бринелля.

Моделирование процесса внедрения абсолютно твердого шарика  $\varnothing$  5 мм под нагрузкой 1226 Н проводилось с использованием модели Мизеса в модуле Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systèmes Simulia Corp. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Размер сторон квадратных ячеек конечно-элементной сетки для объемной схемы моделирования составлял 0,06 мм. В процессе моделирования записывались кривые изменения величины перемещения сферического индентора во времени, а также изменения реакции абсолютно твердой опоры под деформируемой пластиной алюминия. Внутри алюминиевой пластины в шахматном порядке находились два ряда прочно скрепленных с пластиной титановых проволок из сплава ВТ6, расстояние между центрами которых составляло 2 мм (рис. 1). Исследование упрочнения алюминиевой матрицы волокнами титана представляет достаточный научный интерес, особенно, если учесть, что после использования диффузионных процессов при термической

обработке в твердом состоянии или с формированием расплава алюминия титановые проволоки могут быть полностью или частично переведены в более прочные алюминиды титана [10]. В этом случае будет получен волокнистый металло-интерметаллидный композит, являющийся дальнейшим развитием идей, заложенных при создании класса металло-интерметаллидных слоистых композитов [11].

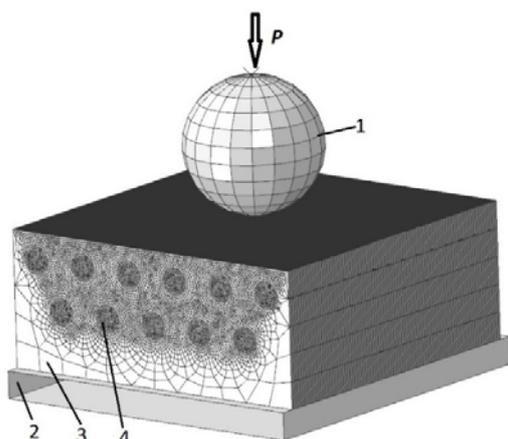


Рис. 1. Модель определения твердости по Бринеллю алюминиевой пластины, армированной титановыми проволоками: 1 – абсолютно твердый шарик Ø 5 мм; 2 – абсолютно твердая опора; 3 – алюминиевая пластина; 4 – титановые проволоки

Свойства деформируемых изотропных материалов задавались в пакете программ SIMULIA/Abaqus указанием коэффициентов модели пластичности Джонсона–Кука, согласно которой предел текучести можно определить по формуле

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

где  $\varepsilon_p$  – эффективная пластическая деформация;  $T_m$  – температура плавления;  $T_r$  – комнатная температура;  $A$  – предел текучести неупрочненного материала;  $B$  – коэффициент упрочнения при деформировании;  $C$  – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования;  $n$ ,  $m$ ,  $\varepsilon_0$  – параметры модели;  $\dot{\varepsilon}_0$  и  $\dot{\varepsilon}_p$  – первые производные по времени величин  $\varepsilon_0$  и  $\varepsilon_p$ . И использованные значения коэффициентов модели пластичности Джонсона–Кука для алюминия и титана приведены в табл. 1. Ранее [12, 13] возможность использования таких коэффициентов модели Джонсона–Кука были проверены при различных вариантах деформирования слоистого композита.

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели пластичности [4]						
	A, МПа	B, МПа	$m$	$n$	$\dot{\varepsilon}_0$ , сек <sup>-1</sup>	$T_m$ , K	$T_r$ , K
Алюминий АД1	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Титановый сплав ВТ6	420,0	52	1,00	0,48	1	1940	293

Был промоделирован ряд вариантов (табл. 2), отличающихся диаметром титановых проволок и двумя крайними вариантами положения оси индентора относительно оси проволок (посре-

дине между осями проволок или над ними). Во всех случаях расстояние между поверхностями алюминиевой пластины и верхней точки проволоки составляло 0,5 мм.

Таблица 2

Параметры вариантов моделирования

Вариант	Диаметр титановой проволоки, мм	Положение индентора относительно проволок	Расстояние между рядами проволок, мм
1	1,0	между осями	1,75
2	1,0	над осью	1,75
3	0,75	между осями	1,75
4	0,75	над осью	1,75
5	0,375	между осями	1,38
6	0,375	над осью	1,38

На рис. 2 представлены профили поверхности отпечатков в деформированной пластине в осевом сечении, нормальном к оси титановых проволок, после завершения процесса деформирования по всем промоделированным вариантам (индентор прижат к поверхности пластин максимальным усилием).

Сравнение профилей поверхности отпечатков в деформированной пластине в осевом сечении, нормальном к оси титановых проволок, представленных на рис. 2, показывает их слабую зависимость от диаметра армирующих

проволок и положения вдавливаемого индентора относительно осей проволок, что в принципе и понятно, так как поверхность образующейся лунки определяется шаровой поверхностью вдавливаемого индентора.

Диаметры полученных лунок практически одинаковы при всех вариантах моделирования, что свидетельствует о близости получаемых значений твердости по Бринеллю. Однако напряженно-деформированное состояние на поверхности отпечатка в значительной степени зависит от конструкции композита (рис. 3).

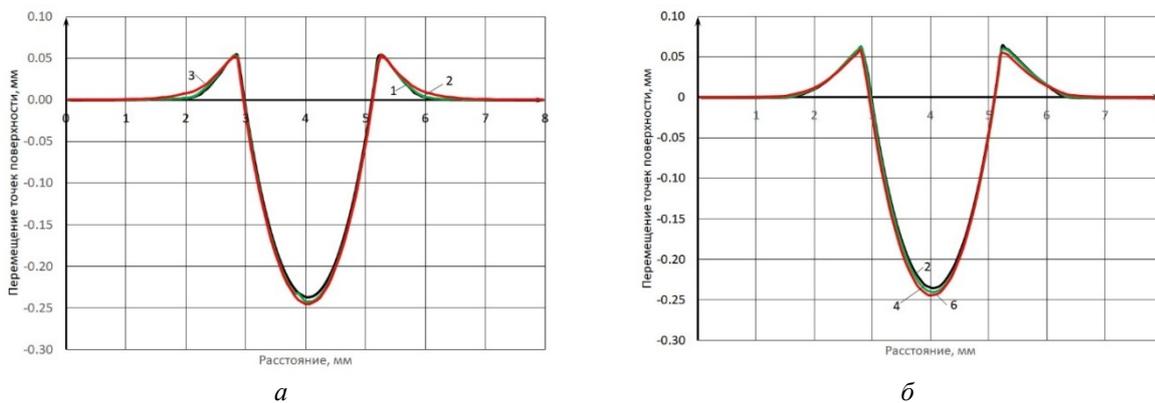


Рис. 2. Профили поверхности отпечатков в осевом сечении, нормальном к оси титановых проволок, после завершения процесса деформирования при размещении индентора между осями (а) и над осью (б) титановых проволок: 1–6 – соответственно номера промоделированных вариантов

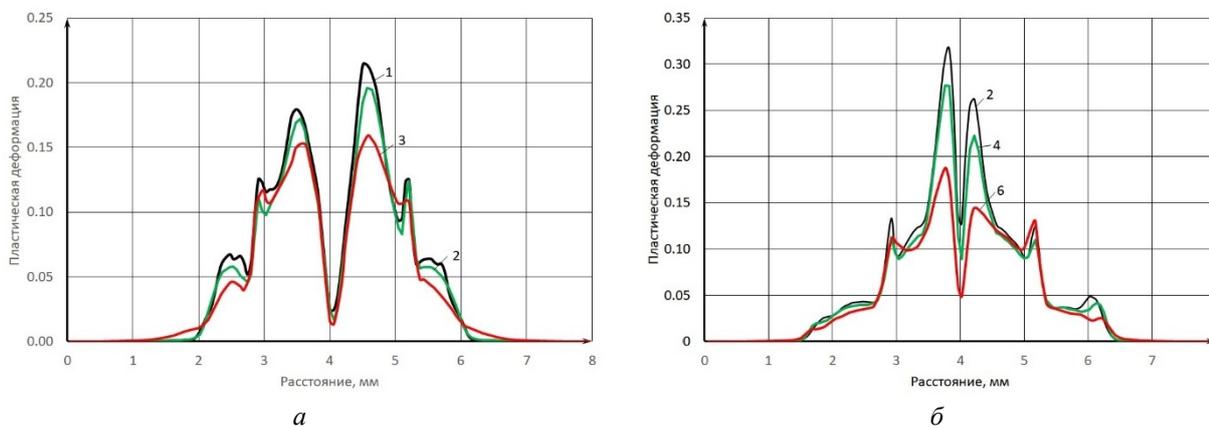


Рис. 3. Распределение пластической деформации в ячейках поверхности деформированной пластины в осевом сечении, нормальном к оси титановых проволок, после завершения процесса деформирования при размещении индентора между осями (а) и над осью (б) титановых проволок: 1–6 – соответственно номера промоделированных вариантов

Анализ кривых на рис. 3 показывает, что распределение пластической деформации в ячейках вблизи поверхности деформированной пластины в осевом сечении не монотонно и характеризуется двумя максимумами и почти полным отсутствием пластической деформации вблизи центра лунки. Уменьшение диаметра

армирующей титановой проволоки приводит к снижению уровня пластической деформации в зоне отмеченных максимумов.

Характер распределения напряженно-деформированного состояния по толщине алюминиевой пластины с армирующими титановыми проволоками достаточно сложен (рис. 4 и 5).

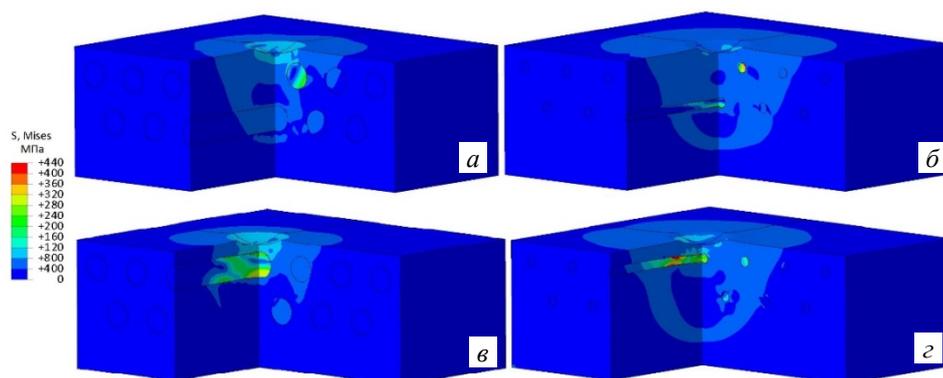


Рис. 4. Распределение эквивалентных деформаций по Мизесу по толщине алюминиевой пластины с армирующими титановыми проволоками после завершения процесса деформирования при размещении индентора между осями (*а*, *б*) и над осью (*в* и *г*) титановых проволок:  
*а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 5; *г* – вариант 6

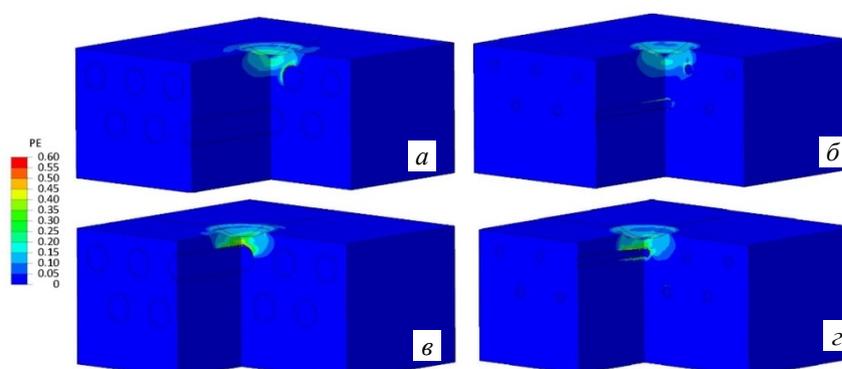


Рис. 5. Распределение пластической деформации по толщине алюминиевой пластины с армирующими титановыми проволоками после завершения процесса деформирования при размещении индентора между осями (*а*, *б*) и над осью (*в* и *г*) титановых проволок:  
*а* – вариант 1; *б* – вариант 2; *в* – вариант 5; *г* – вариант 6

Максимальные эквивалентные напряжения по Мизесу были зафиксированы в армирующих титановых проволоках, причем уровень напряжений в них возрастал по мере уменьшения диаметра: при диаметре проволок  $\varnothing 0,375$  мм повышенный уровень напряжений до 200–240 МПа наблюдался даже в проволоках второго нижнего ряда при обоих вариантах положения центра индентора (между осями проволок и над осью). Протяженность участка проволоки с повышенным уровнем напряжений в случае расположения индентора над осью проволоки выходит далеко за пределы проекции площади вдавленного отпечатка. Достигаемого уровня напряжений в титановых проволоках недостаточно для пластической деформации титана (рис. 5), но наблюдается значительная пластическая деформация алюминия на границе с армирующими проволоками. Уровень пластической деформации алюминия на границе с армирующими проволоками (до 0,5–0,6) выше в случае

расположения центра индентора над осью проволоки, причем угловая протяженность дуги контакта, вдоль которой происходит пластическая деформация алюминия, увеличивается по мере уменьшения диаметра проволок. Зона пластической деформации алюминия вдоль оси армирующей проволоки в случае расположения индентора над осью проволоки примерно соответствует проекции площади вдавленной лунки.

В связи с одноосным расположением армирующих элементов представляет интерес исследование различий напряженно-деформированного состояния в сечениях, нормальных и параллельных осям проволок.

На рис. 6 и 7 показано распределение перемещений и пластической деформации в ячейках поверхности деформированной пластины в осевых сечениях, нормальных и параллельных осям титановых проволок  $\varnothing 0,375$  мм, при размещении индентора как между осями, так и над осью титановых проволок.

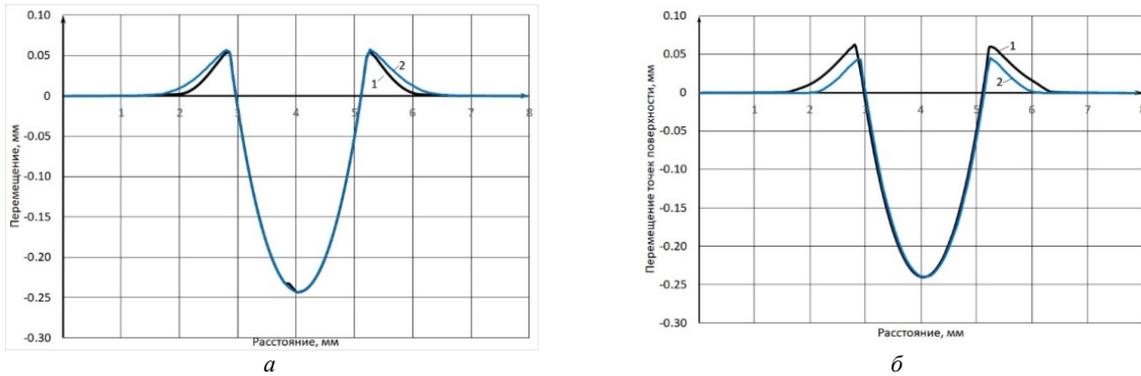


Рис. 6. Профили поверхности деформированной пластины после завершения процесса деформирования при размещении индентора между осями (а) и над осью (б) титановых проволок Ø 0,375 мм: 1 – в осевом сечении, нормальном к оси титановых проволок; 2 – параллельном оси титановых проволок

Анализ кривых на рис. 6 показывает, что в случае расположения индентора между осями титановых проволок отпечаток является круглым, а несколько различается лишь ширина выдавленного валика. При расположении ин-

дентора над осью титановой проволоки отпечаток имеет эллиптическую форму с большей осью, нормальной к осям проволок, что подтверждает сдерживание пластической деформации алюминия армирующей проволокой.

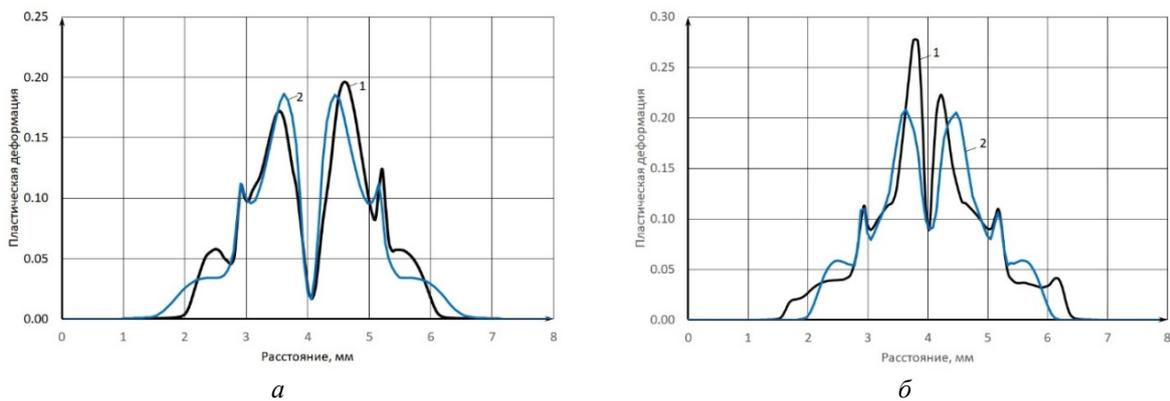


Рис. 7. Распределение пластической деформации в ячейках поверхности пластины после завершения процесса деформирования при размещении индентора между осями (а) и над осью (б) титановых проволок Ø 0,375 мм: 1 – в осевом сечении, нормальном к оси титановых проволок; 2 – параллельном оси титановых проволок

Анализ кривых на рис. 7 показывает близость распределения пластической деформации в ячейках вблизи поверхности деформированной пластины в осевых сечениях, нормальных и параллельных к оси титановых проволок, с двумя максимумами на расстоянии примерно 1 мм и почти полным отсутствием пластической деформации вблизи центра лунки, что хорошо коррелирует с различием в профилях получаемого отпечатка в перпендикулярных сечениях.

**Выводы**

1. Распределение пластической деформации в ячейках вблизи поверхности деформированной пластины в осевом сечении не монотонно и характеризуется двумя максимумами и почти

полным отсутствием пластической деформации вблизи центра лунки. Уменьшение в исследованном волокнистом композите диаметра армирующей титановой проволоки приводит к снижению уровня пластической деформации в зоне отмеченных максимумов. Максимальные эквивалентные напряжения по Мизесу зафиксированы в армирующих титановых проволоках, причем уровень напряжений в них возрастал по мере уменьшения диаметра.

2. При расположении индентора между осями титановых проволок формируется круглый отпечаток, размер которого слабо зависит от диаметра армирующих проволок, а несколько различается лишь ширина выдавленного валика. При расположении индентора над осью

титановой проволоки отпечаток приобретает эллиптическую форму с большей осью, нормальной к осям проволок, что подтверждает сдерживание пластической деформации алюминия армирующей проволокой.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Матлин, М. М.* Диагностика физико-механических свойств металла по параметрам упругопластического внедрения сферического индентора / М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина // Известия ВолГТУ : научный журнал № 6 (241) / ВолГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 58–62.
2. *Biwa S., Storåkers B.* An analysis of fully plastic Brinell indentation // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. – 1995. – Т. 43. – №. 8. – С. 1303-1333.
3. *Гуревич, Л. М.* Верификация моделирования трехосного напряженно-деформированного состояния на примере определения твердости по Бринеллю / Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, С. П. Писарев, А. И. Мозгунова // Известия ВолГТУ : научный журнал № 12 / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 76–80.
4. *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.
5. *Bahri A.* et al. Brinell indentation behavior of the stainless steel X2CrNi18-9: Modeling and experiments // International Journal of Mechanical Sciences. – 2019. – Т. 163. – С. 105142.
6. *Johnson G. R., Cook W. H.* Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engng Fract. Mech. 1985. V. 21, N 1. P. 31–48.
7. *Borysiuk P.* et al. Influence of Layered Structure of Composite Timber Floor Boards on Their Hardness // Drvna industrija: Znanstveni časopis za pitanja drvne tehnologije. – 2019. – Т. 70. – №. 4. – С. 399-406.
8. *Chen, D., Luo, Q., Meng, M., Li, Q., & Sun, G.* (2019). Low velocity impact behavior of interlayer hybrid composite laminates with carbon/glass/basalt fibres. Composites Part B: Engineering, 176, 107191.
9. *Rosenberger, M. R., Forlerer, E., & Schvezov, C. E.* (2007). Modeling the micro-indentation of metal matrix composites. Materials Science and Engineering: A, 463(1-2), 275-283.
10. *Гуревич, Л. М.* Механизмы структурообразования при взаимодействии титана с расплавом алюминия / Л. М. Гуревич // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 6 (109) / ВолГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 6–13.
11. *Трыков, Ю. П.* Научные основы проектирования и изготовления нового класса конструкционных материалов-слоистых интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Конструкции из композиционных материалов. – 2006. – №. 4. – С. 132–134.
12. Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 11–15.
13. *Гуревич, Л. М.* Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 / ВолГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 43–46.

## ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791.042

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-49-55

*Д. В. Прияткин, А. А. Артемьев, В. И. Лысак, П. В. Лойко*

### АНАЛИЗ НАПЛАВОЧНЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ГАЗОАБРАЗИВНОГО ИЗНАШИВАНИЯ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: nanomaterial-vstu@yandex.ru

Проведен анализ основных промышленных и экспериментальных типов износостойких наплавочных сплавов. Обсуждено влияние структурно-фазового состава и упрочняющих фаз в наплавленном металле на его износостойкость. Показано, что оптимальное соотношение объемных долей пластичной матрицы и твердых фаз в структуре наплавленных сплавов, обеспечивающее высокие показатели стойкости к газоабразивному изнашиванию, в значительной мере зависит от углов атаки. Формирование упрочняющих фаз в виде крупных включений карбидов хрома, а также мелких высокотвердых карбидов ниобия, молибдена и ванадия способствует повышению износостойкости сплавов в широком диапазоне углов атаки. Высокая пластичность и стойкость к окислению матричного металла обеспечивается при его формировании на основе  $\gamma$ -Fe за счет легирования сплава никелем. Легирование наплавленного металла большими количествами углерода и бора нежелательно, поскольку сильно повышает хрупкость металла, ухудшая его технологические свойства.

*Ключевые слова:* наплавочные сплавы, газоабразивное изнашивание, высокотемпературный износ, абразивные частицы, окисление, структурно-фазовый состав, упрочняющие фазы.

*D. V. Priyatkin, A. A. Artem'ev, V. I. Lysak, P. V. Loyko*

### ANALYSIS OF CLADDING ALLOYS FOR GAS-ABRASIVE WEAR CONDITIONS AT ELEVATED TEMPERATURES

Volgograd State Technuical University

The analysis of the main industrial and experimental types of wear-resistant surfacing alloys is carried out. The influence of the structural-phase composition and hardening phases in the deposited metal on its wear resistance is discussed. It is shown that the optimal ratio of the volume fractions of the plastic matrix and hard phases in the structure of the deposited alloys, which provides high resistance to gas-abrasive wear, largely depends on the angles of attack. The formation of hardening phases in the form of large inclusions of chromium carbides, as well as small high-hardness carbides of niobium, molybdenum and vanadium contributes to an increase in the wear resistance of alloys in a wide range of angles of attack. High ductility and resistance to oxidation of the matrix metal is provided when it is formed on the basis of  $\gamma$ -Fe due to alloying of the alloy with nickel. Alloying the weld metal with large amounts of carbon and boron is not desirable, since it greatly increases the brittleness of the metal, deteriorating its technological properties.

*Keywords:* surfacing alloys, gas abrasive wear, high-temperature wear, abrasive particles, oxidation, structure-phase composition, hardening phases.

#### Введение

Значительный вклад в изучение процессов газоабразивного изнашивания внесли ученые Таллинского политехнического института (И. Р. Клейс, Х. Х. Лепиксон, Ю. А. Тадольдер, Х. Х. Ууэмийс, У. К. Суур, Х. В. Арумьяэ и др.), Штуттгарского университета (Г. Уэтц, К. Вел-

лингер, Г. Валь, Г. Гоммел и др.), В. Н. Кашеев, И. Финни, Ю. Биттер, А. А. Антонов, Е. Ф. Непомнящий, Ю. А. Юзвенко и ряд других исследователей [1].

Газоабразивному изнашиванию подвержены детали оборудования, работающие при нормальной или повышенной температуре в потоке

газа, несущего в себе твердые частицы (элементы засыпных аппаратов доменных печей, тягодутьевые машины газоочистных сооружений и тепловых электростанций, оборудование пневмотранспорта и др.) [1–3].

Проблему борьбы с износом данного оборудования эффективно решают наплавкой их рабочих поверхностей износостойкими сплавами [1, 4, 5]. Для этой цели производители сварочных материалов предлагают специализированные порошковые проволоки и покрытые электроды. Большинство данных материалов высокоуглеродистые и отличаются высокой степенью легирования, что обуславливает их высокую стоимость и низкую технологичность при применении [6]. В связи с этим особую актуальность приобретает разработка новых экономнолегированных наплавочных сплавов,

обеспечивающих требуемый комплекс эксплуатационных и технологических свойств [7–10].

Цель работы – на базе анализа известных износостойких сплавов сформулировать принципы рационального легирования металла, обеспечивающие его высокие эксплуатационные характеристики в условиях высокотемпературного газоабразивного изнашивания.

#### Промышленные наплавочные материалы

Согласно известным отечественным [11] и зарубежным (DIN EN 14700:2005) классификациям, наплавочные материалы для условий газоабразивного изнашивания при температурах до 600 °С предназначены для получения сплавов на основе железа, представленных в табл. 1.

Таблица 1

Промышленные износостойкие наплавочные сплавы

№	Производитель	Марка материала и химический состав сплава	Твердость, HRC
1	АО «ПОЛЕМА» (Россия)	ПЛ-АН 111 (500X40H40C2PЦ)	48–55
2		ПЛ-АН 179-1 (450X20B7M7B2Ф)	≥ 60
3		ПЛ-АН 101 (300X25C3H2Г2)	50–56
4		ПЛ-Нп-450X31М	≥ 58
5	н/д	ПЛ-АН-185 (500X22Б7)	56–60
6		ПЛ-АН-186 (450X30P)	57–62
7	ООО «Интерпро» РФ	ПП-АН133 (10X17H9C5ГТ)	29–35,5
8	УТР (Германия)	ПП Ledurit-76 (530X11ГБ6Ф6P)	≥ 68
9	Soudokay S.A (Германия)	ПП SK A 45-О (530X21Б6М6ФВ)	≥ 63
10	Castolin Eutectic (Германия)	ПП EnDOtec DO*33 (200X13Г2СБ6)	≥ 68
11		ПП EnDOtec DO*390N (500X20Г5С2Б10М10В10P5)	≥ 71
12	DURMAT (Германия)	ПП FD 739 (100X20Б3М3В5P4)	67–70
13		ПП FD 733 (350X18ГБ4P2)	66–68
14		ПП FD 51 (450X25ГCP)	58–59
15	ESAB (Швеция)	Э ОК Wearthrode 65 T (ОК 84.80) (500X23Б7М7ФВ2С2Г)	65–66
16	Lincoln Electric (США)	Э Wearshield 70 (550X20Б6М6ФВ2)	68–70
17	Welding Alloys (США)	ПП HARDFACE CNV (500X22СБ6М5ФВ2)	≥ 65
18		ПП HARDFACE BNC (250X11Г2СБ5P2)	64–68
19	Corodur Fülldraht GmbH (Германия)	ПП CORODUR® 60 (520X22ГСБ7)	61–63
20		ПП CORODUR® 75 (500X22ГСБ6М4ФВ)	62–65
21	DRATEC Drahttechnik GmbH (Германия)	ПП DT-DUR 65 (520X21Б7М7ФВ2)	63–65
22		ПП DT-DUR OCNR 29 (12X17H9Г2С6)	30–39
23		DT-DUR 600 (ОА) (50X6Г2МФ)	52–57

Сплавы можно разделить по системам легирования: Fe-C-Cr-B, Fe-C-Cr-Nb-Mo-V-W, Fe-C-Cr-Nb-B, Fe-C-Cr-Nb-Mo-Mn-Si-W-B, Fe-C-Cr-Ni-Si-Mn-Ti и др. Содержание элементов в данных материалах колеблется в широких диапазонах: 0,12–5,5 % C, 6–40 % Cr, до 40 % Ni, до 10 % Mo, до 10 % Nb, до 6 % V, до 10 % W, до 5 % B. Сравнительная оценка износостойкости представленных в табл. 1 материалов затруднена вследствие существенной ее зависимости от условий и параметров режима испытаний, выполненных по различным методикам [12, 13].

В работах [8, 14, 15] отмечается, что для получения высокой стойкости металла в условиях газообразного изнашивания требуется обеспечить содержание упрочняющей фазы в структуре металла в количестве не менее 30–35 %, а также – достаточную пластичность, характеризующую величиной раскрытия трещин. В порошковой ленте ПЛ-АН 111 это достигается высоким содержанием Cr и C, а также – Ni, содержание которого достигает 40 %. Однако, данный материал имеет высокую стоимость и нестабильные сварочно-технологические свойства.

Этих недостатков лишена лента ПЛ-АН 179, в которой реализовано легирование металла сильными карбидообразователями (Nb, V, Mo и др.). Износостойкость наплавленного металла в 1,6 раза больше, чем металла, наплавленного лентой ПЛ-АН 101, основной упрочняющей фазой которого являются карбиды хрома. Однако в обоих случаях металл склонен к образованию трещин [8, 14, 16]. Избежать их образования и повысить износостойкость металла, возможно путем его легирования ~ 3 % ниобия, образующего с углеродом высокотвердые карбиды NbC [8].

Системы легирования Fe-C-Cr и Fe-C-Cr-V износостойких наплавочных сплавов хорошо

изучены и представлены, например, материалами ПЛ-Нп-450Х31М, ПЛ-АН-186, ПП FD 51 и др. Однако, как отмечается в работах [14, 17], введение в наплавочные материалы больших количеств хрома наряду с углеродом и бором не оправданно, т.к. приводит не только к перерасходу легирующих элементов, но и зачастую – к снижению износостойкости. Утверждается, что оптимальное содержание хрома 11–14 %, углерода – не более 2 %, бора – не более 4–5 %.

Большая группа зарубежных наплавочных материалов системы легирования Fe-C-Cr-Nb-Mo-V-W имеет в составе повышенное содержание углерода (4,5–5,5 %) и легирующих элементов (Nb, Mo до 7 %; W, V до 2 %), что обеспечивает высокую износостойкость металла, но снижает его технологичность и экономическую эффективность. Сплавы системы Fe-C-Cr-Nb-B (Cr-Nb-Mo-W-B) содержат в составе от 1 до 4 % углерода, а также бора, который способствует существенному повышению износостойкости, но снижает стойкость наплавленного металла к трещинообразованию.

**Экспериментальные наплавленные сплавы**

В отечественных и зарубежных публикациях большое внимание уделяется разработке новых сплавов, стойких в условиях газообразного изнашивания при повышенных температурах (табл. 2).

В работе [19] было исследовано поведение сплавов на основе Fe, Ni и Co при высокотемпературном (до 650 °C) изнашивании. По результатам испытаний установлено (рис. 1), что скорости износа всех материалов увеличиваются с повышением температуры, однако темп изменения скорости отличается.

Таблица 2

**Химический, структурно-фазовый состав и твердость экспериментальных износостойких сплавов**

№	Химический состав сплава, масс. %	Фазовый состав		Твердость	Источник
		матрицы	упрочняющей фазы		
1	2,0-2,5 C; 18-20 Cr; 4-5 Ni; 1,5-2,0 Si	Аустенит метастабильный	(Fe,Cr) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	45–46 HRC	[18]
2	3,53 C; 24,3 Cr; 2,89 Ni; 1,86-2,0 Si; 3,13 Nb	Эвтектика γ + (Cr, Me) <sub>7</sub> C <sub>3</sub> + NbC	NbC	49 HRC	[8]
3	2,0 C; 13,4 Cr; 2,0 B	80 % α-Fe + 20 % γ-Fe	Cr <sub>x</sub> C <sub>y</sub> ; Cr <sub>2</sub> B; CrB; CrB <sub>2</sub> ; Cr <sub>5</sub> B <sub>3</sub>	58–60 HRC	[17]
4	1,2-1,4 C; 27-30 Cr; 0,5-1,0 Mn; 1,0-2,5 Si; < 0,5 (Mo, W)	Феррит	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	280 HV <sub>10</sub>	[19]
5	1,3 C; 15,4 Cr; 0,2 Mn; 0,5 Si; 4 Nb; 4 B; < 11,5 (Mo, W, V)	α-Fe	(Fe,Cr) (B, C) <sub>y</sub> ; NbC; WC	1100 HV <sub>10</sub>	

Окончание табл. 2

№	Химический состав сплава, масс.%	Фазовый состав		Твердость	Источник
		матрицы	упрочняющей фазы		
6	0,9 C; 4,1 Cr; 0,3 Mn; 0,25 Si; 5 Mo; 6,2 W; 1,8 V	Мартенсит	Mo <sub>6</sub> C; Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> ; VC	870-882 HV	[20]
7	5,5 C; 21,0 Cr; 0,2 Mn; 0,8 Si; 7,0 Nb; 7,0 Mo; 2,0 W; 1,0 V	Ледебурит	(Fe,Cr) <sub>7</sub> C <sub>3</sub> ; NbC	825-927 HV	
8	1,76 C; 4,55 Cr; 5,08 Ni; 5,04 Nb; 4,16 Mo; 5,52 W	Мартенсит + аустенит	NbC; W <sub>2</sub> C; Mo <sub>2</sub> C; Cr <sub>x</sub> C <sub>y</sub>	798 HV <sub>10</sub>	[21]
9	1,8 C; 0,85 Si; 0,38 Mn; 4,17 Cr; 10,06 Ni; 4,23 Co; 4,81 Mo; 4,71 W; 4,93 V	Аустенит	VC; Mo <sub>2</sub> C; W <sub>2</sub> C; Cr <sub>2</sub> C; Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	798 HV <sub>10</sub>	[4]
10	3,0 C; 1,0 Si; 0,7 Mn; 18 Cr; 8,0 Ni; 10,0 V	Аустенит	VC; Cr <sub>x</sub> C <sub>y</sub>	390 HV	[22]
11	4,26 C; 21,85 Cr; 1,0 Ni; 1,39 Nb; 2,5 Mo	Аустенит+карбиды	Cr <sub>x</sub> C <sub>y</sub> ; NbC; W <sub>2</sub> C; Mo <sub>2</sub> C	746 HV	[23]

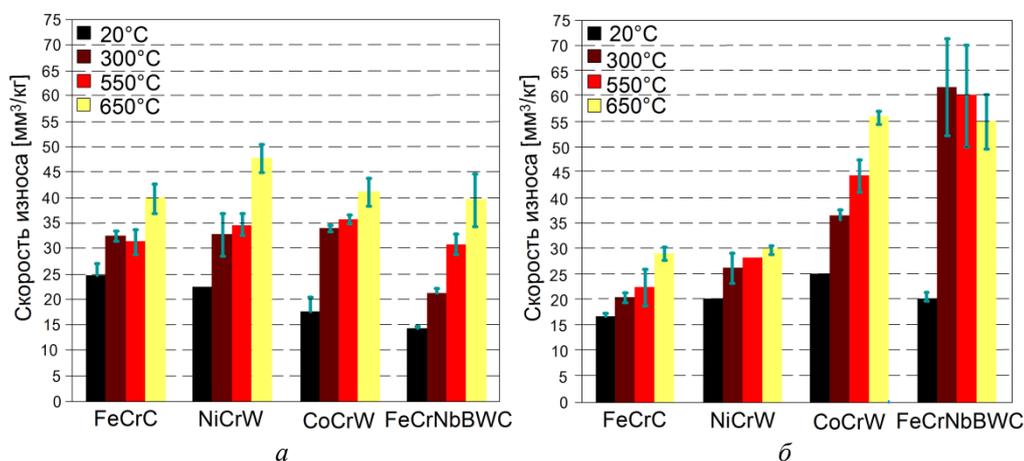


Рис. 1. Изменение скорости износа сплавов в зависимости от температуры при угле атаки газобразивного потока 30° (а) и 90° (б) [19]

При угле атаки 30° и нормальной температуре испытаний наилучшей износостойкостью обладает сплав 5 системы Fe-Cr-Nb-B-W-C (табл. 2), однако при повышении температуры до 650°C разница со сплавом системы Fe-Cr-C (сплав 4 в табл. 1) нивелируется. Увеличение угла атаки до 90° обуславливает резкое снижение его, что объясняется низкой пластичностью сплава с большой объемной долей хрупких карбидов и боридов, которые разрушаются в результате образования трещин [20].

Сплавы на основе Ni и Co, применение в данном диапазоне температур не рационально, занимают промежуточное положение по износостойкости между сплавами на основе Fe.

Известно [18], что высокую стойкость к газобразивному изнашиванию демонстрируют сплавы системы Fe-C-Cr эвтектического состава. Сплавы системы Fe-C-Cr-Ni при содержании углерода 2–2,5 % и хрома 18–20 % (сплав 1

в табл. 2) состоят из аустенитной матрицы, армированной 20–25 об.% карбидов (Fe,Cr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, что обеспечивает уровень износостойкости, превышающий на 70 % показатели сплава 500X40N40C2PЦ (сплав 1, табл. 1). Повысить износостойкость возможно за счет легирования металла ниобием или ванадием (~3 %). Мелкодисперсные карбиды NbC не образуют сплошную сетку, как карбиды типа Me<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, что препятствует распространению трещин [8, 24].

Увеличение температуры испытаний до 650 °C обуславливает резкое падение износостойкости при малых углах атаки сплава б (табл. 2), что обусловлено снижением его твердости и интенсивной пластической деформацией поверхностных слоев с отделением микростружки. В свою очередь повышенная хрупкость сплава 7, содержащего большую объемную долю твердой фазы, становится причиной падения его износостойкости при углах атаки, близких к 90° [20].

Высокая износостойкость сплава 8 (табл. 2) достигается при его легировании никелем. Это связано с тем, что Ni не только улучшает пластические свойства и термостойкость матрицы, но и снижает растворимость в ней Cr, Mo и др., способствуя выделению эвтектических карбидов [21]. При этом он не влияет на тип образующихся карбидов в отличие от Mo, который подавляет образование карбидов  $Me_7C_3$  и активирует –  $Me_{23}C_6$  [25].

В работе [4] показано, что значительное повышение высокотемпературной (900 °C) износостойкости сплава 9 (табл. 2) достигается при его легировании 10 % никеля при содержании углерода около 2 %. Положительное влияние никеля обусловлено значительным снижением интенсивности окислительного износа сплава при образовании на его поверхности плотной пленки, содержащей оксид никеля.

Авторы [22] полагают, что повышение износостойкости сплава 10 (табл. 2) достигается

за счет выделения сфероидальных карбидов ванадия, а также – в результате деформационного превращения аустенита в мартенсит при ударах абразивных частиц о поверхность сплава, что снижает эффект от его размягчения при повышении температуры [26].

**Общие принципы выбора материалов для работы в условиях газоабразивного изнашивания**

Исследование влияние объемной доли карбидной фазы на скорость изнашивания [23] показало (рис. 2), что при использовании сравнительно мягкого абразива в виде железной руды (твердость ~5 по шкале Мооса) между ними наблюдается тесная корреляция. При использовании кварцевого песка (твердость ~7) при одинаковой объемной доле твердых фаз разного химического состава, размера и морфологии скорости износа сплавов могут значительно отличаться (рис. 2).

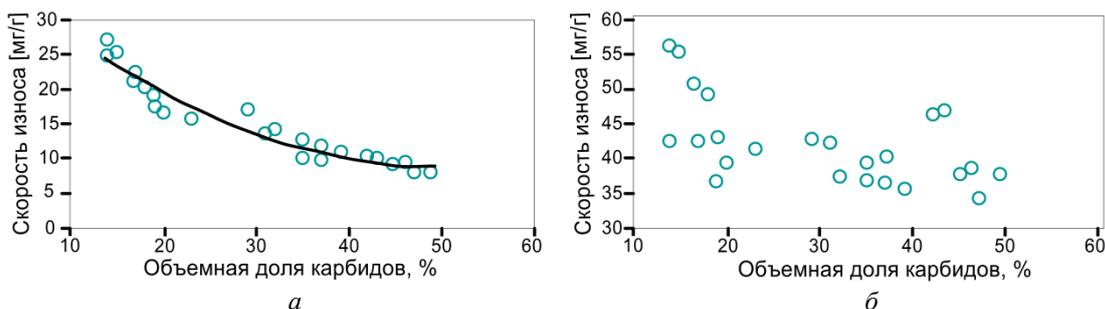


Рис. 2. Влияние объемной доли карбидов в сплавах на газоабразивную износостойкость. Абразив: железная руда (а), кварцевый песок (б) [23]

Выбор типа наплавленного металла, стойкого в условиях газоабразивного изнашивания, должен осуществляться с учетом скорости абразивных частиц и угла атаки (рис. 3) [27].

Для обеспечения сопротивления изнашиванию при малых углах атаки газоабразивной струи рационально применение твердых материалов с высокой (более 50 %) объемной долей упрочняющих фаз (рис. 3, 4) [28]. При больших углах атаки с целью обеспечения достаточной прочности сплава при повышенной пластичности значительную долю в структуре должна занимать матрица, обеспечивая многократную деформацию поверхностных слоев материала без образования трещин и отколов. Для материала матрицы перспективно использование материалов с ГЦК решеткой, поскольку они обладают высокой пластичностью и наименее чувствительны к скорости деформации [9].

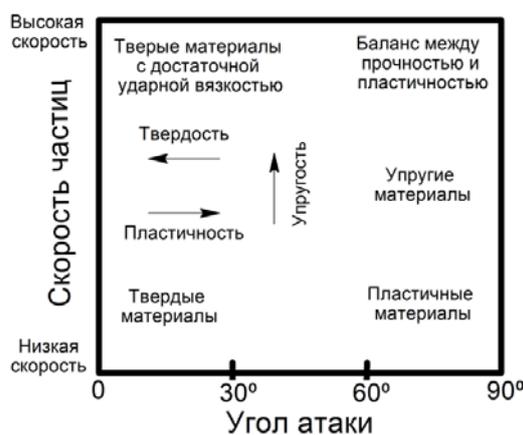


Рис. 3. Схема выбора материалов для газоабразивного износа в зависимости от угла атаки и скорости частиц [27]

Сочетание относительно крупных частиц упрочняющей фазы с мелкими, равномерно распределенными в объеме матрицы, способст-

ует эффективной работе материала в широком диапазоне углов атаки (рис. 4, б). При этом, как отмечается в работе [29], размеры упрочняю-

щих фаз должны быть не менее размера отпечатка, оставляемого абразивной частицей на изнашиваемой поверхности.

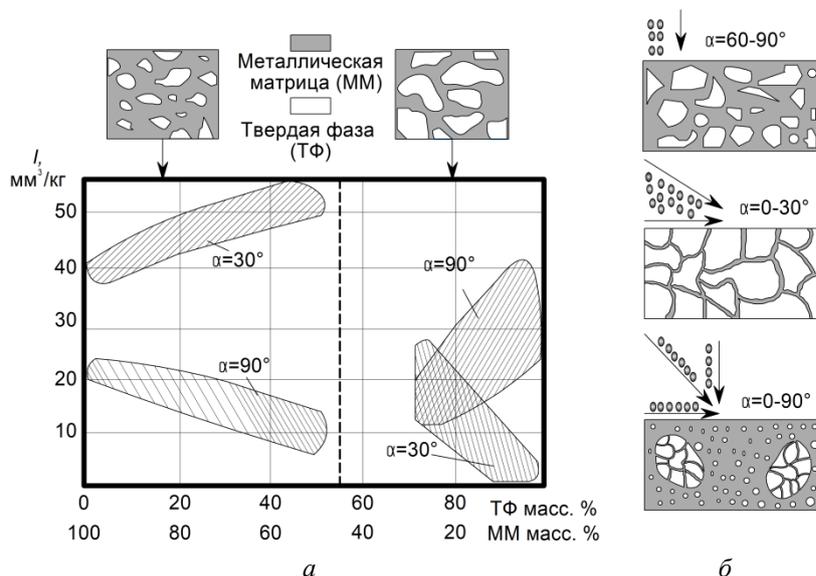


Рис. 4. Рекомендуемые соотношения матрицы и упрочняющих фаз для различных условий газоабразивного износа [28]

Таким образом, при разработке новых типов наплавочных сплавов необходимо использовать принцип Шарпи, при котором общее улучшение механических свойств сплава достигается за счет определенного сочетания в его гетерогенной структуре пластичной матрицы и твердых фаз [30].

### Выводы

Показано, что оптимальное соотношение объемных долей пластичной матрицы и твердых фаз в структуре наплавленных сплавов, обеспечивающее высокие показатели стойкости к газоабразивному изнашиванию, в значительной мере зависит от углов атаки. Формирование упрочняющих фаз в виде крупных включений карбидов хрома, а также мелких высокотвердых карбидов ниобия, молибдена и ванадия способствует повышению износостойкости сплавов в широком диапазоне углов атаки. Высокая пластичность и стойкость к окислению матричного металла обеспечивается при его формировании на основе  $\gamma$ -Fe за счет легирования сплава никелем. Легирование наплавленного металла большими количествами углерода и бора не желательно, поскольку сильно повышает хрупкость металла, ухудшая его технологические свойства.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тененбаум, М. М. Сопротивление абразивному изнашиванию / М. М. Тененбаум. – Москва : Машиностроение, 1976. – 271 с.
2. Терещенко, А. Ф. Исследование струйного износа наплавленного металла / А. Ф. Терещенко, В. П. Шимановский, Ю. А. Юзвенко // Автоматическая сварка. – 1966. – № 11. – С. 32–35.
3. Быстров, В. А. Условия эксплуатации и высокотемпературного износа засыпного устройства доменной печи / В. А. Быстров // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 1966. – № 11. – С. 32–35.
4. Shimizu, K. Effect of C Content on High Temperature Erosive Wear Characteristics of Fe-Based V Containing Multi-Component Cast Steel with Ni / K. Shimizu et al. // Materials Science Forum. – Trans Tech Publications Ltd, 2018. – Vol. 925. – P. 400–407.
5. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолгГТУ, 2005. – 248 с.
6. Ворончук, А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки / А. П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2014. – № 14. – С. 75–78.
7. Лейначук, Е. И. Электродуговая наплавка деталей при абразивном и гидроабразивном износе / Е. И. Лейначук. – Киев : Наук. думка, 1985. – 160 с.
8. Малинов, В. Л. Новые порошковые ленты для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и газоабразивного воздействия / В. Л. Малинов, В. В. Чигарев, В. В. Воробьев // 36. наук. пр. : Захист металургійних машин від поломок. ПДТУ, Маріуполь, Вип. 14, 252–258 с.
9. Эрозия / А. Эванс, А. Рафф, С. Видерхорн [и др.] ; под ред. К. Прис. ; пер. с англ. – Москва : Мир, 1982. – 464 с.

10. Исследование структуры и свойств износостойкого наплавленного сплава системы Fe – C – Cr – Ni – Mn – Mo – Ti – Nb / Д. В. Прияткин, А. А. Артемьев, П. В. Лойко, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 71–75.
11. Наплавочные материалы стран – членов СЭВ : Каталог / под ред. И. И. Фрумина и В. Б. Еремеева. – Киев – Москва : Изд. МЦНИТИ, 1979. – 620 с.
12. Методика испытаний наплавленного металла на газообразное изнашивание / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, В. И. Лысак, М. А. Рыков, А. В. Крутенко, М. В. Шнирко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 112–116.
13. Дуговая наплавка деталей засыпного устройства доменной печи / Ю. А. Юзвенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 1972. – № 2. – С. 59–63.
14. Воробьев, В. В. Сплавы и материалы для наплавки контактных поверхностей уравнильных клапанов / В. В. Воробьев, В. Л. Малинов // Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии: темат. сб. науч. тр. – 2010. – № 2. – С. 64–68.
15. Исследование формирования структуры износостойкого сплава при наплавке порошковой лентой ПЛ-АН-111 / Б. В. Ефременко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2017. – № 9. – С. 17–22.
16. Юзвенко, Ю. А. Влияние трещин на газо-абразивный износ наплавленного металла / Ю. А. Юзвенко, В. П. Шимановский // Автоматическая сварка. – 1971. – № 2. – С. 61–62.
17. Шумилов, А. А. Разработка наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей тягодутьевых машин тепловых электростанций / А. А. Шумилов, П. К. Шганько, В. Н. Гордиенко // Вестник СевНТУ. – 2010. – Вып. 110. – С. 216–218.
18. Софрошенков, А. Ф. Порошковая лента для наплавки поверхностей конусов доменных печей / А. Ф. Софрошенков, И. Н. Слободинский, С. Л. Семенов // Известия вузов. Черная металлургия. – 1999. – № 12. – С. 42–43.
19. Varga, M. High temperature abrasive wear of metallic materials // Wear. – 2017. – Vol. 376-377, Part A. – P. 443–451.
20. Katsich, C. Erosive wear of hardfaced Fe–Cr–C alloys at elevated temperature / C. Katsich et al. // Wear. – 2009. – Vol. 267. – №. 11. – С. 1856–1864.
21. Zhang, Y. Influence of Ni addition on erosive wear characteristics of multi-component white cast iron at elevated temperature / Y. Zhang et al. // Wear. – 2017. – Vol. 376-377. – P. 452-457.
22. Shimizu, K. Erosive wear properties of high V–Cr–Ni stainless spheroidal carbides cast iron at high temperature / K. Shimizu et al. // Wear. – 2009. – Vol. 267. – №. 1-4. – P. 104-109.
23. Chatterjee, S. Solid particle erosion behaviour of hardfacing deposits on cast iron – Influence of deposit microstructure and erodent particles / S. Chatterjee, T. K. Pal // Wear. – 2006. – Vol. 261. – №. 10. – P. 1069-1079.
24. Kan, W. H. Slurry erosion, sliding wear and corrosion behavior of martensitic stainless steel composites reinforced in-situ with NbC particles / W. H. Kan et al. // Wear. – 2019. – Vol. 420. – P. 149-162.
25. Jindal, C. Effect of Molybdenum Addition in Hardfacing Layer on Erosion Resistance Behavior of Steel // Proceedings of the International Conference on Research and Innovations in Mechanical Engineering. – Springer, New Delhi, 2014. – P. 337-346.
26. Структура и свойства износостойких покрытий, наплавленных электродуговым методом на сталь порошковыми проволоками / В. Е. Громов [и др.] // Успехи физики металлов. – 2014. – № 15. – С. 213–234.
27. Dallaire, S. Erosion resistance of arc-sprayed coatings to iron ore at 25 and 315° C / S. Dallaire, H. Levert, J. G. Legoux // Journal of thermal spray technology. – 2001. – Vol. 10. – №. 2. – С. 337-350.
28. Veinthal, R. Microstructural aspects of abrasive wear of composite powder materials and coatings / R. Veinthal, P. Kulu, H. Käerdi // International Journal of Materials and Product Technology. – 2011. – Vol. 40. – №. 1-2. – С. 92-119.
29. Patent No. 6,156,443. U.S. Method of producing improved erosion resistant coatings and the coatings produced thereby / Dallaire S., H. Levert. – 5 Dec. 2000.
30. Любарский, И. М. Металлофизика трения / И. М. Любарский, Л. С. Палатник. – Москва : Металлургия, 1976. – 176 с

УДК 621.791

DOI:10.35211/1990-5297-2020-10-245-55-59

**П. П. Красиков, А. В. Савинов, О. А. Полесский, А. А. Чудин,  
Л. С. Красикова, И. В. Козлов, Д. С. Борисов, И. А. Полунин**

**О РОЛИ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ В ФОРМИРОВАНИИ  
КОРНЕВОГО СЛОЯ ШВА ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

Показана возможность замены поддува аргона на флюс-пасту при сварке соединений со свободным формированием, когда технически невозможно использование других приемов и способов сварки, обеспечивающих стабильное формирование с минимальными геометрическими параметрами обратного валика.

*Ключевые слова:* корневой шов, дуговая сварка в защитных газах, флюс-паста.

© Красиков П. П., Савинов А. В., Полесский О. А., Чудин А. А., Красикова Л. С., Козлов И. В., Борисов Д. С., Полунин И. А., 2020.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № 0637-2020-0006).

*P. P. Krasikov, A. V. Savinov, O. A. Polesskiy, A. A. Chudin,  
L. S. Krasikova, I. V. Kozlov, D. S. Borisov, I. A. Polunin*

## ON THE ROLE OF THE EXTERNAL ENVIRONMENT IN THE FORMATION OF THE ROOT LAYER OF THE WELD IN ARC WELDING

Volgograd State Technical University

The possibility of replacing, blowing argon into flux paste, when welding joints with free formation, where it is technically impossible to use other techniques and methods of welding, providing stable formation with minimum geometric parameters of the back bead, is shown.

*Keywords:* root seam, gas shielded arc welding, flux paste.

При односторонней сварке с полным проплавлением работоспособность сварного соединения во многом зависит от формы и величины обратного валика. Роль данных факторов особенно велика при изготовлении ответственных конструкций, работающих при переменных и динамических нагрузках. Обеспечение его формирования и устранения прожогов, которые часто возникают при сварке подобных швов, достигается применением различных подкладок [1].

При использовании расплавляемых подкладок баланс сил, действующих на расплавленный металл, может быть выражен равенством [2]

$$P_{д} + P_{гс} + P_{цб} = P_{ш} + P_{м} + P_{адг}, \quad (1)$$

где  $P_{гс}$  – гидростатическое давление массы сварочной ванны, отнесенная к площади сквозного проплавления;  $P_{цб}$  – сила, возникающая при движении жидкого металла из головной части сварочной ванны в хвостовую;  $P_{м}$  – сила поверхностного натяжения зеркала сварочной ванны;  $P_{ш}$  – сила поверхностного натяжения шлака, образующегося при расплавлении подкладки;  $P_{адг}$  – работа адгезии между жидким шлаком и твердой поверхностью металла и подкладки.

Условием отсутствия характерных для обратного валика шва дефектов является выполнение условия, когда левая часть уравнения (1) будет меньше правой части. Соответственно, возможно влиять на формирование обратного валика путем регулирования состава среды, контактирующей с расплавленной сварочной ванной.

Процесс изменения обратного валика при проплавлении пластины по методике, описанной в статье [3], когда существует только граница металл – воздух, идет высокими темпами. Так, при времени действия дуги 3,06 с. ширина зоны проплавления составляет 7,32 мм (рис. 1, а), а величина провисания 1,8 мм (рис. 1, б). При приросте времени всего 0,4 с, ширина состави-

ла  $\approx 11,0$  мм (прирост на  $\approx 50$  %), а величина провисания 5,9 мм (прирост  $\approx 327$  %). При введении в систему металл – воздух дополнительного элемента картина образования обратного валика кардинально меняется. Так, смещается время существования «нулевого» провисания с 3,0 с до  $\approx 3,2$  с.

На начальном этапе возникновения обратного валика, когда на кинограмме отчетливо видна область провисания, уменьшается ширина и высота обратного валика во время действия дугового разряда с 8,0 до 3,0 мм и с 2,75 до 0,5 мм при нанесении оксида алюминия, соответственно. При дальнейшем воздействии дуги характер кривой изменения ширины и высоты обратного валика у всех исследуемых компонентов, кроме оксида алюминия одинакова. Все эти линии имеют две ярко выраженные области, разделенные временем воздействия дугового разряда (рис. 1). Первая область формируется в границах времени от 0 до 3,52 с, вторая область с 3,52 с до обрыва дуги. Причем точка времени 3,52 с является переломной и отчетливо видной на всех полученных кривых.

В первой области при проплавлении с оксидом циркония и другими компонентам, кроме оксида алюминия происходит практически линейное изменение высоты обратного валика под углом  $\approx 45^\circ$  между касательной к участку кривой и осью абсцисс, вторая же область характеризуется практически неизменной величиной  $g$  во времени (рис. 1, а) и кривая практически параллельна оси абсцисс. В случае с оксидом алюминия процесс образования обратного валика меняется. Первая область характеризуется практически неизменной величиной  $g$  с течением времени, а во второй области происходит нарастание величины  $g$  с меньшей скоростью  $\approx$  в 2 раза, что соответствует углу  $\approx 22^\circ$  между касательной к участку кривой и осью абсцисс, причем величина  $g$  в момент времени 4,0 с практически одинакова с величиной исходной детали, т. е. 3,0 мм.

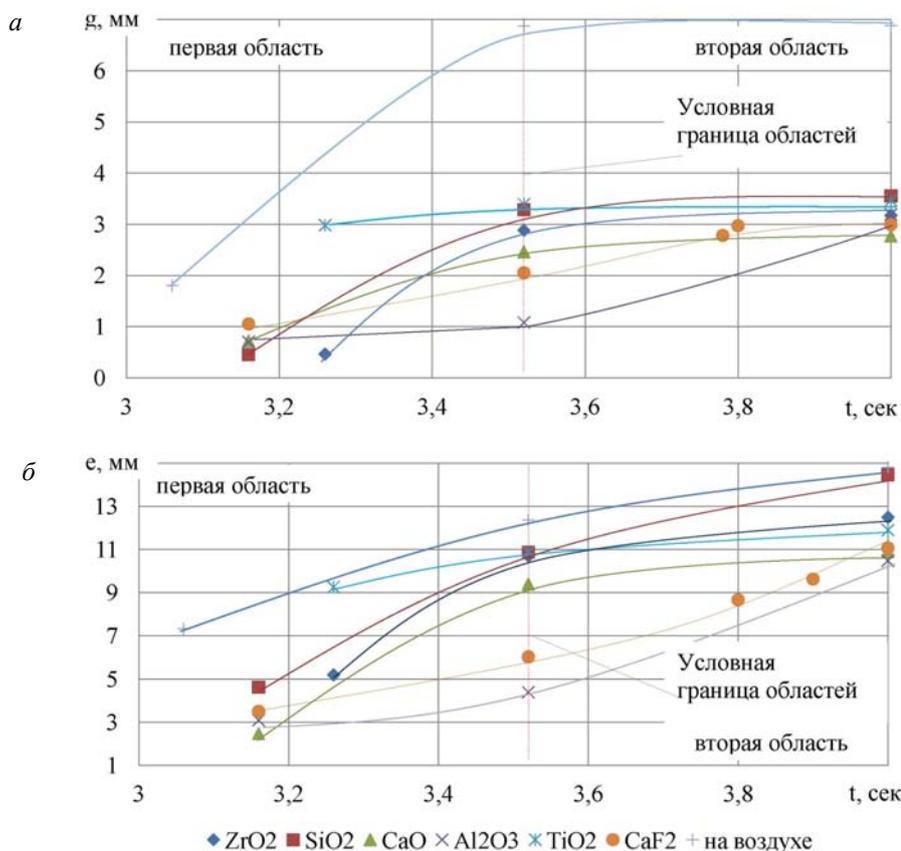


Рис. 1. Изменение геометрии проплавления при нанесении различных компонентов:  
 а – высота; б – ширина

Таким образом, кислотные оксиды SiO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub> при образовании обратного валика ведут себя как «короткие» шлаки, а амфотерный оксид Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ведет себя как «длинный» шлак, что говорит о предпочтительности применения флюсов с такими свойствами для стабильного и качественного формирования обратного валика.

Эксперименты по проплавлению пластин с заменой контактирующей среды с расплавленным металлом на аргон показали, что время начального (видимого) образования обратного валика сместилось с 3,06 (рис. 1) до 2,55 с (рис. 2) (уменьшение  $\approx 17\%$ ) при проплавлении пластины без нанесенного флюса. А при нанесенном флюсе Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с 3,16 (рис. 1) до 2,6 с (рис. 2) (уменьшение  $\approx 18\%$ ). Так же уменьшился угол наклона кривых образования обратного валика, а, соответственно, и скорость нарастания величины  $g$  и  $e$ . Особенно это заметно при проплавлении без нанесенного флюса. Так, в точке времени 3,5 с ширина уменьшается с 12,0 (рис. 1, б) до 10,0 мм (рис. 2, б) (уменьшение  $\approx 17\%$ ), а в это же время высота с 6,5 (рис. 1, а) до 2,5 мм (рис. 2, а). В то же время у флюсов CaF<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, CaO произошло увеличение величины  $g$  и  $e$ , в одинаковый момент времени относительно их при-

менения без поддува аргона. Так, в момент времени 3,5 с при применении Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> произошло увеличение ширины обратного валика с 4,5 (рис. 1, б) до 8,5 мм (рис. 2, б), высоты с 1,0 до 2,20 мм, при применении CaF<sub>2</sub> произошло увеличение ширины обратного валика с 6,0 (рис. 1, б) до 11,5 мм (рис. 2, б). Это, в свою очередь, нельзя полностью объяснить смещением времени начала образования обратного валика с 3,16 до 2,6 с в случае с Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

По-видимому, также происходит замена ионов кислорода, имеющих при одинаковых ионных радиусах вдвое больший по сравнению с ионами F<sup>-</sup> заряд. Тем самым, концентрация ионов F<sup>-</sup> в поверхностном слое повышается и снижается поверхностное натяжение. Так же стоит заметить, что при использовании Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> геометрические параметры обратного валика меньше в сравнении с параметрами обратного валика при использовании только поддува аргона. Так при времени 3 с (рис. 2) геометрические размеры обратного валика только с поддувом аргона составляют  $e = 7,3$  мм,  $g = 1,75$  мм. А при использовании Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> без поддува аргона даже при смещении величины времени на 17%, т. е. при 3,5 с величина обратного валика составляет  $e = 4,4$  мм,  $g = 1,1$  мм.

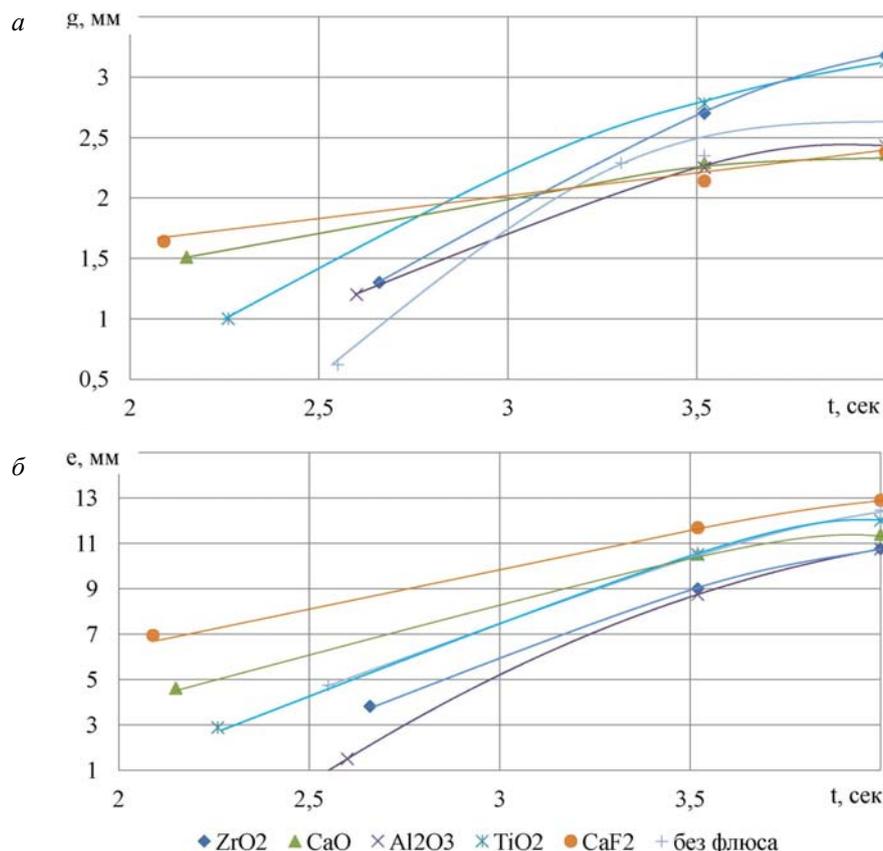


Рис. 2. Изменение геометрии проплавления при нанесении различных компонентов с поддувом аргона: *a* – высота; *b* – ширина

На рис. 3 видно, что кривые зависимости провисания шва со стороны корня в зависимости от ширины сварочной ванны лежат в узкой довольно области, по-видимому, зависящей от силовой характеристики дуги и толщины детали. Так, при одной и той же ширине 6 мм высота обратного валика колеблется от 0,9 мм (рис. 3, *a*) при использовании ZrO<sub>2</sub>, до 2,0 мм (рис. 3, *a*) при использовании CaF<sub>2</sub>, что может говорить о более сильном влиянии ZrO<sub>2</sub> на уменьшение геометрических параметров обратного валика, чем CaF<sub>2</sub>, но если учитывать время воздействия дуги, для того чтобы получился заданного размера валик, становится ясно, что это не так. Так, время, прошедшее с момента зажигания дуги до данных параметров обратного валика составляет, при ZrO<sub>2</sub> 3,3 с (рис. 1, *b*), при CaF<sub>2</sub> 3,52 с, при Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> уже 3,7 с.

Соответственно изменилось количество теплоты, вносимое в изделие. Таким образом, определяющим фактором в изменении геометрических параметров обратного валика является его ширина, зависящая от среды, с которой контактирует жидкий металл в процессе сварки. Анализируя полученную кривую (рис. 3, *a*) при проплавлении пластины с Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и кривую на рис. 3, *b* при проплавлении пластины только с поддувом аргона можно прийти к выводу, что, применяя однокомпонентную флюс-пасту из Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, возможно заменить поддув аргона при сварке соединений с полным проплавлением в местах, где технически невозможно использование других приемов и способов сварки, обеспечивающих стабильное формирование обратного валика с минимальными его геометрическими параметрами.

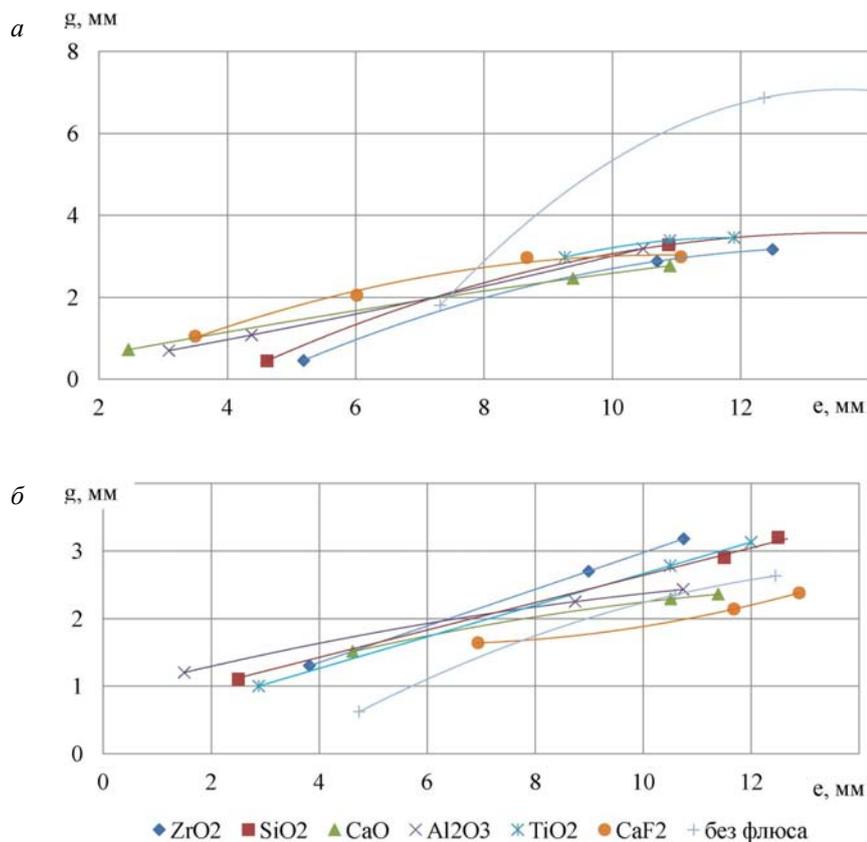


Рис. 3. Влияние ширины обратного валика на величину его выпуклости:  
 а – без поддува аргона; б – с поддувом аргона

### Выводы

1. Показана возможность замены поддува аргона на флюс-пасту при сварке соединений со свободным формированием, когда технически невозможно использование других приемов и способов сварки, обеспечивающих стабильное формирование с минимальными геометрическими параметрами обратного валика.

2. Установлено, что применение флюс-паст стабилизирует образование обратного валика путем уменьшения его ширины и высоты.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пацкевич, И. Р. Поверхностные явления при сварке металлов / И. Р. Пацкевич, В. Р. Рябов, Г. Ф. Деев ; АН Украины, Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. – Киев : Наук. думка, 1991. – 240 с.
2. Акулов, А. И. Физико-химические свойства расплавленного шлака флюсовой подушки и их влияние на формирование обратной стороны шва при сварке плавящимся электродом / А. И. Акулов, Ю. В. Доронин, Г. Г. Чернышов // Сварочное производство. – 1981. – № 3. – С. 18–20.
3. Влияние поверхностно-инактивных веществ на геометрические размеры корневых швов / П. П. Красиков, О. А. Полесский, А. В. Савинов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (136) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 9). – С. 117–119.

УДК 621.642.3:621.79.01: 004.942

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-60-66

*О. И. Филиппов<sup>1</sup>, М. А. Шолохов<sup>2</sup>, В. А. Ерофеев<sup>3</sup>, С. И. Полосков<sup>4</sup>***КОМПЬЮТЕРНЫЙ ИНЖЕНЕРНЫЙ АНАЛИЗ ДВУХСТОРОННЕЙ  
МНОГОДУГОВОЙ СВАРКИ ВЕРТИКАЛЬНЫХ СТЫКОВ  
РЕЗЕРВУАРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ НЕФТИ И НЕФТЕПРОДУКТОВ**<sup>1</sup> ООО «Транснефтьстрой»<sup>2</sup> УрФУ им. первого Президента России Б. Н. Ельцина<sup>3</sup> Тульский государственный университет<sup>4</sup> Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана

e-mail: Foirus@yandex.ru

Показаны возможности компьютерного инженерного анализа особенностей двухсторонней многодуговой сварки вертикальных стыков стальных толстостенных резервуаров. Анализ проведен на основе численной реализации оригинальной физико-математической модели формирования ванны расплава и шва двумя парами дуг с каждой стороны стыка с двухсторонней разделкой. Установлено, что при формировании шва при сварке «сверху-вниз» должна быть учтена возможность питания первой пары дуг импульсным током, а для второй – возможность поперечных колебаний дуг в разделке с задержками их на кромках. При заполнении разделки с перемещением дуг «снизу-вверх» их поперечные колебания и задержки на кромках должны осуществляться по аперидическому закону с целью минимизации последствий «магнитного дутья». При формировании корня шва рекомендуется использовать импульсную сварку, а при заполнении разделки – сварку на повышенном токе при малой скорости сварки. Результаты исследования могут быть использованы при формировании требований к процессу и оборудованию для двухсторонней многодуговой сварки вертикальных стыков резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов.

*Ключевые слова:* многодуговая сварка, физико-математическая модель, численное моделирование, компьютерный анализ, резервуар для хранения нефти и нефтепродуктов.

*O. I. Filippov<sup>1</sup>, M. A. Sholokhov<sup>2</sup>, V. A. Erofeev<sup>3</sup>, S. I. Poloskov<sup>4</sup>***COMPUTER ENGINEERING ANALYSIS OF DOUBLE-SIDED MULTI-ARC WELDING  
OF VERTICAL JOINTS OF TANKS FOR STORING OIL AND OIL PRODUCTS**<sup>1</sup> Transneftstroy Co. Ltd, Moscow<sup>2</sup> Ural Federal University named after the first President of Russia B. N. Yeltsin, Yekaterinburg<sup>3</sup> Tula State University, Tula<sup>4</sup> Bauman Moscow State Technical University, Moscow

The possibilities of computer engineering analysis of special features of double-sided multi-arc welding of vertical joints of tanks with thick shells for storing oil and oil products are shown. The analysis was carried out on the basis of a numerical implementation of the unconventional physical and mathematical model of the formation of a melt pool and a weld seam with two pairs of arcs on each side of the joint with a double-sided bevel. It was established that during weld formation with the movement of the electrode down (vertical down), the possibility of supplying the first pair of arcs with pulsed current should be taken into account, and for the second pairs, the possibility of lateral oscillation of the arcs in the groove with delays at the edges. During groove filling with the movement of the electrodes up (vertical up), their lateral oscillations and delays at the edges should be carried out according to an aperiodic law in order to minimize the effects of “magnetic blow”. For root formation, it is recommended to use pulsed welding, and during groove filling - high current welding with low welding speed. The results of the study can be used in the formation of scientifically-based requirements for the welding process and equipment for double-sided multi-arc welding of the vertical joints of tanks for storing oil and oil products.

*Keywords:* multi-arc welding, physical and mathematical model, numerical simulation, computer analysis, tank for storing oil and oil products.

Современные технологии добычи, транспортировки и переработки нефти определяют необходимость временного хранения нефти и нефтепродуктов в резервуарах, которые чаще всего представляют собой вертикальные

цилиндрические сосуды [1]. Основным методом строительства резервуаров является полистовая сборка и сварка [2, 3]. Режимы сварки большинства способов сварки, применяемых при строительстве резервуаров, приведены

в работе [4]. Дальнейшее повышение производительности сварочных работ может быть достигнуто при замене односторонней сварки на автоматическую синхронную тандем-сварку с двух сторон стыка [5]. При формировании корня шва целесообразно использовать импульсную сварку [6, 7], а заполнение разделки – сварку с поперечными колебаниями электрода [8], с использованием роботов или специальных автоматов для перемещения сварочных горелок [9].

Критериями оптимизации технологии являются характеристики формирования шва: размеры поперечного сечения шва и ЗТВ, скорость охлаждения металла, устойчивость сварочных ванн к вытеканию. Необходимо оценить чувствительность процесса к неизбежным отклонениям параметров сварки от их номинальных значений, к качеству сборки стыка и несогласованному движению горелок с разных сторон стыка. Такие многоплановые задачи решаются только методами компьютерного инженерного анализа [10].

**Цель работы** – разработка физико-математической модели процесса двухсторонней многодуговой сварки вертикальных стыков резервуаров и проведение компьютерного инженерного анализа для его оптимизации.

Известны модели формирования сварочной ванны при сварке вертикальных стыков с колебаниями дуги в зауженной разделке [11], но они не учитывают особенности двусторонней сварки попарно действующими дугами.

**Физико-математическая модель**

*Особенности процесса.* Лучшее формирование корня шва обеспечивается при сварке «сверху-вниз», с выполнением корневого прохода парой дуг с разных сторон стыка, рис. 1, б.

Вторая пара дуг должна находиться на расстоянии  $x_f$ , рис. 1, б, исключая слияние сварочных ванн. Сварочные горелки размещаются под углом  $\beta$  к продольному сечению шва, что обеспечивает наибольшее электродинамическое давление сварочных дуг и способствует лучшему удержанию расплава ванны.

*Строение пространства* описано в декартовой системе  $x, y, z$ -координат функцией принадлежности точек различным зонам, свойства и процессы в каждой из которых различны. Первоначально строение пространства моделирования определяется геометрией разделки кромок (рис. 1 а, сечение Б, зона  $M_m$ ). По мере заполнения разделки электродным металлом

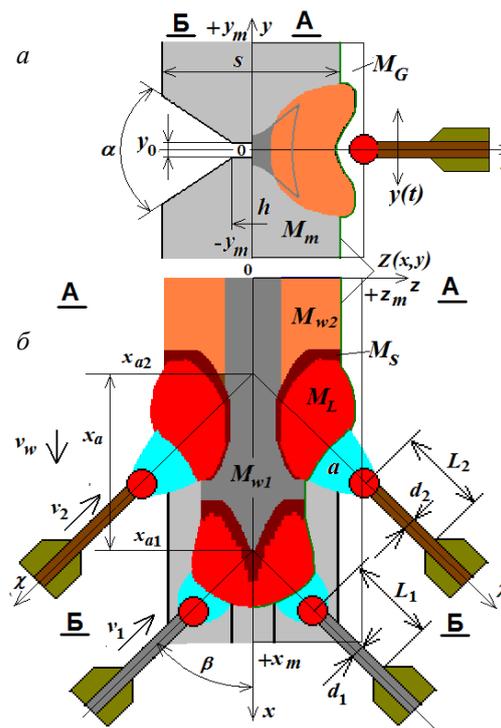


Рис. 1. Строение пространства моделирования процесса сварки и система координат:  
 а – сечение разделки кромок и шва;  
 б – сечение в плоскости симметрии стыка

возникают зоны расплава сварочной ванны  $M_L$ , твердо-жидкого металла  $M_S$ , металла шва  $M_w$ . Эти зоны замещают зону газовой среды  $G$ . Принадлежность точки среды к одной из зон пространства определяется состоянием металла. Например, точки металла с температурой ниже температуры солидуса принадлежат к зоне  $M_m$ , а выше температуры ликвидуса – к зоне  $M_L$ . Межзонные поверхности являются пересечениями множеств точек, принадлежащих сопряженным зонам. Так, расположение точек  $(x, y, z)_L$  поверхности сварочной ванны в металле описывается пересечением множеств  $M_L$  и  $M_S$  :  $(x, y, z)_L \in M_L \cap M_S$ .

Расположение поверхности сварочной ванны, отделяющей металл  $M$  от окружающей газовой среды  $G$ , определяется не температурой, а равновесием давлений на поверхности  $Z(x, y)$  жидкого металла  $M_L$ , поэтому она дополнительно описывается функцией  $Z(x, y) \in M_L \cap G$ .

*Термодинамическая модель.* При моделировании рассматривается термодинамическое состояние металла в неподвижной декартовой системе координат с центральной плоскостью симметрии, в которой металл свариваемого стыка неподвижен, а дуги перемещаются со

скоростью сварки  $v_w$  по направлению координаты  $x$ . Координаты центров дуг, рис. 1, определяются как:

$$x_{a1} = x_0 + v_w t; x_{a2} = x_{a1} - x_a; y_{a1} = 0; y_{a2} = y(t), \quad (1)$$

где  $x_0$  – точка возбуждения дуги,  $t$  – время с момента возбуждения,  $y(t)$  – функция, описывающая колебания дуги поперек стыка.

Скорость изменения и распределение энтальпии в металле описывают [12] дифференциальным нелинейным уравнением теплопроводности:

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (2)$$

где  $H = H(x, y, z, t)$  – объемная энтальпия, Дж/см<sup>3</sup>;  $\lambda = \lambda(T)$  – теплопроводность металла, зависящий от температуры, Вт/(см·°C).

Температура  $T(x, y, z, t)$  связана с энтальпией

$$z = Z(x, y); \lambda \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{3P_{a1}(t)}{\pi R_{a1}^2} \exp\left(-\frac{3}{R_{a1}^2}((x-x_{a1})^2 + y^2)\right) + \frac{3P_{a2}}{\pi R_{a2}^2} \exp\left(-\frac{3}{R_{a2}^2}((x-x_{a2})^2 + y(t)^2)\right), \quad (4)$$

где  $P_{a1}(t)$  – функция, описывающая изменение мощности теплового потока первой дуги при сварке корневого прохода,  $R_{a1}$  – радиус катодного пятна первой дуги,  $P_{a2}, R_{a2}$  – мощность и радиус действия второй дуги,  $y(t)$  – функция, описывающая поперечные колебания второй дуги при заполнении стыка,  $b$  – коэффициент излучения поверхности металла, Вт/(см<sup>2</sup>·°K<sup>4</sup>).

**Уравнение равновесия поверхности сварочных ванн.** При сварке двумя дугами в вертикальном положении процесс устойчиво протекает только при режимах, обеспечивающих формирование отдельных ванн при выполнении корневого и заполняющего проходов. Расположение поверхности сварочных ванн  $Z(x, y)$ , определено решением уравнений равновесия давлений на их поверхности: капиллярного  $p_\sigma$ , гравитационного  $p_g$ , электродинамического давления дуги  $p_a$ , внутреннего давления жидкого металла  $p_m$ .

$$p_a = \frac{3k_a I_{a1}^2}{\pi R_{p1}^2} \exp\left(-\frac{3}{R_{p1}^2}((x-x_{a1})^2 + y^2)\right) + \frac{3k_a I_{a2}^2}{\pi R_{p2}^2} \exp\left(-\frac{3}{R_{p2}^2}((x-x_{a2})^2 + y(t)^2)\right), \quad (8)$$

где  $k_a$  – электродинамический коэффициент,  $R_p$  – силовые радиусы дуг.

**Внутреннее давление** в расплаве  $p_m$  должно определяться отдельно для каждой из ванн из

$H(x, y, z, t)$  нелинейной функцией  $T(H)$ , учитывающей зависимость теплоемкости от температуры и теплоты фазовых и агрегатных превращений. В качестве начальных условий принимается, что в начальный момент времени геометрия формы стыка соответствует разделке кромок, сварочная ванна отсутствует, температура во всех точках стыка одинакова и равна температуре окружающей среды.

Граничные условия уравнения теплопроводности учитывают тепловые потоки, создаваемые дугами и теплообмен с окружающей средой. Границы зоны моделирования пересекают сплошной металл кромок, поэтому:

$$y = \pm y_m; \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0; x = \pm x_m; \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} = 0. \quad (3)$$

Через внутреннюю поверхность металла  $Z(x, y)$  вводится тепловые потоки дуги и теплоотдачи, поэтому:

$$p_\sigma + p_a + p_g + p_m = 0. \quad (5)$$

**Капиллярное давление** определяется кривизной поверхности  $Z(x, y)$  и при малых прогибах определяется:

$$p_\sigma = -\sigma \left( \frac{\partial^2 Z}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 Z}{\partial y^2} \right), \quad (6)$$

где  $\sigma$  – коэффициент поверхностного натяжения.

**Гравитационное давление** определяется высотой столба расплава над точкой поверхности каждой из сварочных ванн, поэтому оно равно:

$$p_g = g\rho(Z - z_{\max}), \quad (7)$$

где  $g$  – ускорение свободного падения,  $\rho$ ,  $\rho_h$  – плотности металла,  $z_{\max}$  – максимальная высота поверхности в каждой из сварочных ванн.

**Электродинамическое давление** каждой из сварочных дуг определяется токами  $I_{a1}$ ,  $I_{a2}$  соответствующей дуги, поэтому:

равенства площади наплавленного металла корневого или заполняющего проходов количеству израсходованного металла электродных проволок при решении вариационных задач:

$$S_{M_m \cup M_{w_1}} - S_{M_m} \overline{P_{m1}} = \text{var}\pi \frac{d_1^2 v_1}{4 v_w},$$

$$S_{M_m \cup M_{w_1} \cup M_{w_2}} - S_{M_m \cup M_{w_1}} \overline{P_{m2}} = \text{var}\pi \frac{d_2^2 r^2 v_2}{4 v_w},$$

(9)

где  $S_{M_m}, S_{M_m \cup M_{w_1}}, S_{M_m \cup M_{w_1} \cup M_{w_2}}$  – площади поперечного сечения металла исходного стыка, после сварки корня шва и после сварки заполняющего прохода.

**Корректировка пространства моделирования.** Начальная неизвестность геометрического строения зоны формирования сварочной ванны в процессе виртуальной сварки требует непрерывной корректировки расположения поверхности  $Z(x, y) \in M_L \cap G$  в зависимости от результата решения уравнений равновесия сварочных ванн.

Решение системы уравнений модели (1...9) в виде распределений температуры  $T(x, y, z, t)$  позволяет воспроизвести процесс от возбуждения

дуги до достижения установившихся размеров сварочной ванны.

**Численное решение системы уравнений физико-математической модели.** Использовали дискретное трехмерное пространство  $M_{i,j,k}$ , точки  $i, j, k$  которого расположены на равном расстоянии  $\Delta$  друг от друга. Для решения уравнений теплопроводности и равновесия поверхности сварочной ванны использован метод конечных разностей на сопряженных сетках. При решении последовательно с малым шагом времени  $\Delta t$  определяли текущее распределение энтальпии  $H_{i,j,k}$  и температуры  $T_{i,j,k}$  в узлах сетки, по температуре определяли расположение сварочных ванн и для узлов, расположенных на их поверхности  $Z_{i,j}$ , решали уравнение равновесия давлений. По изменившемуся расположению поверхности  $Z_{i,j}$  корректировали строение пространства  $M_{i,j,k}$ .

На рис. 2 представлен алгоритм численного моделирования многодугового процесса сварки вертикального шва.

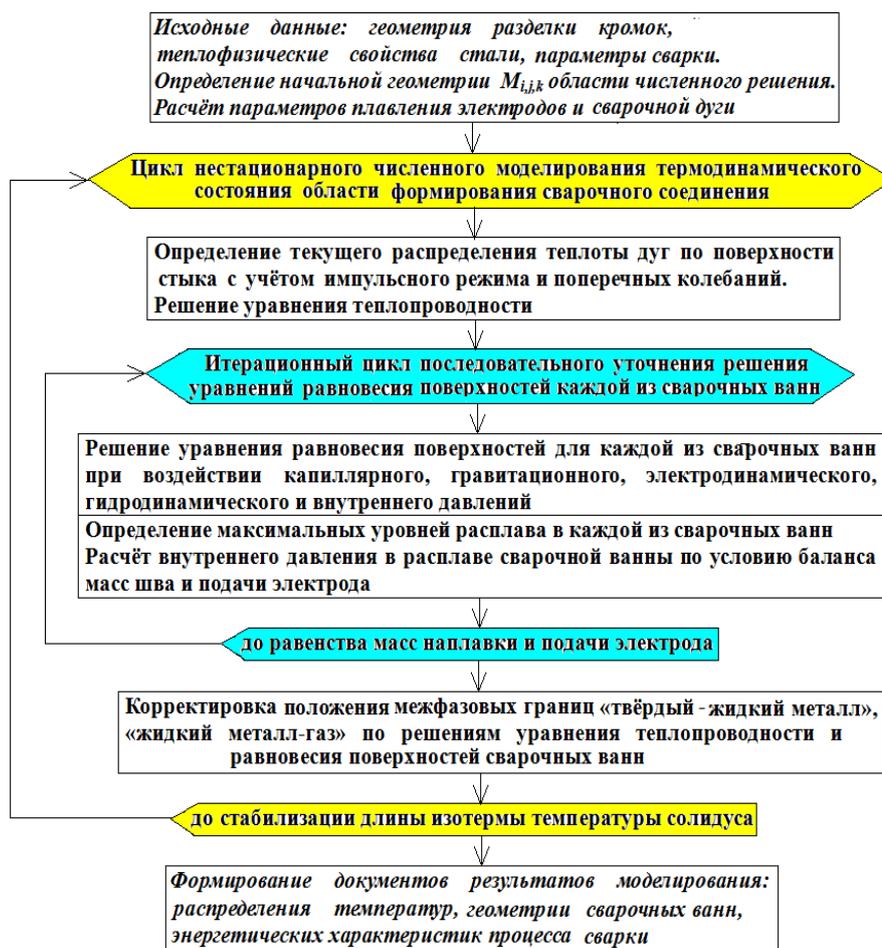


Рис. 2. Алгоритм численного моделирования формирования шва при многодуговой сварке вертикальных стыков

Результаты моделирования. Выполнили компьютерное моделирование процесса сварки листов из стали 09Г2 толщиной 30 мм с двухсторонней симметричной X-образной разделкой кромок. Защитный газ – двуокись углерода, электродная проволока Св-08Г2С. Диаметр электродной проволоки (1,2, 1,6 и 2,0 мм) изменяли в зависимости от допустимой температуры вылета не более 500 °С. Шов вертикальный, рассматривали вариант «сверху-вниз». Напряжение дуги 30 В выбрали для получения дуги длиной 3 мм. Приняты значения: 5,9 В – анодное напряжение, 6,7 – катодное, 5,2 В/мм – градиент потенциала в столбе дуги. Вылет проволоки принят 20 мм. Расстояние между дугами выбрано 30 мм. При моделировании подбирали скорость сварки, при которой корневой проход заполнял половину площади сечения разделки, а полное заполнение разделки обеспечивается второй дугой. Установлено, что при указанных ограничениях скорость сварки, при которой обеспечивается требуемое формирование шва, невелика и составляет 1,5 мм/с (5,4 м/час). При такой скорости сварки скорость подачи электродной проволоки для сварки корня шва составила 27 мм/с, ток непрерывного режима горения дуги определен 150 А.

Результат формирования корневого прохода показан на рис. 3.

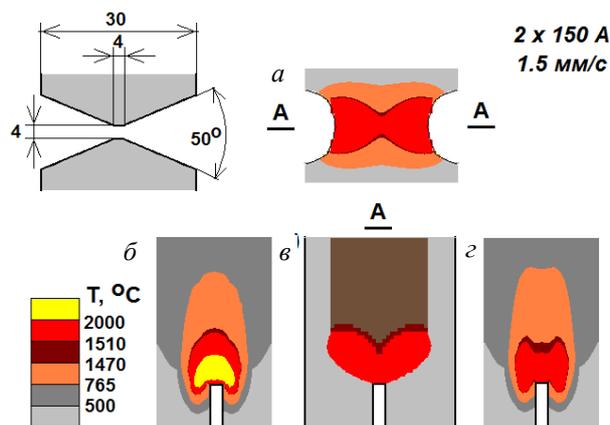


Рис. 3. Результат моделирования распределения температур при сварке в вертикальном положении «сверху-вниз» корневого прохода при непрерывном горении двух дуг с разных сторон:

а – предельное распределение; б – на поверхности шва; в – в плоскости симметрии; г – на исходной поверхности кромок

Полученный результат показал, что сварочная ванна формируется длиной около 8 мм и хорошо удерживается благодаря относительно небольшой массе (6 г) сварочной ванны небольшой длины (8 мм) в узкой разделке (9 мм)

у корня шва. При диаметре проволоки 1,6 мм температура разогрева вылета не превышает 250 °С, что позволяет использовать проволоку диаметром 1,2 мм, вылет которой при подаче 75 мм/с нагревается до 420 °С. При непрерывном горении дуги полное проплавление обеспечивается при увеличенном сборочном зазоре (4 мм).

Более стабильное проплавление обеспечивает импульсный режим дуги. Длительность импульса принята 1 с, ток импульса 310 А, длительность паузы 1 с, ток паузы 30 А. Прочие параметры имели те же значения, что и в непрерывном режиме горения дуги. На рис. 4 представлен результат моделирования формирования корня шва при сварке импульсным током.

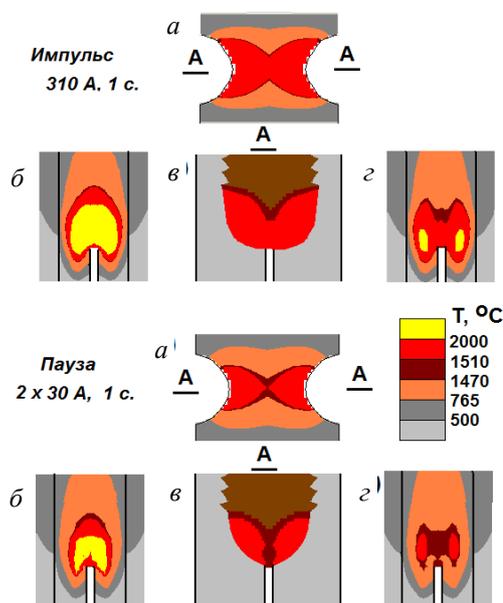


Рис. 4. Результат моделирования распределения температур в конце импульса и паузы при сварке корневого прохода двумя импульсными дугами (обозначения сечений – рис. 3)

При сварке импульсной дугой размеры сварочной ванны немного изменяются. Масса сварочной ванны к концу импульса возрастает до 12 г, к концу паузы уменьшается почти вдвое – до 7 г. В конце паузы сварочная ванна частично кристаллизуется и в корне шва возможен непровар (рис. 5, г). Но при малой скорости импульс тока обеспечивает сварочную ванну достаточной длины (минимальное значение 7 мм, что больше перемещения за период 2с при скорости 1,5 мм/с, равное 3 мм) для полного перекрытия провара. В данном случае перекрытие в центре стыка превышает 60 %. Импульсный режим увеличил минимальную ширину проплавления корня, рис. 5, а, до 7 мм (против 5 мм

в непрерывном режиме, рис. 5, а). Однако увеличение тока дуги в два раза вызывает сильное нагревание вылета электрода, что вынуждает использовать проволоку большего диаметра (1,6 мм). Кроме того, при импульсной дуге поверхность шва имеет углубления, рис. 5, в, что может ухудшить формирование последующих слоев. В данном случае глубина впадин на поверхности шва оценивается значением около 1,6 мм.

Так как разделка кромок имеет значительную ширину (14 мм), для ее заполнения сварку необходимо выполнять с поперечными колебаниями. Амплитуду колебаний задали  $\pm 3$  мм, период 4,2 с, задержка на кромках 0,2 с. При скорости 1,5 мм/с шаг колебаний в разделке составил 3 мм. С учетом того, что вылет электрода при диаметре проволоки 1,6 мм нагревался выше  $500^\circ\text{C}$ , целесообразно использовать проволоку диаметром 2 мм, при котором температура вылета не превышает  $320^\circ\text{C}$ , а ток дуги составляет 360 А. Скорость подачи электродной проволоки диаметром 2 мм, необходимая для заполнения оставшегося сечения разделки, рис. 5, а, определена значением 54 мм/с.

Результаты моделирования заполняющего прохода показаны на рис. 5.

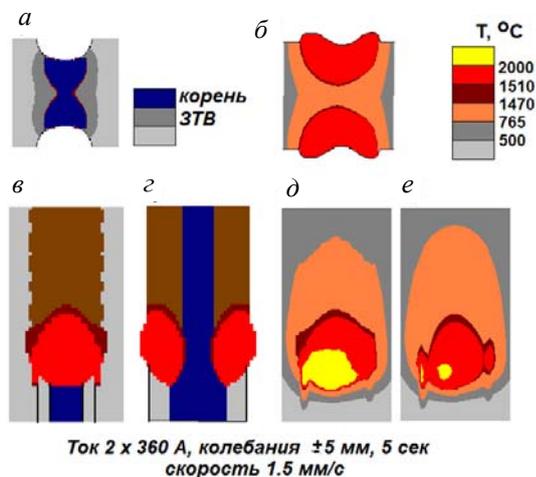


Рис. 5. Результат моделирования сварки заполняющего прохода с поперечными колебаниями электрода: а – профиль сечения разделки после выполнения корневого прохода; б – предельное распределение температур; в – распределение температуры на поверхности шва; г – в плоскости симметрии; з – на исходной поверхности кромок

При указанных параметрах сварки формируется почти круглая сварочная ванна диаметром около 16 мм. Несмотря на значительный вес (12 г) она устойчива, так как практически полностью погружена в разделку и удерживается электродинамической силой дуги, значе-

ние которой оценивается в 0,15 Н. Тем не менее поверхность шва формируется с небольшой выпуклостью около 2 мм, в середине которой расположена впадина (мениск), глубина которой немного меньше 2 мм. Такая форма шва допускается требованиями отраслевыми НТД [13,14]. Полученные результаты показывают, что предложенный способ сварки вертикальных стыков имеет приемлемые параметры по производительности, обеспечивает требуемое формирование шва и может быть использован при монтаже резервуаров.

### Выводы

1. Для выполнения компьютерного инженерного анализа сварки вертикальных стыков резервуаров хранения нефтепродуктов разработана физико-математическая модель формирования ванны и шва при двухсторонней сварке двумя парами дуг с каждой стороны стыка с симметричной разделкой.

2. Компьютерное моделирование показало, что при формировании шва при сварке «сверху-вниз», должна быть учтена возможность питания первой пары дуг импульсным током, а для второй – возможность поперечных колебаний дуг в разделке с задержками их на кромках. Импульсные технологии снижают чувствительность процесса к сборочному зазору при формировании корня шва.

3. При заполнении разделки с перемещением дуг «снизу-вверх» их поперечные колебания и задержки на кромках должны осуществляться по аperiодическому закону с целью минимизации последствий «магнитного дутья». Сварка должна осуществляться на повышенном токе при малой скорости сварки. Процесс требует использования проволоки достаточно большого диаметра.

4. Результаты исследования могут быть использованы при формировании научно-обоснованных требований к процессу и оборудованию для двухсторонней многодуговой сварки вертикальных стыков стальных резервуаров.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Конторович, А. Э.* Глобальные проблемы нефти и газа и новая парадигма развития нефтегазового комплекса России / А. Э. Конторович // Наука из первых рук. – 2016. – Т. 67. – № 1. – С. 6–17.
2. *Безбородов, Ю. Н.* Резервуары для приема, хранения и отпуска нефтепродуктов : учеб. пособие для вузов / Ю. Н. Безбородов, В. Г. Шрам, Е. Г. Кравцова и др. – Красноярск : СФУ, 2015. – 108 с.
3. *Гончаров, Н. Г.* Исследования дефектов сварных швов резервуаров вертикальных стальных / Н. Г. Гончар-

ров, Г. В. Нестеров, А. А. Юшин // Безопасность труда в промышленности. – 2019. – № 3. – С. 69–74.

4. *Goncharov N. G., Yushin A. A., Derkach D. V.* Study of how welding methods impact the stress build-up in storage tank walls // *Pipeline Science & Technology*. - 2018. - Vol. 2. - № 3. - P. 179-186.

5. *Филиппов, О. И.* Современные методы сварки вертикальных стыков стальных резервуаров / О. И. Филиппов // Сб. докл. V междунар. конф. «Приоритетные направления инновационной деятельности в промышленности» (30-31.05.2020). – Казань: Конверт, 2020. Часть 1. – С. 215–217.

6. *Scotti A., Larson U., Norrish J.* Bead instability of mechanised P-MIG [pulsed MIG] welding in vertical-up position // *International Journal of the Joining of Materials*. - 1991. - Vol. 3. № 1. - P. 18-24.

7. *Фивейский, А. М.* Совершенствование высокопроизводительных процессов импульсной дуговой сварки в защитных газах / А. М. Фивейский, Д. С. Бузорина, А. Ю. Мельников, А. Е. Филяков // *Сварка и Диагностика*. – 2016. – № 6. – С. 53–55.

8. *Cho D. W., Na S. J., Cho M. H., Lee J. S.* A study on V-groove GMAW for various welding positions // *Journal of Materials Processing Technology*, - 2013. - Vol. 213. - № 9. - P.1640-1652.

9. *Gui Z., Deng Y., Sheng Z.* et al. Design and experi-

mental verification of an intelligent wall-climbing welding robot system // *Industrial Robot: An International Journal*. - 2014. - Vol. 41. - № 6. - P. 500-507.

10. *Гришин, А. М.* Итерационно-интерполяционный метод и его приложения / А. М. Гришин, В. И. Зинченко, К. Н. Ефимов [и др.]. – Томск : Изд-во ТГУ, 2004. – 318 с.

11. *Xu G., Lin L., Wang J.* et al. Study of weld formation in swing arc narrow gap vertical GMA welding by numerical modeling and experiment // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. - 2018. - Vol. 96. - № 5-8. - P. 1905-1917.

12. *Судник, В. А.* Основы научных исследований и техника эксперимента. Компьютерные методы исследования процессов сварки / В. А. Судник, В. А. Ерофеев. – Тула : ТулПИ, 1988. – 94 с.

13. РД 25.160.10-КТН-015-15. Ч. 1. Магистральный трубопроводный транспорт нефти и нефтепродуктов. Сварка при строительстве и ремонте стальных вертикальных резервуаров. Технологии сварочно-монтажных работ. – М. : Транснефть, 2016. – 223 с.

14. РД 25.160.10-КТН-015-15. Ч. 2. Технология ремонта магистральных нефтепроводов и нефтепродуктопроводов с давлением до 6,3 МПа. Сварка при строительстве и ремонте стальных вертикальных резервуаров. Методы контроля качества сварных соединений. – М. : Транснефть, 2016. – 88 с.

УДК 669.13.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-66-71

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина*

### О ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ НОВОГО ПАРАМЕТРА ПЕРВИЧНОЙ СТРУКТУРЫ СЕРОГО ЧУГУНА ДЛЯ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ ОТЛИВОК

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: a\_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Исследована возможность оценки прочности перлитного серого чугуна с пластинчатым графитом по отношению площади междендритной эвтектической фазы к периметру дендритных кристаллов первичного аустенита. Установлено, что этот параметр увеличивается от 15,1 до 39,3 мкм по мере снижения предела прочности чугуна от 300 до 180 МПа. Коэффициент корреляции для этой зависимости составил 0,9.

*Ключевые слова:* серый чугун, объемная доля и периметр первичных дендритов, гидравлический диаметр междендритного пространства, ферритизация, бинаризация, прочность, твердость, тонкостенные отливки.

*A. A. Baron, L. V. Palatkina*

### ON THE POSSIBILITY OF APPLYING A NEW PARAMETER OF THE PRIMARY STRUCTURE OF GRAY CAST IRON TO EVALUATE THE STRENGTH OF CASTINGS

**Volgograd State Technical University**

The possibility of evaluating the strength of pearlite gray cast iron with lamellar graphite using the ratio of the area of the interdendritic eutectic phase to the perimeter of the primary austenite dendritic crystals was investigated. It is found that this parameter increases from 15,1 to 39,3 as the ultimate tensile strength of cast iron decreases from 300 to 180 MPa. The correlation coefficient for this relationship was 0.9.

*Keywords:* grey cast iron, volume fraction and perimeter of primary dendrites, hydraulic diameter of the interdendritic space, ferritization, binarization, strength, hardness, thin-wall castings.

### Введение

Серый чугун по-прежнему является одним из основных конструкционных материалов, применяемых в производстве тонкостенных корпусных отливок сложной геометрии. Это обусловлено не только экономической целесообразностью применения этого старейшего литейного сплава, но и уникальностью сочетания его технологических и эксплуатационных свойств. Поэтому поиск новых критериев оценки механических свойств серого чугуна без проведения дополнительных механических испытаний способствует совершенствованию методов оперативного контроля качества отливок в условиях производства и эксплуатации и остается одной из актуальных задач современного материаловедения. С практической точки зрения возможность прогнозирования величины прочности по единственному параметру микроструктуры позволяет отказаться от использования сложных расчетных зависимостей [1]. Поэтому преимущества такого подхода вдохновляют современных исследователей на дальнейшие работы в указанном направлении.

Традиционно прочность серого чугуна при растяжении ( $\sigma_B$ ) сопоставляют с твердостью по Бринеллю HB [2, 3]. Корреляция этих параметров зависит от особенностей химического состава, микроструктуры, скорости охлаждения при кристаллизации и в твердом состоянии. Также различия напряженных состояний при определении твердости (объемное сжатие) и предела прочности (одноосное растяжение) на фоне значительного разнообразия видов графитовых включений и вторичных структур [4] приводят к большому разбросу данных при построении корреляционных зависимостей между  $\sigma_B$  и HB [5].

Ответственность первичной структуры (при рассмотрении чугуна как аналога композици-

онного материала, армированного дискретными волокнами) за основные качественные характеристики чугунных отливок была отмечена в работах зарубежных и отечественных исследователей [6, 7, 8]. Более поздние работы в этом направлении [9, 10] не только подтвердили правомерность композиционного подхода, но и показали, что оценка прочности серого чугуна по объемной доле дендритов первичного аустенита ( $f_{ДК}$ ) существенно точнее, чем по твердости [11]. В работах [12, 13] был предложен новый параметр первичной структуры чугуна - гидравлический диаметр междендритного пространства ( $D_{IP}^{Hyd}$ ), и показана его взаимосвязь с пределом прочности серого доэвтектического чугуна.

Многообразие факторов, влияющих на прочность серого чугуна, делает крайне сложной задачу расчетной количественной оценки временного сопротивления. Многие из них оказывают противоположное влияние на предел прочности. Однако несомненно то, что в итоге после застывания этого кипящего клубка противоречий формируется первичная структура, которая и определяет прочность готового материала.

Цель данной работы заключалась в анализе эффективности использования нового параметра первичной структуры  $D_{IP}^{Hyd}$  для повышения точности экспресс-контроля качества чугунных отливок, основанного на металлографической оценке первичной структуры.

### Материалы и методы исследования

Разработанная методика предусматривала сравнительный анализ результатов количественной оценки прочности серого чугуна по параметрам первичной структуры ( $f_{ДК}$  и  $D_{IP}^{Hyd}$ ). Для этого использовались серые чугуны, полученные ваграночным способом по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха (табл. 1).

Таблица 1

Механические свойства и химический состав исследуемых композиций чугуна

№	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Твердость по Бринеллю HB	Содержание основных элементов, % масс		
			C	Si	Mn
1	180	182	3,26	0,95	1,48
2	215	207	3,05	0,67	1,55
3	255	229	3,14	0,64	1,90
4	268	229	3,01	0,87	2,24
5	285	229	2,98	0,68	1,70
6	290	229	2,9	0,79	2,14
7	300	229	3,1	0,66	2,29

Выборку образцов производили непрерывно, в течение трех месяцев. Основными критериями при отборе композиций чугуна были:

– малые отличия в параметрах вторичной структуры, графитовой фазы;

– различные значения механических свойств ( $\sigma_B$  и  $HV$ ) и различное количество в объеме образцов дендритных кристаллов первичного аустенита.

Стандартные разрывные образцы были выполнены по ГОСТ 24648-90 [14]. Заготовки для них в виде стержней  $\varnothing$  30 мм отливали в сырую песчано-глинистую форму. Металлографические шлифы готовились обычным способом из материала разрушенных половинок испытанных разрывных образцов. 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. Оценка структуры проводилась в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87 [4]. Для выявления вторичной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % спиртовом растворе  $HNO_3$ .

Количественные металлографические исследования определения  $f_{ДК}$  выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличении 100. 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 переполнкой.

В работах [12, 13] авторы, опираясь на стереологические исследования [15], показали, что для расчета  $D_{IP}^{Hyd}$  можно использовать как трехмерные, так и двумерные параметры микроструктуры:

$$D_{IP}^{Hyd} = V_{IP}/S_{\gamma} = A_{IP}/P_{\gamma}, \quad (1)$$

где  $S_{\gamma}$  и  $P_{\gamma}$  – площадь поверхности первичного аустенита в объеме и периметр первичного аустенита в плоскости шлифа;  $V_{IP}$  и  $A_{IP}$  – суммарный объем и общая площадь междендритной фазы.

В настоящей работе параметр первичной структуры чугуна, который выражает масштаб длины междендритной фазы –  $D_{IP}^{Hyd}$  рассчитывали, как отношение площади эвтектики  $A_{IP}$ ,  $\text{мкм}^2$ , между дендритами к периметру дендритных кристаллов первичного аустенита  $P_{\gamma}$ ,  $\text{мкм}$ .

С целью автоматического измерения параметров первичной структуры использовали растровый программный пакет Adobe Photoshop CS5 и специализированный пакет для анализа изображений ImageJ. Перед осуществлением измерений фотографии микроструктур подвергались бинаризации (рис. 1) – переводу исходного полутонового изображения в градациях серого в двухцветное черно-белое.

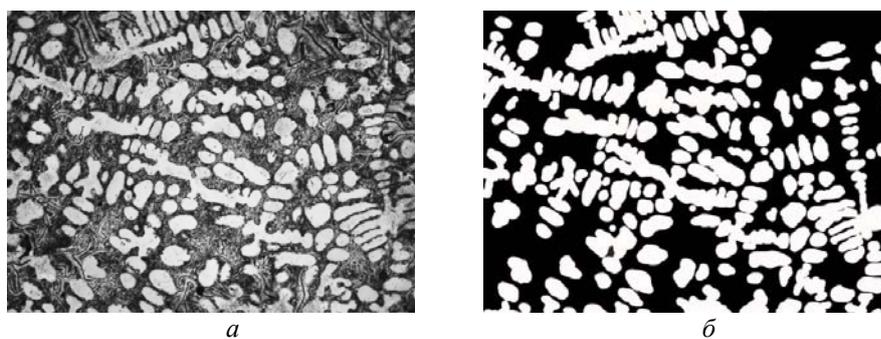


Рис. 1. Характерный пример дендритных кристаллов первичного аустенита на образцах,  $\times 100$ :  
а – исходные фотографии; б – подвергнутые бинаризации

При этом получали четко видимую границу раздела металлической основы (эвтектики) и дендритов первичного аустенита. Однако в отдельных случаях возникали сложности идентификации границ областей дендритов и эвтектики при бинаризации изображений. Поэтому нами была разработана методика предварительной подготовки образцов с целью получения максимальной достоверности результа-

тов металлографических исследований и последующей их бинаризации.

С этой целью использовались особенности микроликвационного распределения элементов при кристаллизации чугуна (прямая ликвация углерода в жидкую фазу при одновременном вытеснении его из дендритов первичного аустенита ликвирующим в них кремнием [16]) и их последующее влияние на вторичную струк-

туру. Суть этого влияния состоит в том, что при технологических или эксплуатационных нагревах в области ниже критических температур возникают термодинамические условия для образования в дендритах преимущественно феррита. На указанной основе были рассчитаны температуры нагрева, провоцирующие процессы ферритизации. В работе [17] мы показали, что нагрев образцов при температурах, максимально приближенных к субкритическим, провоцирует ферритизацию дендритных ветвей. При этом перлит сохраняется в металлической основе эвтектических ячеек.

Критическую температуру начала аустенизации металлической основы чугуна ( $A_{C1}$ ) рассчитали для каждого состава по эмпирической формуле [17, 18]:

$$A_{C1} = 730 + 28 \cdot (\% \text{ Si}) - 25 \cdot (\% \text{ Mn}), \quad (2)$$

Время выдержки образца составляло 1 ч с последующим охлаждением на спокойном воздухе в тигле. Для предотвращения обезуглероживания, образцы, перед загрузкой в печь, обрабатывали в насыщенном водном растворе медного купороса, а при нагреве дополнительно защищали, помещая их в тигель с порошкообразным графитом.

### Результаты и их обсуждение

Результаты количественной оценки структуры исследуемых композиций чугуна представлены в табл. 2.

Несмотря на практически одинаковые характеристики включений графита и отсутствие феррита в исследуемых чугунах разной прочности количество дендритов первичного аустенита, и гидравлический диаметр междендритного пространства значительно изменяются.

Таблица 2

Параметры структуры чугунов

№	Графитовая фаза по ГОСТ 3443-87	Площадь, занятая пластинчатым перлитом, % по ГОСТ 3443-87*	Гидравлический диаметр междендритного пространства ( $D^{Hyd}_{IP}$ ), мкм	Объемная доля дендритных кристаллов $f_{DK}$ , %
1	*ПГд45	94	39,3	18
2	ПГд90	94	25,0	44
3	ПГд90	98	18,7	49
4	ПГд45	98	22,2	51
5	ПГд45	98	15,1	54
6	ПГд90	98	17,9	59
7	ПГд45	98	16,9	61

\*длина включений пластинчатого графита (с равномерным распределением) ПГд45 от 30 до 60 мкм и ПГд90 от 60 до 120 мкм с общим количеством от 3 до 8 % по площади.

Результаты исследования взаимосвязи между прочностью чугуна и параметром  $D^{Hyd}_{IP}$  представлены на рис. 2. Они свидетельствуют о наличии связи между указанными величинами. Представленная зависимость аппроксимирована степенной функцией:

$$\sigma_B = 1362,8 D^{Hyd}_{IP}{}^{-0,554}. \quad (3)$$

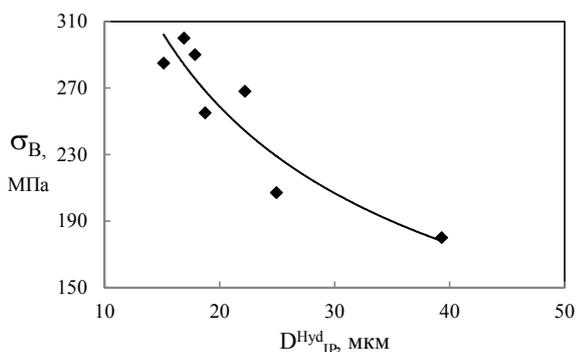


Рис. 2. Зависимость предела прочности  $\sigma_B$  от  $D^{Hyd}_{IP}$

На графике рис. 3 представлена зависимость предела прочности от  $f_{DK}$  для исследуемых композиций чугуна.

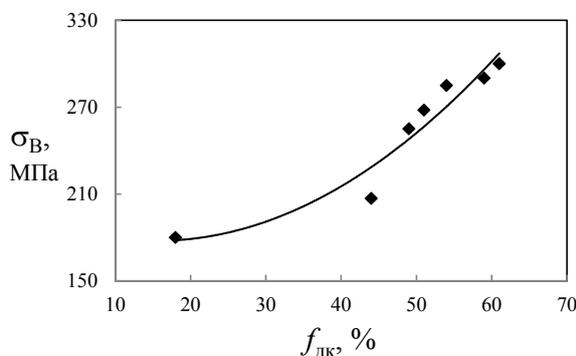


Рис. 3. Зависимость предела прочности  $\sigma_B$  исследованного чугуна от объемной доли кристаллов первичного аустенита  $f_{DK}$

Эту зависимость можно аппроксимировать многочленом

$$\sigma_B = 0,0624 f_{\text{ДК}}^2 - 1,9255 f_{\text{ДК}} + 192,62. \quad (4)$$

На рис. 4 представлена зависимость между объемной долей дендритных кристаллов первичного аустенита  $f_{\text{ДК}}$ , % и параметром  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$ , мкм. Связь между данными величинами можно аппроксимировать уравнением прямой линии:

$$f_{\text{ДК}} = -1,6778 D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}} + 85,184. \quad (5)$$

Высокий коэффициент корреляции 0,96 между этими характеристиками говорит о практической равноценности использования  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$  и  $f_{\text{ДК}}$  для расчетного прогнозирования прочности исследованного серого чугуна с точки зрения точности получаемых результатов. Поскольку  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$  требует предварительного расчета, это приводит к усложнению процедуры оценки прочности. С той же степенью достоверности, но несколько проще, можно рассчитать предел прочности непосредственно по величине  $f_{\text{ДК}}$ , как это ранее предлагалось в наших работах [8, 9].

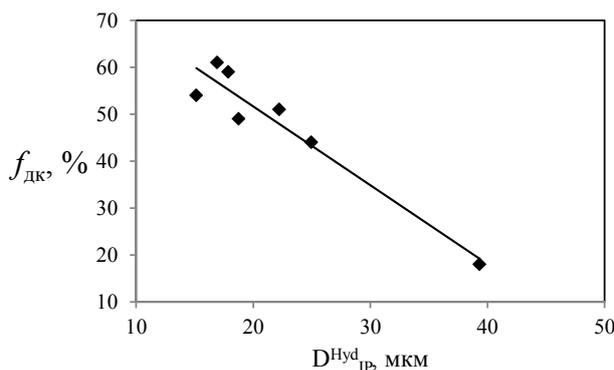


Рис. 4. Зависимость между объемной долей первичного аустенита и параметром  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$

Видно, что использование параметра  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$  для рассматриваемых чугунов с целью оценки

их предела прочности не дает ощутимых преимуществ по сравнению с объемной долей первичного аустенита  $f_{\text{ДК}}$ .

На рис. 5 представлены результаты расчета значений  $\sigma_B$  по величинам  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$  и  $f_{\text{ДК}}$ .

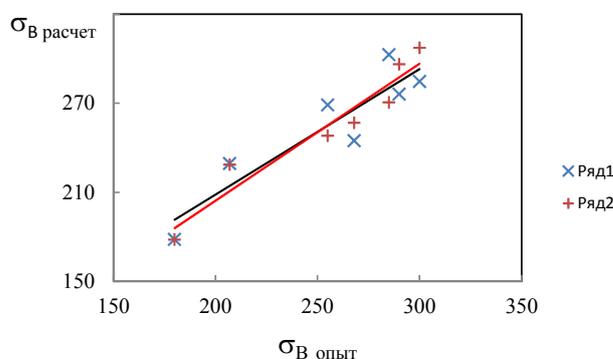


Рис. 5. Сравнительный анализ точности методов расчетной оценки предела прочности серого чугуна: ряд 1 – расчет по  $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$ ; ряд 2 – расчет по  $f_{\text{ДК}}$

Данные рядов 1 и 2 рис. 5 аппроксимированы соответственно уравнениями (6) и (7).

$$\sigma_B = 0,8446 D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}} + 39,567 \quad (6)$$

$$\sigma_B = 0,9237 f_{\text{ДК}} + 19,588 \quad (7)$$

Видно, что свободный член в уравнении (7) вдвое меньше, чем в уравнении (6). Это может свидетельствовать о несколько более высокой точности зависимости (7), так как при совпадении экспериментальных и расчетных значений  $\sigma_B$  прямая линия проходит через начало координат под углом  $45^\circ$  к каждой оси, и свободный член равен нулю. Результаты анализа точности расчетов, приведенные в табл. 3, подтверждают данный вывод, хотя значительных преимуществ это не дает.

Таблица 3

Анализ точности оценки предела прочности

№	Предел прочности $\sigma_B$ , МПа	Расчетные значения $\sigma_B$ , МПа		Относительная погрешность $\Delta$ , %	
		по $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$	по $f_{\text{ДК}}$	по $D_{\text{IP}}^{\text{Hyd}}$	по $f_{\text{ДК}}$
1	180	178,3	178,2	-0,9	-1,0
2	207	229,4	228,7	10,8	10,5
3	255	268,9	248,1	5,4	-2,7
4	268	244,7	256,7	-8,7	-4,2
5	285	302,7	270,6	6,2	-5,1
6	290	276,1	296,2	-4,8	2,1
7	300	284,6	307,4	-5,1	2,4

### Заключение

Проведенный в данной работе сравнительный анализ двух характеристик первичной структуры ( $D_{IP}^{Hyd}$ ,  $f_{DK}$ ) показал их взаимозаменяемость и возможность применения при расчетной оценке прочности доэвтектических серых чугунов. Показано, что использование параметра  $D_{IP}^{Hyd}$  для рассматриваемых чугунов с целью оценки их предела прочности не дает серьезных преимуществ по сравнению с объемной долей первичного аустенита  $f_{DK}$ . Однако, на наш взгляд, известное усложнение процедуры оценки прочности с использованием гидравлического диаметра междендритного пространства может ограничить его широкое распространение на практике. Дополнение полученных в данной работе результатов за счет исследований на других чугунах и дальнейшее накопление экспериментальных данных несомненно позволят ответить на этот вопрос.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ruff G. F. Effects of solidification structure on the tensile properties of lamellar iron / G. F. Ruff, J. F. Wallace // AFS Transactions 56 (1977) 179-202.
2. Чугун: справочник / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
3. Материалы в машиностроении. Выбор и применение. В 8 т. Т. 4. Чугун; под ред. А. А. Жукова, А. Д. Шермана. – М.: Машиностроение, 1969. – 248 с.
4. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – М.: Стандартинформ, 2005. – 42 с.
5. 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.
6. Паттерсон, В. Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й Международный конгресс литейщиков. – М.: Машиностроение, 1967. – С. 55–63.
7. Эллиотт, Р. Управление эвтектическим затвердением / Р. Эллиотт. Перевод: Б. Б. Страумал. Научный редактор: Л. С. Швиндлерман. – Москва : Металлургия. – 1987. – 352 с.
8. 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.
9. 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.
10. Барон, А. А. Исследование соотношения твердости и прочности серых чугунов с учетом параметров структуры / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Металлы. – 2017. – № 6. – С. 93–98.
11. Барон, А. А. О расчетном прогнозировании прочности серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 91–94.
12. Fournalakidis, V. Dendritic morphology and ultimate tensile strength of pearlitic la-mellar graphite iron: PhD dissertation. Jönköping University, School of Engineering, Jönköping, 2019. Retrieved from <http://urn.kb.se/resolve?urn=urn:nbn:se:hj:diva-43228>
13. Fournalakidis, V. Generic Model to Predict the Ultimate Tensile Strength in Pearlitic Lamellar Graphite Iron. / V. Fournalakidis, A. Diószegi. A // Materials Science and Engineering A 618:161–167 September 2014.
14. ГОСТ 24648–90 Чугун для отливок. Отбор проб и изготовление образцов для механических испытаний. – М.: Издательство стандартов, 2004. – 9 с.
15. Салтыков, С. А. Стереометрическая металлография / С. А. Салтыков. – М.: Металлургия, 1976. – 271 с.
16. Ильинский, В. А. Закономерности микроликвации в железоуглеродистых сплавах и новые возможности литейной технологии / В. А. Ильинский, А. А. Жуков, Л. В. Костылева // Международный конгресс литейщиков МКЛ - 55. – М., 1988. – С. 1–11.
17. Барон, А. А. Структурные изменения при нагреве в дендритных кристаллах серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, М. С. Таранова, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 76–80.
18. Машиностроение. Энциклопедический справочник. Технология производства машин. Р.3 Т.7 / под. ред. В. М. Кована. – М.: МАШГИЗ, 1949 – 728 с.

УДК 621.9.047

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-72-77

*Н. Г. Дудкина, В. Н. Арисова, А. Е. Биришбаева***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ УГЛЕРОДА В СТАЛИ  
НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ  
ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С УДАРОМ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: detmash@vstu.ru

Приводятся экспериментальные данные металлографических и рентгеноструктурных исследований поверхностного слоя различных марок сталей, подвергнутых электромеханической обработке с динамическим приложением усилия деформирования (ЭМО с ударом). Рассматривается влияние содержания углерода в стали на формирование структуры, микротвердости и глубины упрочнения поверхностного слоя, полученного в области импульсного температурно-силового воздействия.

*Ключевые слова:* электромеханическая обработка с ударом, сталь, белый слой, структурное состояние, микротвердость, глубина упрочнения.

*N. G. Dudkina V. N. Arisova, A. E. Birshbaeva***STUDY OF THE INFLUENCE OF THE CARBON CONTENT IN STEEL  
ON THE STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF THE SURFACE  
LAYER AFTER ELECTROMECHANICAL PROCESSING WITH IMPACT****Volgograd State Technical University**

Experimental data of metallographic and x-ray diffraction studies of the surface layer of various grades of steels subjected to electro-mechanical processing (EMO) with dynamic (shock) application of the deformation force are presented. The influence of the carbon content in steel on the formation of the structure, microhardness and depth of hardening of the surface layer obtained in the field of pulsed temperature-force action is considered.

*Keywords:* Electromechanical hardening with impact, steel, white layer, structural condition, microhardness, depth of hardening.

**Введение**

В настоящее время ведутся разработки в области интенсификации методов упрочнения поверхностного слоя металла, основанных на использовании концентрированных потоков энергии (КПЭ) [1–4]. Высокие скорости нагрева и охлаждения локального объема поверхности металла приводят к формированию в поверхностных слоях специфических высокопрочных, износо- и коррозионностойких структур [1, 5–7], что позволяет использовать конструкционные стали в качестве высокопрочных.

Одним из таких методов является электро-механическая обработка (ЭМО) с динамическим приложением усилия деформирования (ЭМО с ударом) [8]. Изменение способа подвода энергии в зону обработки сопровождается существенным повышением скорости тепловых и деформационных процессов по сравнению с известной традиционной статической ЭМО. Изменение скорости деформации резко сказывается на структуре и свойствах поверхностного слоя сталей при переходе от статического

электро-механического поверхностного упрочнения к динамическому [9]. Формирование структуры, микротвердости и толщины упрочненного слоя в углеродистых сталях при динамической электро-механической обработке зависит от взаимодействия тепловых и деформационных процессов в области контакта электрод-инструмента с материалом [10–12].

В соответствии с известными представлениями [5–7], варьируя содержание углерода и других легирующих элементов в стали, возможно при одинаковых режимах традиционного (статического) электро-механического воздействия достигать значительных различий в свойствах и структурно-фазовом составе обработанного поверхностного слоя. Известно, что с увеличением содержания углерода наблюдается рост как глубины, так и микротвердости слоя, упрочненного статической ЭМО. Следует отметить, что применительно к динамической ЭМО сталей, аналогичные исследования практически отсутствуют. В связи с этим данный вопрос требует дополнительного более глубокого изучения.

Целью данной работы является исследование структуры и свойств поверхностного слоя, подвергнутого электромеханической обработке с динамическим приложением усилия деформирования (ЭМО с ударом) в зависимости от содержания углерода в стали на основе металлографического и рентгеноструктурного анализа.

#### Материалы и методы исследования

Исследования проводились на образцах из углеродистых и малолегированных хромистых сталей марок 40X, 45, 50X и У10. Исходное состояние сталей 40X, 45 и 50X – нормализованное со структурой феррит + перлит, стали У10 – после сфероидизирующего отжига со структурой зернистого перлита. Образцы подвергались ударной электромеханической обработке. Ударное (динамическое) нагружение осуществляли на установке точечной сварки с регулятором цикла сварки РЦС-403У4 с автоматическим регулированием синхронного включения тока и ударного импульса. Динамическая электромеханическая обработка заключалась в одновременном пропускании через зону контакта инструмента с деталью электрического тока с дополнительным воздействием ударных силовых импульсов, синхронных с импульсами электрического тока, с длительностью и частотой равной длительности и частоте импульсов электрического тока  $t=10^{-4}$  с [8]. Режимы обработки выбраны на основании рекомендаций исследований [10–12]: плотность тока  $j=300$  А/мм<sup>2</sup>; усилие удара  $P=1500$  Н (однократное воздействие совмещенных импульсов).

Измерение микротвердости по локальным объемам поверхностного слоя проводилось на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 Н. Расстояние между отпечатками составляло 30–50 мкм. Особое внимание уделялось подготовке поверхности шлифов. В специальной струбцине проводилось стачивание образца чуть меньше, чем на половину диаметра, после чего поверхность тщательно шлифовалась, полировалась и протравливалась в четырехпроцентном растворе азотной кислоты в этиловом спирте для выявления микроструктуры. Такая подготовка микрошлифа позволяла вести промеры микротвердости непосредственно у края поверхности, а также сопоставлять микротвердость металла с его структурой.

Металлографические исследования проводили с помощью оптического «Olympus BX-61» с программным обеспечением AnalySis GmbH. Микроструктуру фотографировали при увели-

чении 50, 100, 200, 500 крат.

Рентгеноструктурный анализ проводили на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO. Для анализа дифрактограмм и расшифровки фазового состава использовали программное обеспечение к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Расчет величины микронапряжений и размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) проводился по методу аппроксимации [13], регистрировались отражения (110) и (220)  $\alpha$ -фазы стали.

#### Результаты и их обсуждение

В результате анализа микроструктуры установлено, что на поверхности образцов всех марок стали (рис.1) после ударной ЭМО формируется белый слой. При движении от поверхности вглубь металла по мере удаления от белого слоя к исходной структуре сталей наблюдается значительная неоднородность структуры, зависящая от степени незавершенности фазовых превращений: за белым слоем последовательно располагаются переходная зона, состоящая из мартенсита и троосто-мартенсита, и исходная структура.

Увеличение содержания углерода в стали способствует фиксации высокопрочных структур на большей глубине поверхностного слоя. Белый слой во всех исследуемых образцах представляет собой однородное светлое поле. Как показали исследования [5, 6] среднеуглеродистые стали в нормализованном состоянии после статической ЭМО наследуют внутризерненную текстуру, сохраняя характерный рисунок цементитных и ферритных участков, а между белым слоем и исходной структурой не образуется переходная зона: граница перехода от белого слоя к исходному материалу резкая, в пределах одного зерна. В случае ударной ЭМО у исследованных сталей наблюдается четко выраженная неоднородность микроструктуры с образованием закалочных структур – мартенсит и мартенсит + троостит (рис. 1).

Данное обстоятельство указывает на различие протекания фазовых и структурных превращений при статической и динамической ЭМО. Удар, как известно, сопровождается повышением температуры в сжимаемом объеме. Роль теплового давления непрерывно увеличивается при повышении общего давления. Пластическая деформация поверхностных слоев создает допол-

нительное повышение температуры прилегающих зон и, очевидно, обуславливает различия в

протекании процессов фазовых и структурных изменений по сравнению с ЭМО без удара.

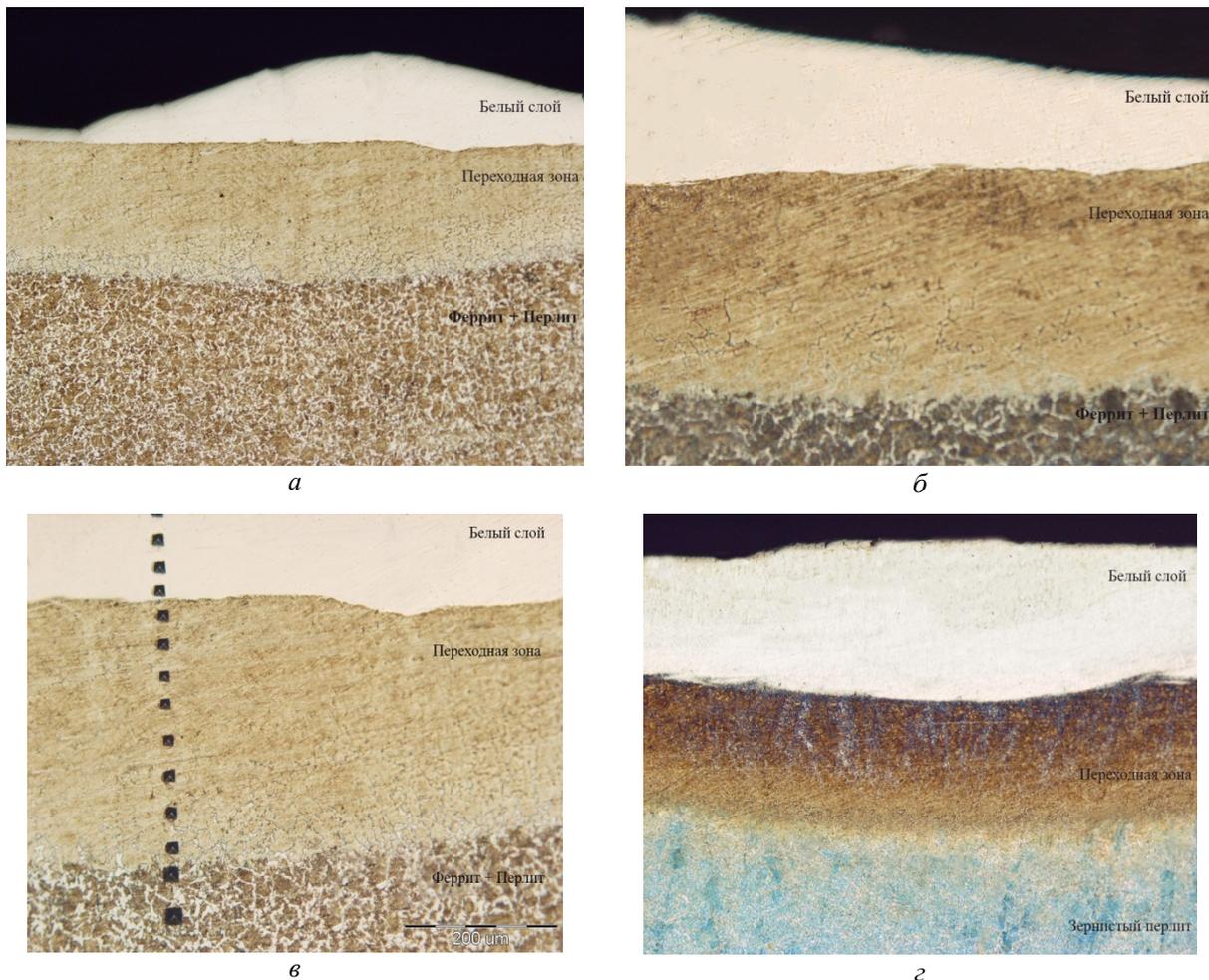


Рис. 1. Структура упрочненных поверхностных слоев сталей 40X (а), 45 (б), 50X (в) и У10 (г) после ЭМО с ударом ( $j=300 \text{ A/мм}^2$ ).  $\times 100$

Микроструктура высокоуглеродистой стали У10 (рис. 1, г) в зоне упрочнения в целом аналогична структуре упрочненного слоя доэвтектоидных сталей [11].

На рис. 2 показаны зависимости усредненной микротвердости белого слоя  $H_{\mu}$  и изменение глубины упрочнения (белый слой+переходная зона)  $h$  от содержания углерода в стали после ударной ЭМО. Так, в поверхностных объемах образцов из стали 40X, микротвердость  $H_{\mu}$  составляет 7697 МПа; стали 45 – 8869 МПа; стали 50X – 9462 МПа и У10 – 11576 МПа (рис. 2, кривая 1). Таким образом, у заэвтектоидной стали микротвердость увеличивается в 1,5 раза по сравнению с доэвтектоидными сталями. Максимальная микротвердость в отдельных локальных областях может достигать у стали У10 до 15 ГПа и у стали 45 – 12 ГПа.

Результаты исследования микротвердости по глубине упрочненного слоя после динамической ЭМО согласуются с результатами металлографических исследований, фиксируя неоднородность твердости в белом слое и переходной зоне, что обусловлено крайней неоднородностью мартенсита по содержанию углерода, полученного в результате увеличения скорости нагрева и сокращения, в связи с этим, продолжительности фазовых превращений неоднородного по углероду аустенита [6, 7, 9]. По мере удаления от границы белого слоя к исходной структуре стали микротвердость постепенно снижается, причем изменение носит плавный характер, отражая влияние импульсного поверхностного пластического деформирования.

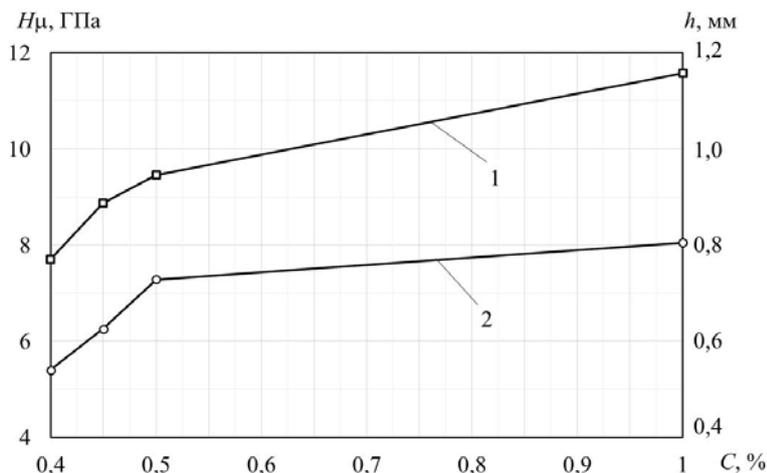


Рис. 2. Влияние содержания углерода в стали на микротвердость  $H\mu$  белого слоя (кривая 1) и толщину упрочненного слоя  $h$  (кривая 2) после ЭМО с ударом

Увеличение массовой доли углерода способствует фиксации указанных структур (белый слой+переходная зона) на большей глубине поверхностного слоя (рис. 2, кривая 2). Так глубина упрочнения в сталях: 40X –  $h_{\text{ДИН}} = 480\text{--}540$  мкм; сталь 45 –  $h_{\text{ДИН}} = 594\text{--}626$  мкм; сталь 50X  $h_{\text{ДИН}} = 729\text{--}809$  мкм; У10 –  $h_{\text{ДИН}} = 790\text{--}820$  мкм. Замечен рост глубины упрочнения с увеличением содержания углерода в доэвтектоидных сталях до 1,5–2 раз. При дальнейшем увеличении углерода в стали рост

толщины упрочненного слоя замедляется. Следует отметить, что степень увеличения глубины упрочнения меньше зависима от содержания углерода в стали, чем возрастание твердости белого слоя.

На рис. 3 приведена дифрактограмма, полученная со стороны упрочненного поверхностного слоя стали 50X. Дифрактограммы остальных сталей абсолютно идентичны приведенной. Все отражения принадлежат одной фазе –  $\alpha$ -мартенситу.

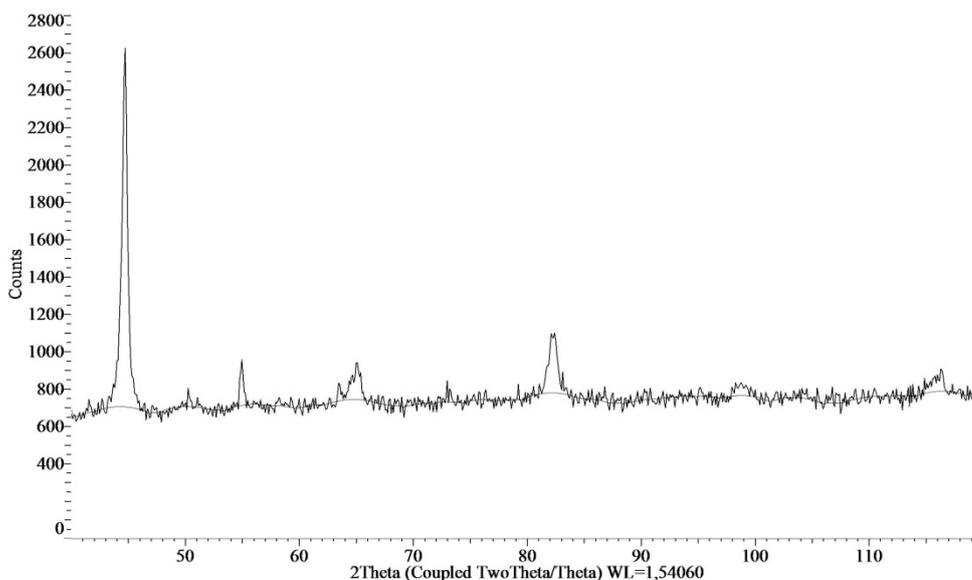


Рис. 3. Дифрактограмма стали 50X со стороны упрочненной поверхности после ЭМО с ударом

В таблице приведены данные рентгеноструктурного анализа, с помощью которого определяли характеристики тонкой структуры по-

верхностного слоя обработанных сталей ЭМО с ударом.

**Данные рентгеноструктурного анализа по определению размера блоков мозаики и напряжений второго рода на поверхности сталей с разным содержанием углерода после ЭМО с ударом**

Сталь	Размер блоков мозаики (ОКР) D, Å	Относительная деформация решетки $\Delta a/a$	Напряжения второго рода $\sigma_{II}$ , МПа
40X	304	0,00173	338
45	259	0,00202	403
50X	193	0,00259	516
У10	177	0,00266	531

Как следует из таблицы, для всех сталей упрочненная поверхность имеет сильно развитую тонкую структуру: блоки мозаики очень мелкие при высоком уровне микронапряжений. Прослеживается корреляция изменений размеров блоков мозаики и напряжений второго рода с содержанием углерода в исследуемых сталях: при увеличении содержания углерода происходит увеличение напряжений второго рода от 338 МПа в стали 40X до 531 МПа в стали У10 и уменьшение размеров блоков мозаики от 304 Å в стали 40X до 177 Å в стали У10.

#### Выводы

Анализ результатов металлографических, прочностных и рентгеноструктурных исследований поверхностного слоя сталей, подвергнутых электромеханической обработке с динамическим приложением контактной нагрузки, позволил сделать следующие выводы:

1. На поверхности материала образуется упрочненный слой, структура и микротвердость которого в значительной степени зависят от содержания углерода в стали.

2. С увеличением содержания углерода в стали от 0,4 до 1,0 % С микротвердость поверхностно упрочненного слоя возрастает в 1,5–2 раза, а толщина упрочненного слоя увеличивается на 37–40 %.

3. Рентгеноструктурный анализ показал развитую тонкую структуру в поверхностном белом слое с высоким уровнем микронапряжений до 340–530 МПа и малым размером блоков мозаики 170–300 Å.

4. Регулируя параметры высокоскоростной термомеханической обработки (температура, степень деформации, скорость охлаждения) ЭМО с ударом, можно достичь высокого комплекса прочностных свойств и глубины упроч-

нения деталей, что является перспективным с технологической и экономической точек зрения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бабей, Ю. И.* Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна / Ю. И. Бабей. – Киев : Наукова думка, 1988. – 238 с.
2. Научно-технический прогресс в машиностроении / под ред. К. В. Фролова. – Москва : ИМАШ АН СССР, 1989, Вып. 9. – 186 с.
3. *A. S. Gill, A. Telang Y. Chang.* Localized plastic deformation and hardening in laser shock peened // *Materials Characterization*. 2018. Vol. 142. P. 15–26.
4. *D. A. Lesyk, S. Martinez, B. N. Mordyuk, V. V. Dzhe-melinskyi et al.* Effects of laser heat treatment combined with ultrasonic impact treatment on the surface topography and hardness of carbon steel AISI 1045 // *Optics & Laser Technology*. 2019. Vol. 111. P. 424-438.
5. *Аскинази, Б. М.* Упрочнение и восстановление деталей машин электромеханической обработкой / Б. М. Аскинази. – М. : Машиностроение, 1989. – 200 с.
6. *Багмутов, В. П.* Электромеханическое упрочнение металлов и сплавов / В. П. Багмутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров, А. Н. Савкин, Д. С. Денисевич. – Волгоград : ВолгГТУ, 2016. – 460 с.
7. *Багмутов, В. П.* Исследование структуры поверхностного слоя среднеуглеродистой стали, упрочненной электромеханической обработкой / В. П. Багмутов, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров // *МиТОМ*. – 2002. – № 12. – С. 18–21.
8. *Дудкина Н. Г., Федоров А. В., Свистачев С. Ю.* Патент №2168552 Российская Федерация. С21D7/04, С21D8/00, В24В39/00. Способ обработки деталей поверхностным пластическим деформированием; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет; заявл. 10.01.2000 опубл. 10.06.2001. № 2000100553/02. (Бюл.№16).
9. *Кидин, И. Н.* Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов / И. Н. Кидин. – М. : Металлургия. – 1969. – 387 с.
10. *Матлин, М. М.* Особенности формирования упрочненного слоя при электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием / М. М. Матлин, Н. Г. Дудкина, А. Д. Дудкин // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2007. – № 6. – С. 39–40.

11. Дудкина, Н. Г. Исследование поверхностного слоя стали У10, подвергнутой электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием / Н. Г. Дудкина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 148–153.

12. Дудкина, Н. Г. Исследование структуры поверхностного слоя среднеуглеродистой стали, упрочненной элек-

тротомеханической обработкой / Н. Г. Дудкина // МиТОМ. – 2020. – № 4. – С. 17–21.

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

УДК 621.785.52

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-77-82

*В. А. Тельдеков<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЦЕМЕНТАЦИИ СТАЛИ БЕЗ ПРИМЕНЕНИЯ ЭНДОТЕРМИЧЕСКИХ АТМОСФЕР

<sup>1</sup> ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград,

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

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено исследование микроструктуры и толщины диффузионных покрытий, получаемых при варьировании углеродного потенциала газовой среды за счет изменения температуры процесса и дополнительной подачи в печь «окислителей» метана – двуокиси углерода или атмосферного воздуха на разных стадиях цементации.

*Ключевые слова:* сталь, диффузия, цементация, воздух, природный газ, углеродный потенциал, микроструктура, эффективная толщина, карбидная фаза.

*V. A. Teldekov<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>*

### RESEARCH OF STEEL CEMENTATION TECHNOLOGY WITHOUT THE APPLICATION OF ENDOTHERMAL ATMOSPHERES

<sup>1</sup> OAO «VNIITMASH», Volgograd

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

Changes in the microstructure and effective thickness of diffusion coatings were studied at different values of the carbon potential.

The carbon potential was varied by lowering the process temperature and additional feeding into the furnace at different stages of carburizing of carbon dioxide or atmospheric air as an "oxidizer" of methane.

*Keywords:* steel, diffusion, carburizing, air, natural gas, carbon potential, microstructure, effective thickness, carbide phase.

Наиболее распространенным вариантом выполнения цементации деталей машин при мелкосерийном производстве является обработка их в среде природного газа (метана). При этом для обеспечения достаточного уровня диссоциации молекул метана и образования «активных» атомов углерода используются повышенные температуры выполнения процесса насыщения – до 940–950 °С. Формирование диффузионного слоя сопровождается в таких условиях большими расходами энергоресурсов, а также образованием сажи на поверхности изделий и развитой карбидной фазы в структуре. Это объясняется низким содержанием активных компонентов печной атмосферы после диссоциации метана (5–6 % CO, 6–7 % CH<sub>4</sub>, до 1,5 % CO<sub>2</sub> и более 70 % H<sub>2</sub>.)

Вместе с тем, в материалах зарубежных (фирма Айхелин, ФРГ) и отечественных специалистов [1–8] были показаны принципиальная возможность и некоторые результаты практических проб по использованию дополнительных кислородосодержащих компонентов (воздух, двуокись углерода и т. п.) (рис. 1). Например, в камерных печах фирмы IPSEN International для формирования атмосфер, используемых для технологий с рабочими температурами выше 850 °С (цементации, нитроцементации, светлой закалки и светлого отжига), предлагается система Supercarb® с прямой подачей смеси энергоноситель–воздух в камеру печи (9).

Получение технологической атмосферы непосредственно в пространстве цементационной печи без применения промежуточных эндоге-

нераторов позволяет существенно снизить расход энергетических ресурсов, расходуемых, в том числе, на нагрев до, образующегося в нем

эндотермического газа и повторный нагрев технологической атмосферы при вводе в цементационную печь.

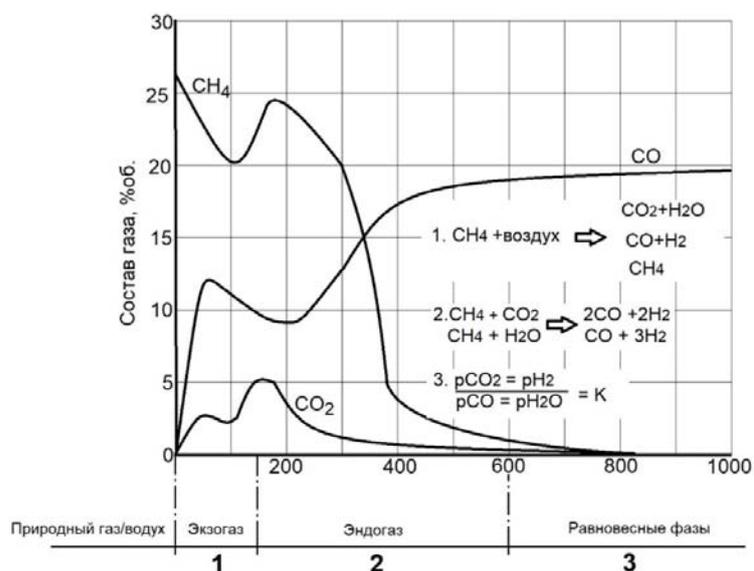


Рис. 1. Состав печной атмосферы, получаемой из смеси «природный газ-воздух» при различных температурах

Полученные результаты объясняют влиянием более активной атмосферы, где при температуре цементации атомы углерода образуются по реакциям:



В настоящей работе проведены исследования и разработка технологии цементации деталей машин и тракторов с целью ускорения процесса обработки, улучшения качества диффузионного слоя и повышения работоспособности деталей в условиях интенсивного трения.

Экспериментальные работы выполнялись на шахтной печи СШЦМ-6.6/9 термической лаборатории ОАО «ВНИИТМАШ» с применением природного газа из сети и воздуха из воздухоподогревателя ЭН-16. На пробные садки для выполнения различных режимов цементации использовали необходимое количество металлобалласта, образцы-свидетели из сталей 25ХГТ, 20ХНЗА, 20Г и 15ХМ, а также фольговые пробы из стали 08КП.

Контроль количества подачи в печь природного газа и воздуха выполняли с помощью специальных ротаметров. Состав газовой атмосферы печи в каждом режиме определяли химическим анализом проб на приборах типа ГХА-1. Контроль углеродного потенциала печной атмосферы проводили путем химического анализа фольг после выдержки их в печи за один час до окончания стадии обработки. Со-

держание углерода по толщине цементованного слоя определяли химическим анализом стружки от специальных образцов. Общая толщина и структура диффузионного слоя оценивалась на отожженных образцах с применением микроскопов "Neophot" и Olympus BX-61 при увеличении от  $\times 100$  до  $\times 400$ .

На первом этапе определялось влияние количества подаваемого воздуха в печь на величину углеродного потенциала атмосферы при стандартной температуре нагрева ( $920\text{--}930^\circ\text{C}$ ). Общее время обработки – 2 часа, расход природного газа – 500 л/ч, подача воздуха изменялась от 0 до 150 % от объема СШЦМ-6.6/9. Результаты химического анализа фольг показаны в табл. 1.

Таблица 1

**Зависимость углеродного потенциала в печи СШЦМ-6.6/9 от объема подаваемого воздуха при постоянном расходе природного газа**

Часовая подача воздуха в % от объема СШЦМ	Углеродный потенциал, $C_p$ , %
0	1,17
15	1,12
30	1,10
50	1,04
75	0,95
100	0,80
150	0,20

Как видно из табл. 1, при постоянных условиях обработки (температура, время) углеродный потенциал газовой атмосферы зависит от количества подаваемого воздуха в печь. Этот факт можно использовать для выбора условий насыщения на разных стадиях процесса цементации.

Режимы цементации экспериментальных образцов выбирались с изменением нескольких технологических параметров (температура нагрева, количество и тип газа-окислителя) (табл. 2).

Общая длительность процесса цементации, кроме стадий нагрева и подстуживания, составляла для режимов № 1 и № 5 – 6,5 часов, а по режиму № 4 – 3,5 часа. Технологические параметры цементации по режиму № 1 характерны для действующей технологии многих заводов отрасли, когда температура процесса (920–930 °С) и подача в печь газа-карбюратора (около 650 л/ч) постоянны на протяжении всего процесса, не считая стадий нагрева и подстуживания.

Таблица 2

Экспериментальные технологические параметры процесса цементации в печи СШЦМ-6.6/9

Технологические параметры цементации	Показатели параметров по периодам процесса			
	нагрев	насыщение	диффузия	подстуживание
Режим № 1				
Температура, °С	860–920	920–930	920–930	≤860
Расход природного газа, л/ч	480–500	630–650	630–650	380–400
Режим № 2				
Температура, °С	830–860	860–920	2 часа	–
Расход природного газа, л/ч	380–400	480–500	2 часа	–
CO <sub>2</sub> , л/ч	–	65–70	2 часа	–
Режим № 3				
Температура, °С	830–860	860–920	2 часа	–
Расход природного газа, л/ч	380–400	480–500	2 часа	–
воздуха, л/ч	–	65–70	2 часа	–
Режим № 4				
Температура, °С	860–920	920–930	920–930	≤860
Расход природного газа, л/ч	380–400	480–500	480–500	380–400
воздуха, л/ч	–	–	65–70	65–70
Режим № 5				
Температура, °С	860–920	860–930	920–930	≤860
Расход природного газа, л/ч	380–400	480–500	480–500	380–400
CO <sub>2</sub> , л/ч	–	–	65–70	65–70

В течение процесса цементации по разным режимам контролировались газовый состав и величина углеродного потенциала печной

атмосферы, результаты анализа которых представлены в табл. 3.

Таблица 3

Состав печной атмосферы и углеродный потенциал у различных режимов цементации

Режим цементации	Температура	Состав печной атмосферы, %			Углеродный потенциал, %
		CO	CH <sub>4</sub>	H <sub>2</sub>	
№ 1	920–930	8,2	3,3	57,0	2,42
	920–930	5,6	4,0	59,2	2,20
№ 2	860–930	18,0	3,8	54,1	1,94
№ 3	860–930	8,5	3,8	54,5	1,7
№ 5	860–930	2,1	5,4	59,1	1,82
	920–930	27,0	2,5	53,6	2,36

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что даже при постоянстве температуры нагрева и подаче в печь газа-карбюратора (режим № 1) наблюдается изменение количественного содержания основных компонентов печной атмосферы – в течение 3 ч концентрация окиси углерода (CO) снижается от 8,2 до 5,6 %, а количество остаточного метана (CH<sub>4</sub>) составляет 3,3–4,0 %.

Оценка качества цементованных слоев проводилась как в отожженном, так и в закаленном состоянии образцов. Внешним осмотром установлено, что на поверхности охлажденных образцов после цементации по режиму № 1 (на воз-

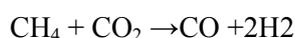
духе) образовался рыхлый налет в виде «шубы», а под ним мелкодисперсная сыпь («песок») красно-бурого оттенка. Результаты металлографического анализа толщины цементованного слоя образцов из стали 20ХН3А в отожженном состоянии представлены в табл. 4. Структура образцов после цементации по режиму № 1 содержит в поверхностных зонах слоя избыточную карбидную фазу (рис. 2). Для образцов, подвергнутых цементации по режиму № 1, характерна достаточно высокая степень насыщения слоем углеродом, когда эвтектоидная зона достигает толщины 0,9–1,1 мм что составляет более 50 % от общей толщины цементованного слоя (рис. 2).

Таблица 4

Толщины зон цементованного слоя, полученных по различным режимам

Режим цементации	Толщина цементованного слоя, мм		
	эвтектоидная зона	общая до ½ переходной зоны	общая до структуры сердцевины
№ 1	1,1	1,55	1,75
№ 4	0,5-0,55	0,75	0,90-0,95
№ 5	0,75-0,70	1,0	1,4 – 1,45

Показанные в табл. 3 сведения по газовому составу печной атмосферы при цементации в продуктах диссоциации природного газа свидетельствуют о наличии при режиме цементации № 1 повышенного количества остаточного метана (CH<sub>4</sub>). При довольно низкой концентрации окиси углерода (до 2,0 %) в газовой среде остаточный метан не может оказывать какого-либо положительного воздействия на процесс насыщения стали углеродом. Поэтому показанные выше результаты цементации по режиму I можно использовать в качестве сравнительного варианта действующей технологии при оценке эффективности снижения количества остаточного метана в технологической атмосфере за счет дополнительной подачи в печь кислородсодержащих компонентов при цементации природным газом. Анализ сведений о схемах взаимодействия различных компонентов газовой среды при цементации стали показывает возможность протекания в этом случае реакций



Результаты многих исследователей [3–9] подтверждают целесообразность одновременной подачи в печи цементации природного газа



Рис. 2. Разорванная карбидная сетка в структуре образцов, отожженных после цементации по режиму № 1 (×200)

и воздуха, когда этот прием рассматривается как «безгенераторной» способ приготовления контролируемой атмосферы. При этом снижается количество остаточного метана и возрастает концентрация окиси углерода в атмосфере печи. В отдельных случаях опробовали попеременную подачу в печь цементации природного газа и воздуха.

На основании изложенных сведений проводилась экспериментальная проверка эффективности дополнительной подачи в печь двуокиси углерода и воздуха. Технологические парамет-

ры новых режимов цементации показаны в табл. 2. По режимам № 2 и № 3 оценивались кратковременные технологические условия цементации с длительностью насыщения 2 часа при пониженных (до 860 °С) температурах. Для сравнительной оценки влияния второго компонента газовой среды дополнительно к природному газу в печь подавались двуокись углерода (режим № 2 и сжатый воздух (режим № 3), при этом оценивался газовый состав печной атмосферы величина углеродного потенциала в ней.

Режим № 4 выполнялся как скорректированный процесс цементации с сокращенной длительностью стадии насыщения и диффузии (всего 3,5 ч) при дополнительной подаче в печь сжатого воздуха во второй части процесса.

В режиме № 5 были использованы как снижение температуры печи на стадии насыщения, так и дополнительная подача в печь двуокиси углерода во второй половине процесса. Общая длительность периода насыщения и диффузии составляла 6,5 ч.

Результаты оценки состава печной атмосферы и величины углеродного потенциала газовой среды исследуемых режимов ХТО показаны в табл. 3. Дополнительная подача двуокиси углерода в печь (режим № 2) даже при пониженных температурах обеспечивает резкое повышение (до 18 %) концентрации СО в атмосфере печи при умеренном содержании остаточного метана (3,8 %). При дополнительной подаче в печь сжатого воздуха (режим № 3) содержание СО несколько ниже (8,5 %), чем при использовании СО<sub>2</sub>, однако и этот показатель лучше, чем при использовании в этих условиях только природного газа. При этом сохраняется достаточно высокий уровень углеродного потенциала газовой среды (1,94 и 1,70 %).

Дополнительная подача в печь двуокиси углерода во время высокотемпературной (920–

930 °С) стадии процесса цементации (режим № 5) оказывает еще более положительное воздействие на состав печной атмосферы: содержание СО возрастает до 27 %, а концентрация остаточного метана снижается до 2,5 % при содержании водорода в количестве 53,6 %. Сравнение этих показателей с близким режимом № 1 без использования дополнительных компонентов газовой среды показывает, что содержание СО увеличилось более чем в 3 раза, а количество остаточного метана снизилось с 3,3 до 2,5 %. При режиме № 5 получен высокий углеродный потенциал атмосферы – 2,36 %. По своему составу печная атмосфера при цементации по режиму № 5 близка к составу атмосфер при использовании эндотермического газа.

Внешний вид цементованных по режимам № 4 и № 5 образцов соответствовал результатам при газовой цементации в эндотермической атмосфере: чистые гладкие поверхности серого цвета. Результаты оценки толщины цементованного слоя образцов из стали 20ХН3А в отожженном состоянии показаны в табл. 4. В структурах образцов по обоим режимом избыточная карбидная фаза отсутствует, общая толщина слоя соответствует длительности активной стадии процесса цементации: по режиму № 4 – 3,5 ч, а по режиму № 5 – 6,5 ч. В каждом из анализируемых режимов структура цементованного слоя содержала зону эвтектоидного насыщения стали углеродом достаточной глубины, которая превышала 50 % от общей толщины цементованного слоя (рис. 3). Так, по данным химического анализа стружки с послойного образца, подвергнутого ХТО по режиму № 5, поверхностная концентрация в слое достигает 1,05–1,1 %, а эвтектоидная концентрация углерода (0,80 %) располагается на глубине около 0,75 мм от поверхности.

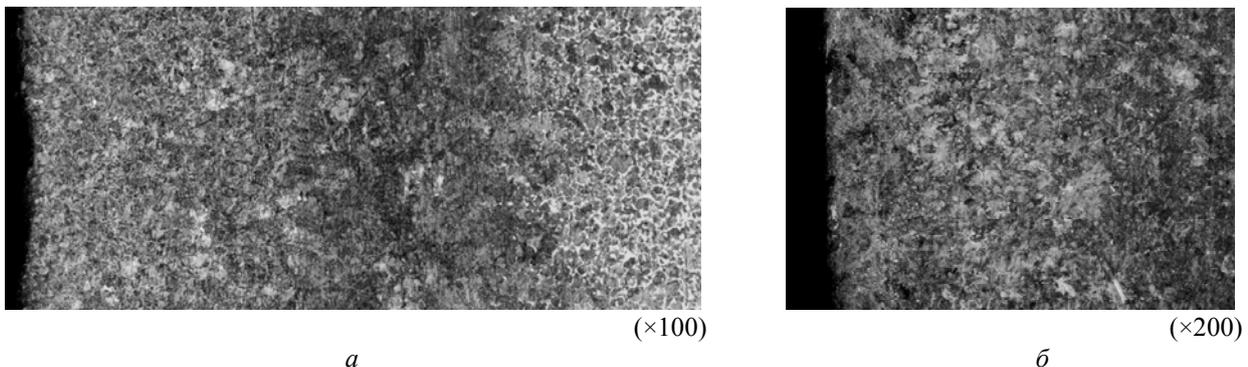


Рис. 3. Микроструктура упрочненного слоя в отожженном образце после цементации по режиму № 5

**Вывод**

Определены технологические условия оптимизации газовой атмосферы на основе природного газа. Полученные результаты свидетельствуют о практической возможности формирования качественного цементованного слоя при использовании дополнительной подачи в печь «окислителя» метана в виде двуокиси углерода или атмосферного воздуха. При этом снижается количество сажи в печи и предотвращается образование избыточной карбидной фазы в структуре слоя.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Минкевич, А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А. Н. Минкевич. – М. : Машиностроение, 1965. – 491 с.
2. Долотов, Г. П. Оборудование термических цехов и лабораторий испытания металлов / Г. П. Долотов, Е. А. Кондаков. – М. : Машиностроение, 1988. – 336 с.
3. Кальнер, В. Д. Современные методы цементации и нитроцементации / В. Д. Кальнер, С. А. Юрасов. – М. : Машиностроение, 1987. – 65 с.
4. Goehring W., Luiten C. H. Direct atmosphere generation and control in heat treatment furnaces // Journal of Heat Treating. – 1980. – Т. 1. – №. 4. – С. 10-14.
5. A New Gas Carburizing Process without Use of a Prior Gas Generator /Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. Volume 27 (1987). Issue 11. P.937.
6. Stickels C. A., Mack C. M., Brachaczek M. Gas carburizing of steel with furnace atmospheres formed (In Situ) from propane and air: Part I. The effect of air-propane ratio on furnace atmosphere composition and the amount of carburizing //Metallurgical Transactions B. – 1980. – Т. 11. – №. 3. – С. 471-479.
7. Göring, W. Erfahrungen mit der Regelung generator loser Ofenatmosphäre / W. Göring // Z.f. wirtsch. Fertig. – 1985. – № 3. – С. 137-140.
8. Попов, В. К. Газовая цементация стали при прямой генерации печной атмосферы / В. К. Попов // Современные задачи инженерных наук. – 2017. – С. 311-313.
9. Ipsen Group. Products. Atmosphere Technology. Sealed Quench Furnaces. Ipsen Gas Supply Systems. <https://www.ipsen.de/home/products/atmosphere-technology/sealed-quench-furnaces/gas-supply-systems>.

УДК 621.785.52

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-82-87

**В. А. Тельдеков<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>****ОПТИМИЗАЦИЯ ТЕХНОЛОГИИ ЦЕМЕНТАЦИИ ВТУЛОК ЗВЕНА ГУСЕНИЦ  
В АТМОСФЕРЕ ГАЗОВОЗДУШНОЙ СМЕСИ**<sup>1</sup> ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград<sup>2</sup> Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Разработаны новые трех- и четырехцикловые экспериментальные режимы цементации на толщину слоя до 4,0 мм в атмосфере природного газа с регулируемым добавлением воздуха. Определены рациональные схемы добавок воздуха в атмосферу метана для цементации в шахтных печах на различные толщины упроченного слоя. Промышленное опробование новых режимов показало возможность сокращения общей длительности процесса цементации на 25 %; значительное сокращение энергозатрат на обогрев печей; снижение расхода природного газа на выполнение одного режима цементации на 35 %.

*Ключевые слова:* сталь, диффузия, цементация, шахтная печь, воздух, природный газ, углеродный потенциал, микроструктура, толщина, карбидная фаза, многоцикловые режимы.

**V. A. Teldekov<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>****OPTIMIZATION OF CEMENTATION TECHNOLOGY OF TRACK  
LINK SLEEVES IN THE ATMOSPHERE METHANE-AIR MIXTURE**<sup>1</sup> OAO «VNIITMASH», Volgograd<sup>2</sup> Volgograd State Technical University

New three- and four-cycle experimental cementation regimes for a layer thickness of up to 4.0 mm in an atmosphere of natural gas with air additives have been developed. Rational schemes for adding air to the atmosphere of methane for carburizing in shaft furnaces at different thicknesses of the hardened layer have been determined. Industrial testing of new modes has shown the possibility of reducing the total duration of the cementation process by 25%; significant reduction in energy consumption for heating furnaces and reduction of natural gas consumption for one carburizing mode by 35%.

*Keywords:* steel, diffusion, carburizing, shaft furnace, air, natural gas, carbon potential, microstructure, thickness, carbide phase, multi-cycle modes.

На предприятиях отечественного машиностроения производится большое количество изделий, подвергаемых в процессе эксплуатации воздействию многократных циклических или высоких статических нагрузок. При этом происходит нарушение качества поверхности и геометрии деталей с последующим их отказом ранее установленного нормативными документами ресурса работы. В их число входят высокомодульные зубчатые колеса главных и бортовых передач автомобилей, а также детали ходовой части сельскохозяйственных и промышленных тракторов.

Как правило, такие детали подвергаются поверхностному упрочнению путем цементации на толщину слоя не менее 2,0 мм и закалке на высокую твердость (60–64 HRC). При этом химико-термическая обработка выполняется зачастую в печах шахтного типа с применением природного газа при температурах не ниже 950 °С, что способствует ускорению процесса диссоциации метана. Такая технология используется для упрочнения широкой номенклатуры втулок звена гусениц тракторов Т-330 и других на Чебоксарском агрегатном заводе (ЧАЗ). Цементация деталей на толщину слоя от 2,0 до 4,0 мм выполняется в шахтных печах типа Ц-105 с длительностью от 25 до 46 часов. При этом происходит большое выпадением сажи на поверхности деталей, а закалка их производится с повторного нагрева после тщательной дробеочистки.

Учитывая имеющиеся в настоящее время технические наработки и наши практические результаты [1–4], были проведены новые экспериментальные режимы цементации на толщину слоя до 4,0 мм в атмосфере природного газа с регулируемыми добавками воздуха. Для этого использовалась шахтная печь СШЦМ-6.6/9 термической лаборатории ОАО «ВНИИТМАШ», природный газ из сети и воздух от газодувки эндогенатора ЭН- 16 и печи Ц-105 и Ц-75

Чебоксарского агрегатного завода (ЧАЗ). Все пробные садки печи составлялись из необходимого количества «металлобалласта» и образцов из сталей 25ХГТ, 20ХН3А, 15ХМ и 20Г, а фольговые «пробы» – из стали 08кп. Контроль количества подачи в печь природного газа и воздуха выполняли по специальным ротаметрам, а состав газовой атмосферы печи в каждом режиме определяли химическим анализом проб на газоанализаторе типа ГХА-1. Контроль углеродного потенциала печной атмосферы проводили путем химического анализа фольг после выдержки их в печи один час до окончания каждой стадии процесса. Содержание углерода по толщине цементованного слоя определяли химическим анализом стружки от специальных цилиндрических образцов. Общую толщину и структуру диффузионного слоя оценивали на отожженных образцах с применением микроскопов "Neophot" и Olympus ВХ-61 при увеличениях от  $\times 100$  до  $\times 400$  крат.

Новые экспериментальные режимы цементации проводили с учетом эффективности «ступенчатой» схемы процесса [1, 3] с изменением величины углеродного потенциала печной атмосферы. При этом, вместе с использованием ранее полученных результатов (режимы 4, 5) [4] применяли новые условия обработки (температуру и длительность) аналогично цементации реальных втулок звена на заводе Чебоксарского агрегатного завода. В табл. 1 показаны условия нового режима цементации в печи СШЦМ-6.6/9.

Для оценки возможности получения толщины слоя не менее 2 мм, длительность стадии насыщения (в  $\text{CH}_4$ ) составляла 10 ч, а подача воздуха в печь выполнялась во второй стадии (диффузии) также в течение 10 ч. Нагрев садки до температуры цементации и подстуживания перед выгрузкой из печи проводили на всех режимах в атмосфере пониженной подачи природного газа.

Таблица 1

Условия нового режима цементации в печи СШЦМ-6.6/9

Период/стадия	Температура, °С	Длительность, ч	Объем газов, $\text{нм}^3/\text{ч}$	
			природный газ	воздух
насыщение	940–950	10,0	0,50	–
диффузия	940–950	10,0	0,47	0,25

Сопутствующий анализ печной атмосферы в конце стадий насыщения, диффузии и под-

стуживания показал уровень углеродного потенциала, соответственно, 3,4; 2,8 и 2,2 %.

Поверхность обработанных деталей и образцов чистая, без выделений сажи, темно-серого цвета. В микроструктуре упрочненного слоя образца грубой карбидной фазы не обнаружено, общая толщина слоя составляет 1,8–1,9 мм. Необходимо отметить, что полученные нами ранее [4] результаты прямого определения уровня углеродного потенциала  $C_p$  газовоздушной смеси при температуре 920–930 °С показали существенное влияние количества воздуха в ней. Так, при увеличении объема воздуха до 100 % (соотношение воздух/природный газ 1:1) уровень углеродного потенциала печной атмосферы снижается до 0,80 %, т. е. на 30 %. Имеет влияние также и длительность обработки изделий в такой атмосфере: по нашим данным, выдержка в атмосфере метана более 6 ч приводит к снижению объема образующейся там окиси углерода СО и росту количества остаточного метана  $CH_4$ , что реально может быть причиной снижения ин-

тенсивности насыщения стали углеродом и повышения количества сажи внутри печи. Учитывая эти обстоятельства, были проведены другие экспериментальные режимы с более короткими по времени стадиями насыщения и диффузии при повторении этих циклов несколько раз.

Первые режимы новой схемы цементации с тремя последовательными циклами насыщения и диффузии выполнялись в печи Ц-105 термического цеха завода ЧАЗ. Загрузка всех корзин печи, правила нагрева и охлаждения садки соответствовали заводским условиям. Совместно с втулками звена гусениц из стали 15ХМ загружались специальные образцы для контроля качества цементованного слоя. Для повышения объективности оценки результатов режим по указанной схеме цементации выполнялся на двух печах с сохранением идентичности всех условий. Технологические параметры такого режима показаны в табл. 2.

Таблица 2

**Параметры экспериментального режима цементации с трехцикловым изменением стадий**

Цикл	Стадия	Температура, °С	Длительность, ч	Подача газов, $nm^3/ч$	
				природный газ	воздух
Цикл 1	насыщение	950–960	4,0	0,9	–
	диффузия		3,0	0,7	0,2
Цикл 2	насыщение		3,0	0,9	–
	диффузия		3,0	0,7	0,2
Цикл 3	насыщение		3,0	0,9	—
	диффузия		4,0	0,6	0,3

Как видно, в этом случае применялось сокращение длительности стадии насыщения после первого цикла, а также увеличение длительности стадии диффузии и объема воздуха последнего цикла (до 50 %) от объема метана.

Это повлияло на состав печной атмосферы и результаты цементации. Положительным фактором здесь является рост содержания окиси углерода СО до 9,6 %, т. е. повышение насыщающей способности газовой смеси (табл. 3).

Таблица 3

**Изменение содержания окиси углерода и метана на различных циклах режима цементации**

Компоненты газовой смеси	Содержание компонентов газовой смеси при различных циклах режима цементации. %		
	Цикл 1	Цикл 2	Цикл 3
окись углерода СО	6,2	7,0	9,6
метан $CH_4$	3,5	2,8	1,7

Поверхность деталей и образцов чистая, без присутствия сажи. Общая толщина цементованного слоя составляет 2,4–2,6 мм, а толщина перлитной зоны – 1,7–1,8 мм.

Экспериментальный режим цементации с четырехцикловым изменением стадий насыщения и диффузии проводился в печи СШЦМ лаборатории ОАО ВНИИТмаш. При этом активное вре-

мя процесса было увеличено до 24 ч с целью обра-

зования диффузионного слоя толщиной не ме- нее 3,0 мм. Технологические параметры обработ- ки в печи СШЦМ-6.6/9 показаны в табл. 4.

Таблица 4

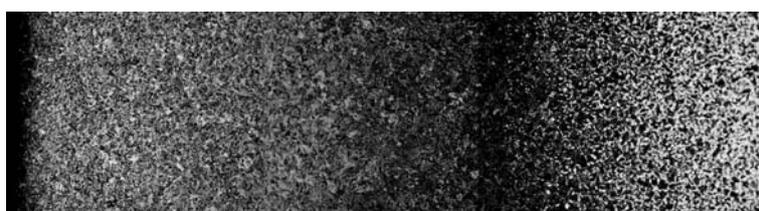
Параметры экспериментального четырехциклового режима цементации

Цикл	Стадия	Температура, °С	Длительность, ч	Подача газов, нм <sup>3</sup> /ч	
				природный газ	воздух
Цикл 1	насыщение	940–950	4,0	0,5	–
	диффузия		3,0	0,45	0,25
Цикл 2	насыщение		3,0	0,5	–
	диффузия		3,0	0,45	0,25
Цикл 3	насыщение		3,0	0,5	–
	диффузия		3,0	0,45	0,25
Цикл 4	насыщение		2,0	0,5	–
	диффузия		3,0	0,45	0,25

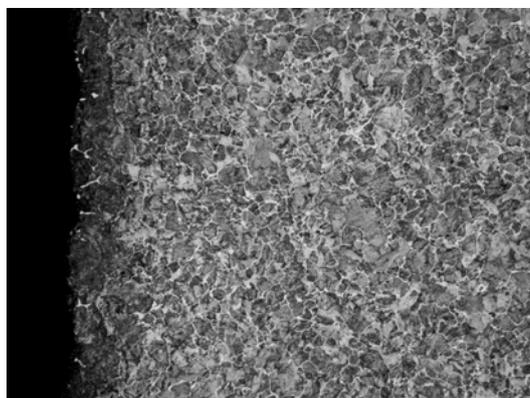
Режим цементации с четырехцикловогой схемой имел свои особенности: постоянная длительность всех стадий диффузии с равным объемом подаваемого воздуха и снижение длительности стадии насыщения в два раза. По результатам контроля газового состава атмосферы, величина углеродного потенциала на стадиях насыщения возрастала от 2,2 до 3,4 % , а на стадиях диффузии уровень  $S_p$  также стабильно повышался от 1,8 до 3,0 %. Это подтверждает имеющиеся мнения и наши результаты [4] о положительной роли добавок газа-окислителя на повышение количества СО и углеродного потенциала при одновре-

менном снижении остаточного метана в газовой атмосфере. Такие условия обеспечивают ускорение роста диффузионного слоя.

Внешний вид деталей и образцов соответствовал принятым нормам, а общая толщина цементованного слоя составляет около 3,6 мм. Микроструктура отожженного образца состоит из плотной насыщенной поверхностной зоны с тонкими выделениями карбидной фазы (рис. 1. и 2) Таким образом показано, что применение высоких добавок воздуха (около 50 % об.) на стадиях диффузии за 3–4 цикла обеспечивают интенсификацию процесса цементации.



*a* ×50



*б* ×200

Рис. 1. Микроструктура упрочненного слоя общей толщиной 3,6 мм, полученного по новой схеме цементации с четырьмя последовательными циклами насыщения и диффузии: *a* – общая толщина упрочненного слоя; *б* – микроструктура поверхностного слоя

Полученная при цементации толщина слоя достаточна постоянна даже в деталях сложной формы, что подтверждается после макротравления образца-свидетеля, вырезанного из зубчатого колеса (рис. 2).

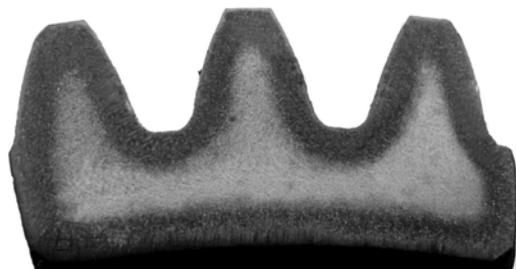


Рис. 2. Толщина цементованного слоя у образца-свидетеля, вырезанного из зубчатого колеса

Полученные технологические результаты были опробованы в практических режимах цементации втулок звена гусениц в термическом цехе завода ЧАЗ. В качестве деталей-представителей использовали втулки из стали 12ХМ с требуемой толщиной упрочненного слоя 2,1–2,9 мм, а в печи Ц-105 проведена цементация по трем режимам (табл. 5) с различным составом печной атмосферы и соблюдением других условий заводской технологии.

Технологические условия цементации втулок звена по режиму 3 соответствовали параметрам, показанным в табл. 2, т. е. с использованием трехциклового схемы подачи газов в печь.

Таблица 5

**Внешний вид и микроструктура слоя у деталей, цементованных по трем режимам**

Режимы	Компоненты технологической атмосферы	Внешний вид деталей	Карбидная фаза	Толщина слоя, мм	
				заэвтектоидная и эвтектоидная	общая
Режим 1	природный газ	серый с налетом сажи	грубая и мелкая сетка	1,5–1,7	2,2–3,4
Режим 2	природный газ + эндогаз	серый чистый	мелкая сетка	1,1–1,3	1,9–2,1
Режим 3	природный газ + воздух	серый чистый	мелкая сетка	1,7–1,9	2,4–2,6

Режим цементации выполнялся с циклической подачей в печь природного газа и смеси газа с воздухом (до 20 об. %);

– длительность режима цементации 20 ч вместо 26 ч.

При этом углеродный потенциал атмосферы ступенчато изменялся с постепенным ростом от 1,5 до 3 %, а в конце процесса снижался до 1,75–2,0 %. Содержание СО в атмосфере возрастало в период подачи газовой смеси от 2–3 % до 8–10 % об.

Общие результаты внедрения технологии ускоренной цементации втулок из стали 15ХМ на толщину слоя 2,1–3,1 мм в печах Ц-105 характеризуются следующими показателями:

– сокращение общей длительности процесса цементации с 30–31 ч до 22–23 ч, то есть на 7–8 ч;

– значительное сокращение энергозатрат на обогрев печей;

– существенное снижение расхода природного газа на выполнение одного режима цемен-

тации с 27–28 нм<sup>3</sup> до 18,5–19,5 нм<sup>3</sup>, то есть на 35 %;

– снижение сажеобразования на поверхности деталей и в муфельной печи, и, за счет этого, ликвидация дробеочистки втулок перед закалкой и снижение частоты очистки муфеля от сажи (с 3 до 5–6 садок) с сокращением простоев печей;

– улучшение структуры цементованного слоя по карбидной фазе и равномерности общей толщины слоя.

Проведена также отработка технологии цементации втулок звена гусениц из стали 20Г на толщину слоя 1,5–1,8 мм. Общая длительность выполнения такого режима составила 13–14 ч, а подробные условия его реализации показаны в табл. 6.

Результаты использования этой технологии обеспечивают преимущества, аналогичные показанным выше для нового режима цементации втулок на слой 2,1–2,9 мм и сокращение расхода природного газа на 20 % за один режим.

Таблица 6

Технологические режимы ускоренной цементации втулок в печи Ц-75

Цикл	Стадия	Длительность, ч	Температура цементации, °С	Подача газов, нм <sup>3</sup> /ч	
				природный газ	воздух
Цикл 1	насыщение	2,0	940–950	1,20–1,25	–
	диффузия	1,0		0,90–0,95	0,3
Цикл 2	насыщение	1,5 (2,0)		1,20–1,25	–
	диффузия	1,5 (2,0)		0,90–0,95	0,3
Цикл 2	насыщение	1,0		1,20–1,25	–
	диффузия	2,0		0,87–0,90	0,33–0,35

Новые технологические режимы цементации втулок на толщину слоя 2,1-2, 9 мм и 1,5 - 1,8 мм внедрены в производство на заводе ЧАЗ.

### Вывод

1. Определены рациональные схемы (циклограммы) введения воздуха в атмосферу металла для цементации на различную толщины слоя.

2. Новая технология цементации в атмосфере газоздушный смеси пригодна для практического использования в производстве. Качество диффузионного слоя определяется условиями обработки: число и длительность циклов, расход природного газа и воздуха.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Козловский, И. С. Химико-термическая обработка шестерен / И. С. Козловский. – М. : Машиностроение, 1970. – 232 с.
2. Минкевич, А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / А. Н. Минкевич. – М. : Машиностроение, 1965. – 491 с.
3. Тельдеков, В. А. Влияние технологических режимов химико-термической обработки на качество упрочнения высоконагруженных шестерен / В. А. Тельдеков, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 75–82.
4. Тельдеков, В. А. Исследование технологии цементации стали без применения эндотермических атмосфер / В. А. Тельдеков, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 77–82.

УДК 669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-87-90

*Н. А. Кидалов<sup>1</sup>, Е. В. Фомина<sup>1</sup>, В. Н. Томов<sup>2</sup>, Ю. В. Гребнев<sup>1</sup>, В. А. Гурьев<sup>3</sup>*

### СПОСОБ ИЗМЕРЕНИЯ ЭФФЕКТИВНОЙ ТОЛЩИНЫ ТЕРМОДИФФУЗИОННЫХ ЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ НА ИЗДЕЛИЯХ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

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

<sup>2</sup>ООО «Протек», <sup>3</sup>ООО «Волнар»

e-mail: lp@vstu.ru

Разработан способ измерения эффективной толщины термодиффузионных цинковых покрытий на изделиях из алюминиевых сплавов. Предложенный способ позволяет по установленному предельному номинальному значению базового параметра оперативно и с высокой точностью определять эффективную толщину покрытий после термодиффузионного цинкования не только на изделиях из цветных сплавов, но и сталей аустенитного класса.

*Ключевые слова:* термодиффузионное цинкование, эффективная толщина диффузионного покрытия, базовый параметр.

*N. A. Kidalov<sup>1</sup>, E. V. Fomina<sup>1</sup>, V. N. Tomov<sup>2</sup>, Yu. V. Grebnev<sup>1</sup>, V. A. Guriev<sup>3</sup>*

### THE METHOD OF MEASURING AN EFFECTIVE THICKNESS OF THERMO-DIFFUSION ZINC COATING OF ITEMS MADE FROM ALUMINIUM ALLOYS

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

<sup>2</sup>ООО «Protek», <sup>3</sup>ООО «Volnar»

There has been developed a method to measure an effective thickness of thermo-diffusion zinc coating of items made from aluminium alloys. According to set rated limiting value of a base parameter the suggested method allows accurately and effectively determining an effective thickness of coatings after the process of thermo-diffusion zinc coating not only on the items from nonferrous alloys but also from austenite steel.

*Keywords:* thermo-diffusion zinc coating, effective thickness of diffusion coating, base parameter.

### Введение

Одним из важных показателей качества диффузионного слоя, полученного при различных видах химико-термической обработки, в том числе и термодиффузионном цинковании, наряду с внешним видом, твердостью, прочностью сцепления и коррозионной стойкостью, является его общая и эффективная толщина.

При контроле качества химико-термической обработки чаще всего принимают во внимание эффективную толщину диффузионного слоя, которая составляет часть общей толщины диффузионного слоя и определяется кратчайшим расстоянием от поверхности насыщения до мерного участка, характеризуемого установленным предельным номинальным значением базового параметра [1]. За базовый параметр, в данном случае, может выбираться концентрация определенного компонента химического состава, свойство или структурный признак. Эффективная толщина диффузионного слоя, согласованный способ ее определения и предельное номинальное значение базового параметра указываются в нормативно технической документации на конкретные изделия.

Существующие методы измерения толщин диффузионных слоев, полученных различными способами, постоянно совершенствуются, область их применения расширяется, разрабатываются новые методы, более совершенные, чем имеющиеся или позволяющие проводить измерения в том случае, когда другие методы не приемлемы или малоэффективны.

### Состояние вопроса

В процессе отработки на производственной базе ООО «Протек» (г. Копейск) технологии термодиффузионного цинкования изделий из алюминиевых сплавов, несмотря на достаточно хорошую оснащенность предприятия экспериментальным оборудованием, при определении эффективной толщины диффузионного покрытия, возник ряд проблем, связанных с особенностями фазово-структурного состава и физико-химических свойств композиции «покрытие-алюминиевый сплав».

Так, например, стандарт [2] устанавливает методы контроля, в том числе, и измерение толщины, только для покрытий, получаемых электрохимическим, химическим и горячим (для олова и его сплавов) способами.

Магнитный метод определения толщины диффузионного цинкового покрытия, рекомендованный стандартом [3] в качестве основного,

может быть использован только для контроля общей толщины немагнитных покрытий, сформированных на магнитной основе, например, стали и чугуна.

Использование металлографического метода, рекомендованного в качестве арбитражного стандартом [3], основанного на измерении толщины покрытия на поперечных протравленных микрошлифах при помощи оптического микроскопа по различию фазово-структурного состояния покрытия и основного металла также выявило ряд проблем, особенно при точном определении эффективной толщины покрытия по базовому структурному параметру. Установлено, что в данном случае необходимо наличие современного оборудования с программным обеспечением.

Целью настоящей работы является разработка метода определения эффективной толщины диффузионного покрытия на изделиях из алюминиевых сплавов после термодиффузионного цинкования.

### Методика проведения исследования

Нанесение диффузионных цинковых покрытий на образцы размером 70x20x20 мм, изготовленные из литейного алюминиевого сплава АЛ2, осуществляли на производственной базе ООО «Протек» (г. Копейск) в печи фирмы «Distec».

Для получения различной толщины диффузионных покрытий время цинкования составляло 40 и 90 минут.

Образцы изготавливали на плоскошлифовальном станке с ЧПУ с вертикальной подачей шлифовальной головки 0,001 мм (1 мкм).

Плоский срез на поверхности образца с диффузионным покрытием подготавливался на пятикоординатном фрезерном центре с точностью установки угла наклона стола 0,0045 град. (16 с). Угол плоского среза назначался из условия выхода на поверхность всех фазово-структурных зон диффузионного покрытия с учетом его общей толщины.

В качестве предельного номинального значения базового параметра при определении эффективной толщины диффузионного покрытия выбрано содержание цинка в его структуре.

Определение содержания цинка по глубине диффузионного покрытия на поверхности плоского среза проводилось при помощи портативного рентгенофлуоресцентного спектрометра S1 TITAN.

Общую толщину диффузионного покрытия измеряли металлографическим методом на микроскопе ЛОМО МЕТАМ РВ-21.

Для определения возможности измерения по предельному номинальному значению базового параметра эффективной толщины диффузионного цинкового покрытия на образцах из алюминиевого сплава АЛ2 при помощи разработанного способа был проведен ряд экспериментов.

1. Температура цинкования 420–430 °С

Время цинкования 40 мин.

Общая толщина диффузионного покрытия 25 мкм (измерена металлографическим методом)

Угол плоского среза на диффузионном покрытии  $\beta=3'$  ( $\sin 3'=0.0009$ )

Шаг сканирования (расстояние между мерными участками определения содержания цинка на поверхности плоского среза) – 3мм.

2. Температура цинкования 420–430 °С

Время цинкования 90 мин.

Общая толщина диффузионного покрытия 83 мкм (измерена металлографическим методом)

Угол плоского среза на диффузионном покрытии  $\beta=6'$  ( $\sin 6'=0.00166$ )

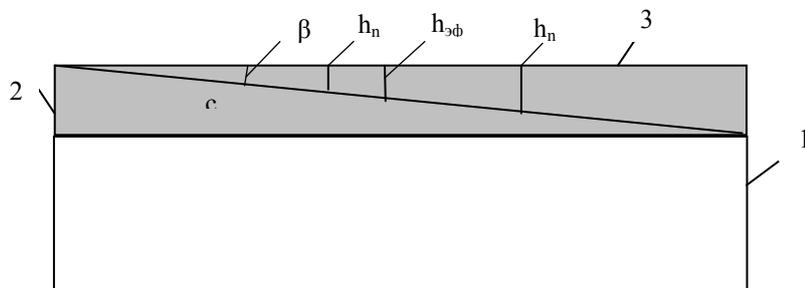
Шаг сканирования (расстояние между мерными участками определения содержания цинка на поверхности плоского среза) – 5 мм.

### Описание разработанного способа

Портативный рентгенофлуоресцентный спектрометр закрепляется на штативе. Образец поверхностью, противоположной поверхности плоского среза, устанавливается на предметный столик с возможностью его горизонтального перемещения в двух направлениях. В зависимости от поставленной задачи задается шаг сканирования вдоль поверхности плоского среза и на мерных его участках определяется содержание цинка.

Расчет расстояния от поверхности насыщения диффузионного покрытия до контролируемого мерного участка на плоском срезе производится по формуле:  $h_n = c \cdot \sin \beta$ , где  $h_n$  – кратчайшее расстояние от поверхности насыщения до контролируемого мерного участка на плоском срезе;  $c$  – расстояние от начала плоского среза до контролируемого участка на плоском срезе;  $\beta$  – угол плоского среза.

На рисунке показан образец и основные его характеристики для определения эффективной толщины диффузионного покрытия: 1 – алюминиевый сплав; 2 – общая толщина диффузионного покрытия;  $c$  – поверхность плоского среза;  $\beta$  – угол плоского среза.



Пример определения эффективной толщины диффузионного покрытия

Для обеспечения максимальной эксплуатационной надежности центральных распределительных блоков опреснительных установок, работающих в морской воде и изготовленных из алюминиевого сплава эффективная толщина диффузионного цинкового покрытия (по требованию Заказчика) должна быть не менее 20 мкм.

Многочисленными исследованиями установлено, что для данных условий эксплуатации содержание цинка в покрытии до глубины 20 мкм должно быть не менее 17 % (предельное номинальное значение базового параметра). При меньшем содержании цинка снижается коррозионная стойкость и установленный

ресурс опреснительных установок.

В табл. 1 и 2 приведены результаты определения по предельному номинальному значению базового параметра эффективной толщины диффузионного покрытия после различных режимов термодиффузионного цинкования образцов из литейного алюминиевого сплава АЛ2

Из табл. 1 видно, что при термодиффузионном цинковании образцов в течение 40 минут эффективная толщина диффузионного покрытия при установленном ее значении в 20 мкм и предельном номинальном значении базового параметра (содержание цинка не менее 17 %), составляет всего 10,8 мкм, а значит, не соответствует установленным нормам.

Таблица 1

**Эффективная толщина диффузионного покрытия  
после термодиффузионного цинкования в течение 40 минут**

№ п/п	Расстояние от начала плоского среза до контролируемого мерного участка, $C_n$ , мм	Расстояние от поверхности насыщения до контролируемого мерного участка, $h_n$ , мкм	Содержание цинка, %
Угол плоского среза $\beta-3'$			
1	–	поверхность насыщения	25,3
2	3	2,7	22,8
3	6	5,4	20,5
4	9	8,1	18,1
5	12	10,8 (эффективная толщина диффузионного покрытия)	17,2
6	15	13,5	13,7
7	18	16,2	11,8
8	21	18,9	7,2

Таблица 2

**Эффективная толщина диффузионного покрытия  
после термодиффузионного цинкования в течение 90 минут**

№ п/п	Расстояние от начала плоского среза до контролируемого мерного участка, $C_n$ , мм	Расстояние от поверхности насыщения до контролируемого мерного участка, $h_n$ , мкм	Содержание цинка, %
Угол плоского среза $\beta-6'$			
1	–	поверхность насыщения	31,2
2	5	8,3	27,4
3	10	16,6	25,1
4	15	24,9	22,8
5	20	33,2 Эффективная толщина диффузионного покрытия	17,3
6	25	41,5	15,2
7	30	49,8	11,8

Из табл. 2 видно, что при термодиффузионном цинковании образцов в течение 90 минут эффективная толщина диффузионного покрытия при установленном ее значении в 20 мкм и предельном номинальном значении базового параметра (содержание цинка не менее 17 %), составляет 33,2 мкм, а значит, соответствует установленным нормам.

Разработанный способ измерения эффективной толщины термодиффузионного цинкового покрытия внедрен на предприятии ООО «Протек» (г. Копейск) и успешно используется для измерения данного параметра на изделиях,

изготовленных из алюминиевых, магниевых и титановых сплавов, а также сталей аустенитного класса.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 20495–75 Упрочнение металлических деталей поверхностной химико-термической обработкой. Характеристики и свойства диффузионного слоя. Термины и определения. – М. : Издательство стандартов, 1975. – 9 с.
2. ГОСТ 9.302–88 Покрытия металлические и неметаллические неорганические. Методы контроля. – М. : Издательство стандартов, 1988. – 40 с.
3. ГОСТ 9.316–2006 Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. – М. : Стандартинформ, 2006. – 12 с.

УДК669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-10-245-91-94

*Н. А. Кидалов<sup>1</sup>, Е. В. Фомина<sup>1</sup>, Ю. В. Гребнев<sup>1</sup>, В. А. Гурьев<sup>2</sup>***УСТРОЙСТВО ДЛЯ КОНТРОЛЯ И ПОДДЕРЖАНИЯ РАБОЧЕГО ДАВЛЕНИЯ  
В РЕТОРТЕ ПРИ ТЕРМОДИФфуЗИОННОМ ЦИНКОВАНИИ ИЗДЕЛИЙ  
ИЗ ЦВЕТНЫХ СПЛАВОВ**<sup>1</sup>Волгоградский государственный технический университет<sup>2</sup>ООО «Волнар»

e-mail: lp@vstu.ru

Разработано устройство для контроля и поддержания рабочего давления в реторте, позволяющее при термодиффузионном цинковании гарантировано получать на изделиях из цветных сплавов качественные цинковые покрытия требуемой толщины.

*Ключевые слова:* устройство для термодиффузионного цинкования, реторта, предохранительный клапан, фильтры грубой и тонкой очистки, цветные сплавы, алюминиевый сплав, насыщающая порошковая смесь.

*N. A. Kidalov<sup>1</sup>, E. V. Fomina<sup>1</sup>, Yu. V. Grebnev<sup>1</sup>, V. A. Guriev<sup>2</sup>***DEVICE FOR CONTROL AND MAINTENANCE OF OPERATING  
PRESSURE IN THE RETORT DURING THERMODIFFUSION  
ZINC COATING OF PRODUCTS FROM NON FERROUS ALLOYS**<sup>1</sup>Volgograd State Technical University<sup>2</sup>ООО «Volnar»

A device for control and maintenance of the working pressure in the retort has been developed, which makes it possible to obtain high quality zinc coatings of the required thickness on products from non-ferrous alloys during thermal diffusion zinc coating.

*Keywords:* device for thermal diffusion zinc coating, retort, safety valve, coarse and fine filters, non ferrous alloys, aluminium alloy, saturating powder blend.

**Введение**

Термодиффузионное цинкование в порошковых смесях является одним из перспективных способов нанесения защитных покрытий на изделия из стали, чугуна и цветных сплавов с целью повышения их коррозионных свойств. Данный способ цинкования позволяет формировать защитные покрытия, обладающие рядом преимуществ по сравнению с другими видами защитных покрытий, а также цинковыми покрытиями, полученными различными способами (горячим, гальваническим, металлизацией).

Процесс нанесения защитного покрытия на изделия методом термодиффузионного цинкования происходит в печи в герметически закрытой реторте с цинкосодержащей порошковой смесью при фиксированных температуре, времени обработки и скорости вращения реторты, назначаемых с учетом марки обрабатываемого материала и требований к толщине цинкового покрытия.

Для широкой номенклатуры ответственных изделий, изготавливаемых из различных марок сталей и цветных сплавов и работающих в условиях агрессивных сред, проблема повышения

их эксплуатационных свойств, определяемых коррозионной стойкостью, является актуальной. Защитное покрытие, формируемое при термодиффузионном цинковании, должно соответствовать требованиям действующих государственных стандартов [1, 2] с учетом реальных условий эксплуатации конкретных деталей. Следует отметить, что даже при использовании передовых технологий термодиффузионного цинкования и уникальных многокомпонентных порошковых смесей, не всегда возможно добиться стабильных, наперед заданных результатов, особенно для изделий из цветных сплавов, что связано с наличием на их поверхности прочной окисной пленки, препятствующей равномерной диффузии цинка в основной сплав. Поэтому для обеспечения качества цинковых покрытий, наряду с разработкой энергосберегающих технологий и новых порошковых смесей, необходимо также и оснащение оборудования для термодиффузионного цинкования специальными устройствами, обеспечивающими надежный контроль и возможность регулирования протекающих в герметически закрытой реторте физико-химических процессов.

Целью настоящей работы является разработка устройства для контроля и поддержания рабочего давления в реторте, позволяющего при термодиффузионном цинковании гарантировано получать на изделиях из цветных сплавов качественных покрытий требуемой толщины.

#### **Оборудование, материал и методы исследования**

Термодиффузионное цинкование призматических образцов размером 70x20x20мм, изготовленных из литейного сплава АЛ2 осуществляли на производственной базе ООО «Протек» (г.Копейск) в печи фирмы «Distec». Общую толщину диффузионного цинкового слоя определяли металлографическим методом на микроскопе ЛОМО МЕТАМ РВ-21.

Рабочие интервалы давления в реторте при термодиффузионном цинковании контролировались и поддерживались при помощи разработанного устройства.

#### **Состояние вопроса**

При термодиффузионном цинковании алюминиевых сплавов на производственной базе ООО «Протек» были выявлены случаи формирования на изделиях неравномерных по толщине или с повышенной пористостью диффузионных слоев. Многочисленными исследованиями установлено, что на интенсивность протекания диффузионных процессов, наряду с температурой цинкования, временем выдержки и скоростью вращения реторты, большое влияние оказывает наличие давления газовой среды в реторте, которая образуется в результате выделения летучих элементов из цинкового порошка и компонентов активатора при температуре цинкования 370–550 °С. Давление газовой среды в реторте может изменяться в достаточно широких пределах (1,3...3,5атм) в зависимости от температурных и временных параметров обработки, количества и состава насыщающей порошковой смеси, загруженности реторты изделиями, качества и гранулометрического состава цинкового порошка. Так, например, для определенной марки цветного сплава при давлении газовой среды в реторте меньшем экспериментально выявленного нижнего значения рабочего интервала, на поверхности изделий формируются неравномерные по толщине покрытия. При давлении большем верхнего значения рабочего интервала наблюдаются диффузионные слои с повышенной пористостью.

В практике российских производственных предприятий известны разработки устройств для

термодиффузионного цинкования изделий в виде клапана или вентиля, вмонтированных в герметизирующую крышку реторты [3, 4]. Однако данные устройства предназначены только для полного сброса давления на первом этапе цинкования и одновременного удаления из реторты паров воды, легкой смазки, СОЖ и т. д., а значит, не могут автоматически контролировать и поддерживать необходимый уровень рабочего интервала давления газовой среды в реторте.

#### **Описание и принцип работы устройства**

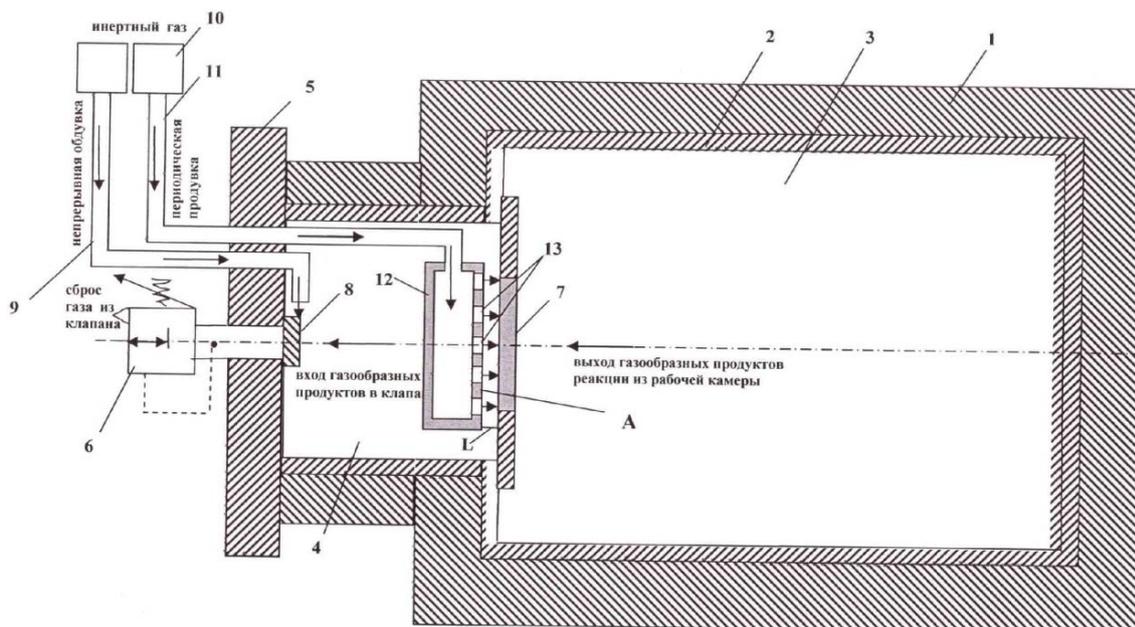
На рисунке приведено разработанное устройство для контроля и поддержания рабочего давления в реторте при термодиффузионном цинковании цветных сплавов.

Устройство содержит электропечь 1, реторту 2, рабочую камеру 3 реторты, загрузочно-разгрузочную камеру 4 реторты, герметизирующую крышку 5, предохранительный клапан для сброса давления и выброса газообразных продуктов реакции 6, фильтр грубой очистки 7 в защитном кожухе, предназначенном для предохранения фильтра грубой очистки от механических повреждений при цинковании деталей, фильтр тонкой очистки 8, патрубок 9 для непрерывной обдувки инертным газом поверхности фильтра тонкой очистки, блок периодической продувки инертным газом фильтра грубой очистки 10 с патрубком 11 и насадкой 12 с отверстиями 13 на фронтальной поверхности А, расположенной на расстоянии L от поверхности фильтра грубой очистки.

Устройство работает следующим образом. В рабочую камеру реторты через загрузочно-разгрузочную камеру загружают изделия и насыщающую порошковую смесь. Устанавливается фильтр грубой очистки в защитном кожухе, который разделяет рабочую и загрузочно-разгрузочную камеры реторты. В герметизирующую крышку монтируется предохранительный клапан для сброса давления и выброса газообразных продуктов реакции, настроенный на рабочий интервал избыточного давления в рабочей и загрузочно-разгрузочной камерах реторты. На входном отверстии предохранительного клапана для газообразных сред устанавливается фильтр тонкой очистки. Герметизирующая крышка, с встроенным в нее предохранительным клапаном с фильтром тонкой очистки, крепится к загрузочно-разгрузочной камере реторты. Через герметизирующую крышку в загрузочно-разгрузочную камеру реторты

при помощи патрубков подается инертный газ для непрерывной обдувки поверхности фильтра

тонкой очистки и периодической продувки фильтра грубой очистки.



Устройство для контроля и поддержания рабочего давления в реторте при термодиффузионном цинковании цветных сплавов

Задается вращательное движение реторты и включается обогрев печи. При определенной заданной температуре из насыщающей порошковой смеси начинается выделение газообразных продуктов реакции, создающих одинаковое избыточное давление в рабочей и загрузочно-разгрузочной камерах реторты. Рабочий интервал избыточного давления, создаваемого газообразными продуктами реакции, выделяющимися из насыщающей порошковой смеси, определяется экспериментально с учетом конкретной марки обрабатываемого материала и получения требуемой толщины цинкового покрытия. При достижении в рабочей и загрузочно-разгрузочной камерах реторты избыточного давления, выше максимально установленного рабочего давления, происходит его сброс через предохранительный клапан до минимально установленного значения рабочего давления. После сброса избыточного давления через предохранительный клапан происходит последующее его нагнетание в рабочей и в загрузочно-разгрузочной камерах реторты до максимально установленного рабочего значения. Данный цикл повторяется в течение всего процесса термодиффузионного цинкования, а значит, в рабочей камере реторты поддерживается постоянный установленный интервал рабочего избыточного давления. При засорении

поверхности фильтра грубой очистки насыщающей порошковой смеси автоматически включается блок периодической продувки инертным газом фильтра грубой очистки. Блок периодической продувки инертным газом фильтра грубой очистки автоматически отключается после окончания продувки. Критерием засоренности поверхности фильтра грубой очистки является падение (без последующего возрастания) избыточного давления в загрузочно-разгрузочной камере реторты ниже минимального установленного значения рабочего давления, в результате ограничения проходимости газообразных продуктов реакции, выделяющихся из насыщающей порошковой смеси через засоренную поверхность фильтра грубой очистки из рабочей камеры реторты в загрузочно-разгрузочную камеру реторты. Данный цикл восстановления рабочего интервала давления периодически повторяется. В процессе цинкования определенное количество насыщающей порошковой смеси мелкой фракции может проходить через фильтр грубой очистки и попадать в загрузочно-разгрузочную камеру реторты, что может приводить к засорению фильтра тонкой очистки и выходу его из строя. В данном случае непрерывную обдувку фильтра тонкой очистки предохранительного клапана осуществляют под давлением, большим, чем

избыточное давление в реторте, создаваемое газообразными продуктами реакции, выделяющимися из насыщающей порошковой смеси. При завершении процесса цинкования через предохранительный клапан осуществляется сброс избыточного давления из рабочей камеры реторты до нормального значения и производится выгрузка изделий.

Для наглядности в таблице приведены экспериментальные данные по влиянию рабочего давления в реторте, создаваемого газообразными продуктами реакции, выделяющимися из насыщающей порошковой смеси на качество покрытий при термодиффузионном цинковании изделий из литейного алюминиевого сплава АЛ2.

Экспериментальные данные по влиянию рабочего давления в реторте

№ п/п	Интервал рабочего давления в реторте, атм	Толщина покрытия, мкм	Качество покрытия
1	1,3–1,7	5–15	Неравномерное по толщине и цвету, без дефектов
2	1,8–2,2	46–48	Равномерное по толщине и цвету, без дефектов
3	2,3–2,5	50–65	Неравномерное по толщине и цвету, пористое

Разработанное устройство внедрено на предприятии ООО «Протек» (г. Копейск) и успешно применяется при термодиффузионном цинковании широкой номенклатуры изделий, изготовленных не только из цветных сплавов, но и сталей различных классов.

#### Выводы

Использование разработанного устройства для термодиффузионного цинкования позволяет осуществлять надежный и постоянный контроль за параметрами процесса, гарантировано получать на изделиях из цветных сплавов и сталей различных классов качественные цинковые покрытия требуемой толщины. При этом, встроенные в герметизирующую крышку патрубки для подачи инертного газа для непрерывной обдувки поверхности фильтра тонкой очистки и периодической продувки фильтра грубой очистки обеспечивают нормальную работу устройства в течение всего процесса цин-

кования и значительно упрощают обслуживание предохранительного клапана.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 9.316–2006 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. – М. : Стандартинформ, 2006. – 12 с.
2. ГОСТ Р 51163–98 Покрытия термодиффузионные цинковые на крепежных и других мелких изделиях. Общие требования и методы контроля. – М. : Госстандарт России, 1998.
3. Пат. 2117717 Российская Федерация, МПК С 23 С 10/36. Способ нанесения цинкового покрытия и технологическая линия для его осуществления / Кондрашов Л. Н., Арутюнянц К. Л.; заявитель и патентообладатель Товарищество с ограниченной ответственностью «Синг». – №-97115155/02; заявл.16.09.97; опубл.20.08.98.
4. Пат. 2139366 Российская Федерация, МПК С 23 С 10/36. Способ нанесения цинкового покрытия путем термодиффузионного цинкования / Арутюнянц К. Л.; Кондрашов Л. Н.; заявитель и патентообладатель Закрытое акционерное общество «СИГН». – №98123433/02; заявл. 22.12.98; опубл.10.10.99.

Ответственный за выпуск редактор РИО  
**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 (ВолГТУ)  
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00  
**E-mail:** [president@vstu.ru](mailto:president@vstu.ru)

---

Темплан 2020 г. Поз. № 7ж. Дата выхода в свет 29.10.2020 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л. 11,16.  
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 487.  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО издательства ВолГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в издательстве ВолГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.