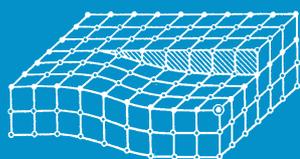


# ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского  
государственного  
технического  
университета

ISSN 1990-5297



Серия  
Проблемы материаловедения, сварки  
и прочности в машиностроении

16+

№ 6 (277)

2023

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

**Редакционная коллегия:**

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

Серия  
«ПРОБЛЕМЫ  
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,  
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ  
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

# ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

*Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней*

## РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

**Гуревич Л. М.,**

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

*Багмутов В. П.,* д.т.н., проф.

*Зюбан Н. А.,* д.т.н., проф.

*Захаров И. Н.,* д.т.н., доц.

*Кидалов Н. А.,* д.т.н., проф.

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

*Арисова В. Н.,* к.т.н., доц.  
(ответственный секретарь)  
тел.: 8-960-893-73-96

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется  
по подписке.  
Индекс журнала по каталогу  
«Пресса России» – 80811  
[https://www.pressa-  
rf.ru/cat/1/edition/y\\_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

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

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

## № 6 (277)

## Июнь

## 2023

**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](mailto: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», 2023

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

### **Editorial board:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

SERIES «PROBLEMS  
OF MATERIALS  
SCIENCE, WELDING  
AND STRENGTH  
IN MECHANICAL  
ENGINEERING»

# IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL  
UNIVERSITY

*The Journal is included to the list of peer-reviewed scientific journals and publications of the Higher Attestation Commission (HAC) of the RF for publishing of results of candidates for scientific degrees.*

## Editorial board:

Chairman

**Gurevich L. M.**,

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

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

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

*Kalita V. I.*, D. Sc. (Engineering),  
Prof. Chief research worker

(RAS Institute of Metallurgy and Mate-  
rial Science named after A. A. Baykov)

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

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by sub-  
scription.

Index of the magazine according to  
the united catalog  
«Press of Russia» – 80811.  
[https://www.pressa-  
rf.ru/cat/1/edition/y\\_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

**Tel. Of VSTU editorial office:**

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

[zavrio@vstu.ru](mailto:zavrio@vstu.ru)

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

## № 6 (277)

## June

## 2023

**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](mailto:president@vstu.ru)

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

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

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

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

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 28  
Адаменко Н. А. 28  
Акчурин Т. К. 73  
Арисова В. Н. 10, 20  
Бацулло А. С. 20  
Богданов А. И. 16  
Ботвин Г. В. 32  
Бурханова Р. А. 73  
Вальковская М. И. 88  
Васильев В. А. 37  
Губаревич А. П. 88  
Губаревич Г. П. 88  
Гуревич Л. М. 10, 20, 51, 57, 82  
Даненко В. Ф. 57  
Даутова А. Н. 41  
Донцов Д. Ю. 37  
Дробот Л. Ю. 28  
Ермакова Т. А. 37  
Ершов И. П. 41  
Зенитова Л. А. 41  
Казанкин В. А. 63  
Казанкина Е. Н. 63  
Камалов Э. Р. 16  
Красиков П. П. 79  
Крохалев А. В. 47  
Крохалев М. В. 7, 24  
Кузнецов С. А. 7, 24  
Кузьмин С. В. 47  
Кулевич В. П. 16  
Кусков К. В. 65  
Лысак В. И. 47, 79  
Матлин М. М. 63  
Муругов Д. А. 79  
Науменко В. А. 82  
Николаева М. А. 32  
Палагин Н. А. 28  
Полесский О. А. 79  
Поляков В. Г. 73  
Проничев Д. В. 7, 51, 82  
Разуваев М. А. 16  
Савинов А. В. 79  
Савченко А. В. 88  
Сагитова Ф. Р. 41  
Семенова В. С. 10  
Слаутин О. В. 7, 16, 24, 51  
Старостин Н. П. 32  
Стрельцов С. В. 51  
Сызранцева К. В. 65  
Тараканов Я. В. 28  
Терпугов Н. В. 16  
Тужиков О. О. 47  
Фомичев В. Т. 88  
Харламов В. О. 10, 20, 47  
Черников Д. Р. 47, 82  
Черников И. А. 82  
Чудин А. А. 79  
Шморгун В. Г. 7, 16, 24  
Якубович Д. И. 51

## СОДЕРЖАНИЕ

---

---

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

|  |    |
|--|----|
| <i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Кузнецов С. А., Крохалев М. В.</i><br>К вопросу о температурном интервале, обеспечивающем сохранение<br>ламинарной структуры СКМ системы Ti-Fe при термообработке.....  | 7  |
| <i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Семенова В. С.</i><br>Воздействие повышенных температур на сваренный взрывом<br>биметалл медь МЗ-сталь 30ХГСА.....  | 10 |
| <i>Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Слаутин О. В., Камалов Э. Р.,<br/>Разуваев М. А., Терпугов Н. В.</i><br>Формирование границы раздела между сплавами на основе железа<br>и алюминием при металлургическом методе получения<br>металломатричных композитов с ультразвуковым воздействием..... | 16 |
| <i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Бацулло А. С.</i><br>Электронно-микроскопическое исследование диффузионной зоны<br>двухслойного магниевое-алюминиевого композита,<br>полученного по комплексной технологии.....   | 20 |
| <i>Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кузнецов С. А., Крохалев М. В.</i><br>К вопросу о возможности измельчения зерна титана<br>термической обработкой.....   | 24 |

### II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

|   |    |
|---|----|
| <i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Дробот Л. Ю., Палагин Н. А., Тараканов Я. В.</i><br>Влияние взрывной обработки на формирование<br>кристаллической структуры наполненного коксом<br>вторичного фторопласта-4.....          | 28 |
| <i>Ботвин Г. В., Николаева М. А., Старостин Н. П.</i><br>Взаимосвязь структуры и прочности шва при сварке<br>полипропиленовых труб в раструб при отрицательных температурах.<br>Часть II. Экспериментальные исследования..... | 32 |
| <i>Донцов Д. Ю., Васильев В. А., Ермакова Т. А.</i><br>Отдельные аспекты использования полимерных материалов<br>при установлении обстоятельств выстрела из огнестрельного оружия.....   | 37 |
| <i>Ершов И. П., Зенитова Л. А., Даутова А. Н., Сагитова Ф. Р.</i><br>Влияние плазмы высокочастотного индукционного разряда<br>на стекловолокно, оцененное с помощью<br>рентгеновской компьютерной томографии.....             | 41 |
| <i>Крохалев А. В., Черников Д. Р., Харламов В. О., Тужиков О. О., Кузьмин С. В.,<br/>Лысак В. И.</i><br>Анализ влияния фазовых составляющих<br>на водородную емкость материалов системы «титан-железо».....                   | 47 |
| <i>Якубович Д. И., Стрельцов С. В., Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Слаутин О. В.</i><br>Разработка способа получения мелкодисперсного порошка меди<br>для аддитивных технологий.....  | 51 |

### III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

|   |    |
|---|----|
| <i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф.</i><br>Пластическое течение при раскатке кольцевых заготовок<br>на оправках бойком с углом выреза 130°.....                         | 57 |
| <u>Матлин М. М.</u> , <i>Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i><br>К вопросу о действительном коэффициенте запаса прочности<br>в нахлесточном лобовом сварном шве..... | 63 |

---

---

|  |    |
|--|----|
| <i>Кусков К. В., Сызранцева К. В.</i><br>Определение влияния геометрии образцов<br>для испытаний на сопротивление усталости.....   | 65 |
| <i>Бурханова Р. А., Акчурин Т. К., Поляков В. Г.</i><br>Взаимосвязь структуры, процессов теплопереноса<br>и трещиностойкости жаростойких бетонов при их первом нагревании.....   | 73 |
| <b>IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ</b>   |    |
| <i>Савинов А. В., Полесский О. А., Лысак В. И., Красиков П. П., Чудин А. А.,<br/>Муругов Д. А.</i><br>Пространственная устойчивость дуги переменного тока.....   | 79 |
| <i>Гуревич Л. М., Проничев Д. В., Черников И. А., Науменко В. А.</i><br>Исследование коррозионной стойкости труб, изготовленных<br>из сталей ASTM A312 TP 316L и ASTM A312 TP 304L,<br>в условиях воздействия влажной морской атмосферы..... | 82 |
| <i>Фомичев В. Т., Губаревич Г. П., Губаревич А. П., Вальковская М. И., Савченко А. В.</i><br>Оптимизация состава и параметров процесса хромирования<br>из саморегулирующегося электролита с комплексными добавками.....                      | 88 |

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-7-9

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

## К ВОПРОСУ О ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕМ СОХРАНЕНИЕ ЛАМИНАРНОЙ СТРУКТУРЫ СКМ СИСТЕМЫ Ti-Fe ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Определен оптимальный температурно-временной диапазон при диффузионном отжиге, обеспечивающий ламинарность слоистой металло-интерметаллидной структуры в СМИК состава титан VT1-0 + сталь 08кп. Показано, что термообработка при температуре ниже 800 °С не обеспечивает формирование сплошной прослойки интерметаллидного состава, а выше 1000 °С – прослойки феррита.

**Ключевые слова:** слоистые металло-интерметаллидные композиты, система Ti-Fe, диффузия, карбид титана.

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

## ON THE QUESTION OF THE TEMPERATURE RANGE ENSURING THE PRESERVATION OF THE LAMINAR STRUCTURE OF THE Ti-Fe LCM SYSTEM DURING HEAT TREATMENT

Volgograd State Technical University

The optimal temperature-time range during diffusion annealing has been determined, which ensures laminarity of the layered metal-intermetallic structure in the LMIC of the composition titanium VT1-0 + steel 08. It is shown that heat treatment at a temperature below 800 °C does not ensure the formation of a continuous layer of an intermetallic composition, and above 1000 °C - a ferrite layer.

**Keywords:** layered metal-intermetallic composites, Ti-Fe, diffusion, titanium carbide.

### Введение

Известно, что в многослойных металлических структурах, где конструктивно предусматривается чередование высокотвердых тонких интерметаллидных и металлических слоев, возможна реализация целого спектра уникальных характеристик – жаропрочности, теплостойкости, износостойкости и т. п. [1]. Одним из успешных примеров такой «градиентной» структуры может служить слоистые металло-интерметаллидные композиты (СМИК) системы титан-железо, комплексная технология получения которых, включающая сварку взрывом, горячую прокатку и высокотемпературную термообработку, была разработана научной школой д.т.н., профессора Ю. П. Трыкова на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ [2–4].

В зависимости от функциональности и условий работы таких СМИК, объемная доля высокотвердых слоев на основе интерметаллидов (Ti +Fe), по отношению к мягким ферритным слоям, выполняющим роль «поддерживающих», является оптимизируемым параметром, но в любом случае их толщины должны быть наименьшими при сохранении ламинарной структуры. Как показал опыт, минимальную толщину слоев при максимальном их количестве в составе СМИК обеспечивает многопроходная горячая прокатка с суммарным обжатием слоистого композита до 95–97 % [5], а реализацию «сквозной» диффузии компонентов по толщине титанового слоя – оптимальная термообработка, обеспечивающая сохранение ламинарности структуры. Кинетика диффузионных

процессов в многослойных композициях системы Ti-Fe ранее подробно изучалась в работах [6–8], однако вопрос о температурном интервале, обеспечивающем при ТО сохранение ламинарной структуры остался недостаточно освещенным.

#### Материалы и методы исследования

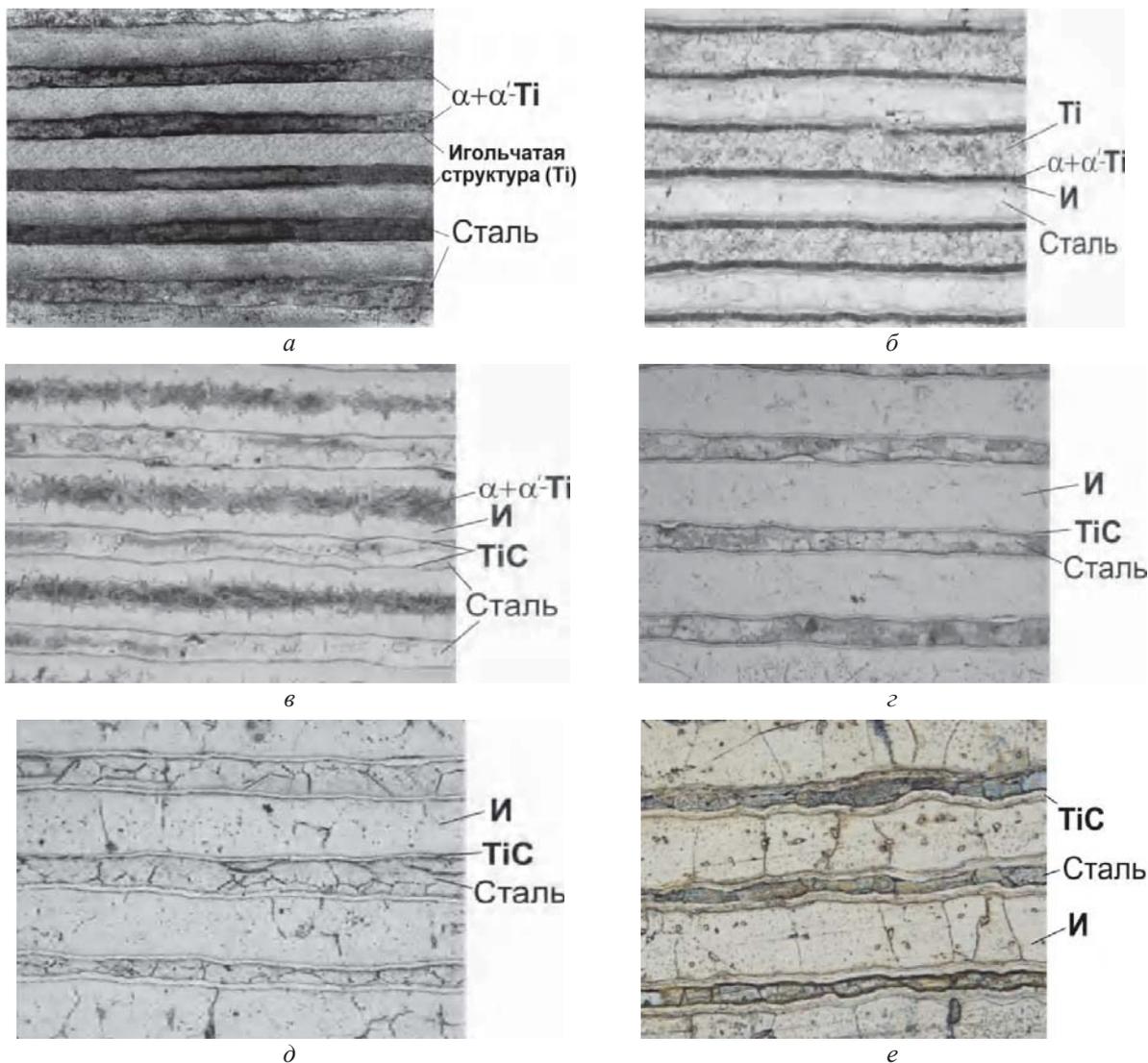
Исследования проводили на пятнадцатислойных образцах ВТ1-0+сталь 08кп (титановые слои – снаружи), толщиной 1,2 мм, полученных по комплексной технологии, режимы которой представлены в работах [4–10]. Толщина титановых слоев после горячей прокатки составляла 0,10..0,12 мм, а стальных 0,05..0,06 мм.

Термообработка (ТО) образцов проводилась в вакуумной печи СВШЛ 0,6–2/16 при температуре 750–1000 °С и времени выдержки 1–10 ч.

Анализ микроструктуры осуществляли на микроскопе Olympus BX61. Фазовый состав диффузионной зоны оценивали по результатам энергодисперсионного анализа на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D DualBeam. Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М

#### Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что при ТО 750 °С с выдержкой в течение 1 часа на границе между титаном и сталью образуется игольчатая прослойка (рисунок, а), состоящая из твердых растворов титана и интерметаллидных соединений титана с железом. Ее относительная протяженность увеличивается с ростом времени ТО, однако даже при 10-часовой выдержке не превышает 60 %.



Формирование слоистой структуры при ТО 15-слойного СММК системы Ti-Fe: а – 750 °С (1 ч); б – 800 °С (1 ч); в – 800 °С (3 ч); г – 950 °С (1 ч); д – 950 °С (3 ч); е – 1000 °С (3 ч).  $\times 100$  (а);  $\times 200$  (б–е)

При ТО по режиму 800 °С, 1 ч на границе титановых и стальных слоев образуются две тонкие сплошные прослойки интерметаллидов TiFe<sub>2</sub> и TiFe твердостью 4,15–4,27 ГПа, отделенные от уменьшившихся по толщине титановых слоев прослойками пересыщенного α – твердого раствора железа в титане (рисунок, б).

Увеличение температуры ТО до 900 °С при том же времени выдержки способствует полному замещению слоев титана α-твердым раствором, а между интерметаллидными слоями и стальным слоем появляется тонкая прослойка TiC (рисунок, в). Структура стального слоя становится ферритной с ориентацией зерен перпендикулярно межслойной границе.

Дальнейшее повышение температуры до 950 °С приводит к формированию слоистой структуры с чередующимися слоями феррит-прослойка TiC – интерметаллидные (TiFe<sub>2</sub> + TiFe) слой-прослойка TiC-феррит и т. д. (рисунок, г, д).

С ростом температуры и времени выдержки толщина интерметаллидных слоев увеличивается, а титановых уменьшается при одновременном насыщении последних железом, что сопровождается ростом их твердости.

Повышение температуры ТО до 1000 °С привело к повышению уровня дефектности слоистой структуры, вплоть до полного отсутствия ее ламинарности (рисунок, е).

### Вывод

Ламинарность структуры в СММК системы Ti-Fe обеспечивается при термообработке многослойного композита состава титан ВТ1-0 + сталь 08кп в интервале температур 800–950 °С. Термообработка при температуре ниже 800 °С не обеспечивает формирование сплошной прослойки интерметаллидного состава, а выше 1000 °С – прослойки феррита.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Гуревич, Л. М.* Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М.: Металлургиздат, 2016 – 346 с.
2. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – № 1. – С. 48–53.
3. *Шморгун, В. Г.* Механические свойства трехслойного титано-стального интерметаллидного композита при повышенных температурах / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Ю. П. Трыков // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 63–64.
4. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – Вып. 3. – С. 3–9.
5. К вопросу о толщине матричных слоев в составе слоистого интерметаллидного композита системы Ti-Fe / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Б. Н. Замотаев, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 22–25.
6. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евсупов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 9. – С. 42–45.
7. *Трыков, Ю. П.* Влияние высокотемпературной термообработки на кинетику диффузии в титаностальном композите / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 1. – С. 69–70.
8. Формирование диффузионной прослойки в титаностальном композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 6. – С. 39–42.
9. *Шморгун, В. Г.* Влияние химического состава титана на структуру и свойства слоистых интерметаллидных композитов системы титан-сталь / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–13.
10. *Шморгун, В. Г.* Химический состав диффузионной зоны в титаностальном композите / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 32–35.

УДК 620.18:620.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-10-15

*В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. С. Семенова***ВОЗДЕЙСТВИЕ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР  
НА СВАРЕННЫЙ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛ МЕДЬ М3-СТАЛЬ 30ХГСА****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований диффузионных процессов в зоне соединения биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующих высокотемпературных нагревов при 1000 °С с временами выдержки 50, 100 ч и 1050 °С с временем выдержки 1 ч. Показано, что при исследованных режимах нагрева происходит существенная интенсификация диффузионных процессов стали в медь и меди в сталь вблизи границы соединения. Выявлено, что при длительных выдержках начинаются процессы окисления меди.

*Ключевые слова:* медно-стальной биметалл, сварка взрывом, длительные высокотемпературные нагревы, диффузия, микроструктура, рентгеноспектральный анализ.

*V. N. Arisova, L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, V. S. Semenova***IMPACT OF HIGH TEMPERATURES ON EXPLOSION WELDED  
BIMETAL COPPER M3 - STEEL 30 CrMnSiA****Volgograd State Technical University**

The results of studies of diffusion processes in the joint zone of bimetals copper M3 + steel 30 CrMnSiA after explosion welding and subsequent high-temperature heating at 1000 °C holding times of 50, 100 hours and 1050 °C with a holding time of 1 hour are presented. It is shown that under the investigated heating modes, a significant intensification of diffusion processes occurs near the zone of connection of steel elements into copper and copper into steel. It was found that the processes of copper oxidation begin at long exposures.

*Keywords:* copper-steel bimetals, explosion welding, long-term high-temperature heating, diffusion, microstructure, X-ray spectral analysis.

Применение слоистых композитов из разнородных металлов в узлах конструкций, испытывающих воздействие повышенных нагрузок, температур и агрессивных сред, повышает их эксплуатационные характеристики. Областью рационального применения композитов медь-сталь может служить электрометаллургия, где в электроплавильных агрегатах необходимы композиты, сочетающие электро- и теплопроводность меди с прочностью стали. Детали металлургического оборудования, например, кристаллизаторы, работают в тяжелых эксплуатационных условиях, поэтому существенное влияние на их долговечность оказывают применяемые основные и сварочные материалы и технология сварки [1].

Требуемые служебные показатели обеспечиваются созданием улучшенного комплекса физико-механических свойств композитов, которыми может не обладать каждый материал в отдельности. Свойства слоистых композитов, в свою очередь, определяются характером и закономерностями формирования структуры металлов, особенно в зоне соединения [2; 3].

Существует достаточно много способов получения слоистых металлических материалов [2–8], основными являются: лазерная сварка, сварка взрывом (СВ), диффузионная сварка, сварка трением с перемешиванием.

Зона соединения при сварке взрывом [2–3; 9–11], как правило, имеет волнообразный характер, но может быть и прямолинейной. Довольно часто в зоне соединения можно наблюдать оплавы. Качество связей сильно зависит от тщательного контроля и выполнения параметров процесса, к которым относятся подготовка поверхности материала, расстояние между пластинами, используемые взрывчатые вещества и скорость детонации. Выбор параметров СВ учитывает механические свойства, плотности и скорости сдвиговой волны каждого компонента.

В [12] было установлено, что в процессе отжига стале-медного слоистого композита при температуре 880 °С диффузия проявлялась при временах выдержки 5 и 10 ч, толщина диффузионной зоны в меди не превышала 10 мкм, а увеличение температуры и длительности нагрева до 1000 °С в течение 24 ч способствовало

интенсификации диффузионных процессов как меди в сталь на глубину до 30 мкм, так и компонентов стали в медь – до 100 мкм. Показано, что в «вихревых» зонах соединения с оплавками при отжиге 1000 °С в течение 24 ч происходило растворение образующихся после сварки взрывом стальных фрагментов различного размера с образованием дисперсной структуры.

Целью данной работы является продолжение исследований влияния температуры и длительности термического воздействия на сваренный взрывом медно-стальной композит при увеличении времени выдержки до 100 часов при 1000 °С и повышенной температуры (1050 °С) с временем выдержки 1 час.

#### Материалы и методика проведения исследований

Медно-стальной композит получен СВ по плоскопараллельной схеме метанием медной пластины марки МЗ толщиной 3 мм на лист конструкционной стали 30ХГСА толщиной 10 мм.

Нагрев сваренного взрывом композита проводился в печи СНОЛ-1.6,2.5,1/11-ИЗ при темпе-

ратуре 1000 °С и временах выдержки 50 и 100 ч, а также при температуре 1050 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Микроструктуру изучали с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур компонентов КМ с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях  $\times 50$ – $\times 200$  и растрового двухлучевого электронно-ионного микроскопа системы Versa3D DualBeam. Распределение химических элементов в околошовной зоне композиционного материала изучали с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max (Oxford Instruments). Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М.

#### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 представлены полученные оптической микроскопией микроструктуры зоны соединения медно-стального композита после нагревов до температур 1000 °С (времена выдержки 50 и 100 ч) и при температуре 1050 °С (время выдержки 1 ч).

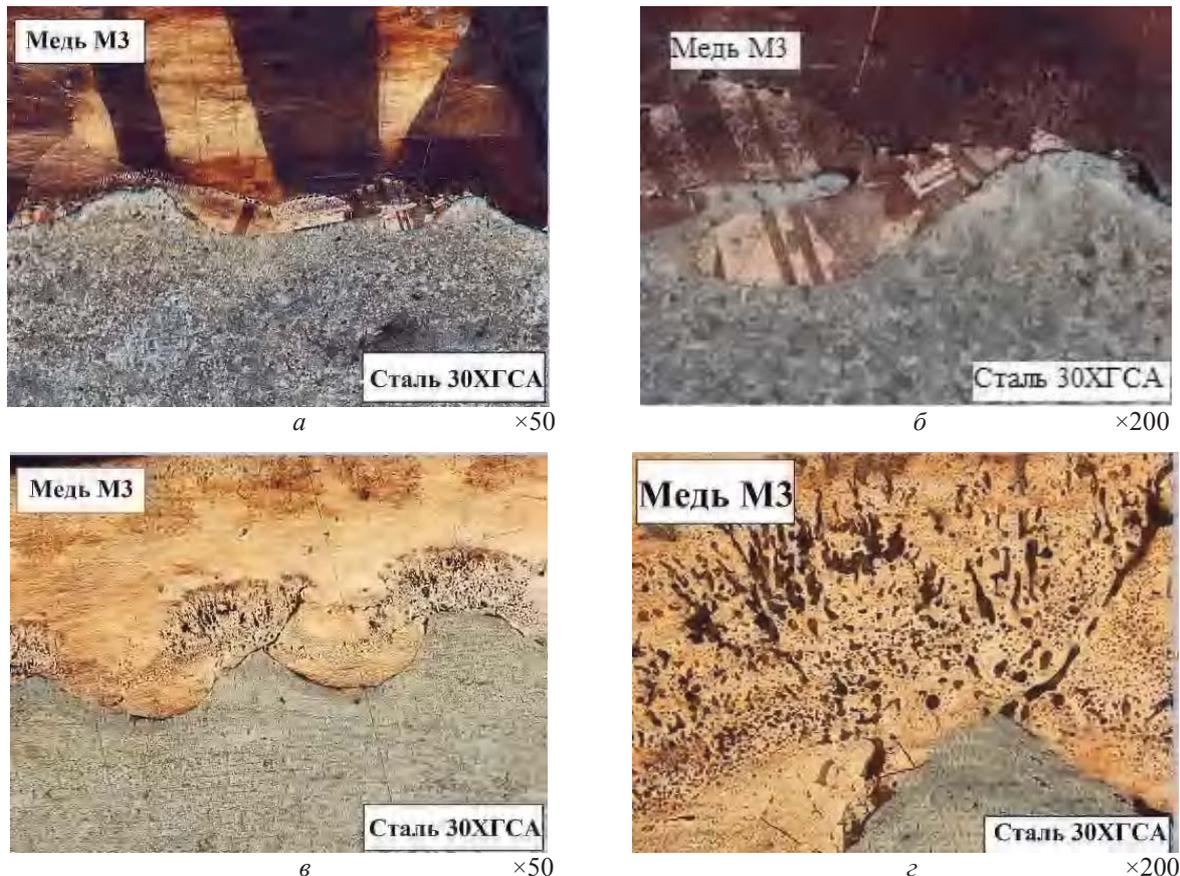


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения сваренного взрывом композита медь МЗ+сталь 30ХГСА после нагревов до 1000 °С (а–б) и 1050 °С (в, д) с выдержками:

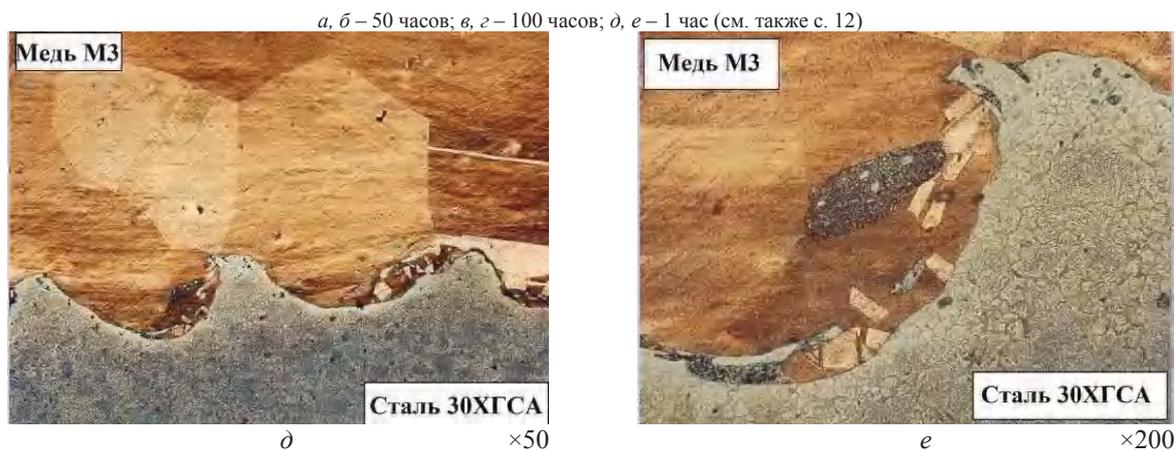


Рис. 1. Окончание

Анализ микроструктур (рис. 1) показал, что при температуре 1000 °С с выдержкой 100 ч имеет место окисление в меди в виде «фейерверков» возле зоны соединения в местах выступов волнового профиля, проникающих вглубь металла. При нагреве 1050 °С в течение 1 ч заметных проявлений следов окисления не наблюдается. Кроме того, со стороны стали формируется светлая зона, свидетельствующая

о протекании диффузионных процессов. В зонах оплавов образуется дисперсная структура из фрагментов стали, так же, как и при 1000 °С в течение 24 час [12]. Можно отметить крупнозернистую рекристаллизованную структуру меди.

На рис. 2 приведены электронно-микроскопические микроструктуры в обратно-отраженных электронах.

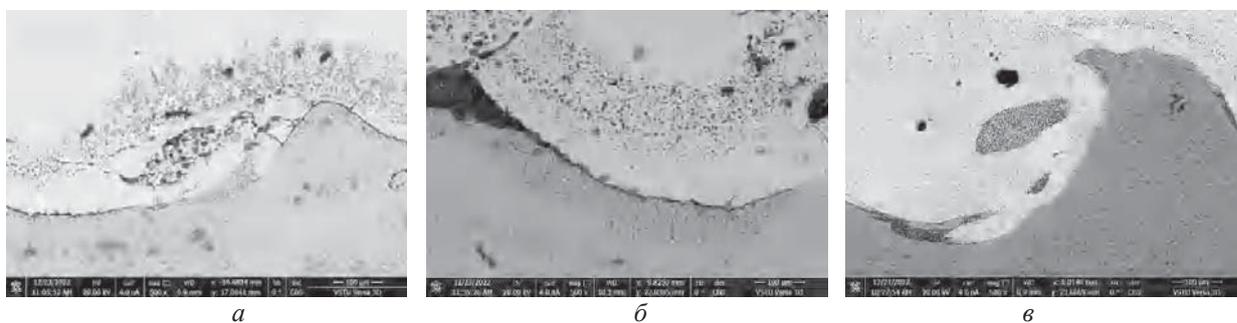


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения композита медь МЗ+сталь 30ХГСА после нагревов: *a* – 1000 °С 50 час; *б* – 1000 °С 100 час; *в* – 1050 °С 1 час ( $\times 500$ ), съемка с использованием детектора обратно отраженных электронов BSE, сверху МЗ, снизу сталь

На рис. 2, *a* (отжиг при 1000 °С в течение 50 ч) наблюдаются участки окисления в меди, но в зоне соединения окисление отсутствует, а при увеличении времени выдержки до 100 ч окисление наблюдается и по линии соединения.

Электронно-микроскопическое исследование не выявило следов протекания окислительных процессов в процессе отжига в течение 1 ч при повышении температуры до 1050 °С. Сле-

довательно, существенную роль при высокотемпературных нагревах оказывает продолжительность воздействия.

На рис. 3 и 4 и в табл. 1 и 2 представлены данные рентгеноспектрального анализа распределения химических элементов в околошовных зонах исследуемых образцов и химического состава в отдельных точках в участках с оплавом и без оплавов.

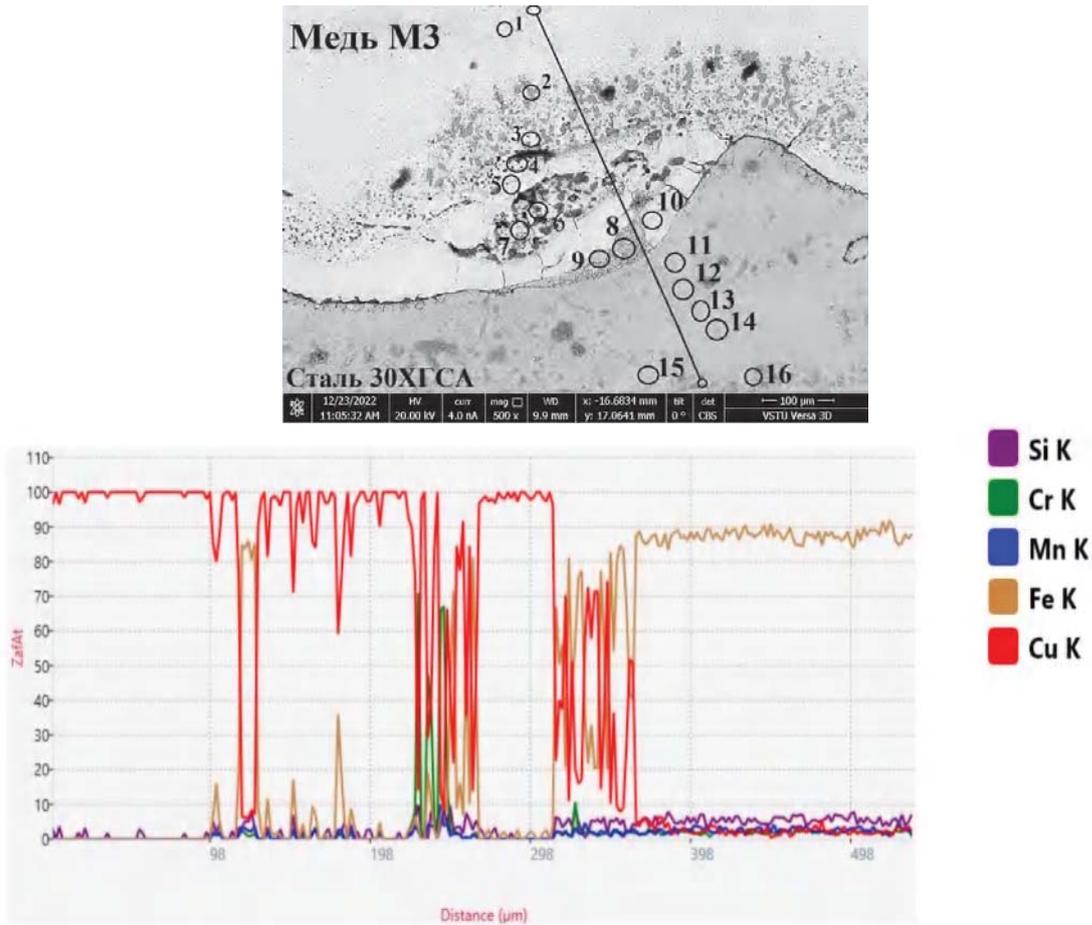


Рис. 3. Распределение химических элементов в зоне с оплавами после отжига при 1000 °С, выдержка 50 ч

Таблица 1

Химический состав в точках микроструктуры в зоне с оплавами после отжига при 1000 °С, выдержка 50 час (рис. 3)

| Точка | Содержание элемента, ат.% |     |      |     |      |      |
|-------|---------------------------|-----|------|-----|------|------|
|       | O                         | Si  | Cr   | Mn  | Fe   | Cu   |
| 1     | –                         | –   | –    | –   | –    | 100  |
| 2     | 46,3                      | –   | 0,1  | 1,0 | 50,9 | 1,7  |
| 3     | –                         | –   | –    | –   | 1,9  | 98,1 |
| 4     | –                         | 1,2 | 1,8  | 0,5 | 19,2 | 77,4 |
| 5     | –                         | –   | –    | –   | 0,9  | 99,1 |
| 6     | 46,9                      | –   | 41,4 | 0,8 | 6,3  | 4,5  |
| 7     | –                         | –   | –    | –   | 1,8  | 98,2 |
| 8     | –                         | 3,7 | 0,7  | 0,1 | 85,4 | 10,1 |
| 9     | –                         | 1,4 | 0,7  | 0,2 | 93,3 | 4,4  |
| 10    | –                         | –   | –    | –   | –    | 100  |
| 11    | –                         | 1,5 | 0,8  | 0,3 | 95,5 | 1,9  |
| 12    | –                         | –   | –    | –   | 100  | –    |
| 13    | –                         | 3,5 | 1,1  | 1,0 | 94,2 | –    |
| 14    | –                         | 3,6 | 1,1  | 0,9 | 94,4 | –    |
| 15    | –                         | 3,6 | 1,0  | 1,0 | 94,4 | –    |
| 16    | –                         | 3,7 | 0,9  | 1,0 | 94,4 | –    |

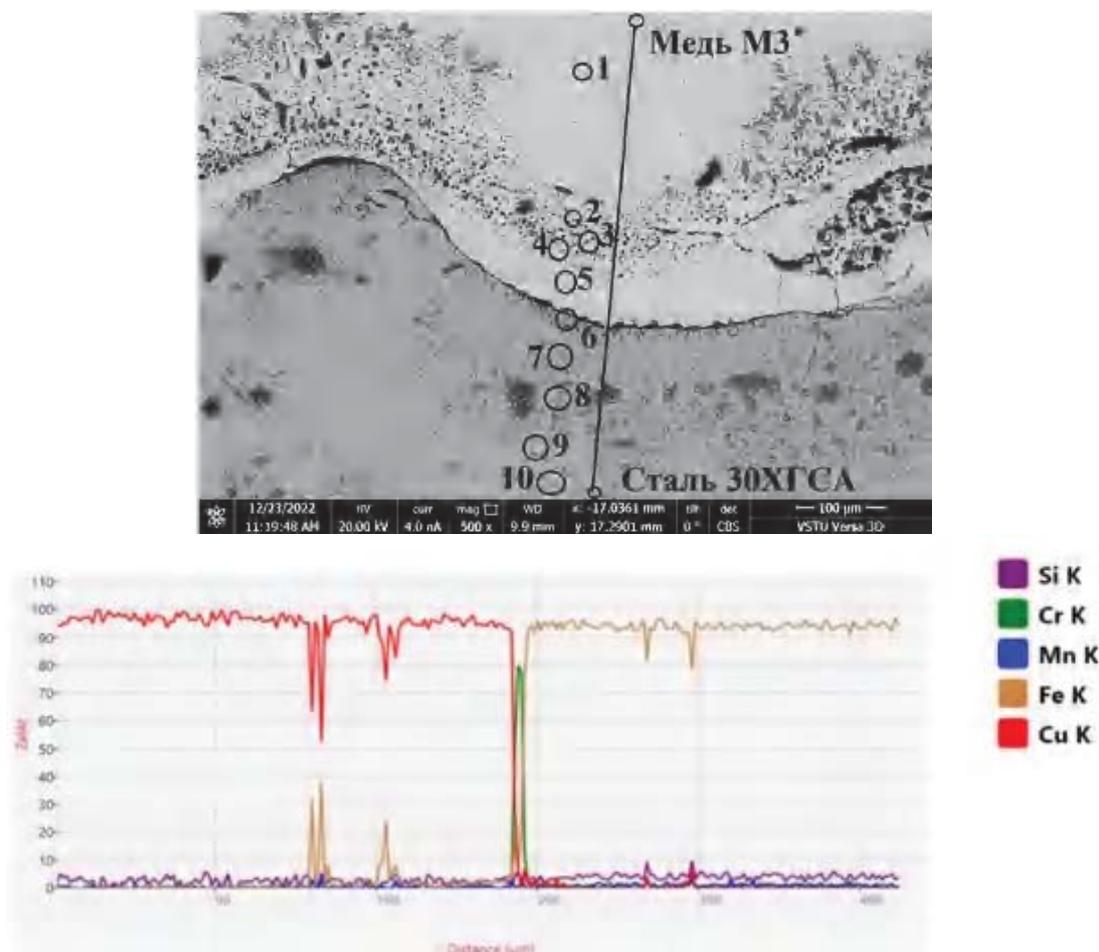


Рис. 4. Распределение химических элементов в зоне без оплавов после отжига при 1000 °С, выдержка 50 ч

Таблица 2

Химический состав в точках микроструктуры в зоне без оплавов после отжига при 1000 °С, выдержка 50 ч (рис. 4)

| Точка | Содержание элемента, ат.% |     |     |      |      |
|-------|---------------------------|-----|-----|------|------|
|       | Si                        | Cr  | Mn  | Fe   | Cu   |
| 1     | 0,4                       | 0,3 | 0,1 | 0,3  | 98,9 |
| 2     | –                         | 2,0 | 1,5 | 3,0  | 93,5 |
| 3     | –                         | 4,8 | 1,8 | 9,6  | 83,9 |
| 4     | 0,2                       | 0,3 | 0,4 | 21,5 | 77,6 |
| 5     | 0,3                       | 0,3 | 0,2 | 1,3  | 97,9 |
| 6     | 1,6                       | 0,5 | 0,2 | 92,8 | 4,8  |
| 7     | 1,8                       | 1,1 | 0,7 | 95,0 | 1,4  |
| 8     | 2,0                       | 0,9 | 1,0 | 94,8 | 1,3  |
| 9     | 1,5                       | 0,9 | 0,8 | 96,1 | 0,7  |
| 10    | 1,9                       | 0,9 | 0,8 | 95,8 | 0,6  |

Из анализа данных энергодисперсионного анализа следует, что после всех исследуемых нагревов происходит диффузия как меди в сталь, так и элементов стали в медь. Толщина диффу-

зионных зон представлена в табл. 3. В зоне с оплавами (рис. 3) в точках 6, 7 и 8, 9 имеет место мелкодисперсная вследствие растворения фрагментов стали эвтектикоподобная структура.

Таблица 3

**Толщины диффузионных зон в сваренном взрывом композите МЗ+сталь 30ХГСА  
после высокотемпературных нагревов**

| Режим нагрева    | Толщина диффузионной зоны, мкм |                  |
|------------------|--------------------------------|------------------|
|                  | со стороны МЗ                  | со стороны стали |
| 1000 °С, 50 час  | 230                            | 55               |
| 1000 °С, 100 час | 380                            | 103              |
| 1050 °С, 1 час   | 95                             | 25               |

Сравнение результатов, приведенных в [12] (1000 °С, 24 ч), и полученных в настоящем исследовании показывает существенное увеличение глубины проникновения диффузионных процессов при увеличении длительности нагрева при такой же температуре до 50 час в 2 раза и в 3,5–4 раза при выдержке 100 ч. При увеличении температуры до 1150 °С происходит ускорение диффузии – при времени выдержки 1 ч толщина диффузионных зон в стали и меди примерно такая же, как и после отжига при 1000 °С в течение 24 ч.

#### Выводы

1. При увеличении времени выдержки до 50 и 100 ч при температуре 1000 °С происходит существенное увеличение глубины проникновения диффузионных процессов как элементов стали в медь, так и меди в сталь: толщины диффузионных зон составляют до 300 и 103 мкм, соответственно, при времени выдержки 100 ч. Повышение температуры до 1150 °С ускоряет диффузию: при времени выдержки 1 ч, диффузионные зоны соответствовали толщинам 95 мкм со стороны меди и 25 мкм со стороны стали аналогично нагреву при 1000 °С и времени выдержки 24 ч.

2. При больших временах выдержки при температуре 1000 °С наблюдается окисление меди. При времени выдержки 100 ч участок окисления имеет взрывоподобный характер от зоны соединения вглубь металла. При этом форма и размеры образцов остаются неизменными.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пасечник, Н. В. *Машиностроение : энциклопедия*. В 40 т. Т. 4–5. Машины и агрегаты металлургического производства / Н. В. Пасечников, В. М. Синицкий, В. Г. Дрозд. – Москва : Машиностроение, 2000. – 342 с.
2. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморган, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургияиздат, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Иванов, Д. А. Дисперсноупрочненные, волокнистые и слоистые неорганические композиционные материалы : учеб. пособие / Д. А. Иванов, А. И. Ситников, С. Д. Шляпин ; под ред. А. А. Ильина. – Москва : МАТИ, 2009. – 306 с.
5. Чэнву, Яо. Микроструктура поверхности раздела и механические свойства разнородного соединения медь–сталь при лазерной сварке / Яоа Чэнву, Сюйс Бинши, Чжана Сяньчэн // *Optics and Lasers in Engineering*. – 2009. – № 47. – С. 807–817.
6. Йылмаз, Осман. Исследование возникновения микротрещин в диффузионно-сваренной паре из нержавеющей стали и меди / Осман Йылмаз, Мустафа Аксой // *Materials Processing Technology*. – 2002. – № 121. – С. 136–142.
7. Казаков, Н. Ф. Диффузионная сварка материалов / Н. Ф. Казаков. – Москва : Металлургия, 1976. – 452 с.
8. Микроструктура и механические свойства сваренных разнородным соединением сталь–медь с перемешиванием трением / М. Джафари, М. Аббаси, Д. Пурсина, А. Гейсарян, Б. Багери // *Mechanical Science and Technology*. – 2017. – № 31. – С. 1135 – 1142.
9. Бина, Моххамад Хосейн. Влияние термической обработки на поверхность сваренной взрывом меди и нержавеющей стали / Моххамад Хосейн Бина, Фаршид Дехгани // *Materials and Design*. – 2012. – № 45. – С. 504–509.
10. Арисова В. Н. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (251) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.
11. Арисова В. Н. Особенности формирования структуры в зоне соединения медно-стального композита медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и термического улучшения / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–17.
12. Исследование процессов диффузии в зоне соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующих нагревов / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Ломакина, В. С. Семенова // *Известия ВолгГТУ ВолгГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-16-19

*В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, О. В. Слаутин,  
Э. Р. Камалов, М. А. Разуваев, Н. В. Терпугов*

**ФОРМИРОВАНИЕ ГРАНИЦЫ РАЗДЕЛА МЕЖДУ СПЛАВАМИ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА  
И АЛЮМИНИЕМ ПРИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ МЕТОДЕ ПОЛУЧЕНИЯ  
МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С УЛЬТРАЗВУКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Экспериментально доказано, что при металлургическом методе получения металломатричных композитов воздействие ультразвука на расплав не оказывает влияния на фазовый состав диффузионной зоны, формирующейся в результате протекания гетерогенных реакций на границе алюминия со сплавами на основе железа. Показано, что при фиксированной температуре, частоте подводимых акустических колебаний 18–20 кГц и амплитуде 10–15 мкм увеличивается толщина диффузионной зоны за счет образования интерметаллида  $FeAl_3$ , активно отделяющегося от границы раздела в расплав, и доля поверхности, на которой она присутствует в виде сплошной прослойки.

*Ключевые слова:* металломатричный композит, расплав алюминия, алюминиды железа, ультразвук, диффузионная зона.

*V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, A. I. Bogdanov, O. V. Slautin,  
E. R. Kamalov, M. A. Razuvaev, N. V. Terpugov*

**FORMATION OF THE INTERFACE BETWEEN IRON-BASED ALLOYS  
AND ALUMINUM IN THE METALLURGICAL METHOD  
OF OBTAINING METAL-MATRIX COMPOSITES WITH ULTRASONIC INFLUENCE**

**Volgograd State Technical University**

It has been experimentally proved that in the metallurgical method of obtaining metal-matrix composites, the effect of ultrasound on the melt does not affect the phase composition of the diffusion zone, which is formed as a result of heterogeneous reactions at the interface between aluminum and iron-based alloys. It is shown that at a fixed temperature, a frequency of acoustic oscillations of 18–20 kHz, and an amplitude of 10–15  $\mu\text{m}$ , the thickness of the diffusion zone increases due to the formation of  $FeAl_3$  intermetallic compound, which actively separates from the interface into the melt, and the fraction of the surface on which it is present in the form continuous layer.

*Keywords:* metal matrix composite, aluminum melt, iron aluminides, ultrasound, diffusion zone.

Жидкофазные способы получения многослойных композитов системы Fe-Al основаны на идее пропитки расплавом Al стальных пакетов с использованием активирующих флюсов [1], активирующих флюсов и легирующих добавок Ti [2], покровных флюсов [3], которые предлагается применять для улучшения смачивания стали жидким Al и улучшения адгезионной связи на границе Fe-Al. Общий недостаток жидкофазных методов пропитки расплавом Al стальных пакетов – наличие несплошностей между формирующимся переходным диффузионным слоем, в состав которого входят соединения Al и Fe с переменным составом, и стальной основой. От толщины и фазового состава диффузионного переходного слоя зависят свойства композита, а его сцепление с основой в значительной степе-

ни определяется состоянием поверхности погружаемого в расплав материала [4]. Поскольку взаимодействие (смачивание, адгезия и сорбция) расплавов на основе Al с поверхностью металла определяется в значительной мере состоянием его поверхности, ультразвуковое воздействие на погружаемый в расплав материал должно приводить к увеличению качества получаемых многослойных композитов [5–8].

Изучение структурных характеристик и механизмов формирования границы раздела разнородных материалов на основе Fe и Al как одного из наиболее важных факторов, влияющих на свойства слоистого композита, является актуальной задачей для разработки эффективных процессов получения многослойных композитов системы Fe-Al.

© Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Слаутин О. В., Камалов Э. Р., Разуваев М. А., Терпугов Н. В., 2023.

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

### Материалы и методы исследований

Для выявления влияния ультразвукового воздействия на формирование границы раздела между сплавами на основе железа (сталь 20880, 12X18H10T, X15Ю5) и Al был поставлен следующий эксперимент. Образец, на который через волновод воздействовали ультразвуком в течение 1 мин, погружали в расплав технически чистого Al при температуре 760 °С с использованием разовых литейных форм, изготовленных из песчаной смеси с жидкостекольным (3–5 мас. %) связующим. Затем ультразвуковое воздействие выключалось, а образец оставляли в расплаве до его полной кристаллизации на воздухе. Контрольный образец изготавливали аналогичным образом без воздействия ультразвука. Закристаллизовавшиеся алюминиевые слитки с исследуемым образцом разрезали с целью изготовления микрошлифа.

Установка для ультразвукового воздействия представляла собой генератор ультразвука УЗГИ-2 с подключенным к нему пьезоэлектрическим преобразователем в составе составного ступенчато-конического концентратора ультразвуковых колебаний, к которому присоединялся металлический волновод. Входная мощность генератора, замеренная в процессе его работы, составила ~ 18 Вт. Частота колебаний, подаваемая генератором на пьезоэлектрический преобразователь и замеренная с помощью частотомера ЧЗ-34А, составила 20,5 кГц, а амплитуда – 5–7 мкм. Концентратор ультразвуковых колебаний с закрепленным на нем волноводом устанавливался на лабораторном штативе. Образец надежно закреплялся на свободном конце волновода.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Olympus BX-61. Электроннооптические исследования осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO. Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1).

### Результаты и их обсуждение

Данные рентгенофазового и энергодисперсионного анализа показали, что воздействие ультразвука не оказывает влияния на фазовый состав диффузионного переходного слоя. Со стороны подложки формируется сплошная диффузионная зона (ДЗ), представляющая собой прослойки интерметаллидов  $Fe_2Al_5$  и  $FeAl_3$ , пере-

ходящая в механическую смесь  $Al+FeAl_3$ . В случае легированных сплавов на основе железа образуется твердый раствор на основе интерметаллида  $Fe_2Al_5$ .

Установлено, что ультразвуковое воздействие значительно улучшило адгезию алюминиевого расплава к сплавам на основе Fe. В процессе классического алитирования погружением в расплав важно качественно подготавливать поверхность для обеспечения взаимодействия Al с материалом сплавов по всей поверхности. Присутствие на их поверхности оксидных пленок, загрязнений или жировых следов приводит к несплошности [6]. Кроме этого, для сплава X15Ю5 требуется применение флюсов и увеличение времени выдержки в расплаве из-за плотной оксидной пленки, формирующейся при комнатной температуре и препятствующей диффузии Al. Ультразвуковое воздействие способствует разрушению оксидных пленок, отделению загрязнений, повышению смачиваемости материала расплавом Al [7; 8], что приводит к формированию сплошной ДЗ.

Металлографические исследования позволили точно определить долю сплошной ДЗ. В качестве критерия, указывающего на образование связи подложки с расплавом Al, выступало наличие характерной ДЗ и отсутствие дефектов у поверхности.

Проведенные измерения протяженности ДЗ по отношению к периметру образца в плоскости микрошлифа показали интересный результат. Доля поверхности, на которой отмечено формирование ДЗ без ультразвукового воздействия, для сплава X15Ю5 составила 48 % (рис. 1), а сталь 20880, которая хорошо алитируется, показала наихудший результат – 26 % сплошной ДЗ. В тоже время на стали 12X18H10T сплошная ДЗ формировалась как с ультразвуковым воздействием, так и без него.

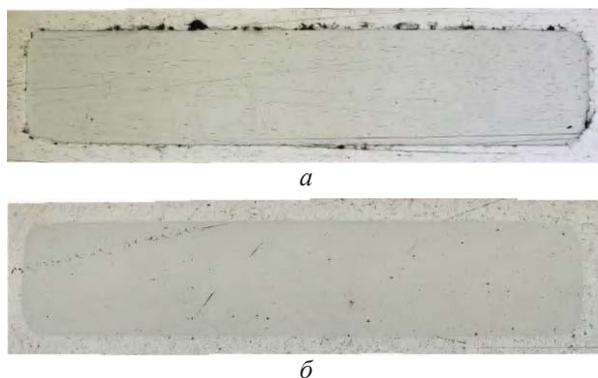


Рис. 1. Поперечное сечение образца, полученного после погружения сплава X15Ю5 в расплав Al без (а) и с ультразвуковым воздействием (б) (x50)

ДЗ, сформированная на границе со сплавом X15Ю5 с воздействием ультразвука, имеет несколько большую толщину (рис. 2) в основном за счет образования интерметаллида  $FeAl_3$ , активно отделяющегося от границы раздела в расплав, что четко видно на микроструктурах, представленных на рис. 3–5.

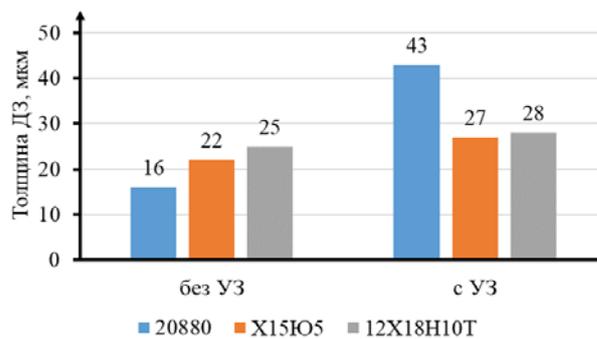


Рис. 2. Влияние ультразвукового воздействия длительностью 1 мин на толщину ДЗ между Al и сплавами на основе Fe при температуре расплава 760 °С

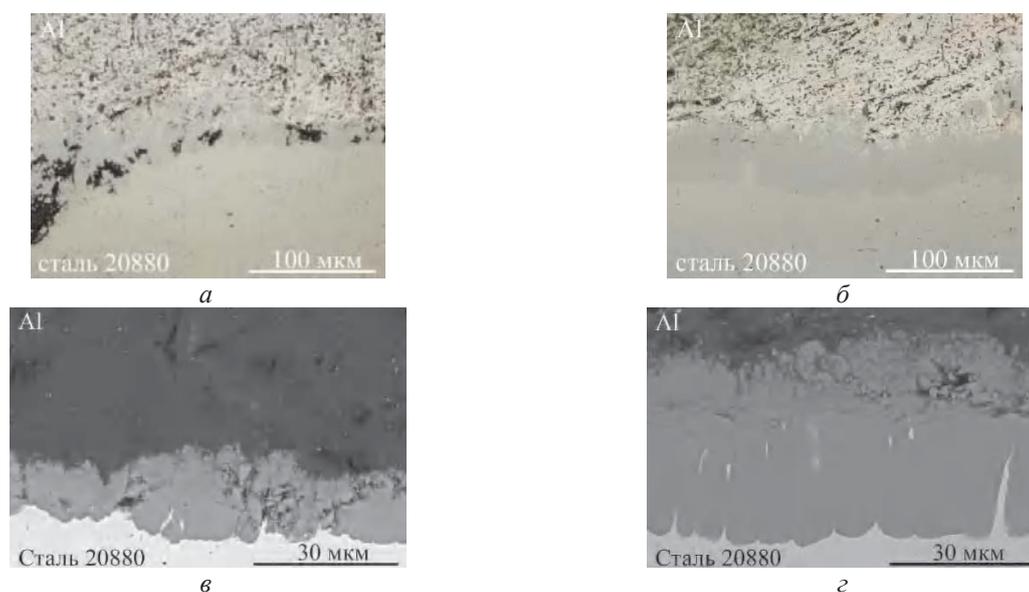


Рис. 3. Структура (а, б) и СЭМ изображение (в, г) переходного слоя после погружения сплава 20880 в расплав алюминия (760 °С, 1 мин) без воздействия ультразвука (а, в) и с ультразвуковым воздействием (б, г)

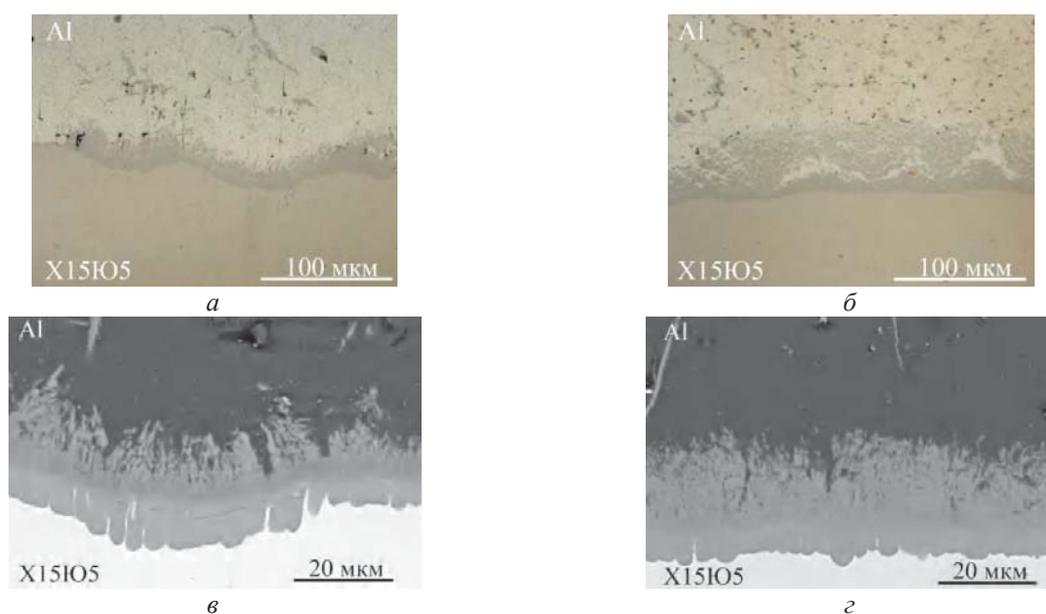


Рис. 4. Структура (а, б) и СЭМ изображение (в, г) переходного слоя после погружения сплава X15Ю5 в расплав алюминия (760 °С, 1 мин) без воздействия ультразвука (а, в) и с ультразвуковым воздействием (б, г)

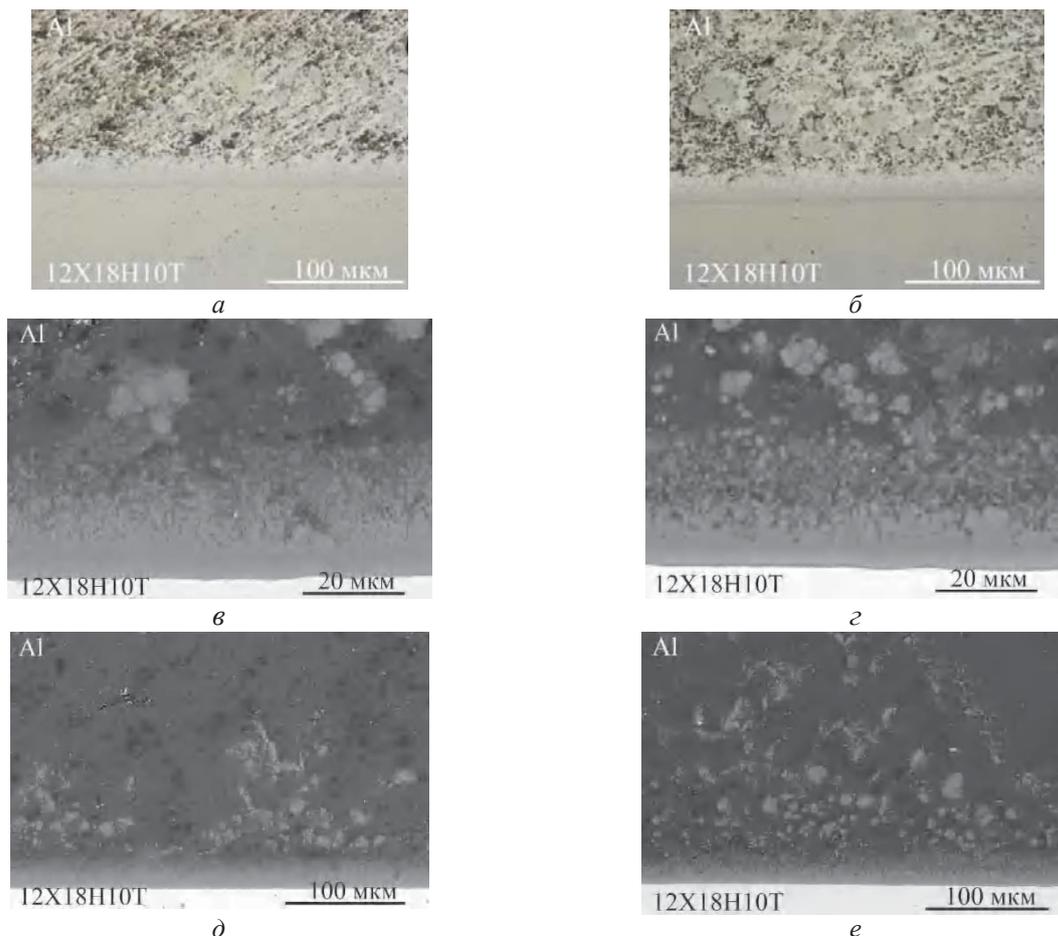


Рис. 5. Структура (а, б) и СЭМ изображение (в–е), переходного слоя после погружения сплава 12X18H10T в расплав алюминия (760 °С, 1 мин) без воздействия ультразвука (а, в, д) и с ультразвуковым воздействием (б, г, е)

Измерение толщины слоя интерметаллида  $Fe_2Al_5$  на границе со сплавом X15Ю5 (рис. 4) показало, что, несмотря на то, что ультразвуковое воздействие приводит к увеличению толщины ДЗ в целом, толщина прослойки  $Fe_2Al_5$  на поверхности сплава X15Ю5 оказывается меньше, чем без УЗ. Толщина прослойки уменьшается с 7 мкм до 5,9 мкм. На других сплавах такого эффекта не наблюдается.

#### Вывод

При металлургическом методе получения металломатричных композитов воздействие ультразвука на расплав, не оказывая влияния на фазовый состав диффузионной зоны, формирующейся в результате протекания гетерогенных реакций на границе алюминия со сплавами на основе железа, приводит к увеличению ее толщины, за счет образования интерметаллида  $FeAl_3$ , активно отделяющегося от границы раздела в расплав, и доли поверхности, на которой она присутствует в виде сплошной прослойки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рябов, В. Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / В. Р. Рябов. – М.: Металлургия, 1975. – 287 с.
2. Патент РФ 2435671 С1. Способ получения слоистых композиционных материалов сталь-алюминий / А. И. Ковтунов, Т. В. Чермашенцева, С. В. Мямин, 2011.
3. Патент РФ 2437770 С1. Способ получения слоистых композиционных материалов сталь-алюминий / А. И. Ковтунов, Т. В. Чермашенцева, С. В. Мямин, Ю. Ю. Хохлов, 2011.
4. Рудницкий, Ф. И. Получение и исследование структурных характеристик слоистых композитов на основе системы Fe-Al / Ф. И. Рудницкий, И. В. Рафальский, П. Е. Лушчик, А. И. Покровский, В. В. Петренко // Литье и металлургия. – 2021. – № 3. – С. 97–105.
5. Ангелов, Г. С. Применение ультразвука в промышленности / Г. С. Ангелов, И. Н. Ермолов, А. И. Марков [и др.] ; под ред. д-ра техн. наук, проф. А. И. Маркова. – Москва: Машиностроение, 1975. – 239 с.
6. Richards R. W. et al. Metallurgy of continuous hot dip aluminizing //International materials reviews. – 1994. – Т. 39. – №. 5. – С. 191–212.
7. Niu Z. W. et al. Study on the green remanufacturing of ultrasonic vibration aided hot-dip aluminizing and micro arc oxidation //Advanced Materials Research. – Trans Tech Publications Ltd, 2010. – Т. 139. – С. 394–397.
8. Niu Z. W. et al. Study on the Factors Influencing Plating Coat Thickness in Ultrasonic-Aided Hot-Dip Aluminizing Facing Remanufacturing //Advanced Materials Research. – Trans Tech Publications Ltd, 2012. – Т. 490. – С. 3643–3647.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5  
DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-20-23

*В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, А. С. Бацулло*

**ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ  
ДВУХСЛОЙНОГО МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПЗИТА,  
ПОЛУЧЕННОГО ПО КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований формирования диффузионной зоны в сваренном взрывом магниевом-алюминиевом композите, полученном сваркой взрывом с последующей термообработкой при температуре 400 °С и временах выдержки 20, 40, 60 и 80 ч с помощью электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа.

*Ключевые слова:* магниевый-алюминиевый композит, сварка взрывом, электронная микроскопия, рентгеноспектральный анализ, интерметаллиды, фазы.

*V. N. Arisova, L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, A. S. Batsullo*

**ELECTRON-MICROSCOPIC INVESTIGATION OF THE DIFFUSION ZONE  
OF A TWO-LAYER MAGNESIUM-ALUMINUM COMPOSITE  
PRODUCED USING INTEGRATED TECHNOLOGY**

**Volgograd State Technical University**

The results of studies of the formation of a diffusion zone in an explosion-welded magnesium-aluminum composite obtained by explosion welding with subsequent heat treatment at a temperature of 400 °C and holding times of 20, 40, 60 and 80 hours, using electron microscopy and X-ray spectral analysis, are presented.

*Keywords:* magnesium-aluminum composite, explosion welding, electron microscopy, X-ray spectral analysis, intermetallics, phases.

Разработка и создание принципиального нового класса конструкционных материалов – слоистых металлических интерметаллидных композитов (СМИК) позволяет получить повышенные физико-механические свойства создаваемых материалов [1–3]. Важное место в этой области занимают получаемые сваркой взрывом (СВ) слоистые металлические композиционные материалы (СМК), широко применяемые в различных отраслях промышленности. Система Mg-Al является одной из перспективных в области создания СМИК.

В [4–5] изучалось влияние температурно-временных условий процесса на структуру, микромеханические свойства и фазовый состав полученного сваркой взрывом двух- и трехслойного магниевом-алюминиевого композиционного материала МА2-0-АД1 и АД1-МА2-0-АД1 соответственно. После СВ проводилась термическая обработка при температуре 400 °С в течение 4–16 ч для формирования интерметаллидных прослоек и создания СМИК. Было показано, что нагрев сваренного взрывом композита приводит к формированию диффузионных прослоек в зоне соединения, которые с по-

вышением температуры до 400 °С и времени выдержки до 16 ч увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную диффузионную прослойку, толщина и микротвердость которой зависит от температуры и времени выдержки термообработки. Рентгеноструктурным анализом установлен фазовый состав диффузионных прослоек, образующихся в КМ при термообработке: со стороны алюминия и магния присутствуют интерметаллидные фазы:  $Mg_2Al_3$ ,  $Al_{12}Mg_{17}$ ,  $Mg_3Al_2$ .

Данная работа посвящена исследованию формирования диффузионной зоны в двухслойном композите МА2-0-АД1 при температуре 400 °С с увеличением времени выдержки до 80 ч методами электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа.

**Материалы и методика проведения исследований**

Сварка взрывом двухслойного композиционного материала МА2-0-АД1 осуществлялась по параллельной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию максимальной прочности соединения с толщиной магниевом-

слоя 3,2 мм и алюминиевого – 2,5 мм. Сваренные заготовки размерами 200×120×6 мм, механически обрезали по периметру для устранения краевых дефектов. Термическая обработка магниево-алюминиевого КМ осуществляли в печи СНОЛ–1.6.2.51/11–ИЗ при температуре 400 °С в течение 20–80 ч. Металлографические исследования микроструктуры производили на растворе двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam. Распределение химических элементов в околошовной зоне

композиционного материала изучали с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max (Oxford Instruments).

**Результаты исследований и их обсуждение**

На рис. 1 приведены микроструктуры и распределение химических элементов в диффузионной зоне сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита после отжига при температуре 400°С и временах выдержки 20,40, 60, и 80 ч.

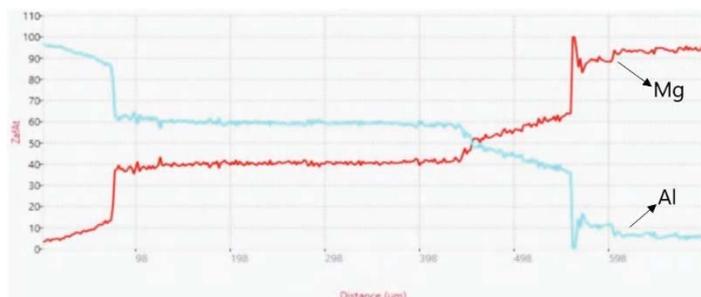
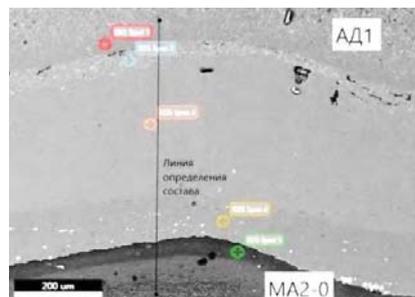
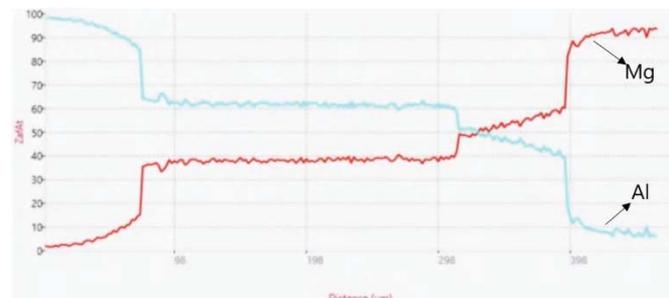
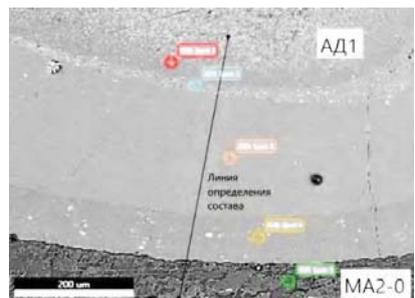
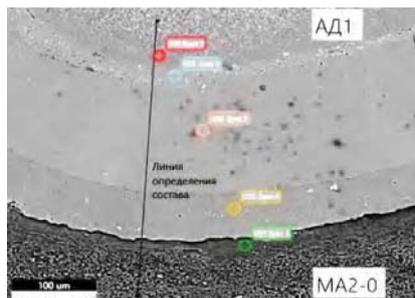
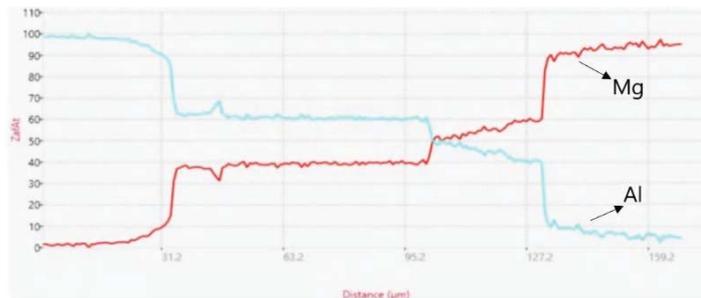
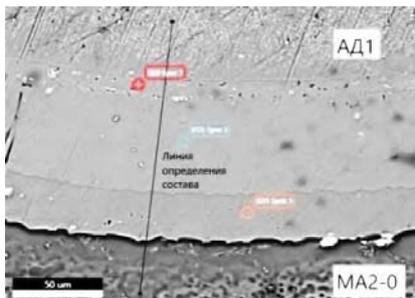


Рис. 1. Микроструктуры и распределение химических элементов в диффузионной зоне композита МА2-0-АД1 после отжига при температуре 400 °С: а – 20 ч; б – 40 ч; в – 60 ч; г – 80 ч

Как следует из рис. 1, диффузия направлена преимущественно в АД-1, а диффузионная зона состоит из нескольких прослоек. Рост диффузионной прослойки, в основном, в слой АД не может быть объяснен различием атомных радиусов, так как размеры атома и иона магния больше, чем

Al (радиус атома Al – 143 пм, радиус иона  $Al^{+3e}$  – 51 пм, радиус атома Mg – 160 пм, радиус иона  $Mg^{+2e}$  – 51 пм). В табл. 1 приведены общая толщина диффузионной прослойки и толщины ее составляющих. Номера прослоек соответствуют точкам, в которых определялся химический состав.

Таблица 1

Толщины диффузионных прослоек, показанных на рис. 1

| № прослойки            | Время термообработки при 400 °С, τ, ч |       |       |       |
|------------------------|---------------------------------------|-------|-------|-------|
|                        | 20                                    | 40    | 60    | 80    |
| 1                      | 11,27                                 | 24,84 | 19,50 | 51,88 |
| 2                      | 55,74                                 | 151,2 | 220,2 | 319,7 |
| 3                      | 29,76                                 | 47,73 | 77,80 | 99,99 |
| 4                      | –                                     | 43,32 | 72,80 | 43,82 |
| 5                      | –                                     | 39,93 | 40,0  | 41,29 |
| Общая толщина прослоек | 103,6                                 | 226,4 | 341,3 | 470,9 |

При продолжительности ТО 20 часов общая ширина диффузионной прослойки достигает 103,6 мкм, при выдержке 80 ч увеличивается до 470,9 мкм, причем зависимость между временем и общей толщиной диффузионной прослойки близка к линейной. Из табл. 1 видно, что при 20 ч в сторону магния диффузия не вы-

является, а при увеличении времени выдержки до 40 часов образуется тонкая прослойка толщиной около 40 мкм.

В табл. 2 приведен химический состав в точках в соответствии с рис. 1 и фазовый состав с учетом диаграммы состояния сплавов системы Al-Mg (рис. 2).

Таблица 2

Химический и фазовый состав в диффузионной зоне композита МА2-0-АД1 в точках, показанных на рис. 1

| Время термообработки, τ, ч | № точки | Химический состав, атом% |      | Фазовый состав   |
|----------------------------|---------|--------------------------|------|------------------|
|                            |         | Mg                       | Al   |                  |
| 20                         | 1       | 38,0                     | 62,0 | $Al_{12}Mg_{17}$ |
|                            | 2       | 39,9                     | 60,1 | $Al_2Mg_3$       |
|                            | 3       | 54,4                     | 45,6 | $Al_3Mg_2$       |
| 40                         | 1       | 6,8                      | 93,2 | Al(Mg)           |
|                            | 2       | 38,2                     | 61,8 | $Al_{12}Mg_{17}$ |
|                            | 3       | 40,8                     | 59,2 | $Al_2Mg_3$       |
|                            | 4       | 54,8                     | 45,2 | $Al_3Mg_2$       |
|                            | 5       | 90,6                     | 9,4  | Mg(Al)           |
| 60                         | 1       | 7,1                      | 92,9 | Al(Mg)           |
|                            | 2       | 34,9                     | 65,1 | $Al_{12}Mg_{17}$ |
|                            | 3       | 39,1                     | 60,9 | $Al_2Mg_3$       |
|                            | 4       | 53,1                     | 46,9 | $Al_3Mg_2$       |
|                            | 5       | 90,0                     | 10,0 | Mg(Al)           |
| 80                         | 1       | 8,6                      | 91,4 | Al(Mg)           |
|                            | 2       | 37,3                     | 62,7 | $Al_{12}Mg_{17}$ |
|                            | 3       | 40,7                     | 59,3 | $Al_2Mg_3$       |
|                            | 4       | 57,2                     | 42,8 | $Al_3Mg_2$       |
|                            | 5       | 90,2                     | 9,8  | Mg(Al)           |

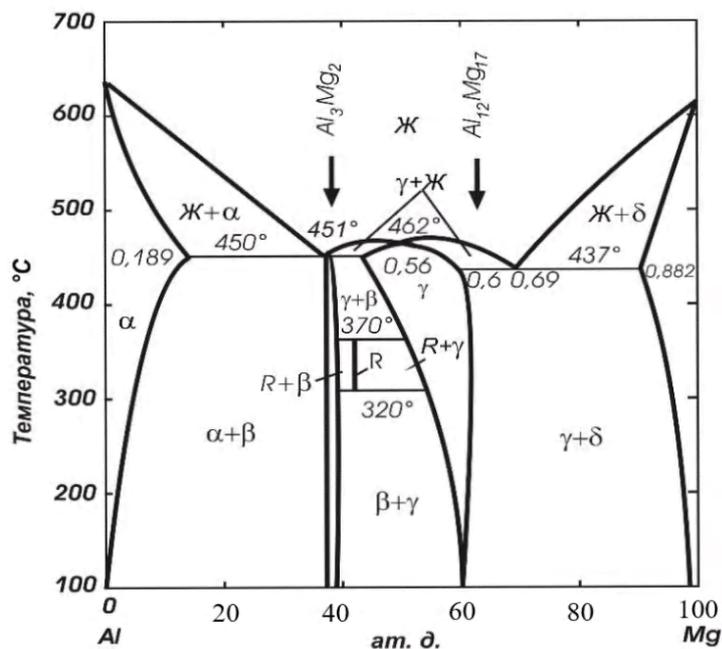


Рис. 2. Диаграмма состояния сплавов системы Al-Mg [6]

Прослойка 1 при времени выдержки 20 час и прослойки 2 при 40, 60 и 80 ч в соответствии диаграммой (рис. 2) являются интерметаллидом  $Al_{12}Mg_{17}$ , прослойка 2 – 20 ч и прослойки 3 при других временах выдержки по стехиометрическому составу соответствуют интерметаллиду  $Al_2Mg_3$ , который на диаграмме отсутствует, но в [5] был определен с помощью рентгеноструктурного анализа. Прослойка 3, сформировавшаяся при 20 ч отжига, и прослойка 4 при остальных временах выдержки соответствуют интерметаллиду  $Al_3Mg_2$ .

Твердость диффузионных прослоек при всех временах выдержки составляет около 2 ГПа, при уровне твердости алюминия до 0,17 ГПа и магния до 0,37 ГПа.

#### Выводы

1. Электронномикроскопические исследование позволили подробно изучить строение диффузионной зоны слоистого интерметаллидного магниев-алюминиевого композита, полученного СВ с последующей термообработкой при 400 °С и временах выдержки 20, 40, 60 и 80 ч.

2. Установлено, что диффузионная зона состоит из нескольких прослоек и их толщины зависят от времени выдержки. Общая толщина диффузионной зоны варьируется от 104 мкм при 20 ч выдержки до 470 мкм при 80 ч.

3. Четко разделимые диффузионные прослойки по ширине, начиная от алюминия, имеют определенный фазовый состав: твердый раствор Al(Mg),  $Al_{12}Mg_{17}$ ,  $Al_2Mg_3$ ,  $Al_3Mg_2$ , твердый раствор Mg(Al).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев ; ВолГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Арисова, В. Н. Влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав магниев-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, И. А. Пономарева, А. Е. Кондаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 5 (719). – С. 47–50.
5. Формирование интерметаллидной зоны на границе двух- и трехслойного магниев-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–15.
6. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общ. ред. Лякишева; т. 1. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-24-27

*О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, С. А. Кузнецов, М. В. Крохалев***К ВОПРОСУ О ВОЗМОЖНОСТИ ИЗМЕЛЬЧЕНИЯ ЗЕРНА ТИТАНА  
ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ\***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования влияния температуры термообработки на размер зерна в титане VT1-0. Экспериментально установлено, что рост зерна при нагреве наблюдается как до, так и после температуры  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения. При нагреве в узком интервале, близком к температуре  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения, размер зерна сопоставим с исходным. Показано, что многократное повторение  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходов и последующий высокотемпературный отжиг нелегированного титана не приводят к появлению новых зерен.

*Ключевые слова:* титановый сплав, термическая обработка, закалка, отжиг, размер зерна, полиморфное превращение.

*O. V. Slautin, V. G. Shmorgun, S. A. Kuznetsov, M. V. Krokhalev***TO THE QUESTION OF THE POSSIBILITY OF GRINDING  
TITANIUM GRAINS BY THERMAL TREATMENT**

Volgograd State Technical University

The results of a study of the effect of heat treatment temperature on the grain size in VT1-0 titanium are presented. It has been experimentally established that grain growth during heating is observed both before and after the  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -transformation temperature. When heated in a narrow range close to the  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -transformation temperature, the grain size is comparable to the initial one. It is shown that multiple repetition of  $\alpha \leftrightarrow \beta$  transitions and subsequent high-temperature annealing of unalloyed titanium do not lead to the appearance of new grains.

*Keywords:* titanium alloy, heat treatment, hardening, annealing, grain size, polymorphic transformation.

Известно [1; 2], что при нагреве технически чистого титана до температур выше температуры полиморфного превращения  $\alpha$ -структура сменяется  $\beta$ -структурой. При температурах, соответствующих  $\beta$ -области, интенсивно растет зерно. При последующем охлаждении в  $\alpha$ -сплавах происходит полиморфное превращение  $\alpha \leftrightarrow \beta$ , но оно развивается внутри исходных  $\beta$ -зерен, так что границы исходных крупных  $\beta$ -зерен сохраняются, а внутри них формируется пластичная структура. Размеры этих  $\beta$ -превращенных зерен столь велики, что они видны даже невооруженным глазом.

Считается [3], что исправить крупнозернистую макроструктуру титана и его сплавов методами только одной термической обработки не представляется возможным из-за малого объемного эффекта  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения, который составляет всего 0,17 % по сравнению с 2–3 % при  $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращении в сталях. В связи с этим в тех случаях, когда крупнозернистая пластинчатая структура нежелательна, рекомендуется выбирать такие режимы термической обработки, чтобы ни на одной стадии нагрева температура не превышала температуру полиморфного превращения.

Однако, наряду с работами, в которых высказываются сомнения о возможностях эффективного исправления пластинчатой структуры в титановых сплавах методами термической обработки, известны работы с более обнадеживающими результатами и более оптимистическим отношением к термической обработке как к способу воздействия на пластинчатую структуру. В числе таких работ прежде всего следует отметить работу [4], в которой сообщается о получении на техническом титане с крупнозернистой пластинчатой структурой мелкозернистой структуры равноосного типа путем применения термообработки: 950 °С – закалка в воде + 950 °С, 15 мин – охлаждение на воздух + 800 °С, 6 ч – охлаждение на воздухе.

Измельчение зерна в этом случае авторы объясняют внутрифазовым наклепом и термическими напряжениями, возникающими при закалке, и последующей рекристаллизацией при повторном нагреве. Методом автоэлектронной микроскопии авторами обнаружено, что многократное повторение  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходов и последующий высокотемпературный отжиг нелегированного титана приводят к появлению новых зерен.

© Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кузнецов С. А., Крохалев М. В., 2023.

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолГТУ в рамках научного гранта № 16/472-22

Проверке эффективности этого метода термической обработки для исправления крупнозернистой макроструктуры титана BT1-0 и посвящено данное исследование.

#### Материалы и методы исследования

Образцы с мелкозернистой структурой из технически чистого титана BT1-0 с температур 600, 700, 750, 800, 850, 880 и 910 и 1000 °С подвергались закалке в воду. Образцы с крупнозернистой пластинчатой структурой подвергали термообработке: 950 °С – закалка в воде; 950 °С, 15 мин - охлаждение на воздухе; 800 °С, 6 ч – охлаждение на воздухе.

Размер зерна оценивали, используя модульный металлографический микроскоп Олимпус ВХ-61 при увеличении от  $\times 50$  до  $\times 200$ . Травление шлифов проводилось с помощью реактива «Келлера» (95 мл  $H_2O$ , 2,5 мл  $HNO_3$ , 1,5 мл  $HCl$ , 1 мл  $HF$ ).

#### Полученные результаты и их обсуждение

Анализ результатов исследований показал, что рост зерна фиксируется после закалки с температуры 750 °С (рис. 1, *з*). Дальнейшее повышение температуры закалки до 850 °С прак-

тически не влияет на размер зерна (рис. 1, *д–ж*; рис. 2), среднее значения которого колеблется от 100 до 110 мкм. При температуре (880 $\pm$ 5 °С) зафиксирован размер зерна ( $\approx$  30 мкм рис. 1, *е*), близкий к исходному ( $\approx$  20 мкм до термообработки). Данный эффект можно объяснить только сдерживающим влиянием пограничного каркаса  $\alpha$ -фазы.

Повышение температуры закалки до 910 °С привело к резкому росту размера зерна (в 10–11 раз, рис. 1, *з*; рис. 2) до 350–360 мкм. Скорость роста  $\beta$ -зерен была настолько велика, что создалось впечатление не о постепенном перемещении их границ в процессе роста, а скачкообразном, путем последовательного возникновения новых границ, не связанных со старыми. Увеличение продолжительности выдержки показало, что после получения в течение короткого времени крупных зерен  $\beta$ -фазы дальнейшее их увеличение замедляется. Дальнейшее повышение температуры закалки до 1000 °С показало, что температура нагрева оказывает решающее влияние на кинетику роста  $\beta$ -зерен. Чем выше температура нагрева, тем интенсивнее происходит рост зерен.

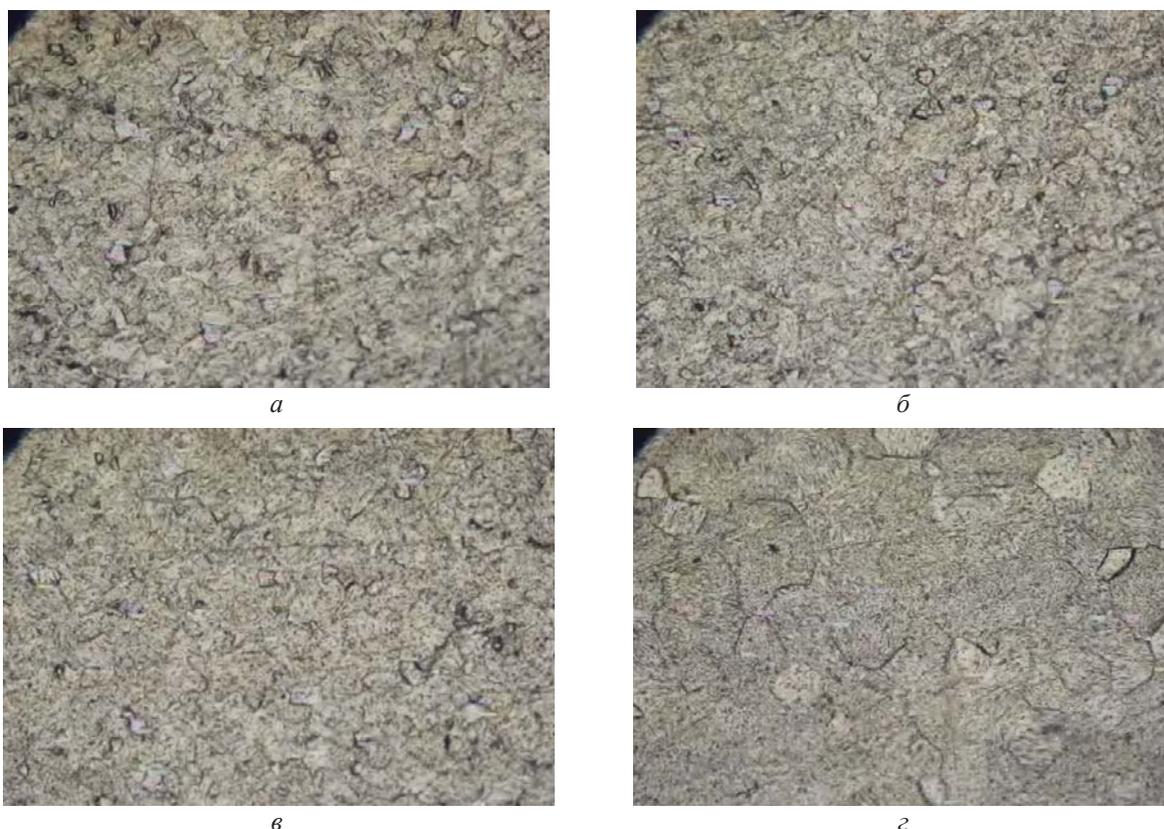


Рис. 1. Микроструктура титана BT1-0 в исходном (*а*) и закаленном с температуры 600 (*б*); 700 (*в*); 750 (*г*); 800 (*д*); 850 (*е*); 880 (*ж*) и 910 °С (*з*) состоянии.  $\times 200$  (*а–г*),  $\times 50$  (*д–з*) (см. также с. 26)

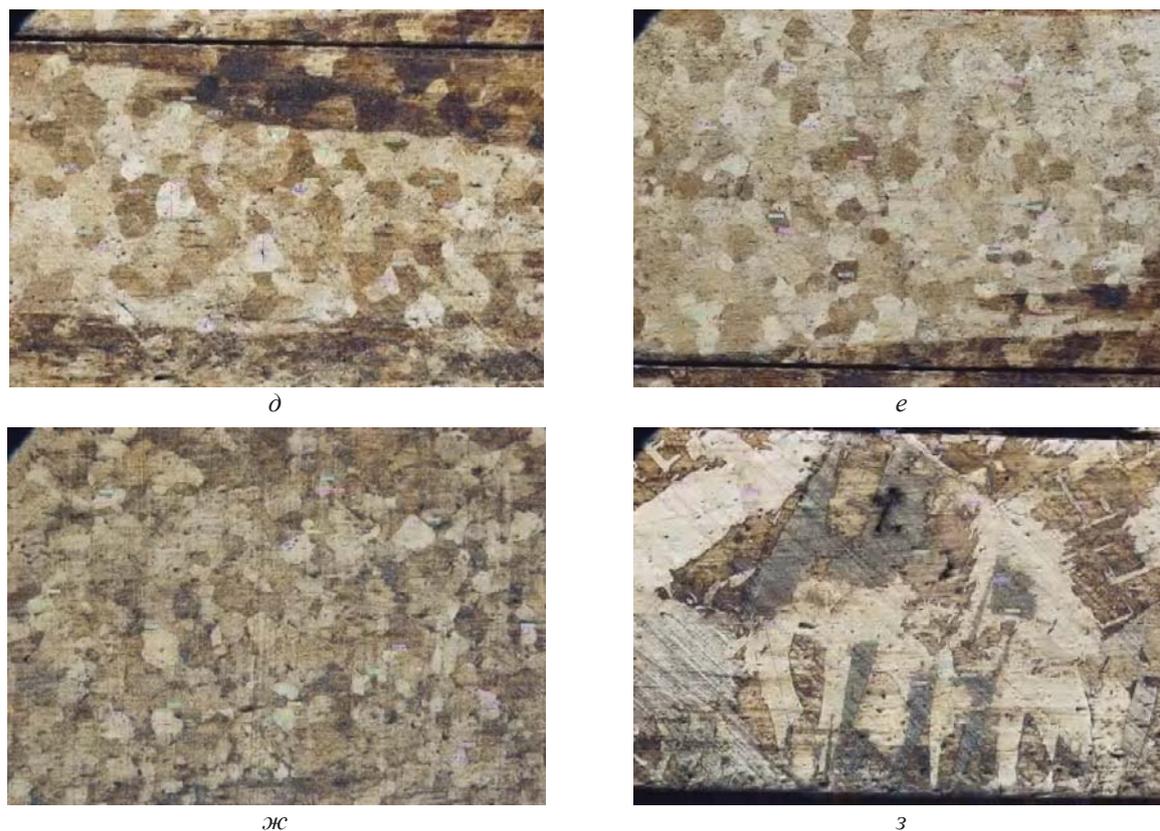


Рис. 1. Окончание

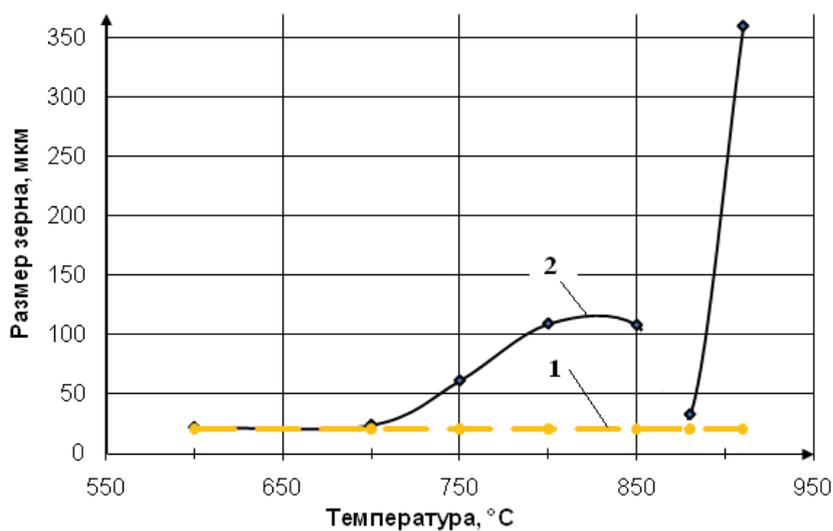


Рис. 2. Размер зерна после закалки титана ВТ1-0 (1 – исходное значение; 2 – после закалки)

Полученный после закалки с 910 °C образец (рис. 3, а) был повторно подвергнут термообработке по режиму: 950 °C – закалка в воде; 950 °C, 15 мин – охлаждение на воздухе; 800 °C, 6 ч – охлаждение на воздухе. Полученная в ре-

зультате такой термообработки структура представлена на рис. 3, б. Ее анализ свидетельствует о том, что пластинчатая структура трансформировалась в структуру равноосного типа, однако измельчения зерна не произошло.



Рис. 3. Микроструктура титана VT1-0 до (а) и после многократного повторения  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходов с последующим высокотемпературным отжигом (б).  $\times 50$

### Выводы

1. Установлено, что рост зерна технически чистого титана VT1-0 с мелкозернистой структурой при нагреве наблюдается как до, так и после температуры  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения.

2. После нагрева в узком интервале, близком к температуре  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения, размер зерна сопоставим с исходным.

3. Многократное повторение  $\alpha \leftrightarrow \beta$ -переходов и последующий высокотемпературный отжиг нелегированного титана с крупнозернистой структурой не приводят к появлению новых зерен меньшего размера.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Полькин. – Изд-во: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 519 с.
2. Современные титановые сплавы и проблемы их развития : сб. ст. / ФГУП «ВИАМ»; под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : ВИАМ, 2010. – 106 с.
3. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин. – М. : Металлургия, 1981. – 416 с.
4. Ливанов, В. А. Термическая обработка титана и его сплавов / В. А. Ливанов, Б. А. Колачев, Н. С. Лясоцкая // Сб. Титановые сплавы для новой техники. – М. : Наука, 1968. – С. 39–50.

## ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-28-31

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот, Н. А. Палагин, Я. В. Тараканов*

### ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НАПОЛНЕННОГО КОКСОМ ВТОРИЧНОГО ФТОРОПЛАСТА-4

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mvpol@vstu.ru

Была исследована кристаллическая структура вторичного Ф-4К20, полученного взрывным прессованием отходов в виде стружки, с целью разработки технологии рециклинга композиций на основе трудноутилизируемого фторопласта-4. Определены параметры структуры в различных зонах прессовки и в разных направлениях по отношению к распространению ударного фронта.

*Ключевые слова:* взрывное прессование, вторичный Ф-4К20, кристаллическая структура, рентгеноструктурный анализ.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, L. Ju. Drobot, N. A. Palagin, Ya . V. Tarakanov*

### INFLUENCE OF EXPLOSIVE TREATMENT ON THE FORMATION OF THE CRYSTAL STRUCTURE OF COKE-FILLED SECONDARY FLUOROPLAST-4

**Volgograd State Technical University**

The crystal structure of secondary F4K20 obtained by explosive pressing of waste in the form of chips was investigated in order to develop a technology for recycling compositions based on hard-to-recycle fluoroplast-4. The parameters of the structure in different pressing zones and in different directions with respect to the propagation of the shock front are determined.

*Keywords:* explosive pressing, secondary F-4K20, crystalline structure, X-ray structural analysis.

#### Введение

В настоящее время проблема рециклинга термостойких полимеров и композиций на их основе является актуальной задачей ввиду накопления значительного количества их отходов, в том числе трудноутилизируемых на основе фторопласта-4 [1; 2]. В промышленности для изготовления уплотнительных изделий подвижных соединений и антифрикционных изделий широко используется полимерный композит Ф4К20, благодаря своим уникальным эксплуатационным свойствам, таким как низкий коэффициент трения и улучшенные механические свойства [3]. Однако вторичная переработка фторопласта-4 (Ф-4) и композитов на его основе затруднена, так как полимер не переходит в вязкотекучее состояние и не раство-

ряются в большинстве растворителей [2; 3], а при получении вторичных ультрадисперсных порошков образуются опасные фтористые соединения, что требует использования специального оборудования с закрытой системой, которое позволяет изолировать опасные соединения и предотвратить их выход в атмосферу. Технологические трудности утилизации фторопластов привели к накоплению большого количества промышленных отходов, что является значительной экологической проблемой [4]. В этой связи создание эффективной технологии переработки отходов фторопласта-4 и композитов на его основе в изделия является актуальной задачей [1; 5].

Данное исследование является продолжением цикла работ, посвященных разработке тех-

нологии переработки отходов фторопластов методом взрывного прессования [6]. Технология ВП обеспечивает кратковременное воздействие высокого давления (до 3,0 ГПа и температур (до 1000 °С), что приводит к интенсивному пластическому деформированию материала, изменению его структуры и формированию высоких механических и термических характеристик. ВП сопровождается интенсивным перемещением атомов и ионов, разрывом макромолекул, что способствует формированию дополнительных связей в материале, улучшению его когезионных и адгезионных свойств [7–9].

ВП является перспективным способом получения высокотермостойких полимеров. Работа посвящена исследованию влияния ВП на интенсивность структурных преобразований вторичного композита Ф4К20, полученного взрывным прессованием.

#### Материалы и методы исследования

Исследованные образцы вторичного Ф-4К20, получены взрывным прессованием его отходов в виде стружки. Ф4К20 – промышленный композит, состоящий из 80 % Ф-4 и 20 % кокса. Взрывное нагружение проводили в цилиндрической стальной ампуле кольцевым ударным фронтом. Скорость детонации использованного взрывчатого вещества составляла 1900 м/с, расчетное давление в периферии 0,2 ГПа и усиливалось из-за схождения УВ в центре до 0,6 ГПа. Уплотненные образцы цилиндрической формы спекали в замкнутом объеме при температуре 370–380 °С. В связи с интенсивным изменением давления по радиусу ампулы, что вызвано схождением ударной волны в центральной части ампулы, исследовали образцы из верхней и нижней части прессовки, вдоль и поперек ударного фронта.

Для анализа структуры полученных композиционных прессовок и оценки их кристалличности, которая оказывает влияние на физико-механические свойства, в том числе прочность материала, был применен метод рентгеноструктурного анализа (РСА). Для проведения исследования использовался рентгеновский дифрактометр D8 ADVANCE производства Bruker AXS GmbH (Германия), который работал на фильтрованном  $\text{CuK}\alpha$  излучении с длиной волны 0,154 нм и фокусировкой по Брэггу-Брентано ( $\theta$ - $2\theta$  – брэгговский угол). Дифракционная картина была зарегистрирована с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160

линейного типа с числом каналов 160. Для идентификации фаз использовалась порошковая база ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с использованием программного обеспечения Diffrac.EVA версии 4.2.1. По стандартной методике [10] были рассчитаны параметры кристаллической структуры.

#### Результаты исследований

Полученные дифрактограммы, не зависимо от зоны прессовки, свидетельствуют о сохранении аморфно-кристаллической структуры полимера (рис. 1, 2) с высокой степенью кристалличности 60–93 %. Дифракционное отражение основного кристаллического пика фторопласта-4 у всех исследованных образцов не изменяется и находится при постоянном угле  $2\theta = 18,0^\circ$ , в области  $2\theta = 30$ – $50$  наблюдается аморфное гало, что характерно для исходного полимера [11].

Расчеты показали (таблица), что параметры тонкой структуры полимера во вторичном материале Ф4К20 при исследовании образцов поперек ударного фронта (УФ) отличаются по зонам прессовки (верх, низ, центр, периферия). Степень кристалличности стабильна, изменяется в исследованных зонах в пределах статистической погрешности, с тенденцией уменьшения на 4–7 % в центральной зоне как верхней, так и нижней части образцов. Физическое уширение рентгеновских линий, являющееся интегральной характеристикой структурных искажений, у образцов периферийной части составляет 1,6–2,3 мрад и увеличивается до 3,0–3,9 мрад в центре, максимум значений наблюдается в нижней части. При этом уширение кристаллического пика фторопласта-4 во вторичном материале обусловлено как увеличением относительной деформации кристаллической решетки с  $2,5$ – $3,7 \cdot 10^{-3}$  в периферии до  $4,8$ – $6,2 \cdot 10^{-3}$  в центральной части, так и уменьшением размеров кристаллитов в 1,5–2 раза. Наибольшее повышение дефектности тонкой структуры отмечается в центральной зоне нижней части прессовки:  $\beta = 3,9$  мрад;  $\Delta d/d = 6,2 \cdot 10^{-3}$ ;  $D = 37$  нм. Такие различия параметров кристаллической структуры периферийных и центральных зон свидетельствуют о прохождении компактирования вторичного материала в центре ампулы в более интенсивном режиме, которое усиливается в нижней части обжимаемой ампулы и вызвано схождением ударных волн.

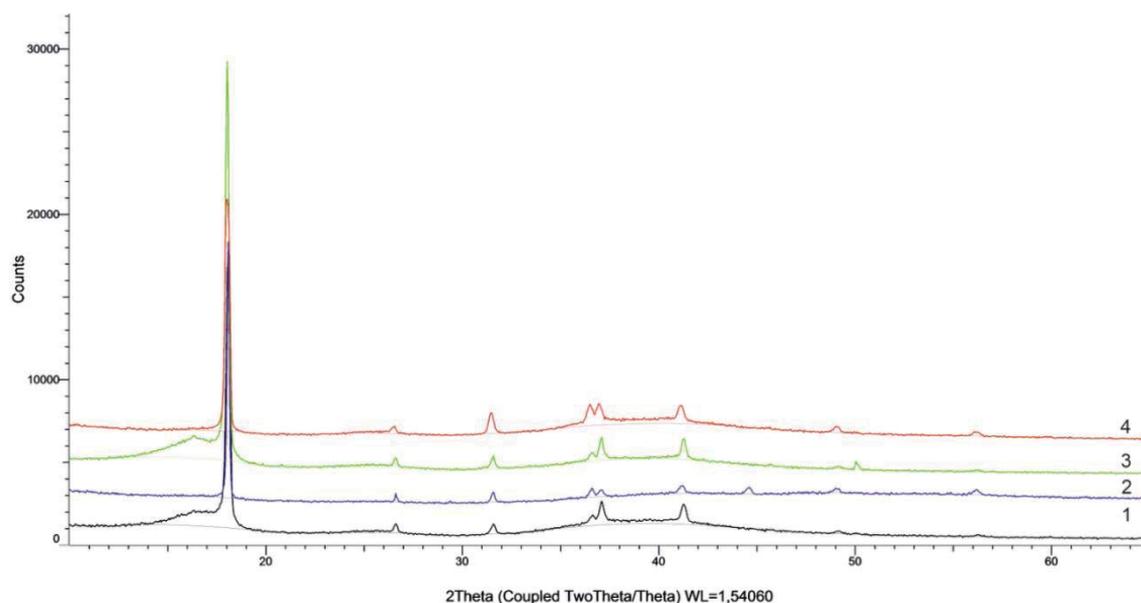


Рис. 1. Дифрактограммы вторичного Ф4К20 (периферийная зона):  
1, 2 – низ прессовки; 3, 4 – верх прессовки; 1, 3 – поперек ударного фронта; 2, 4 – вдоль ударного фронта

Более значительные изменения кристаллической структуры полимера во вторичном Ф4К20 выявлены при исследованиях вдоль УФ. Во всех зонах прессовки наблюдается увеличение дефектности кристаллической структуры и уменьшение размеров кристаллитов в 1,2–2,0 раза по сравнению с образцами, исследованными поперек ударного фронта. Наибольшие изменения, как и при исследованиях поперек УФ, выявлены у полимера центральной зоны с максимумом в нижней части прессовки:  $\beta = 4,8$  мрад;  $\Delta d/d = 7,6 \cdot 10^{-3}$ ;  $D = 30$  нм. Таким

образом схождение ударной волны в центре ампулы и ее усиление в нижней части прессовки вызывает ориентацию структуры по направлению УФ, что согласуется с увеличением степени кристалличности 1,35–1,5 раз до 83–93 %. Ориентационные явления сопровождаются измельчением кристаллической структуры полимера до 30 нм, что может привести к повышению механических свойств, которое ранее наблюдалось при взрывном прессовании композиционных порошковых смесей на основе фторопласта [12].

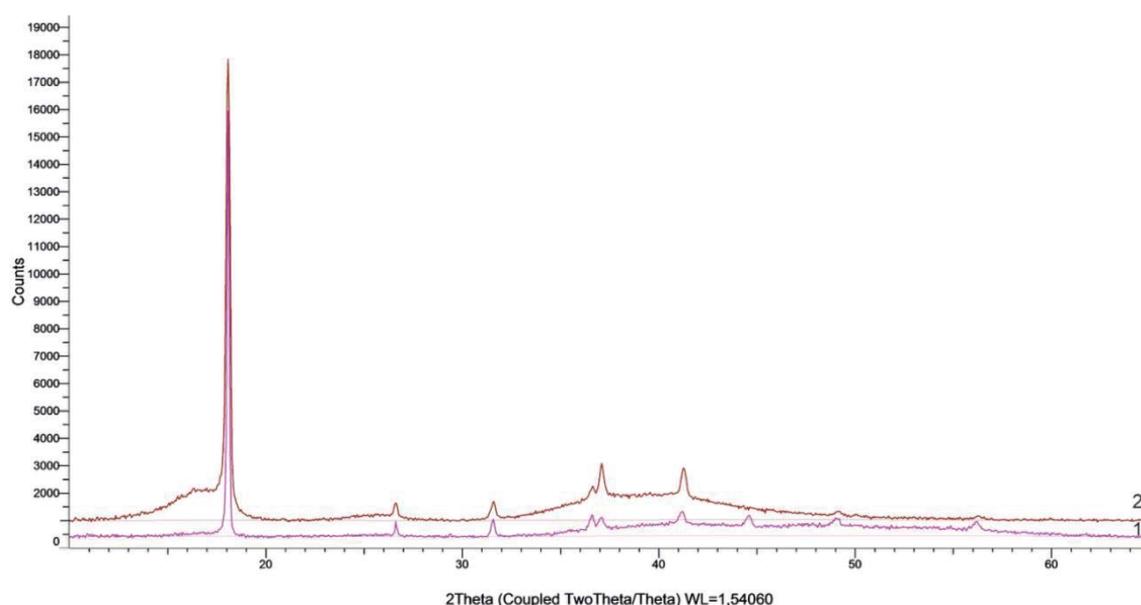


Рис. 2. Дифрактограммы вторичного Ф4К20 (центральная зона):  
1, 2 – низ прессовки; 1 – вдоль ударного фронта; 2 – поперек ударного фронта

## Расчет параметров тонкой структуры

| Параметр                 | Направление съемки | Состояние материала |     |       |     |
|--------------------------|--------------------|---------------------|-----|-------|-----|
|                          |                    | периферия           |     | центр |     |
|                          |                    | верх                | низ | верх  | низ |
| $\chi$ , %               | вдоль УФ           | 65                  | 66  | 60    | 63  |
|                          | поперек УФ         | 91                  | 93  | 83    | 86  |
| $\beta$ , мрад           | вдоль УФ           | 1,6                 | 2,3 | 3,0   | 3,9 |
|                          | поперек УФ         | 3,4                 | 3,4 | 3,8   | 4,8 |
| $\Delta d/d$ , $10^{-3}$ | вдоль УФ           | 2,5                 | 3,7 | 4,8   | 6,2 |
|                          | поперек УФ         | 5,4                 | 5,3 | 6,0   | 7,6 |
| D, нм                    | вдоль УФ           | 89                  | 62  | 48    | 37  |
|                          | поперек УФ         | 42                  | 43  | 38    | 30  |

## Выводы

В результате проведенных исследований было установлено, что взрывное прессование промышленных отходов композита Ф-4К20 в стальной ампуле оказывает влияние на параметры кристаллической структуры. После взрывного прессования по сечению образца наблюдается структурная неоднородность, выявлена ориентация материала с повышением степени кристалличности полимера до 83–93 % вдоль ударного фронта, что вызвано сжатием ударной волны и увеличением давления ВП в центральной и нижней зоне прессовок с наибольшим уменьшением поперечных размеров кристаллитов до 30 нм. Полученные результаты исследования позволяют лучше понять механизмы структурообразования, лежащие в основе технологического процесса прессования отходов фторопластов, что открывает возможности для контроля и оптимизации применяемой технологии.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.
2. Экологические проблемы переработки отходов фторопластов / С. В. Хитрин, С. Л. Фукс, С. В. Девятерикова и др. // Теоретическая и прикладная экология. – 2011. – № 1. – С. 76–79.
3. Михайлин, Ю. А. Конструкционные полимерные композиционные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Научные основы и технологии, 2010. – 820 с.
4. Виллемсон, А. Л. Современное состояние и перспективы мирового рынка фторполимеров / А. Л. Виллемсон // Междунар. новости мира пластмасс. – 2008. – № 11–12. – С. 20–23.

5. Пугачев, А. К. Методы измельчения отходов фторопластов / А. К. Пугачев // Новые технологии инжиниринг. – 2011. – С. 8–13.

6. Структура и свойства наполненного коксом вторичного фторопласта после взрывной обработки / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Л. Ю. Дробот, И. А. Молодцова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (273) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 32–36. – DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-32-36.

7. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / Н. А. Адаменко, Л. Н. Игнатъева, Г. В. Агафонова и др. // Journal of Fluorine Chemistry. – 2021. – Vol. 249 (September). – Article 109852

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, part I, 2019. – P. 276–280.

9. Влияние взрывного прессования на структуру вторичного фторопласта-4 / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 31–35.

10. Мартынов, М. А. Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов, К. А. Вылежанина. – М. : Химия, 1972. – 98 с.

11. Исследование структуры и термомеханических свойств политетрафторэтилена после ударно-волновой обработки в ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, А. Э. Волкова, Л. Ю. Дробот, Н. Б. Чеботарев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (188) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 36–39.13. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene:

12. Адаменко, Н. А. Influence of explosive pressing on the formation of structure and properties of PTFE-based composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Э. В. Седов // Materials Today: Proceedings. Vol. 11, 2019. – P. 276–280.

УДК 621.791.461

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-32-37

*Г. В. Ботвин, М. А. Николаева, Н. П. Старостин***ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ШВА  
ПРИ СВАРКЕ ПОЛИПРОПИЛЕНОВЫХ ТРУБ  
В РАСТРУБ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ.  
ЧАСТЬ II. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ\***

Институт проблем нефти и газа СО РАН, г. Якутск

e-mail: gleb-0379@mail.ru

Установлены взаимосвязи структуры и прочности сварных соединений полипропиленовых труб, полученных при различных температурах, в том числе по усовершенствованной технологии при отрицательных температурах.

*Ключевые слова:* полипропилен, сварка, отрицательные температуры, микроскопические исследования, надмолекулярная структура, испытания на растяжение.

*G. V. Botvin, M. A. Nikolaeva, N. P. Starostin***THE RELATIONSHIP OF THE STRUCTURE AND STRENGTH  
IN THE SEAM WHEN WELDING POLYPROPYLENE PIPES  
INTO THE SOCKET AT LOW AMBIENT TEMPERATURES.  
PART II. EXPERIMENTAL INVESTIGATION**

Institute of Oil and Gas Problems of the Siberian SB RAS

The interrelationships of the structure and strength in the welded joints of polypropylene pipes obtained at various temperatures, including the proposed technology at negative temperatures, are established.

*Keywords:* polypropylene, welding, negative temperatures, microscopic studies, supramolecular structure, tensile tests.

**Введение**

Введение концентрированной энергии в зону соединения при сварке сопровождается сложными физическими и химическими процессами. Приоритетным при этом является тепловая задача, являющаяся ключевым для всех происходящих при сварке процессов, в том числе для формирования структуры материала зоны термического влияния (ЗТВ). На тепловой процесс сварки существенное влияние оказывает скрытая теплота фазового превращения. Фазовое превращение в полимерных материалах происходит в интервале температур в двухфазной зоне с движущейся границей. В двухфазной зоне вещество находится как в твердой, так и в жидкой фазе, соотношение которых изменяется во времени. Соотношение между твердой и жидкой фазой характеризуется степенью кристалличности.

В первой части работы динамика температурного поля при раструбной сварке полипропиленовых (ПП) труб определялась с учетом теплоты фазового превращения в интервале температур и изменения теплофизических свойств свариваемого материала от степени кристалличности [1].

Физико-механические свойства материала сварного соединения во многом зависят от его надмолекулярной структуры, от степени кристалличности, формы и размеров надмолекулярных образований. Зарождение и рост кристаллических образований напрямую зависят от скорости остывания расплава. Известно, что при низкой температуре окружающего воздуха (ОВ) высокая скорость охлаждения способствует образованию большого количества центров кристаллизации, рост которых замедлен и формируется мелкокристаллическая структура, обуславливающая пластичность материала сварного шва [2]. При высокой температуре ОВ скорость охлаждения замедляется и в ЗТВ формируется крупнокристаллическая структура, обуславливающая хрупкость материала. Реализация определенной динамики температурного поля и соответственно кинетики кристаллизации приводит к формированию надмолекулярных структур материалов ЗТВ и сварного шва, при которых прочность соединения не уступает по прочности основному материалу трубы. Нами принято предположение, что существующие режимы сварки ПП труб при положительных температурах окружающего воз-

© Ботвин Г. В., Николаева М. А., Старостин Н. П., 2023.

\* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 122011100162-9.

духа (до 40 °С) создают условия протекания теплового процесса в ЗТВ, при котором кинетика кристаллизации приводит к формированию в соединении структуры материала, обеспечивающей 0,9 прочности основного материала. В связи с этим, расчетным путем было показано, что при отрицательных температурах ОВ предварительным подогревом и использованием теплоизоляционной камеры можно обеспечить протекание теплового процесса по закономерности близкой динамике температурных полей при положительной температуре ОВ.

Для подтверждения выдвинутой гипотезы и исследования взаимосвязи структуры и прочности шва производилась сварка полипропиленовых труб в раструб при отрицательных температурах с параметрами, полученными расчетом в первой части. Согласно расчетам при температуре ОВ минус 40 °С выполнялась сварка ПП труб SDR 1163×5,8 со следующими параметрами: продолжительность подогрева трубы – 2 минуты, муфты – 3 минуты; продолжительность охлаждения для выравнивания температур – 40 секунд для муфты и свариваемого участка трубы; нагрев по регламентированному режиму для положительной температуры ОВ 20 °С; охлаждение соединения в камере, выполненной из теплоизоляционного материала (вспененного полиэтилена) толщиной 1 см, со слоем воздуха 1 см.

**Методика эксперимента и методы исследований**

Исследования эффективности методов контроля качества раструбных сварных соединений показывают, что существующие методы не выявляют нарушения технологии сварки нагретым инструментом в раструб и не дают количественную оценку прочности сварного соединения [3]. В связи с этим предложен оригинальный способ определения прочности раструбного сварного соединения, заключающийся в том, что при подготовке образца для испытаний на растяжение, на стенках муфты 1 и трубы 3 наносятся надрезы до плоскости сварки [4]. Площадь сварки А между надрезами должна быть меньше, чем площадь минимального поперечного сечения образца вне зоны раструбного соединения (рис. 1). В этом случае при растяжении разрушение произойдет именно по сварному шву, а не по телу трубы или муфты.

Исследование структуры материала сварных соединений ПП труб, проводилось на раструбном электронном микроскопе JEOL JSM-

7800F при увеличении x1000. Микроскопическому исследованию подвергались следующие условные зоны и участки сварного соединения:

1. Зона сплавления – зона нагрева выше температуры плавления.
2. Околошовный участок – участок зоны термического влияния (ЗТВ), который располагается непосредственно у зоны сплавления.
3. Зона термического влияния (ЗТВ) – зона сварного соединения, ограниченная зоной сплавления и изотермой 90 °С не подвергшаяся расплавлению, структура и свойства которого изменились в результате нагрева при сварке.
4. Основной материал – зона, не подвергшаяся температурным изменениям в процессе сварки.

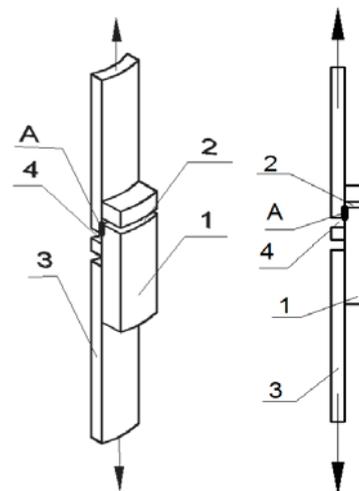


Рис. 1. Образец для определения прочности раструбной сварки

На рис. 2 представлены размеры зон сварного раструбного соединения полипропиленовой трубы Ø 63 мм, SDR11, полученного при температуре ОВ 23 °С.



Рис. 2. Зоны сварного раструбного соединения:  
1 – зона сплавления; 2 – околошовный участок;  
2 и 3 – зона термического влияния; 4 – основной материал

Скорость охлаждения расплава определялась по временным зависимостям температур, полученным расчетным путем в точках между трубой и муфтой.

### Структура материала сварных соединений

Взаимосвязь структуры и свойств полипропилена изучались в работах [5–6]. Формирование надмолекулярных структур в процессе сварки элементов конструкций из пропиленов остаются малоизученными. В процессе тепловой сварки структура материала в зоне сварного шва резко меняется за счет воздействия

высокой температуры нагревателя и последующего охлаждения расплава – кристаллизации состоящей из двух этапов: формирования первичных зародышей и последующего роста кристаллов. На формирование структуры огромное влияние оказывает скорость охлаждения расплава и продолжительность процесса кристаллизации [7].

Интенсивная кристаллизация полипропилена происходит в интервале температур 105–90 °С. Об этом свидетельствуют характерные кривые дифференциального сканирующего калориметра (ДСК) трубного полипропилена (рис. 3).

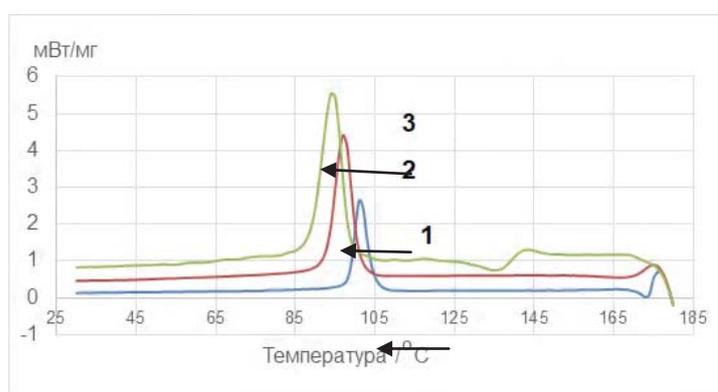


Рис. 3. Кривые ДСК кристаллизации материала ПП труб при скорости остывания: 1 – 10; 2 – 20; 3 – 30 °С/мин

В интервале температур кристаллизации при положительных температурах ОБ скорость охлаждения сварного соединения полипропиленовых труб в раструб значительно замедляется, и какое-то время близка нулю за счет выделившегося теплоты фазового превращения. Материал сварного соединения пребывает в условиях интенсивной кристаллизации около минуты ( $V_{105-90} \approx 15$  °С/мин). При температуре ОБ минус 30 °С скорость охлаждения материала в интервале интенсивной кристаллизации практически не замедляется, и температура расплава выходит из этого интервала меньше чем за 15 с ( $V_{105-90} \approx 60$  °С/мин).

Микроскопические исследования показывают, что структура материала зоны сплавления сварных соединений, выполненных при любой температуре ОБ (в том числе и отрицательной) сферолитная, близкая к исходной структуре материала трубы (рис. 4). Это объясняется тем, что зона сплавления меньше подвержена воздействию температуры ОБ.

На рис. 5 представлены микрофотографии ЗТВ и околошовного участка сварных соединений, выполненных при различных температурах ОБ.

Скорости охлаждения расплава во время сварки при температуре ОБ 23 °С (рис. 5, а, з) приводят к формированию в околошовном участке и в ЗТВ, как и в зоне сплавления, сферолитной структуры материала.

В околошовном участке сварного соединения, выполненного при температуре ОБ минус 30 °С, формируется смешанная структура – фибриллярно-сферолитная (рис. 5, б). Формирование сферолитов из пластинчатых структур (лент, пластин, фибрилл) происходит, если на стадии их образования кристаллизация не прекращается, т. е. температура материала остается в интервале температур кристаллизации [8–9]. Из-за высокой скорости остывания расплава в околошовном участке сварного соединения, часть фибриллярной структуры материала не успела перестроиться в сферолиты и сформировалась смешанная структура.

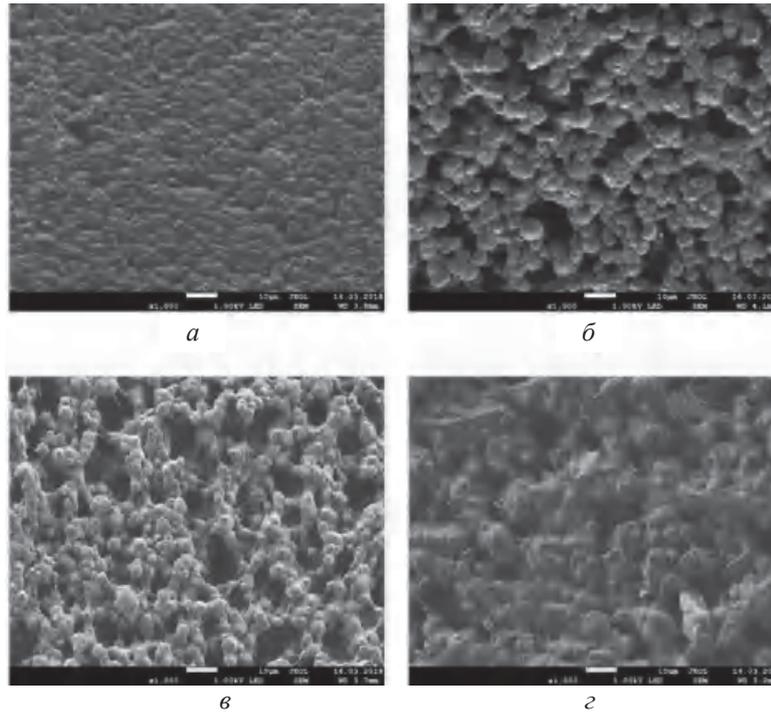


Рис. 4. Структуры основного материала и зон сплавления:  
*a* – основной материал трубы; *б* – основной материал муфты;  
*в* – зона сплавления (сварка при 23 °С); *г* – зона сплавления (сварка при минус 30 °С)

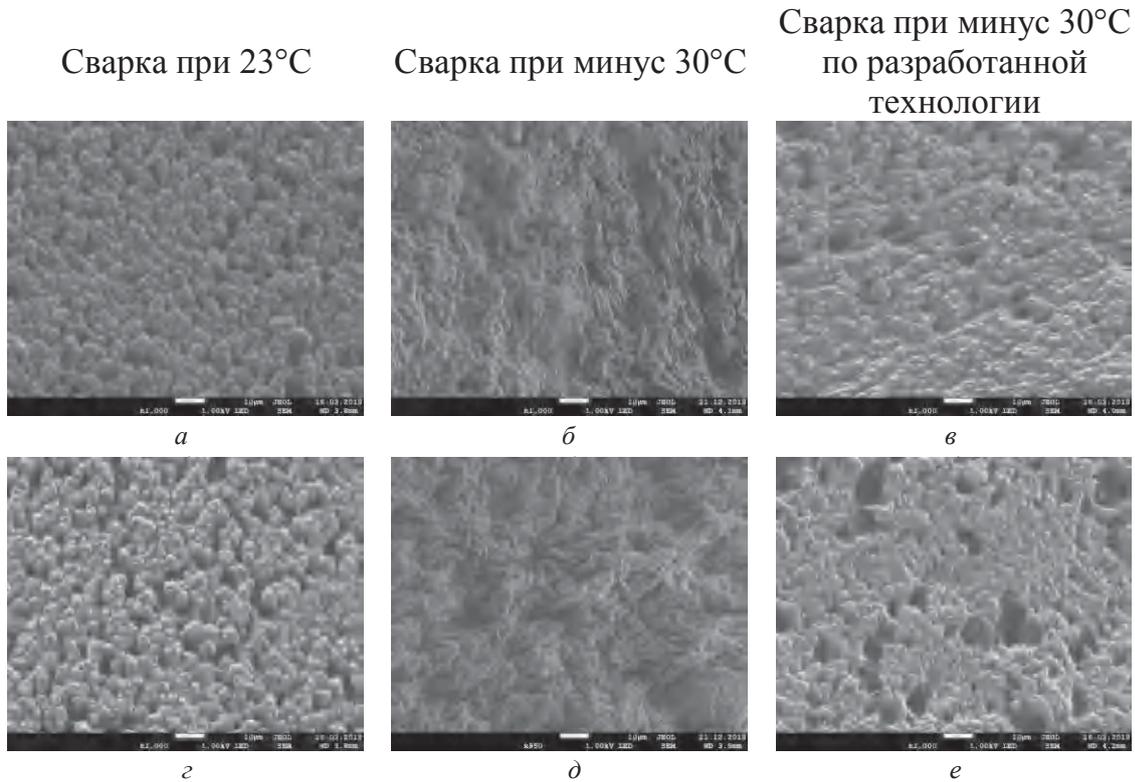


Рис. 5. Структуры материала околошовного участка (*a*, *б*, *в*) и ЗТВ (*г*, *д*, *е*) сварных растровых соединений полипропиленовых труб, выполненных при различных температурах ОВ

В ЗТВ наблюдается полностью фибриллярная структура (рис. 5, *д*), т. е. из-за недостаточ-

ного нагрева и высокой скорости охлаждения температура расплава становится ниже темпе-

ратуры кристаллизации до начала перестроения фибрилл в сферолиты.

Так как предварительный подогрев свариваемых деталей, перед сваркой при температуре ОВ минус 30 °С по разработанной технологии, обеспечил достаточное проплавление свариваемых деталей, а теплоизоляционная камера снизила скорость охлаждения до  $V_{105-90} \approx 15$  °С/мин в околошовном участке и ЗТВ сварного соединения сформировалась сферолитная структура (рис. 5, в, е), близкая к структуре зоны сплавления и основного материала.

Для определения прочностных характеристик сварных соединений полипропиленовых труб в раструб проведены испытания на осевое и длительное растяжение согласно ГОСТ Р 55142–2012 [10]. Испытания проводились на образцах, описанных в работе [4]. Исследовались сварные соединения, полученные при различных температурах ОВ, в том числе отрицательных по разработанной технологии. Для сравнения исследовался материал трубы, не подвергавшийся температурному воздействию сварки. Результаты испытаний приведены в таблице.

Результаты кратковременных и длительных испытаний сварных соединений ПП труб

| Технология сварки | Температура ОВ при сварке, °С | Предел текучести при осевом растяжении, $\sigma_{рм}$ , МПа | %    | Время до разрушения при испытании на длительное растяжение, ч |
|-------------------|-------------------------------|---|------|---|
| Стандартная       | 23                            | 18,803  | 96,7 | 305,5   |
| Стандартная       | -16                           | 16,043  | 82,5 | 229,3   |
| Разработанная     | -30                           | 19,197  | 98,8 | 341,5   |
| Основной материал |                               | 19,435  | 100  |   |

Таким образом, высокая скорость охлаждения расплава ( $V_{105-90} \approx 60$  °С/мин) при сварке в условиях отрицательных температур ОВ приводит к формированию в околошовном участке смешанной фибриллярно-сферолитной, а в ЗТВ полностью фибриллярной структуры материала. Разнородность структуры сварного соединения приводит к снижению его кратковременной и длительной прочности. Скорость охлаждения сварного соединения при положительных температурах ОВ и при отрицательных температурах с применением предварительного подогрева и теплоизоляционной камеры ( $V_{105-90} \approx 15$  °С/мин) обеспечивает формирование сферолитной структуры материала во всех зонах сварного соединения, что и обуславливает их прочность не ниже 96 % от прочности основного материала.

#### Выводы

1. Проведенные исследования показали, что при сварке полипропиленовых труб нагретым инструментом в раструб при положительных температурах ОВ во всех зонах сварного соединения формируется сферолитная структура материала близкая к структуре основного материала.

2. Установлено, что высокая скорость охлаждения сварного соединения при отрицательных температурах ОВ ( $V_{105-90} \approx 60$  °С/мин) приводит к формированию в околошовном уча-

стке и в ЗТВ структуры отличной от структуры основного материала трубы. Наличие разнородных структур в сварном соединении приводит к снижению его прочности.

3. Показано, что при отрицательной температуре ОВ управление тепловым процессом путем предварительного подогрева концов свариваемых в раструб труб и соединительной муфты, последующего их свободного охлаждения для выравнивания температурных полей в ЗТВ трубы и муфты до допустимой для сварки температуры, а также использование теплоизоляционной камеры при охлаждении обеспечивают скорость охлаждения расплава, достаточный для формирования сферолитной структуры материала.

4. Формирование сферолитной структуры материала сварного соединения при сварке в условиях отрицательных температур по разработанной усовершенствованной технологии обуславливает их прочность более 96 % от прочности основного материала.

#### Благодарности

Выражаем благодарность ЦКП ФИЦ ЯНЦ СО РАН за возможность проведения исследований на научном оборудовании

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ботвин, Г. В. Взаимосвязь структуры и прочности шва при сварке полипропиленовых труб в раструб при от-

рицательных температурах. Часть I. Управление тепловым процессом / Г. В. Ботвин, М. А. Николаева, Н. П. Старостин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 35–41.

2. Кайгородов, Г. К. Влияние скорости охлаждения на полиэтиленового сварного шва на его прочность / Г. К. Кайгородов, В. Ю. Каргин // Трубопроводы и экология. – 2001. – № 2. – С. 13–14.

3. Ботвин, Г. В. Разработка технологии сварки полипропиленовых труб нагретым инструментом в раструб при отрицательных температурах окружающего воздуха : дис. ... канд. техн. наук : 05.02.10: защищена 30.09.20 / Ботвин Г. В. – СПб., 2020. – 116 с.

4. Патент РФ № 2627170 RU G01L 1/00, G01N 3/12. Способ и образец для определения прочности муфтового сварного соединения полимерных труб / Герасимов А. И., Старостин Н. П., Ботвин Г. В., Данзанова Е. В. ; заявитель и патентообладатель Ин-т проблем нефти и газа СО РАН. –

№ 2016116073 ; заявл. 25.04.2016 ; опубл. 03.08.2017, Бюл. № 22.

5. Иванюков, Д. В. Полипропилен / Д. В. Иванюков, М. Л. Фридман. – М. : Химия, 1974. – 270 с.

6. Перепелкин, В. П. Полипропилен, его свойства и методы переработки / В. П. Перепелкин. – Л. : ЛДНТП, 1963. – 256 с.

7. Бартнев, Г. М. Физика и механика полимеров / Г. М. Бартнев, Ю. В. Зеленев. – М. : Высш. шк., 1983.

8. Каргин, В. А. Краткие очерки по физико-химии полимеров / В. А. Каргин, Г. Л. Сломинский. – М. : Химия, 1967. – С. 34–48.

9. Рамбиди, Н. Г. Структура полимеров – от молекул до наноструктур / Н. Г. Рамбиди. – Долгопрудный: Интеллект, 2009. – С. 224.

10. ГОСТ Р 55142–2012 Испытания сварных соединений листов и труб из термопластов; введ. 22.11.12. – М. : Стандартинформ, 2016. – 7 с.

УДК 343.983.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-37-40

*Д. Ю. Донцов<sup>1</sup>, В. А. Васильев<sup>1</sup>, Т. А. Ермакова<sup>2</sup>*

### ОТДЕЛЬНЫЕ АСПЕКТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ УСТАНОВЛЕНИИ ОБСТОЯТЕЛЬСТВ ВЫСТРЕЛА ИЗ ОГНЕСТРЕЛЬНОГО ОРУЖИЯ

<sup>1</sup>Волгоградская академия МВД России

<sup>2</sup>Волгоградский государственный университет

e-mail: don3108@mail.ru<sup>1</sup>; taermakova@volsu.ru<sup>2</sup>

В статье рассмотрены вопросы использования многофункционального компаунда – имитатора мягких тканей человека в устройстве для экспериментальной стрельбы с целью получения следов близкого выстрела. Это позволяет при стрельбе из огнестрельного оружия большой мощности (автоматов) приблизить условия эксперимента к условиям выстрела на месте происшествия и получить более достоверное отображение морфологии огнестрельного повреждения, топографии отложения дополнительных следов выстрела.

*Ключевые слова:* устройство для экспериментальной стрельбы, имитатор мягких тканей человека, огнестрельное оружие, дополнительные следы выстрела.

*D. Yu. Dontsov<sup>1</sup>, V. A. Vasiliev<sup>1</sup>, T. A. Ermakova<sup>2</sup>*

### SPECIAL ASPECTS OF USING POLYMERIC MATERIALS IN ESTABLISHING FACTS OF SHOOTING OF A FIRE WEAPONS

<sup>1</sup>Volgograd Academy of the Ministry of Interior of Russia

<sup>2</sup>Volgograd State University

This article reviews issues of usage of experimental shooting device while experimental shot traces obtaining. Design features of the device proposed is the support platform with cover made of multifunctional compound – soft tissue simulator. It allows eliminating the elastic deformation of target while high-power weapons shooting (rifle), approximate experimental conditions to shot conditions at place of occurrence, receive in samples more realistic indication of gun damage, topography of extra shots traces.

*Keywords:* experimental shooting device, soft tissue simulator, fire weapon, extra shot traces.

К одной из основных задач, решаемых в ходе экспертизы огнестрельных повреждений, относится определение направления и дистанции выстрела. Выводы по результатам решения данных вопросов имеют большое значение в процессе раскрытия и расследования престу-

плений, так как позволяют получить сведения о местоположении стрелявшего, дистанции между ним и объектом поражения при производстве выстрела. Все это, в свою очередь, создает возможности следователю (суду) для квалификации расследуемого деяния (убийство, само-

убийство и пр.), определять степень вины преступника. Поэтому достоверность полученной информации о следах выстрела является решающим фактором при формулировании окончательного вывода [1].

Если в распоряжение эксперта помимо повреждения представлено огнестрельное оружие его причинившее, то проводится экспериментальная стрельба. Для моделирования условий близкого выстрела предложены различные конструкции устройств [2; 3], позволяющие осуществить экспериментальный отстрел. Как было указано в научной статье [4], их использование позволяет облегчить работу эксперта-баллиста, а также судебно-медицинского эксперта и, при этом, получить более достоверную информацию об обстоятельствах применения огнестрельного оружия за счет использования мишеней, позволяющих принимать требуемую форму (например, форму частей тела человека).

В ходе проведения экспериментального отстрела огнестрельного оружия под патрон большой мощности (автомата Калашникова АКМ) на дистанциях до 60 см было установлено, что общая картина морфологии повреждений и топографии отложения продуктов выстрела начинает искажаться за счет деформирования мишеней в момент воздействия на них газопороховой струи и предпульного столба воздуха. В дальнейшем с целью устранения данного эффекта возникла необходимость при-

менения в конструкции устройства для экспериментальной стрельбы основания, на котором фиксируется мишень, из материала увеличивающего его жесткость, при этом, обладающего достаточными вязкоупругими характеристиками (позволяющими приблизиться к биологическим мягким тканям).

Ранее коллективом авторов [5] был разработан соотносимый с биологическим объектом (телом человека), обладающий соответствующими способностями по улавливанию выстреленных из стрелкового оружия высокоскоростных снарядов (пули, дроби, картечи), позволяющий воспроизвести близкие к огнестрельным ранам размеры и морфологию входного и выходного отверстий, раневого канала (рис. 1), экспериментальный материал (компаунд). При этом ему были заданы такие свойства, как стойкость к воздействию пламени, высоких температур, сохранение целостности объекта после воздействия поражающих факторов выстрела, возможность регулирования реологических характеристик материала экспериментального объекта в заданном диапазоне. При этом возможность его многократного использования, технологическая и сырьевая доступность, и невысокая себестоимость, в совокупности с вышеуказанными свойствами, позволили выбрать данный компаунд в качестве материала основания для закрепления мишеней в устройстве для экспериментальной стрельбы.



Рис. 1. Многофункциональный компаунд с огнестрельным повреждением, образованным выстреленной из пистолета Макарова пулей

В итоге данный многофункциональный компаунд было решено опробовать в конструкции устройства для экспериментальной стрельбы [6], где основание (опорная площадка) для закрепления мишени выполнено в виде емкости с наполнителем, имитирующим мягкие ткани тела человека.

#### Материалы и методика проведения исследований

В целях проверки работоспособности данного устройства проводилась экспериментальная стрельба из огнестрельного оружия различной мощности по мишеням, установленным на основание, заполненное многофункциональным

компаундом. Стрельба проводилась из 5,45 мм автомата Калашникова АКС-74У патронами 5,45×39 мм (7Н6М) с пулей со стальным сердечником, 7,62 мм автомата Калашникова АКМ патронами 7,62×39 мм (57-Н-231) с пулей со стальным сердечником и 9,0 мм пистолета-пулемета ПП-2000 патронами 9x19 мм «Luger», образующих характерные дополнительные следы выстрела при стрельбе с близких дистанций.

Мишени изготавливались размером 300×300 мм из ткани (белой бязи) малой степени износа. Основание, имитирующее мышечные ткани тела человека, изготавливалось следующим образом. Изначально бралась рамка, выполненная из алюминиевой проволоки диаметром 5 мм, размером 300×300 мм с проушинами для крепления на стойках. Затем под воздействием мышечной силы она изгибалась до требуемой формы (плеча человека).

Далее на основе этой рамки изготавливалась емкость, стенки которой выполнялись из алюминиевой фольги. Для увеличения прочности будущего основания на рамке закреплялась армирующая стальная проволока диаметром 0,5 мм (рис. 2). На дно изготовленной емкости помещалась ткань после чего она заполнялась жидким компаундом в подогретом состоянии, который после охлаждения становился желеобразным.



Рис. 2. Внутренняя полость изготовленной на основе алюминиевой рамки емкости

Основным процессом получения многофункционального компаунда являлся синтез, который осуществлялся по следующей методике. Нефтяное масло И-40 и синтетическое полиальфаолефиновое масло смешивалось с полимерным загустителем, которым является сополимер этилена и бутадиена 8 % мас. в масле И-20 (кинематической вязкостью при 100 °С не

менее 1300 сСт) при соотношении компонентов 55:15:15 (масс). Смесь нагревалась в течении 3–7 ч при температуре 80–100 °С. В полученную гомогенную массу при перемешивании вводились последовательно петролатум нефтяной, церезин синтетический высокоплавкий, ионол в соотношении 10:4:1 (масс). Полученная смесь переносилась в форму, охлаждалась до комнатной температуры и выдерживалась 10 ч. В итоге многофункциональный компаунд обладал требуемыми реологическими свойствами (вязкостью, упругостью, пластичностью и прочностью), что соответствовало значениям пенетрации в пределах от 42 до 44 ед. при температуре 25 °С.

После этого алюминиевая фольга снималась, а полученное основание крепилось вертикально на металлических стойках. Для получения следов выстрела поверх застывшего наполнителя закреплялись изготовленные из ткани мишени.

Стрельба производилась последовательно сначала из пистолета-пулемета ПП-2000, затем из автоматов Калашникова АКМ и АКС-74У с дистанций от 1 до 40 см.

#### Результаты исследований

После проведения 30 выстрелов из всех указанных видов оружия наполнитель (многофункциональный компаунд) незначительно деформировался в рамке, но после приложения небольшого усилия и перемотки его слоем ткани принял первоначальное состояние, что позволило провести еще серию выстрелов (рис. 3).

Сравнение следов выстрела из пистолета-пулемета ПП-2000, автоматов Калашникова АКМ и АКС-74У на мишенях, закрепленных на подложке из многофункционального компаунда, и без нее, показало, что при стрельбе с данных дистанций имеются как незначительные, так и ярко выраженные различия в их характеристиках. При этом рассматривались такие общепринятые признаки морфологии повреждений и топографии отложения дополнительных факторов выстрела, как форма и края повреждения, наличие, плотность рассеивания и размер зон отложения зерен пороха, термическое действие пороховых газов и зерен, механическое действие пороховых зерен, а также зональность отложения копоти выстрела.

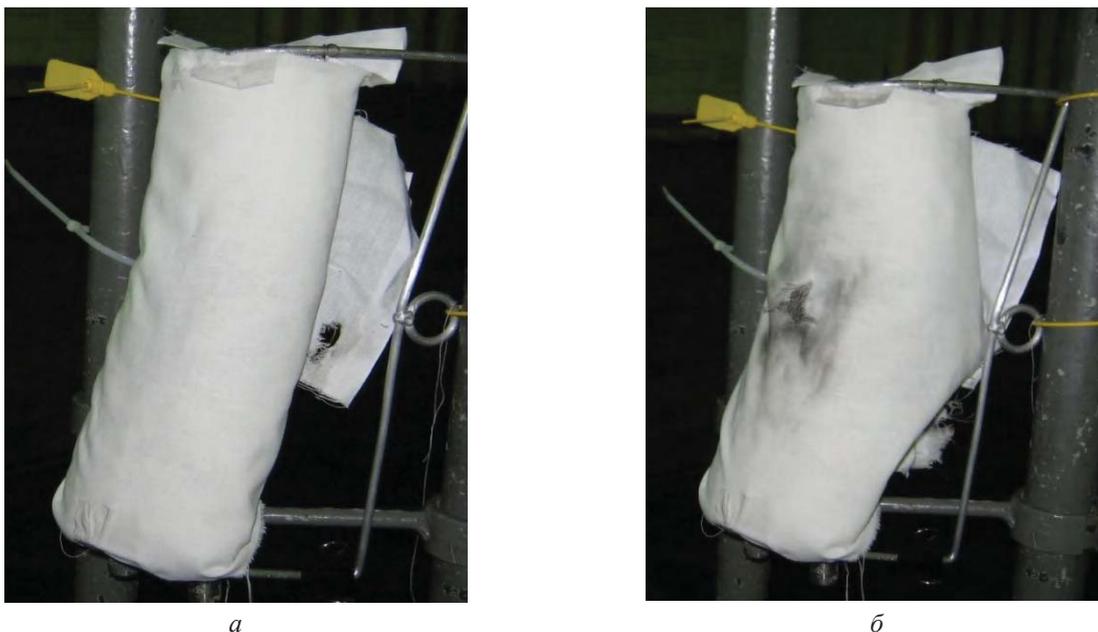


Рис. 3. Внешний вид основания из многофункционального компаунда с мишенью до (а) и после (б) выстрела

### Заключение

Установлено, что при стрельбе из данных моделей огнестрельного оружия по мишеням, повторяющим форму тела человека, в состав которых входит многофункциональный композит многоназначного использования, позволяющий моделировать свойства мягких тканей (биологических материалов), минимизируется степень искажений мишеней в момент выстрела и увеличивается достоверность получаемой информации по установлению обстоятельств выстрела.

Это в свою очередь создает необходимые условия для решения широкого спектра диагностических и идентификационных задач криминалистической и судебно-медицинской экспертизы.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Донцов, Д. Ю. Методические аспекты исследования следов близкого выстрела вдоль поверхности преград сложной формы / Д. Ю. Донцов // Судебная экспертиза. – 2019. – № 3 (59). – С. 80–90.
2. Устройство для экспериментальной стрельбы. Патент РФ № 2090829, МПК F41J 1/00, опубл. 20.09.1997.
3. Устройство для экспериментальной стрельбы. Патент на ПМ РФ № 146737, МПК F41J 1/00, опубл. 20.10.2014.
4. Латышов, И. В. Особенности использования устройства для экспериментальной стрельбы при отстреле огнестрельного оружия различной мощности / И. В. Латышов, Д. Ю. Донцов, И. В. Запорожкова // Вестник Санкт-Петербургского университета МВД России. – 2018. – № 3 (79). – С. 113–118.
5. Латышов, И. В. Возможности использования синтетического компаунда для моделирования мягких тканей человека при исследовании огнестрельных повреждений / И. В. Латышов, Т. А. Ермакова, И. В. Запорожкова, В. А. Васильев / Судебно-медицинская экспертиза. – 2017. – Том 60. – № 5. – С. 8–11.
6. Устройство для экспериментальной стрельбы. Патент на ПМ РФ № 173312, МПК F41J 1/00, опубл. 21.08.2017.

УДК 533.9

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-41-47

*И. П. Ершов, Л. А. Зенитова, А. Н. Даутова, Ф. Р. Сагитова***ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЫ ВЫСОКОЧАСТОТНОГО ИНДУКЦИОННОГО РАЗРЯДА  
НА СТЕКЛОВОЛОКНО, ОЦЕНЕННОЕ С ПОМОЩЬЮ  
РЕНТГЕНОВСКОЙ КОМПЬЮТЕРНОЙ ТОМОГРАФИИ****ФГБОУ ВО «Казанский национальный исследовательский технологический университет»**

e-mail: ershovip@gmail.com, liubov\_zenitova@mail.ru, alsu\_5572@mail.ru

В работе представлено исследование влияния модификации стекловолокна (СВ) плазмой высокочастотного индукционного разряда (ВЧИ). Влияние плазмообработки оценивалось с помощью рентгеновской компьютерной томографии (КТ). Для каждого образца получены рентгенотомографические срезы в трех плоскостях пространства и трехмерная визуализация объема – значение структурного индекса модели, удельной площади поверхности и относительной плотности. После обработки СВ на 2,7 % увеличилась относительная плотность волокна. При этом удельная площадь поверхности (соотношение площади поверхности образца к его объему) также увеличилась на 16,5 %, тем самым повышая адгезию волокна к полимеру.

Необработанный и обработанный пучки имеют достаточно близкие объемные плотности, однако последний образует более тесные сплетения, за счет чего имеет увеличенное значение удельной площади. Все эти изменения говорят о значительном вкладе в увеличение поверхности контакта СВ, что дает возможность предположить увеличение адгезионного взаимодействия СВ – полимерная матрица.

*Ключевые слова:* стекловолокно, плазма высокочастотного индукционного разряда, рентгеновская компьютерная томография, адгезия.

*I. P. Ershov, L. A. Zenitova, A. N. Dautova, F. R. Sagitova***EFFECT OF HIGH-FREQUENCY INDUCTION DISCHARGE PLASMA  
ON FIBERGLASS ASSESSED BY X-RAY COMPUTED TOMOGRAPHY****Kazan National Research Technological University**

The paper presents the study of the effect of modification of glass fiber (GF) with high-frequency induction discharge plasma in various media. The impact of plasma processing was assessed by X-ray computed tomography. For each sample, X-ray tomographic sections were obtained in three planes of space and three-dimensional visualization of volume – the value of the structural index of the model, specific surface area and volumetric density. After treatment with cold plasma, the volume density of the fiber increased by 2.68%. At the same time, the specific surface area (the ratio of the surface area of the sample to its volume) also increased by 16.5%, thereby increasing the adhesion of the fiber to the polymer.

The untreated and processed bundles have sufficiently close volumetric densities, however, the latter forms closer plexuses, due to which it has an increased value of specific area. All these changes indicate a significant contribution to the increase in the contact surface of the CB, which makes it possible to assume an increase in the adhesive interaction of the CB – polymer matrix.

*Keywords:* fiberglass, glass fiber, plasma of high-frequency induction discharge, X-ray computed tomography, adhesion.

**Введение**

В настоящее время существует более 200 видов наполнителей для полимеров, и их количество с каждым годом увеличивается, что связано с расширением областей применения полимерных материалов: дисперсные, волокнистые, тканые.

Важнейшей характеристикой наполнителей является их морфология и удельная поверхность, от которой зависит эффективность взаимодействия с полимерной матрицей. Это особенно важно в том случае, когда полимерные материалы подвергаются обработке поверхно-

стно активными веществами, модификаторами и другими добавками.

Неорганические материалы используются в качестве армирующих наполнителей полимерных композиционных материалов

Армирующие наполнители подразделяются на дисперсные и волокнистые. В группе волокнистых особое место занимают стеклянные волокна.

При создании композиционных материалов широко используют активацию поверхности волокон с целью получения прочного, монолитного соединения последних с полимерной матрицей.

Активированные различными способами поверхности приобретают новые свойства, не присущие исходным волокнам, например, смазываемость, способность к адгезии, биосовместимость, стойкость к агрессивным средам, износостойкость, обеззараживание, химическое сродство или инертность и т. п.

Растущие экологические и энергосберегающие проблемы постепенно ведут к замене многих традиционных жидкостных химических способов обработки, использующих большое количество воды, энергии и сточных вод, различными формами «сухих» и «полусухих» способов обработки.

В настоящее время в промышленности для модификации большого количества материалов используется плазма атмосферного и пониженного давления.

В работе рассмотрена физическая модификация СВ. Физическая модификация волокон и нитей заключается в направленном изменении надмолекулярного строения, формы или внешней поверхности (без изменения химического состава). Целью физической модификации армирующих волокон является повышение технического уровня и качества текстильных изделий. Физическая модификация позволяет значительно улучшить ассортимент, строение, основные свойства волокон, нитей и изделий, придать им новые ценные свойства, существенно повысить технико-экономические показатели, увеличить объемы производства, расширить области применения [1].

В качестве альтернативы методам модификации материалов особую значимость приобретают плазменные методы обработки [2–11].

Квазинейтральная плазма находится в окрестности слоя под положительным потенциалом по отношению к поверхности контакта. Между поверхностью и плазмой возникает плазменный слой, внутри которого существует электрическое поле (рис. 1).

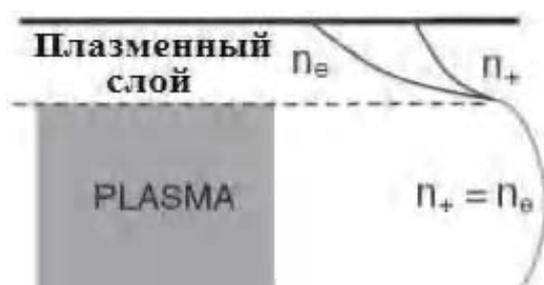


Рис. 1. Плотность плазмы и плазменного слоя в области поверхности

Между частицами плазмы и поверхностью твердого тела возможны следующие процессы: столкновение частиц, находящихся в ионизированном газе между собой и плазмы с поверхностью, взаимодействие ионов и электронов с поверхностью, атомные и молекулярные реакции.

Движущиеся заряженные и нейтральные частицы сталкиваются или взаимодействуют друг с другом. Столкновения можно подразделить на три вида:

- упругие столкновения, при которых импульс перераспределяется между сталкивающимися частицами, которые меняют свое направление, а общая кинетическая энергия остается неизменной;

- неупругие столкновения, при которых импульс перераспределяется между сталкивающимися частицами, а часть начальной кинетической энергии передается внутренней энергии одной из участвующих частиц. Это приводит к диссоциации, возбуждению или ионизации одной или обеих частиц;

- абсолютно упругие столкновения, в которых импульс перераспределяется между сталкивающимися частицами, а внутренняя энергия одной или обеих частиц переходит в полную кинетическую энергию системы.

Таким образом, плазменная технология благодаря высокой активности частиц плазмы, открывает новые возможности получения композиционных материалов, армированных волокнистыми наполнителями.

#### Экспериментальная часть

Для проведения исследований использовалось стекловолокно марки ЕС13-600Т-Т-76 (300) производства ОАО «Новгородский завод стекловолокна».

Для исследований влияния ВЧИ плазменной обработки на СВ применялась опытно-промышленная плазменная установка высокочастотного индукционного разряда содержащая механическую систему откачки 1, систему электроснабжения 2, систему газоснабжения 3, систему водоснабжения 4, генератор 5, систему диагностики 6, вакуумную камеру 7, индуктор 8, разработанная на базе Казанского национального исследовательского технологического университета (рис. 2).

Принцип работы ВЧИ плазменной установки основан на ионизации плазмообразующего газа под действием электромагнитного поля индуктора. Первый этап обработки осуществляется следующим образом. В вакуумной камере 7

обрабатываемый материал устанавливают над индуктором 8 перпендикулярно потоку плазмообразующего газа. Производят откачку воздуха, устанавливают заданное давление и напускают в вакуумную камеру 7 плазмообразующий газ (или смесь плазмообразующих га-

зов). При подаче на индуктор 8 ВЧ напряжения образуется плазменный сгусток, при продуве через который плазмообразующий газ образует плазменную струю – инструмент обработки.

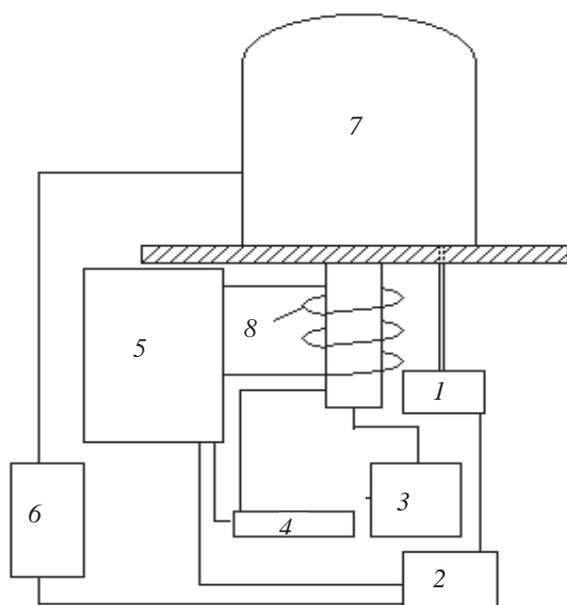


Рис. 2. Экспериментальная ВЧИ плазменная установка:  
а – схема установки; б – фотография вакуумной камеры установки в рабочем состоянии

Режим работы ВЧИ плазменной установки регулируют путем изменения времени воздействия плазмы, давления в разрядной камере, расхода плазмообразующего газа и мощности разряда.

Для разработки прогрессивных технологических процессов, исследования взаимодействия плазмы с обрабатываемым материалом плазменная установка снабжена диагностической аппаратурой, позволяющей определять и контролировать ответственные за обработку параметры разряда.

Основными параметрами потока ВЧИ разряда являются: напряжение на аноде, ток анода, давление в разрядной камере, скорость плазменного потока, температура плазменного потока, концентрация электронов, плотность тока в разряде.

Измельченное СВ помещалось в мягкий контейнер из полиэтиленовой пленки и обрабатывалось при следующих параметрах: расход газа  $g=0,04$  г/с, давление в камере  $P=26,6$  Па, напряжении на аноде – 2,5 кВ, ток анода – 1,25А, время обработки 2,5мин., среда плазмообразующего газа – аргон.

Методом рентгеновской КТ было проведено изучение двух образцов СВ – необработанного и после плазмообработки. Для каждого образца получены рентгеномографические срезы в трех плоскостях пространства и трехмерная визуализация объема – значение структурного индекса модели, удельной площади поверхности и объемной плотности.

Объемная плотность пучка волокон определялась как соотношение объема волокон к общему объему, вырезанного внутри пучка волокон (рис. 3). Рентгеновская КТ – метод, позволяющий проводить регистрацию и анализ внутренней структуры объекта без нарушения его строения, и целостности, был предложен в 1972 г. Годфри Хаунсфилдом и Алланом Кормаком, удостоенными за эту разработку Нобелевской премии. На протяжении последних 10 лет технологии микрофокусной рентгенографии и КТ быстро развивались и получили статус метрологических. Промышленные рентгеновские системы КТ обеспечивают высокую точность и возможность измерения внутренних и внешних габаритов исследуемого образца без его разрушения, позволяя при этом получать сведения о плотности.

Для проведения исследования использовалась микро и нанофокусная исследовательская рентгеновская система для КТ General Electric V|tome|X S 240.

Единичный срез, толщиной в один воксел, называется слайс. Разрешение – величина, определяющая количество вокселей на единицу длины. Для томографических исследований разрешение съемки для всех образцов составило 1 мкм. Соответственно, значения погрешности метода определяются величиной разрешения: пустоты меньших размеров не определяются. Также, к незначительным ошибкам в расчете объемов могут приводить наличие вокселей с переходными рентгеноплотными характеристиками при переходе от воздуха к образцу. В данном исследовании к пустотам строго отнесены лишь воксели, имеющие рентгеноплотные значения, наиболее близкие к значениям воздуха.

Методом рентгеновской КТ было проведено изучение двух типов волокон СВ-НЗС и СВ-ТАС. Для каждого образца получены рентгено-томографические срезы образца в трех плоскостях пространства и трехмерная визуализация объема, и значение структурного индекса модели, удельной площади поверхности, объемной плотности.

Структурный индекс модели ( $S.M.I$ ) характеризует относительное преобладание форм стержней и пластин в такой трехмерной структуре. Он включает в себя измерение выпуклой кривизны поверхности. Идеальная пластина, цилиндр и сфера имеют значения 0,3 и 4 соответственно (и наоборот, цилиндрические и сферические полости имеют значения -3 и -4 соответственно) [12].

$$S.M.I. = 6 \times \frac{S_d \times V}{S^2},$$

где  $S$  – исходная площадь поверхности волокон;  $S_d$  – площадь поверхности волокон после бесконечно малого увеличения объема;  $V$  – объем волокон.

**Значения относительной плотности пучка волокон СВ до и после плазмообработки**

| Образец        | Относительная плотность пучка волокон | Удельная площадь поверхности, мм <sup>-1</sup> | Структурный индекс модели |
|----------------|---------------------------------------|--|---------------------------|
| Необработанный | 0,786                                 | 118,012  | -3,261                    |
| Обработанный   | 0,806                                 | 137,528  | -3,361                    |

По данным таблицы видно, что после обработки СВ «холодной» плазмой пониженного давления на 2,68 % увеличилась объемная плот-

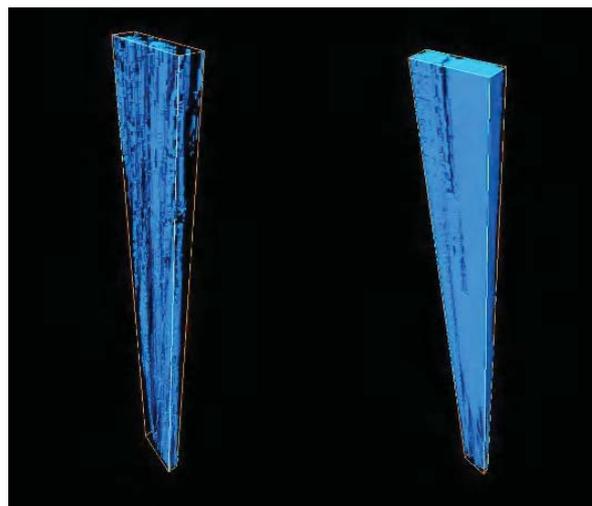


Рис. 3. Объем, вырезанный внутри пучка волокон

В качестве основного критерия качества связи компонентов элементарной ячейки КМ рассматривалась сила разрушения связи армирующего волокна с эпоксидной матрицей. Значение силы разрушения определялось количеством необходимой силы для выдергивания волокна из отвержденной матрицы при постоянной глубине заделки  $l$ . Эксперименты проводили с необработанными и обработанными образцами. Пропитка матрицей проводилась в воздушной среде. Испытания проводились на разрывной испытательной машине РМ-50 Прочность соединения волокон с матрицей образца композиционного материала определяли методом wet-pull-out, разработанным КНИТУ совместно с ИМЕТ РАН им. А. А. Байкова [13] (рис. 7).

#### Обсуждение результатов исследования

В результате исследований методом рентгеновской КТ получены значения структурного индекса модели, удельной площади поверхности, объемной плотности (с охватом пор с линейным размером только более 4 мкм) для двух образцов до и после обработки «холодной» плазмой пониженного давления (таблица).

ность волокна. При этом удельная площадь поверхности также увеличилась на 16,5 %, тем самым повышая адгезию волокна к полимеру.

В результате плазмообработки структурный индекс модели (таблица) указывает на образование полостей цилиндрической и сферической формы и составил -3,361 по сравнению с необработанным волокном, у которого он составляет -3,261.

Проанализированы ортогональные рентгеноплоскостные срезы образцов, приближенные сечения волокон (в плоскости XY и YZ) (рис. 4).

Приближенные сечения волокон СВ (в плоскости XY) представлены на рис. 5.

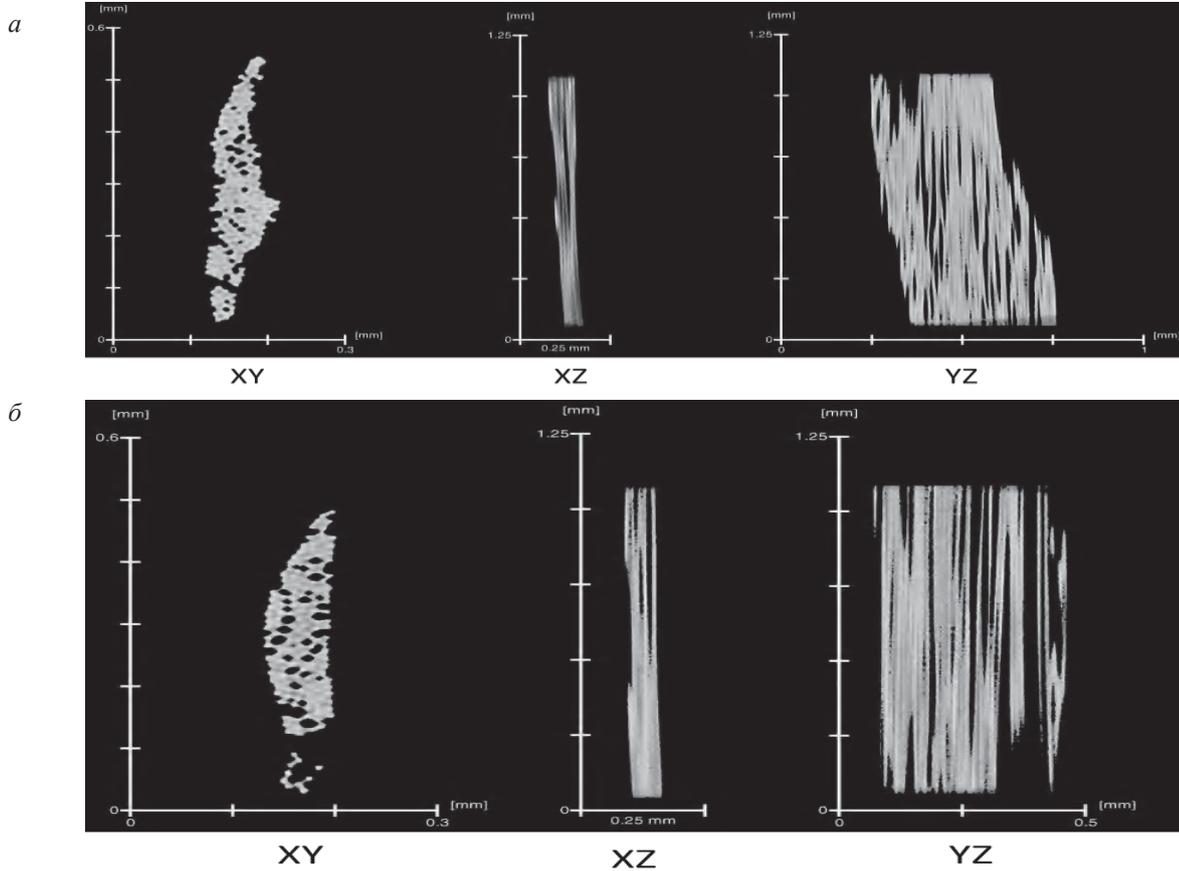


Рис. 4. Ортогональные томографические срезы в плоскостях XY, XZ и YZ СВ:  
а – до обработки; б – после обработки

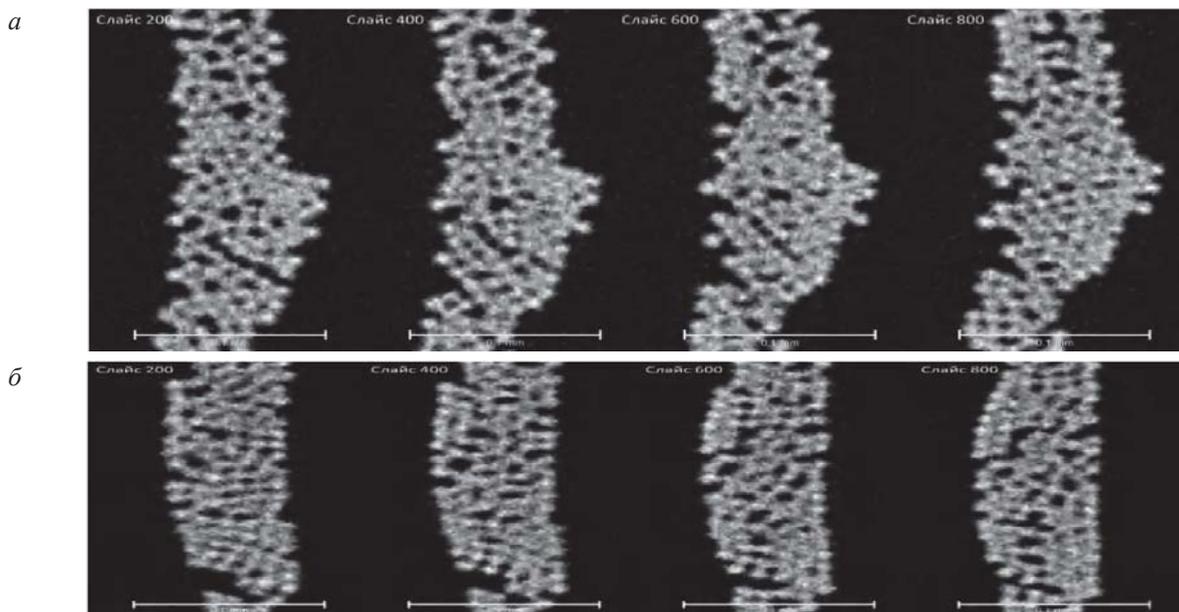


Рис. 5. Приближенные сечения волокон СВ (в плоскости XY):  
а – до обработки; б – после обработки

Приближенные сечения волокон СВ в плоскостях XZ и YZ представлена на рис. 6

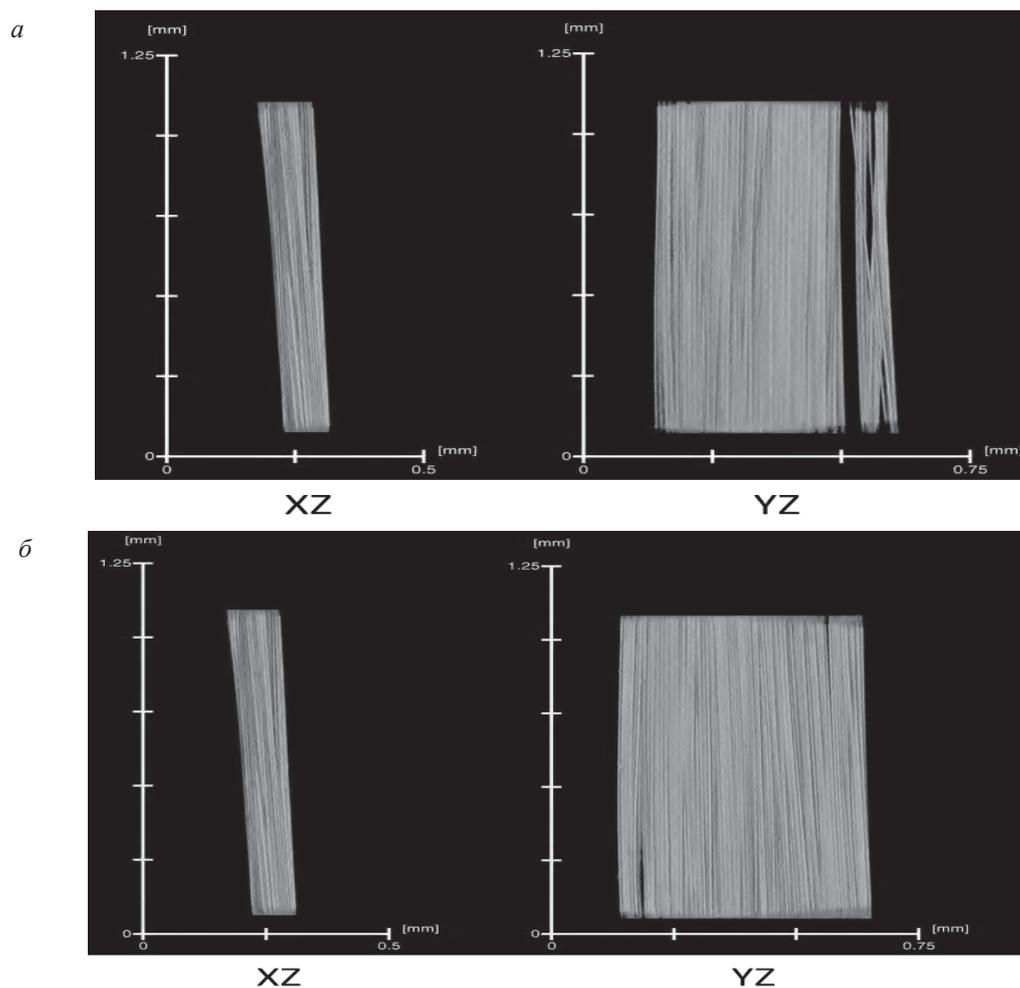


Рис. 6. Приближенное сечение волокон СВ в плоскостях XZ и YZ:  
а – до обработки; б – после обработки

По данным рис. 4–6 обнаружены структурные изменения в объеме стекловолокна, увеличение площади, способной к контакту с адгезивом. Видно, что после обработки образец имеет более упорядоченную структуру.

Иллюстрацией увеличения адгезионных взаимодействий после плазменной обработки служит определение прочности соединения волокон с матрицей образца композиционного материала методом wet-pull-out (рис. 7).

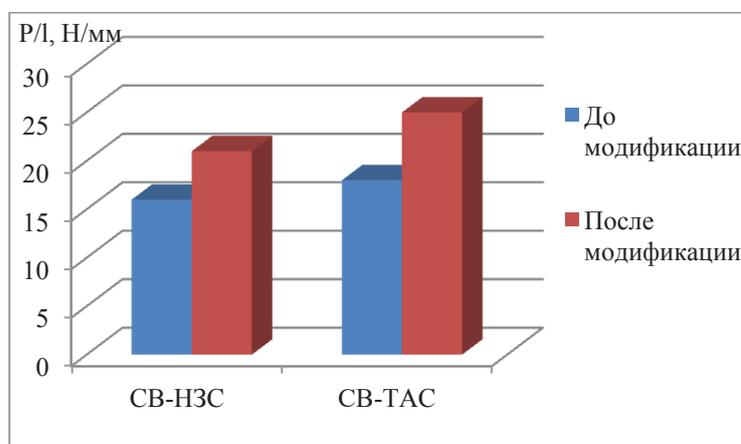


Рис. 7. Влияние плазменной модификации на нормированную величину разрушающей нагрузки матрицы микрокомпозита P/l

Активация волокон плазмой увеличивает нормированную величину разрушающей нагрузки матрицы микрокомпозита для СВ-ТАС в 1,4 раза, а для СВ-НЗС – в 1,3 раза.

#### Заключение

Таким образом, необработанный и обработанный пучки имеют достаточно близкие объемные плотности, однако, последний образует более тесные сплетения, за счет чего имеет увеличенное значение удельной площади. Об этом же говорит более низкое значение структурного индекса модели для обработанного пучка, означающие укорачивание цилиндрических полостей в пучке между отдельными волокнами и их приближение к эллипсоидальной форме. Все эти изменения говорят о значительном вкладе в увеличение поверхности контакта СВ, что дает возможность предположить увеличение адгезионного взаимодействия СВ – полимерная матрица.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кестельман, В. Н. Физические методы модификации полимерных материалов / В. Н. Кестельман. – М. : Химия, 1980. – 224 с.
2. Полак, Л. С. Теоретическая и прикладная плазменная химия / Л. С. Полак, А. А. Овсянников, Д. И. Словецкий. – М. : Наука, 1975. – С. 14–24, 222.
3. Максимов, А. И. Возможности и проблемы плазменной обработки тканей и полимерных материалов / А. И. Максимов, Б. Л. Горберг, В. А. Титов // Текстильная химия. – 1992. – С. 101–118.
4. Оулет, Р. Технологическое применение низкотемпературной плазмы / Р. Оулет, М. Барбье, П. Черемисинов и др. – М. : Энергоатомиздат, 1983. – 144 с.
5. Yasuda H. Plasma for modification of polymers // Macromol. Sci. Chem., 1976, P. 383-420.
6. Сергеева, Е. А. Модификация синтетических волоконистых материалов и изделий неравновесной низкотемпературной плазмой. Ч. 1. Теория, модели, методы : монография / Е. А. Сергеева, В. С. Желтухин, И. Ш. Абдуллин ; М-во образ. и науки РФ, Казан. гос. технол.ун-т. – Казань : КГТУ, 2011. – 252 с.
7. Gafarov I., Tovstopyat A., Galeev V., Golyaeva A., Golyaev Y., Kuznetsov E. Investigation of the argon temperature modes in icp-processing of glass-ceramics. Physics of Plasmas, 2019, V. 26, N 4, P. 043510.
8. Харापудько, Ю. В. Исследование влияния плазменной модификации на свойства поверхности функциональных полимерных материалов / Ю. В. Харापудько, Ю. А. Тимошина, Э. Ф. Вознесенский // Материалы XVII Всероссийской научно-практической конференции с элементами научной школы для студентов и молодых ученых «Новые технологии и материалы легкой промышленности». – Казань : КНИТУ, 2021. – С. 348–352.
9. Karimullin I., Timoshina Y., Voznesensky E., Sysoev V., Kulevtsov G., Shagivalieva R. Influence of processing in radio-frequency low pressure plasma on the adhesion of synthetic fibers to polymer binders. Key Engineering Materials, 2021, V. 899, P. 144–149.
10. Timoshina, Y.A., Voznesensky E.F., Karnoukhov A.E., Krasina I.V., Rakhmatullina G.R., Pankova E.A., Shagivalieva R.R. Influence of plasma modification on free surface energy of synthetic fibrous materials. Journal of Physics: Conference Series, 2020, V. 1588, P. 012052.
11. Тимошина, Ю. А. Влияние плазменной модификации на морфологию поверхности полиамидных волокон / Ю. А. Тимошина, Э. Ф. Вознесенский // Материалы VI Международной молодежной научной конференции «Физика. Технологии. Инновации». – Екатеринбург : УрФУ, 2019. – С. 800–802.
12. Hildebrand T., Rügsegger P. Quantification of bone microarchitecture with the structure model index. Comput. Methods Biomech. Biomed. Engin. 1997.
13. Кудинов, В. В. Влияние компонентов на свойства полимерных композиционных материалов : монография-справочник / В. В. Кудинов, Н. В. Корнеева, И. К. Крылов. – М. : Наука, 2021. – С. 23–27.

УДК 546.3-19'72'821'11'171.1

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-47-51

**А. В. Крохалев, Д. Р. Черников, В. О. Харламов, О. О. Тужиков, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак**

#### **АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ НА ВОДОРОДНУЮ ЕМКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ЖЕЛЕЗО»\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: weld@vstu.ru

Рассмотрены водородсорбционные свойства фаз в материалах системы Ti-Fe. Показано, что увеличение содержания в их структуре  $\beta$ -Ti и Ti<sub>2</sub>Fe сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании. Установлено, что насыщение водородом  $\beta$ -Ti является необратимым. Показано, что водородсорбционные свойства Ti<sub>2</sub>Fe существенно зависят от состава фазы. При отсутствии легирования или при легировании Mn ее насыщение водородом является обратимым, при легировании Zr – необратимым.

**Ключевые слова:** железо, титан, водород-аккумулирующий интерметаллид, фазовый состав, водородная емкость, обратимость процесса гидрирования.

© Крохалев А. В., Черников Д. Р., Харламов В. О., Тужиков О. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., 2023.

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного проекта № 6/464-22.

A. V. Krokhaliev, D. R. Chernikov, V. O. Kharlamov, O. O. Tuzhikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

ANALYSIS OF THE EFFECT OF PHASE COMPONENTS ON THE HYDROGEN CAPACITY OF THE MATERIALS OF THE "TITANIUM-IRON" SYSTEM

Volgograd State Technical University

The hydrogen sorption properties of phases in materials of the Ti-Fe system are considered. It is shown that an increase in the content of  $\beta$ -Ti and  $Ti_2Fe$  in their structure is accompanied by a significant increase in the absorption of hydrogen during primary hydrogenation. It has been established that hydrogen saturation of  $\beta$ -Ti is irreversible. It is shown that the hydrogen sorption properties of  $Ti_2Fe$  depend significantly on the composition of the phase. In the absence of doping or with Mn doping, its saturation with hydrogen is reversible; with Zr doping, it is irreversible.

*Keywords:* iron, titanium, hydrogen storage intermetallic compound, phase composition, hydrogen capacity, reversibility of the hydrogenation process.

В настоящее время водород принято рассматривать как источник экологически чистой энергии. Среди различных методов его хранения наибольший интерес представляют собой сплавы на основе интерметаллидов, способные хранить водород с высокой объемной плотностью при относительно низком давлении. В частности, сплав на основе TiFe-интерметаллическое соединение типа АВ считается одним из наиболее перспективных материалов для коммерциализации благодаря как низкой стоимости сырья, так и высокой способности аккумулировать водород [1].

Сплав-аккумулятор водорода на основе TiFe, имеет естественные оксидные пленки, которые, как известно, предотвращают поглощение водорода. Для запуска начального поглощения водорода необходимо применять процесс термической активации [2]. Данный процесс, заключается в отжиге, проводимом в высоком вакууме или атмосфере водорода, и помогает удалить оксидную пленку и обеспечить возможность начала абсорбции водорода.

Проблема активации может быть решена также путем добавления к TiFe небольшого избытка Ti [3] или его легирования такими элементами, как Cr, Mn, V, Y и Zr [4]. При этом в ряде случаев в структуре появляются  $\beta$ -Ti (часто называемый ВСС фазой или  $Ti_4Fe$ ) и метастабильная фаза  $Ti_2Fe$  (которую иногда идентифицируют как  $Ti_4Fe_2O$ ), которые действуют как своего рода «ворота» для водорода в фазу TiFe и снижают ее чувствительность к воздуху [5–7]. Кроме устранения необходимости активации в ряде работ [3; 4; 8–10] отмечается увеличение водородной емкости полученных материалов при первичном гидрировании (таблица), что свидетельствует о поглощении водорода не только основной фазой материала TiFe, но и вторичными –  $\beta$ -Ti и  $Ti_2Fe$ .

Для определения растворимости водорода в каждой из присутствующих в структуре мате-

риалов фаз был использован регрессионный анализ. Основываясь на аддитивности общего содержания водорода в материале после первичного гидрирования, по приведенным в таблице данным строилось линейное уравнение регрессии без свободного члена. Для выявления статистически незначимых коэффициентов регрессии и исключения их из модели применялась стандартная процедура последовательного исключения (backward selection), в которой в качестве порогового принималось значение F-критерия, равное 4,0.

Расчеты проводились с использованием статистического пакета STATGRAPHICS Centurion 19. Пороговое значение доверительной вероятности составляло 0,95.

Расчеты проводились с использованием статистического пакета STATGRAPHICS Centurion 19. Пороговое значение доверительной вероятности составляло 0,95.

В результате расчетов было получено уравнение регрессии, включающее в себя все три рассматриваемые переменные и объясняющее 99,8685 % изменчивости приведенных в таблице данных:

$$H = 0,0153699 \cdot [TiFe] + 0,0321251 \cdot [Ti_2Fe] + 0,0384707 \cdot [Ti_4Fe],$$

где H – водородная емкость материала, мас.%, [TiFe], [Ti<sub>2</sub>Fe] и [Ti<sub>4</sub>Fe] – содержание в его составе фаз TiFe, Ti<sub>2</sub>Fe и  $\beta$ -Ti соответственно, мас.%

Из приведенного уравнения следует, что для трехфазных материалов системы Ti-Fe водородная емкость TiFe равна 1,53 мас.% (что близко к экспериментально определенной емкости гидрида TiFeH 1,7–1,85 мас.% [9]), емкость  $\beta$ -Ti равна 3,85 мас.% (что соответствует емкости гидрида  $Ti_4FeH_8$  3,7 мас.% [8]), а емкость Ti<sub>2</sub>Fe достигает 3,21 мас.% (что несколько превышает теоретические оценки – образование гидрида  $Ti_2FeH_{4,75}$  с 3,09 мас.% H [8]). Интересно отметить, что в присутствии вто-

ричных фаз –  $\beta$ -Ti и  $Ti_2Fe$  основная фаза TiFe емкостью 1,8–1,98 мас.% [9], по-видимому, не гидрида  $TiFeH_2$  с максимальной водородной образует.

**Составы, методы получения и водородная емкость материалов на основе TiFe, не требующих активации**

| Состав   | Синтез   | Наличие фаз   | Водородная емкость                         | Обратимая водородная емкость               | Ссылка |
|--|--|---|--|--|--------|
| $Ti_{1,2}Fe_{0,8}$                               | Дуговая плавка<br>Гомогенизационный отжиг 1473 К –10 ч       | TiFe (80 мас.%)<br>$Ti_2Fe$ (4 мас.%)<br>$Ti_4Fe_{(OЦК)}$ (16 мас.%)    | 2 мас.% Н<br>20 ч<br>20 бар при 25 °С      | 1,49 мас.% Н                               | [ 8 ]  |
| $TiFe_{+2\text{ мас.\% Mn} +4\text{ мас.\% Zr}}$ | Индукционная плавка<br>Без термической обработки             | TiFe (70 мас.%)<br>$Ti_2Fe$ (28 мас.%)<br>Ti (2 мас.%)                  | 2 мас.% Н<br>~10 ч<br>2 МПа при 25 °С      | Нет данных                                 | [ 9 ]  |
| $TiFe_{0,9}$                                     | Индукционная плавка<br>Отжиг 1273 К –168 ч<br>Закалка в воде | TiFe (91 мас.%)<br>$\beta$ -Ti (5 мас.%)<br>$Ti_4Fe_2O$ (4 мас.%)       | 1,66 мас.% Н<br>~10 ч<br>2,5 МПа при 25 °С | 1,54 мас.% Н<br>5-ти кратное циклирование  | [10]   |
| $TiFe_{0,85}Mn_{0,05}$                           |  | TiFe (94,8 мас.%)<br>$\beta$ -Ti (2,8 мас.%)<br>$Ti_4Fe_2O$ (2,4 мас.%) | 1,73 мас.% Н<br>~ 7 ч<br>2,5 МПа при 25 °С | 1,63 мас.% Н<br>5-ти кратное циклирование  |        |
| $TiFe_{0,80}Mn_{0,05}$                           |  | TiFe (93,1 мас.%)<br>$\beta$ -Ti (5,8 мас.%)<br>$Ti_4Fe_2O$ (1,1 мас.%) | 1,55 мас.% Н<br>~6 ч<br>2,5 МПа при 25 °С  | 1,45 мас.% Н<br>5-ти кратное циклирование  |        |
| $TiFe_{0,80}Mn_{0,10}$                           |  | TiFe (97 мас.%)<br>$\beta$ -Ti (1,7 мас.%)<br>$Ti_2Fe$ (1,3 мас.%)      | 1,68 мас.% Н<br>2,5 МПа при 25 °С          | 1,6 мас.% Н                                | [ 3 ]  |
| $Ti_{1,1}Fe_{0,9} + 4\text{ мас.\% Zr}$          | Дуговая плавка<br>Без термической обработки                  | TiFe (68 мас.%)<br>$Ti_2Fe$ (28 мас.%)<br>BCC (4 мас.%)                 | 2,1 мас.% Н<br>2 ч<br>2 МПа при 25 °С      | 1,21 мас.% Н<br>10-ти кратное циклирование | [ 4 ]  |
| $Ti_{1,15}Fe_{0,85} + 4\text{ мас.\% Zr}$        |  | TiFe (65 мас.%)<br>$Ti_2Fe$ (25 мас.%)<br>BCC (10 мас.%)                | 2,25 мас.% Н<br>2 ч<br>2 МПа при 25 °С     | 1,2 мас.% Н<br>10-ти кратное циклирование  |        |
| $Ti_{1,2}Fe_{0,8} + 4\text{ мас.\% Zr}$          |  | TiFe (57 мас.%)<br>$Ti_2Fe$ (19 мас.%)<br>BCC (24 мас.%)                | 2,4 мас.% Н<br>2 ч<br>2 МПа при 25 °С      | 1,1 мас.% Н<br>10-ти кратное циклирование  |        |

Данные об обратимой водородной емкости не столь однозначны: при использовании очень высоких содержаний Ti (в полтора раза превышающих стехиометрическое) и при легировании Zr рост поглощения водорода при первичном гидрировании сопровождается снижением обратимой водородной емкости материалов (таблица, рис. 1). Это свидетельствует, что не все фазы материалов способны отдавать водород, накопленный при первичном гидрировании.

Если рассмотреть зависимость отношения обратимой водородной емкости приведенных в таблице материалов к их водородной емкости при первичном гидрировании ( $H_{rev} / H$ ) от со-

держания  $\beta$ -Ti (рис. 2), то можно обнаружить, что они образуют две группы.

В первую группу входят нелигированные материалы, содержащие избыточное (по сравнению со стехиометрическим) содержание Ti и материалы, легированные Mn. Для них отношение ( $H_{rev} / H$ ) близко к 1,0 и несколько уменьшается с увеличением содержания  $\beta$ -Ti. Можно предположить, что  $Ti_2Fe$  в них насыщается водородом обратимо, а  $\beta$ -Ti – нет.

Это предположение подтверждается результатами регрессионного анализа: уравнение регрессии, описывающее 98,276% изменчивости данных в этой группе материалов, имеет вид:

$$(H_{rev}/H)-1 = -0,0155467*[Ti_4Fe].$$

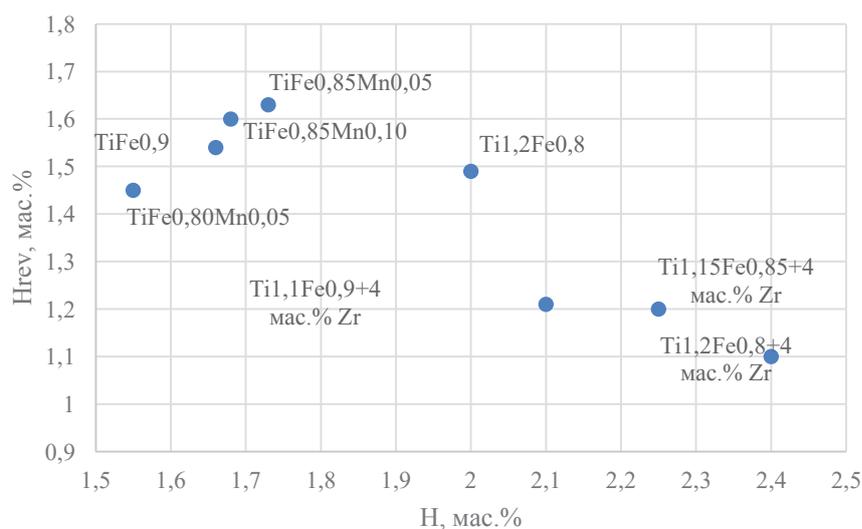


Рис. 1. Поглощение водорода при первичном гидрировании (H) и обратимая водородная емкость ( $H_{rev}$ ) материалов на основе TiFe, не требующих активации

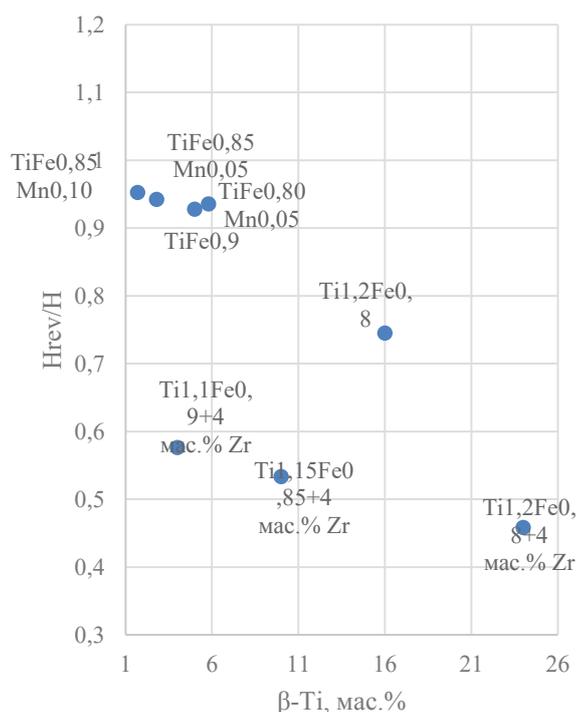


Рис. 2. Способность к обратимому поглощению водорода ( $H_{rev} / H$ ) материалов на основе TiFe, не требующих активации

Во вторую группу входят материалы, легированные Zr. Для этих материалов увеличение содержания  $\beta$ -Ti также приводит к снижению отношения ( $H_{rev} / H$ ), но его значение оказывается почти в два раза меньшим, чем для материалов первой группы (рис. 2). Поскольку отличительной особенностью второй группы материалов является повышенное содержание фазы

Ti<sub>2</sub>Fe, легированной Zr [4], то логично предположить, что эта фаза гидрируется необратимо.

Вид уравнения регрессии, построенного по описанной выше методике и отражающего 99,9877 % изменчивости данных в группе, подтверждает это предположение:

$$(H_{rev}/H)-1 = -0,01362 \cdot [Ti_2Fe] - 0,0118797 \cdot [Ti_4Fe].$$

## Выводы

1. Решение проблемы активации водородсорбционных материалов на основе TiFe путем использования избытка Ti или легирования приводит к появлению в их структуре вторичных фаз –  $\beta$ -Ti и  $Ti_2Fe$ , водородная емкость которых оказывается существенно более высокой, чем водородная емкость основной фазы TiFe. Это сопровождается существенным увеличением поглощения водорода при первичном гидрировании.

2. Насыщение водородом  $\beta$ -Ti является необратимым. Увеличение содержания данной фазы в структуре материалов приводит к уменьшению их обратимой водородной емкости.

3. Водородсорбционные свойства  $Ti_2Fe$  существенно зависят от состава фазы. При отсутствии легирования или при легировании Mn насыщение водородом является обратимым, при легировании Zr – необратимым.

4. Наиболее перспективным путем увеличения обратимой водородной емкости материалов системы Ti-Fe является поиск технологических приемов увеличения в их структуре содержания  $Ti_2Fe$  и уменьшения содержания  $\beta$ -Ti без использования легирования.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dematteis E. M. et al. Substitutional effects in TiFe for hydrogen storage: a comprehensive review // Materials Advances. – 2021. – Т. 2. – №. 8. – С. 2524-2560.
2. Schober T., Westlake D. G. Activation of FeTi for hydrogen storage: a different view // Scr. Metall.; (United States). – 1981. – Т. 15. – №. 8.
3. A. Guéguen, M. Latroche. Influence of the addition of vanadium on the hydrogenation properties of the compounds  $TiFe_{0.9Vx}$  and  $TiFe_{0.8Mn0.1Vx}$  ( $x = 0, 0.05$  and  $0.1$ ) J Alloys Compd 2011, 509: 5562-5566.
4. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. Hydrogenation of  $Ti_{1-x}Fe_x$ -based alloys with overstoichiometric Ti ratio ( $x = 1.1, 1.15$  and  $1.2$ ). Int J Hydrogen Energy 2021; 46(77).
5. Manna J, Tougas B, Huot J. First hydrogenation kinetics of Zr and Mn doped TiFe alloy after air exposure and reactivation by mechanical treatment. Int J Hydrogen Energy 2020;45(20).
6. Lv P, Liu Z. Effect of high zirconium content on hydrogenation properties and anti-poisoning ability of air-exposed TiFe alloy. J Mater Res Technol 2019;8(6):5972e83.
7. Manna J, Tougas B, Huot J. Mechanical activation of air exposed TiFe with 4 wt% Zr alloy for hydrogenation by cold rolling and ball milling. Int J Hydrogen Energy
8. Ulate-Kolitsky, E.; Tougas, B.; Huot, J. First Hydrogenation of TiFe with Addition of 20 wt.% Ti. Hydrogen 2022, 3, 379–388.
9. Patel AK, Duguay A, Tougas B, Schade C, Sharma P, Huot J. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives. Int J Hydrogen Energy 2019; 45(1).
10. Dematteis Erika Michela, Capurso Giovanni, Jepsen Julian, Cuevas Fermin, Latroche Michel. Fundamental hydrogen storage properties of TiFe-alloy with partial substitution of Fe by Ti and Mn. J Alloys Compd 2021; 874.

УДК 691.175

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-51-56

Д. И. Якубович<sup>1</sup>, С. В. Стрельцов<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>, Д. В. Проничев<sup>2</sup>, О. В. Слаутин<sup>2</sup>

РАЗРАБОТКА СПОСОБА ПОЛУЧЕНИЯ МЕЛКОДИСПЕРСНОГО  
ПОРОШКА МЕДИ ДЛЯ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

<sup>1</sup> Белорусско-Российский университет

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

e-mail: d.i.yakubovich@mail.ru<sup>1</sup>; e-mail: mv@vstu.ru<sup>2</sup>

Представлены результаты исследований по разработке устройства и метода получения мелкодисперсного порошка. Определено влияние режимов обработки заготовок электроэрозионным методом на дисперсность получаемого порошка. Установлено, что гранулометрический состав соответствует требованиям 3D-технологий.

*Ключевые слова:* мелкодисперсный порошок, 3D-печать, электроэрозионная обработка, диспергируемая поверхность, аддитивные технологии.

D. I. Yakubovich<sup>1</sup>, S. V. Streltsov<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>, D. V. Pronichev<sup>2</sup>, O. V. Slautin<sup>2</sup>

DEVELOPMENT OF A METHOD FOR OBTAINING FINE COPPER  
POWDER FOR ADDITIVE TECHNOLOGIES

<sup>1</sup> Belarusian-Russian University

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

The results of research on the development of a device and a method for obtaining fine powder are presented. The influence of the processing modes of workpieces by the electroerosion method on the dispersion of the resulting powder is determined. It is established that the granulometric composition meets the requirements of 3D technologies.

*Keywords:* fine powder, 3D printing, electroerosion treatment, dispersible surface, additive technologies.

По мнению ряда экспертов рынок 3D-печати с 2020 до 2025 года вырастет в три раза [1]. Такими же темпами будет расти и потребление материалов для 3D-печати.

Медь в виде порошка широко используется в качестве исходного материала при печати на 3D-принтерах. Высокие электро- и теплопроводящие свойства, хорошая коррозионная устойчивость позволяет ей быть идеальным материалом для создания специальных сложных систем охлаждения, токопроводов, антифрикционных деталей оборудования. От гранулометрического и химического состава порошка зависят режимы печати, условия плавления, кристаллизации металла и в конечном счете качество покупаемых изделий.

Для аддитивных установок нашли применение порошки сферической формы с размерами зерна до 50 мкм при определенном соотношении крупных и мелких зерен, обеспечивающих текучесть материала. При наличии изменений в форме частиц возможно появление полос, рытвин, пор и выступов на полученной детали, а процесс ее формирования теряет стабильность [2].

Существует несколько способов получения порошковой меди. При механическом способе размол производится в шаровых, вихревых, вибрационных и других мельницах различной конструкции. Механическое измельчение позволяет получить частицы порошка неправильной, чешуйчатой формы. Данный способ имеет низкую производительность, большие трудозатраты и не используется для получения крупных партий [3].

Изготовление порошка восстановлением оксидов позволяет получить конгломераты, которые сложно использовать при аддитивных процессах.

Распыление в жидкости или газе дает округлую, осколочную либо сферическую форму гранул, однако оборудование при этом имеет значительные размеры, большую энергоемкость и повышенный расход газа [4].

Основными недостатками известных способов получения порошковой меди являются высокая стоимость, энергоемкость, громоздкость оборудования, взрыво- и пожароопасность, негативное влияние на экологию [5].

Учитывая данные недостатки, интерес представляет электроэрозионный способ получения порошка как наиболее экономичный и экологически чистый. Суть его заключается

в разбрызгивании металла в условиях искрового разряда [4].

В последнее время появились работы, связанные с искровым разрядом для получения порошка металлов в воде, керосине и иных средах [5,6]. Установка для получения порошка состоит из ванны с электродами, между которыми расположен обрабатываемый материал. На электроды подается импульсное напряжение до 220 В от конденсаторов емкостью 25–55 мкФ с частотой до 160 Гц. Установлено, что при использовании в качестве жидкости воды с ростом мощности импульсов пропорционально возрастает выход годного порошка, но при частоте 160 Гц процесс становится неустойчивым, наблюдается слипание гранул [7].

Целью настоящей работы является изучение процесса формирования порошка меди при электроэрозионной обработке для получения порошков с шаровидной формой частиц, пригодных для 3D-технологий.

#### Методика исследования

Получение мелкодисперсного порошка меди осуществлялось электроэрозионным методом в дистиллированной воде и аргоне. Исходным материалом служил лист меди марки М1 толщиной 3 мм. В качестве подвижного электрода использовался вольфрамовый стержень диаметром 2 мм.

Процесс получения порошка осуществлялся в дистиллированной воде для чего использовалась полипропиленовая емкость объемом 500 мл при гидростатическом напоре воды 50 мм. Вольфрамовый электрод погружали в воду. Расстояние дугового промежутка между образцом и электродом регулировалось, начиная с момента касания электродом заготовки и последующим его подниманием до момента образования стабильных электрических разрядов. По завершении обработки воду пропускали через фильтр, а полученный порошок оставляли при комнатной температуре до полного высыхания.

Процесс диспергирования меди в воде сопровождается выделением значительного количества газа и замутнением рабочей жидкости. Отстой рабочей жидкости проводили в течение 24 часов до полного выпадения осадка на дно емкости и просветления воды. При отстое продуктов диспергирования темная муть превращалась в конгломераты.

После диспергирования осадок очищали на обеззоленных фильтрах АО «ЭКРОС»,

ТУ 6-09-1678-95  $\varnothing 12,5$  см и сушили при температуре 95-100°C. В центральной части фильтра скапливалось до 95% диспергированной меди в виде гранул шаровидной формы. На боковых поверхностях фильтра оставались конгломераты химического взаимодействия меди и воды с включениями шаровидной меди  $\varnothing 1\div 50$  мкм.

Получение порошка в среде аргона проводили в металлической емкости объемом 500 мл, на дне которой укладывали образец, выше него устанавливали вольфрамовый электрод, а сверху емкость закрывали крышкой. Аргон подавали через шланг непосредственно в зону образования искрового разряда. Расход аргона составлял 5 л/мин.

Режимы всех вариантов обработки варьировались по напряжению на дуге от 60 до 180 В

и по емкости конденсатора от 47 до 10000 мкФ. Количество импульсов фиксировалось счетчиком импульсов СИ30-220.Щ1.Р и в зависимости от требуемого объема собираемого порошка составляло 250–2000 импульсов.

Все образцы порошка исследовались на сканирующем электронном микроскопе Tescan Vega 2 SBA.

Источником питания служила экспериментальная установка оригинальной конструкции (рис. 1), содержащая регулятор напряжения 1, стабилизатор 2, рабочую емкость энергии 3, коммутатор искры 4, регулятор частоты 5, регулятор скважности 6, механизм 7 перемещения электрода 8 по осям координат, механизм 10 перемещения диспергируемой поверхности 9.

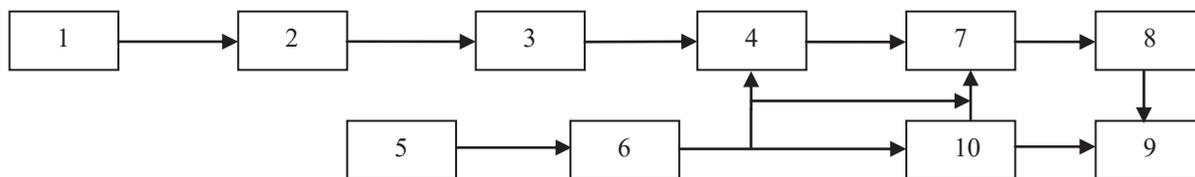


Рис. 1. Блок-схема установки диспергирования

Технические данные установки представлены в табл. 1.

Таблица 1

Технические характеристики экспериментальной установки

| Напряжение, В | Частота импульсов, Гц | Емкость накопителя энергии, мкФ | Скважность |
|---------------|-----------------------|---------------------------------|------------|
| 60–180        | 0,3–300               | 47–10000                        | 1,1–10     |

Установка работает следующим образом. Регулятор напряжения 1 после стабилизатора 2 накапливает энергию в рабочей емкости 3, дозированное количество которой подается на коммутатор 4. Управление коммутатором 4 осуществляется импульсами с регулятора частоты 5, причем регулятором 6 задается их скважность.

Механизм подачи 7 управляет длиной электрода 8 и осуществляет его перемещение по диспергируемой поверхности 10 и осям координат в зависимости от частоты и скважности управляющих импульсов. Диспергируемая поверхность 10 имеет свой механизм перемещения 9 (например, вращение) в зависимости от интенсивности искрообразования и износа поверхности. В момент после накопления энергии в емкости 3 включается коммутатор искры 4 и вся накопленная мощность передается на электрод 8. Синхронно с подачей энергии электрод

с помощью механизма 7 касается поверхности 10 и появляются начальные необходимые условия для протекания тока. При этом частота контакта определяется генератором 5, а время контакта – регулятором скважности 6. После окончания времени контакта электрод 8 перемещается механизмом 7 в исходное положение. Это достаточное условие для возникновения искрового разряда. В месте контакта в момент разрыва электрической цепи происходит взрыв жидкоплазменной лунки металла на диспергируемой поверхности [4; 5; 7]. Последствием взрыва является разбрызгивание металла, его паров и образование на поверхности 9 кратера. Брызги и пары металла затвердевают в окружающей среде и в зависимости от интенсивности теплоотвода, агрессивности и плотности среды формируются в сферические образования произвольной формы или химические соединения.

На диспергируемой поверхности остается кратер от искрового разряда. Поэтому для равномерного износа поверхность 9 имеет механизм перемещения, а искровой разряд каждый раз происходит в новом месте. С этой же целью осуществляется перемещение электрода по осям координат.

Установка может работать в автоматическом и ручном режимах. В этих случаях частотой управляет оператор. Такие режимы удобны при проведении наладочных работ и экспериментальных исследований, когда режимные параметры процесса не до конца известны.

### Результаты исследований

Для исследований по определению дисперсности частиц, образующихся при диспергировании в дистиллированной воде, подготовили четыре варианта образцов на режимах, представленных в табл. 2.

Установлено, что для всех режимов обработки 70–90 % частиц имеют округлую форму, близкую к сферической.

Минимальные размеры получаемых частиц порошка составляют 2–5 мкм, а максимальные 150–300 мкм (рис. 2), но их процентное соотношение существенно отличается при увеличении напряжения и емкости конденсаторов (табл. 1).

Таблица 2

Режимы диспергирования в дистиллированной воде

| Рабочая жидкость                  | Емкость накопителя энергии, мкФ | Напряжение, В | Частота, Гц | Визуальный фракционный состав, % |            |          |
|-----------------------------------|---------------------------------|---------------|-------------|----------------------------------|------------|----------|
|                                   |                                 |               |             | 150–300 мкм                      | 50–150 мкм | 1–50 мкм |
| H <sub>2</sub> O дистиллированная | 47                              | 60            | 30          | 5                                | 35         | 60       |
|                                   |                                 | 180           | 0,3         | 10                               | 40         | 50       |
|                                   | 10000                           | 60            | 0,3         | 10                               | 40         | 50       |
|                                   |                                 | 180           | 0,3         | 15                               | 45         | 40       |

Одинаковые параметры максимальных и минимальных значений для всех вариантов обработки связаны со схожими условиями процесса образования капель жидкого металла, условиями его существования и кристаллизации в газо-жидкой фазе.

Установлено, что увеличение емкости конденсатора приводит к увеличению в два – три раза количества крупных частиц размером 150–300 мкм и уменьшению в 1,5 раза пригодных для 3D-печати частиц размером до 50 мкм. С увеличением емкости конденсатора от 47 до 10 000 мкФ также увеличивалось содержание частиц произвольной формы и уменьшалось количество частиц сферической формы. Предположительно это связано с тем, что при увеличении мощности разряда увеличивается объем жидкого металла, который разлетается в стороны с высокой кинетической энергией и не успевает сформироваться в виде сфер в процессе кристаллизации.

Дополнительно установлено, что 5–10 % частиц имеют на своей поверхности поры. Активное газообразование приводит к поглощению газов жидким металлом. На полученных снимках поверхности частиц порошка наблюдаются различные размеры газовых пустот. Это говорит о большом количестве газов, растворившихся в металле и не успевших выделиться при кри-

сталлизации жидкого металла (рис. 3, б). Данный процесс относится к негативным с точки зрения требуемых свойств порошка для 3D-печати.

Дополнительно было установлено, что при образовании искрового разряда создается мощная ударная волна в области контакта вольфрамового электрода с заготовкой и сопровождается резким переходом H<sub>2</sub>O из жидкой в газообразную фазу с одновременным образованием большого объема газовой составляющей. После 200–500 циклов импульсов в емкости из полипропилена с толщиной стенки 0,8 мм образовывались трещины. При режимах 180 В и 10000 мкФ частицы порошка периодически вылетали из дистиллированной воды вертикально вверх и ударялись о крышку емкости. Частицы имели красный цвет, что свидетельствует о температуре свыше 500 °С.

Для исследований частиц порошка получаемого в среде аргона было изготовлено четыре варианта образцов (табл. 3). После диспергирования порошок, оказавшийся в емкости, был полностью готов для исследований. Отсутствие необходимости фильтровать и сушить порошок значительно упростило задачу и повысило производительность данного процесса.

Получен чистый, без посторонних включений, порошок фракционного состава, указанного в табл. 3.

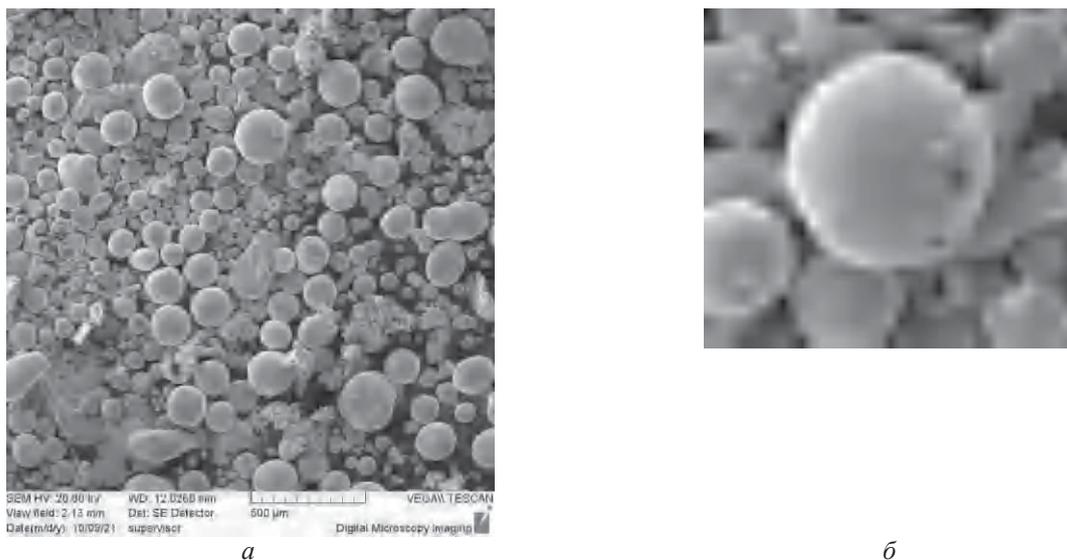


Рис. 2. Внешний вид частиц (а) и пор (б) порошка, диспергируемого в дистиллированной воде

Таблица 3

Режимы диспергирования в аргоне

| Рабочая среда | Емкость накопителя энергии, мкФ | Напряжение, В | Частота, Гц | Фракционный состав, % |            |          |
|---------------|---------------------------------|---------------|-------------|-----------------------|------------|----------|
|               |                                 |               |             | 150–200 мкм           | 50–150 мкм | 1–50 мкм |
| Ar            | 47                              | 60            | 30          | 5                     | 40         | 55       |
|               |                                 | 180           | 0,3         | 10                    | 45         | 45       |
|               | 10000                           | 60            | 0,3         | 20                    | 40         | 40       |
|               |                                 | 180           | 0,3         | 30                    | 50         | 20       |

Минимальные размеры получаемых частиц порошка составляют 1–5 мкм, а максимальные 150–200 мкм (рис. 3).

Объем частиц необходимого гранулометрического состава до 50 мкм составил от 20

до 55 %, причем максимальный объем требуемых размеров порошка образовался при минимальных значениях напряжения и емкости накопителя энергии. Появление частиц порошка с размерами более 200 мкм не установлено.

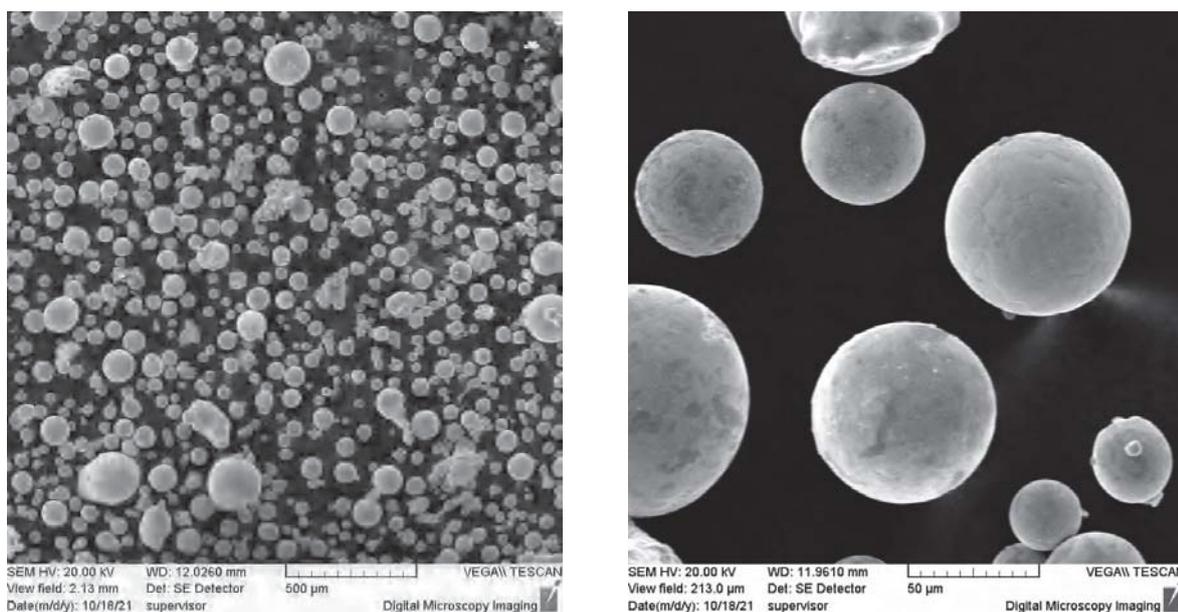


Рис. 3. Внешний вид частиц порошка, диспергируемого в аргоне

Гранулы порошка имеют частично припаянный друг к другу характер, что связано с малыми размерами емкости, в которой частицы порошка соударяются между собой и стенками емкости. Есть тенденция образования конгломератов разной неравномерной дисперсности.

Также были установлены поры на поверхности частиц металла (рис. 4). Их появление связано с высокой скоростью кристаллизации металла, при которой растворенный газ не успевает выделиться из объема жидкости.

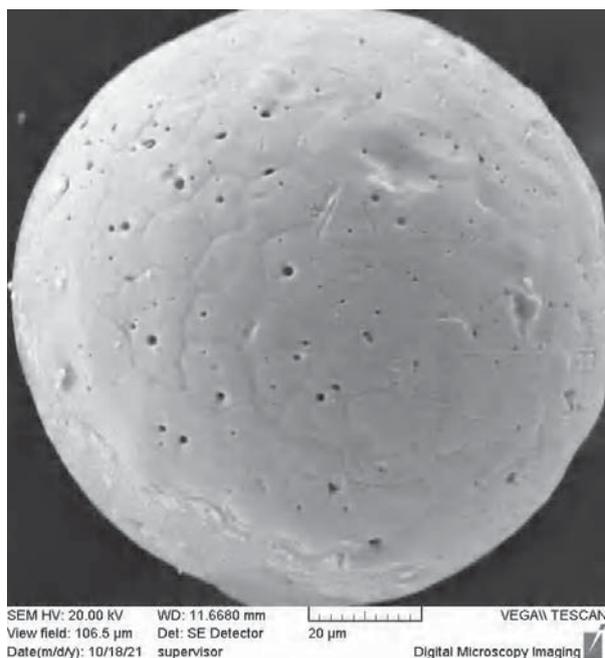


Рис. 4. Внешний вид частиц с порами

### Заключение

Установлено, что при обработке меди электроэрозионным методом в дистиллированной воде до 60 % порошка имеют гранулометрический состав до 50 мкм, а при обработке в среде аргона до 55 % порошка, что соответствующий требованиям 3D-технологий.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Попадюк С.* Итоги 2020 и прогнозы: рынок 3D-печати будет ежегодно расти на 25%. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://3dtoday.ru/blogs/news3dtoday/itogi-2020-i-prognozy-rynok-3d-pecati-budet-ezegodno-rastina-25>. – Дата доступа: 29.10.2021.
2. *Чехович, А.* Особенности металлических порошков для 3D-печати. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: [https://habr.com/ru/company/iqb\\_technologies/blog/443532](https://habr.com/ru/company/iqb_technologies/blog/443532). – Дата доступа: 29.10.2021.
3. Порошковая металлургия: материалы, технология, свойства, области применения: справочник / АН УССР, Ин-т проблем материаловедения ; отв. ред. И. М. Федорченко. – Киев : Наукова думка, 1985. – 624 с.
4. Состав и свойства порошков, полученных электроэрозионным диспергированием отходов твердых сплавов : монография / Е. В. Агеев и др.; М-во образования и науки Российской Федерации, Гос. образовательное учреждение высш. проф. образования «Юго-Западный гос. ун-т» (ЮЗГУ). – Курск : ЮЗГУ, 2011. – 122 с.
5. Разработка способа получения порошковых материалов путем электроэрозионного диспергирования шарикоподшипниковой стали : автореферат дис. канд. техн. наук : 05.16.09 / Хардинов С. В. – Брянск, 2017. – 23 с.
6. Способ диспергирования наноразмерного порошка меди в базовом моторном масле [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <https://findpatent.ru/patent/259/2591918>. – Дата доступа: 29.10.2021.
7. Разработка ресурсосберегающего способа получения порошковой меди электроэрозионным диспергированием : дис. ... канд. техн. наук / Хорьякова Н. М. – Курск, 2018. – 231 с.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК: 621.735.34.041: 001.891.573

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-57-63

*Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко*

### ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ ПРИ РАСКАТКЕ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК НА ОПРАВКАХ БОЙКОМ С УГЛОМ ВЫРЕЗА 130°

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Моделирование пластической деформации и течения металла в стальных кольцевых заготовках при горячей раскатке на оправке проводилось методом конечных элементов. Моделировались четыре последовательных обжатия бойком с углом выреза 130°, углы поворота после каждого цикла варьировались от 0,2 до 0,3 рад/цикл. Показано, что при использовании бойка с углом выреза 130° величина максимального усилия в каждом цикле составляет около 2 МН. Усилие практически не зависит от угла поворота в моделируемых пределах. Увеличение угла поворота с 0,2 до 0,3 рад/цикл вызывает сокращение периода времени от начала опускания бойка при трех и четырех циклах до момента быстрого роста усилия практически до максимальных значений. Анализ направления течения металла при обжатии показал, что под вырезом бойка расположена застойная зона, в которой скорость смещения металла в горизонтальном и вертикальном направлениях не превышает 0,5 мм/с. Площадь непродетформированного участка, сформировавшегося после первого обжатия внутри подковообразной зоны деформации, уменьшается в процессе второго обжатия. Эта застойная зона сохраняется при последующих циклах обжатия с любым углом поворота.

*Ключевые слова:* кольцевая заготовка, метод конечных элементов, обжатие, боек с вырезом, оправка, деформация, угол поворота.

*L. M. Gurevich, V. F. Danenko*

### PLASTIC FLOW WHEN ROLLING RING BLANKS ON DRIVERS WITH 130° ANGLE NOTCH

Volgograd State Technical University

Simulation of plastic deformation and metal flow in steel ring blanks during hot rolling on a mandrel was carried out by the finite element method. Four successive compressions by a striker with a notch angle of 130° were modeled. rotation angles after each cycle varied from 0.2 to 0.3 radians/cycle. It is shown that when using a striker with a notch angle of 130°, the maximum force in each cycle is about 2 MN. The force is practically independent of the angle of rotation within the simulated limits. An increase in the angle of rotation from 0.2 to 0.3 radians/cycle causes a reduction in the period of time from the start of lowering the striker at 3 and 4 cycles until the moment of a rapid increase in force almost to maximum values. An analysis of the direction of metal flow during compression showed that a stagnant zone is located under the cutout of the striker, in which the metal displacement rate in the horizontal and vertical directions does not exceed 0.5 mm/s. The area formed after the first compression inside the horseshoe-shaped deformation zone of the undeformed area decreases during the second compression. This undeformed zone is preserved during subsequent compression cycles with any angle of rotation.

*Keywords:* annular billet, finite element method, reduction, cut-out striker, mandrel, deformation, angle of rotation.

Раскатку на цилиндрической оправке (дорне), опирающейся на две подставки, применяют при ковке относительно коротких полых заготовок типа колец [1]. Параметры технологической схемы раскатки определяют полноту пре-

образования литой макроструктуры в деформированную и, следовательно, исчезновение литейных дефектов и изменение механических свойств металла. Условия для заковки внутренних дефектов литейного происхождения и иск-

лучения возможности образования внутренних разрывов ковочного характера определяются правильным выбором оптимальных значений технологических параметров раскатки (единичного обжатия и угла выреза бойков). В связи с этим проводились многочисленные экспериментальные работы по изучению влияния параметров раскатки на качество получаемой заготовки [2–6].

В связи с высокой стоимостью и трудоемкостью экспериментальных работ все более популярными становятся методы теоретического определения деформируемости металла в процессе раскатки. Каждый теоретический метод имеет определенные допущения, касающиеся свойств материала (сплошность, изотропность), условий трения, температуры, постоянства объема заготовки и т. д. [7]. Большинство методов не учитывают упрочнение, возникающее при горячей обработке, и строятся на условиях идеальной пластичности или жестко-пластической модели. Метод конечных элементов (МКЭ) является методом, позволяющим получить большой объем данных о протекании процессов деформирования по сравнению с другими методами исследования [8]. Метод широко применяется для решения задач пластической деформации заготовок, расчетов НДС и температурных полей в задачах, которые относятся к обработке металлов давлением. Использование в ОМД специализированных (QForm, Deform, PAM-STAMP, AutoForm) и универсальных программных комплексов (ANSYS, SIMULIA/Abaqus, MSC Software Marc) и др., основанных на МКЭ, позволяет [9]:

разрабатывать новые и модернизировать существующие технологические процессы ОМД, включая проектирование инструмента, выбор оборудования, обоснование режимов деформации;

прогнозировать возникновение и развитие дефектов в заготовке [10], выход из строя оборудования и повреждение инструмента.

Однако оптимизации процесса раскатки на дорне кольцевых заготовок посвящен очень ограниченный круг работ, например [11] и [12]. В работе [13] приведены результаты моделирования нескольких последовательных единичных обжатий при раскатке на оправке с уменьшением толщины кольца на 10 и 20 % показавшие, что в обоих случаях максимальные усилия наблюдались при первом обжатии, а при последующих обжатиях усилие снижалось

примерно на 15–20 %, что, возможно, объясняется уменьшением длины дуги деформируемой поверхности. При раскатке с обжатием плоским бойком 10 % и углом поворота 0,2 радиан после каждого цикла оставались периодически повторяющиеся зоны на внутренней и наружной цилиндрических поверхностях, а также в средней части кольца, где пластическая деформация не превышала 2 %. При раскатке с обжатием плоским бойком 20 % зона локальной пластической деформации занимала значительно большую площадь, но и в этом случае на наружной цилиндрической поверхности, а также в средней части кольца оставались участки с пластической деформацией менее 2 %.

При использовании бойка с углом выреза 150°, моделирование четырех последовательных единичных обжатий при раскатке на оправке с углами поворота после каждого обжатия 0,2 и 0,25 радиан показало [13], что в обоих случаях максимальные усилия наблюдались при втором обжатии, а при последующих обжатиях усилие снижается более чем в 2 раза, что объясняется уменьшением длины дуги деформируемой поверхности. При первом и втором обжатиях практически по всей толщине кольца формировались два участка, где пластическая деформация не превышала 2 %. При последующих обжатиях размеры недеформированных участков для обоих моделируемых углов поворота несколько уменьшались, но не исчезали.

Анализ указанных работ показал, что при использовании плоского бойка и бойка с углом выреза 150° для напряженно-деформированного состояния стальных кольцевых заготовок после раскатки на оправке характерно сохранение локальных практически недеформированных участков, в которых не происходит залечивание литейных дефектов.

Целью настоящей работы является моделирование влияния раскатки бойком с углом выреза 130° на процессы пластического течения в ходе последовательных обжатий кольцевой заготовки.

#### Методика исследования

Моделировалось обжатие кольцевой заготовки (наружный диаметр Ø800 мм, внутренний Ø600 мм, ширина 300 мм) из стали 45 бойком с углом выреза 130° при температуре 900 °С. Используемая схема процесса показана на рис. 1.

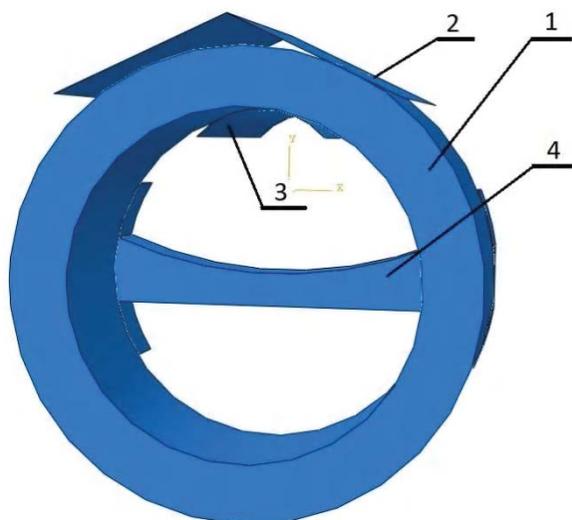


Рис. 1. Схема моделирования раскатки кольцевой заготовки:

1 – кольцевая заготовка; 2 – боек с углом выреза 130°;  
3 – оправка; 4 – механизм поворота кольцевой заготовки

Моделирование процесса пластического деформирования проводилось аналогично [13] с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systemes), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материал кольцевой заготовки задавался изотропным с повышающимся пределом текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали данные [15]. Влияние скорости деформирования в связи с низким значением не учитывалось. Боек и оправка выполнялись как *analytical rigid* тела, не требующее создания конечно-элементной сетки. Для снижения времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров восьмиузельных параллелепипедных ячеек C3D8R с одной точкой интегрирования в различных направлениях: по ширине кольца – 20 мм; в поперечном сечении – 3 мм.

Моделировались четыре последовательных единичных обжатия с вертикальным перемещением бойка с момента касания раскатываемого кольца 20 мм. После завершения каждого единичного обжатия боек с углом выреза 130° поднимался на высоту, допускающую свободный поворот деформированной кольцевой заготовки. Моделировались три варианта с углами поворота кольцевой заготовки после каждого единичного обжатия: 0,2 рад, 0,25 рад и 0,3 рад. После завершения поворота цикл повторялся.

На каждой стадии циклического деформирования проводились фиксация изменения усилия в процессе деформирования стального кольца, а также формирующихся эквивалентных напряжений по Мизесу, пластических деформаций (эквивалентных PE, высотных PE22, тангенциальных PE11 и осевых PE33) и скоростей течения металла.

#### Обсуждение полученных результатов

Изменение усилий, необходимых для деформирования стальной кольцевой заготовки на четырех последовательных циклах обжатия с вертикальным перемещением бойка с момента касания раскатываемого кольца 20 мм, показано на рис. 2. Величина максимального усилия в каждом цикле практически не зависит от угла поворота в моделируемых пределах и составляет около 2 МН. Исключением является финал четвертого цикла при угле поворота 0,2 рад/цикл, где наблюдается кратковременный интенсивный рост усилия до 2,5 МН. Различия в характере повышения усилия на боек при различных величинах угла поворота после каждого цикла наиболее заметны на третьем и четвертом циклах. Увеличение угла поворота с 0,2 рад/цикл до 0,3 рад/цикл приводит к сокращению периода времени от начала третьего и особенно четвертого цикла до момента быстрого роста усилия практически до максимальных значений.

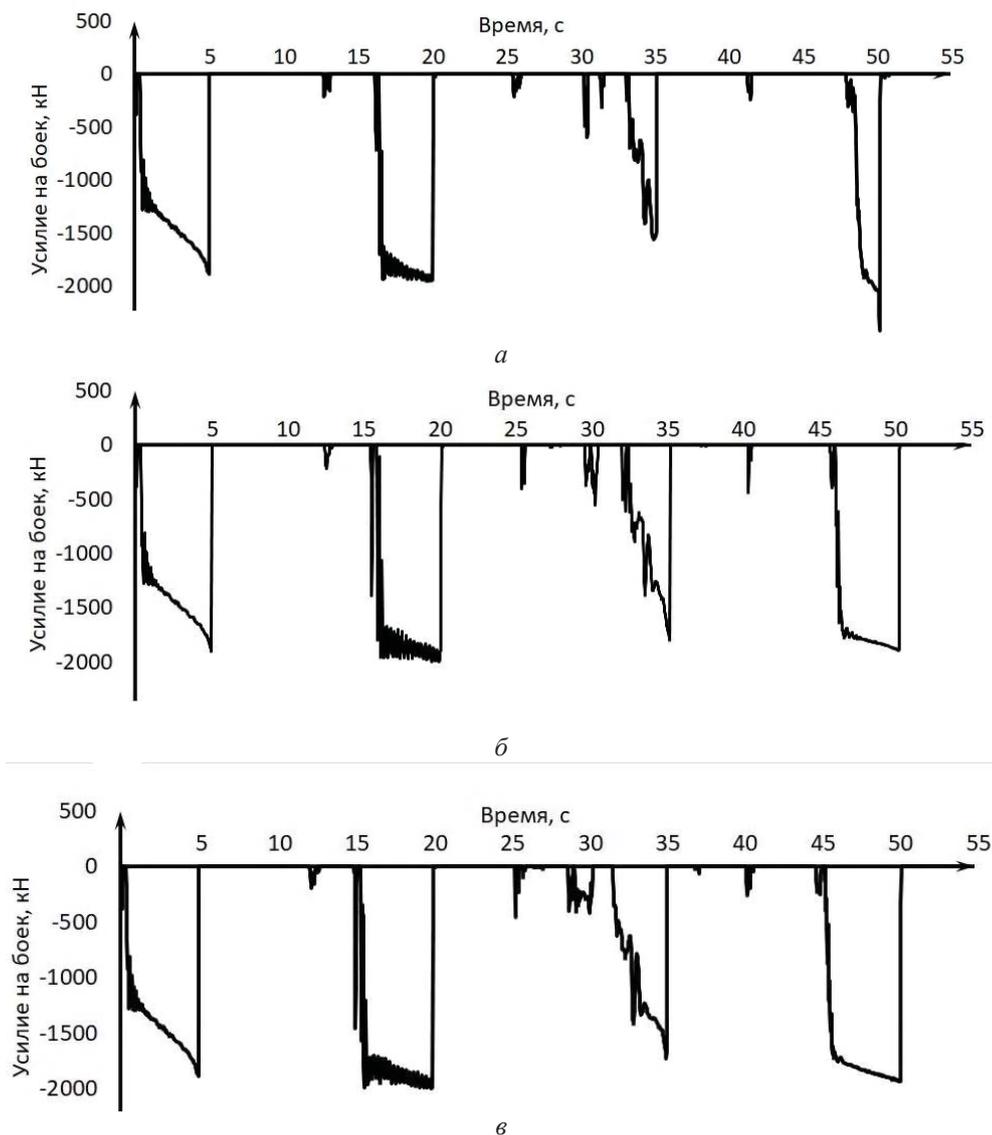


Рис. 2. Изменение усилий, необходимых для деформирования стальной кольцевой заготовки на четырех последовательных циклах обжатия, с вертикальным перемещением бойка с момента касания раскатываемого кольца 20 мм, при углах поворота после каждого цикла: *a* – 0,2 рад/цикл; *б* – 0,25 рад/цикл; *в* – 0,3 рад/цикл

Это во многом связано с различным положением бойка относительно уже деформированного участка кольца в начале циклов обжатия (рис. 3). Увеличение угла поворота приводит к уменьшению начального зазора между правой плоскостью бойка и поверхностью кольца, а, следовательно, к сокращению интервала времени от начала цикла до момента касания правой плоскостью бойка поверхности кольца.

Анализ направления течения металла при обжатии (рис. 4) показал, что под вырезом бойка расположена застойная зона, в которой

практически отсутствует перемещение металла как в горизонтальном (рис. 4, *a*), так и в вертикальном направлении (рис. 4, *б*) (скорость смещения металла не превышает 0,5 мм/с). Ширина этой застойной зоны постоянна по всей толщине кольцевой заготовки.

Характер расположения подковообразных продеформированных зон в раскатываемой заготовке (рис. 5–7) радикально отличается от полученных при осадке плоским бойком X-образных зон [13] и O-образных зон при обжатии бойком с углом выреза 150° [14].

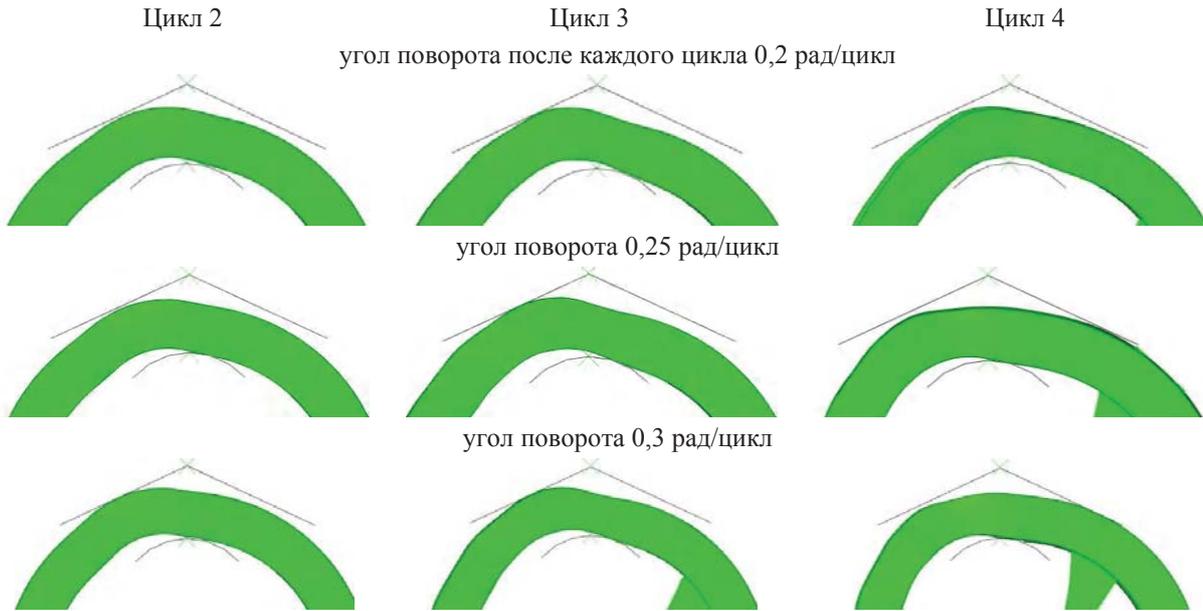


Рис. 3. Изменение положения бойка относительно уже деформированного участка кольца в начале циклов обжатия при углах поворота:  
*a* – 0,2 рад/цикл; *б* – 0,25 рад/цикл; *в* – 0,3 рад/цикл

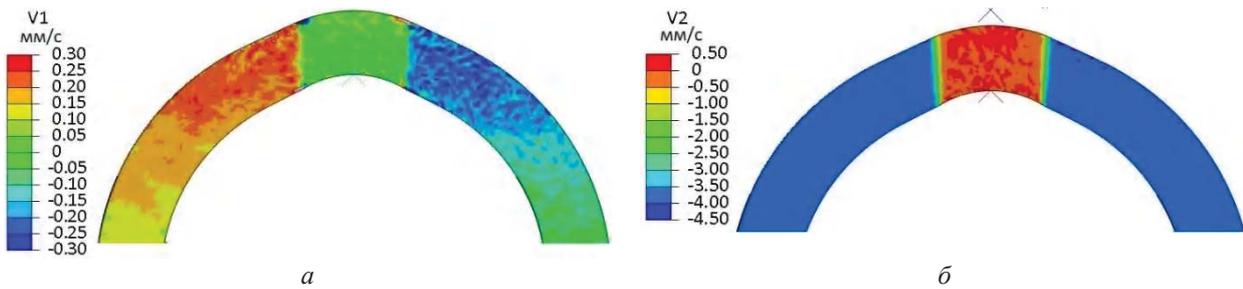


Рис. 4. Распределение скоростей смещения металла под вырезным бойком в конце первого разового обжатия:  
*a* – скорость  $V_1$  в горизонтальном направлении; *б* – скорость  $V_2$  в вертикальном направлении

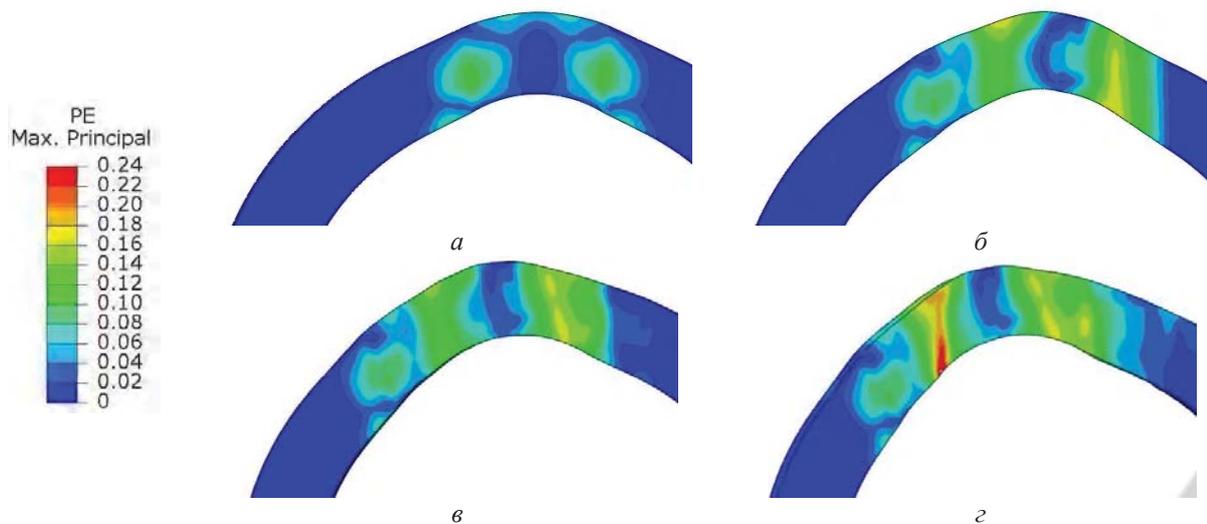


Рис. 5. Распределение эквивалентной пластической деформации в кольцевой заготовке после окончания каждого цикла обжатия бойком с углом выреза  $130^\circ$  (угол поворота после каждого цикла 0,2 рад/цикл):  
*a* – первый цикл; *б* – второй цикл; *в* – третий цикл; *г* – четвертый цикл

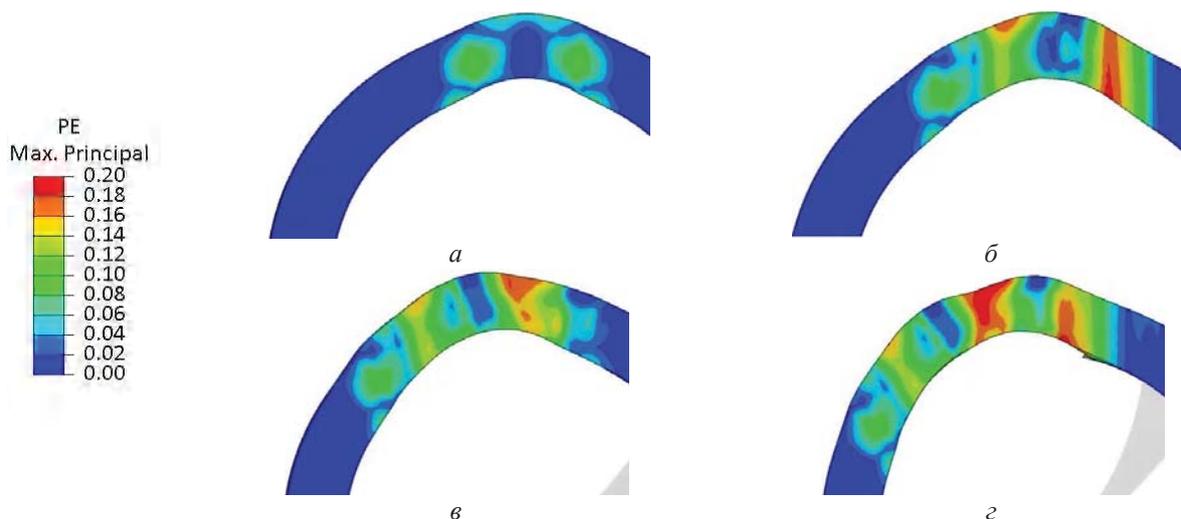


Рис. 6. Распределение эквивалентной пластической деформации в кольцевой заготовке после окончания каждого цикла обжатия бойком с углом выреза  $130^\circ$  (угол поворота после каждого цикла  $0,25$  рад/цикл): *a* – первый цикл; *б* – второй цикл; *в* – третий цикл; *г* – четвертый цикл

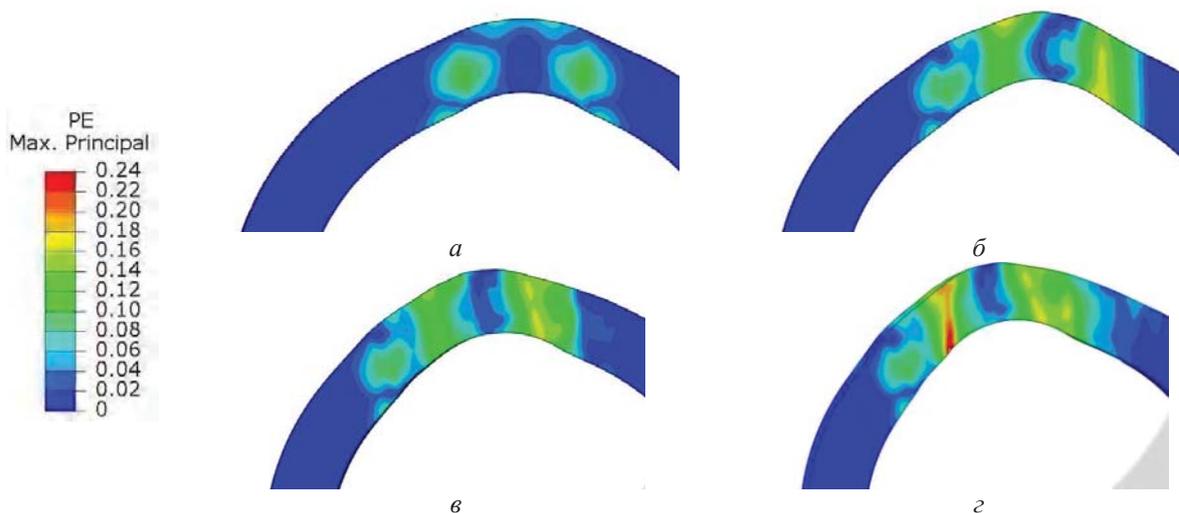


Рис. 7. Распределение эквивалентной пластической деформации в кольцевой заготовке после окончания каждого цикла обжатия бойком с углом выреза  $130^\circ$  (угол поворота после каждого цикла  $0,3$  рад/цикл): *a* – первый цикл; *б* – второй цикл; *в* – третий цикл; *г* – четвертый цикл

Площадь сформировавшегося после первого обжатия застойного участка внутри подковообразной деформированной зоны уменьшается в процессе второго обжатия. При последующих циклах обжатия эта недеформированная зона сохраняется при любом моделированном угле поворота от  $0,2$  до  $0,3$  рад/цикл. Новых застойных зон в течение второго – четвертого циклов не возникает. Это выгодно отличает процесс раскатки с деформированием бойком с углом выреза  $130^\circ$  от других промоделированных вариантов [13; 14], так как в этих участках возможно сохранение исходной литой структурой с пониженными механическими характеристиками.

### Выводы

1. Моделирование четырех последовательных единичных обжатий при раскатке на оправке бойком с углом выреза  $130^\circ$  с уменьшением толщины кольца на  $20$  мм показало, что величина максимального усилия в каждом цикле составляет около  $2$  МН и практически не зависит от угла поворота в моделируемых пределах (от  $0,2$  до  $0,3$  рад/цикл). Увеличение угла поворота с  $0,2$  до  $0,3$  рад/цикл в третьем и четвертом циклах приводит к сокращению периода времени от начала опускания бойка до момента быстрого роста усилия практически до максимальных значений.

2. Характер расположения подковообразных деформированных зон в раскатываемой заготовке при использовании бойка с углом выреза  $130^\circ$  радикально отличается от полученных при осадке плоским бойком X-образных зон и O-образных зон при обжатии бойком с углом выреза  $150^\circ$ . Площадь сформировавшегося после первого обжатия застойной зоны внутри подковообразной деформированной зоны уменьшается в процессе второго обжатия. При последующих циклах обжатия эта застойная зона сохраняется при любом моделируемом угле поворота от  $0,2$  до  $0,3$  рад/цикл.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тарновский, И. Я. Свободная ковка на прессах / И. Я. Тарновский, В. Н. Трубин, Н. Г. Златкин. – М. : Машиностроение, 1967. – 328 с.
2. Охрименко, Я. М. Исследование процесса раскатки вырезным бойком / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин, А. И. Мохов, С. Д. Варанов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1975. – № 5. – С. 111–113.
3. Шляхин, Н. П. Совершенствование процессовковки крупногабаритных полых поковок / Н. П. Шляхин, Б. А. Деревянко, И. Н. Лыткин // Кузнечно-штамповочное производство. – 1981. – № 6. – С. 35–36.
4. Зубков, А. И. Технологияковки толстостенных профильных колец большого диаметра / А. И. Зубков, В. Д. Арефьев, В. Д. Соболев // Кузнечно-штамповочное производство. – 1978. – № 2. – С. 45–46.
5. Опыт изготовления крупногабаритных обечаек ковкой на прессах / В. Д. Арефьев, А. В. Пакало, Г. С. Рябцев, А. И. Зубков, А. Ю. Петунии // Кузнечно-штамповочное производство. – 1985. – № 1. – С. 23–25.
6. Остроушкин, Г. П. Особенности пластического напряжения при раскатке колец / Г. П. Остроушкин // Кузнечно-штамповочное производство. – 1973. – № 4. – С. 5–8.
7. Markov O.I, Panov V., Karnaukh S., [et set.] Determining the deformed state in the process of rolling conical shells with a flange / Eastern-european journal of enterprise technologies. 2021, V.6, №1-108, pp. 34-41.
8. Иванов, К. М. Метод конечных элементов в технологических задачах / К. М. Иванов, В. С. Шевченко, Э. Е. Юргенсон. – СПб. : Изд-во ПИМаш, 2000. – 224 с.
9. Константинов, И. Л. Технологияковки / И. Л. Константинов, С. Б. Сидельников. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т, 2020. – 216 с.
10. Гуревич, Л. М. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 43–46.
11. Алимов, А. И. Совершенствование технологии изготовления колец из титанового сплава ВТ6 путем определения рациональных режимов деформирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук (05.02.09) / Алимов Артем Игоревич ; Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана. – Москва, 2017. – 16 с.
12. Алиев, И. С. Получение полых сложнопольных изделий ковкой из слитков / И. С. Алиев, Я. Г. Жбанков, С. В. Мартынов // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2019. – № 5. – С. 121–130.
13. Гуревич, Л. М. Процессы пластического течения при раскатке плоским бойком кольцевых заготовок на оправках / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 75–82.
14. Гуревич, Л. М. Процессы пластического течения при раскатке бойком с углом выреза  $150^\circ$  кольцевых заготовок / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (269) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 56–62.
15. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением : справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-63-65

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

### К ВОПРОСУ О ДЕЙСТВИТЕЛЬНОМ КОЭФФИЦИЕНТЕ ЗАПАСА ПРОЧНОСТИ В НАХЛЕСТОЧНОМ ЛОБОВОМ СВАРНОМ ШВЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: Kazankin\_vmr@mail.ru

В работе рассмотрен вопрос наличия нереализуемого запаса прочности, образующегося при использовании известных зависимостей для определения прочности лобового сварного шва.

**Ключевые слова:** лобовой сварной шов, прочность шва, запас прочности, касательные напряжения.

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

### ON THE QUESTION OF THE ACTUAL SAFETY FACTOR OF THE LAP FRONTAL WELD

Volgograd State Technical University

The paper considers the issue of the presence of an unrealizable margin of safety, which is formed when using known dependencies to determine the strength of the front weld.

**Keywords:** frontal fillet weld, weld strength, margin of safety, shear stress.

Сварные соединения широко используются при изготовлении изделий в химическом и нефтегазовом машиностроении. Это объясняется их большей прочностью по сравнению с другими соединениями, возможностью создания герметичных изделий, заметной экономией материала, обеспечением автоматизации процесса сварки и др.

Одним из основных типов сварных швов являются нахлесточные швы. При расчете таких швов в качестве основных параметров используют катет  $k$  и высоту  $h$  поперечного сечения шва. При этом высота шва является глубиной проплавления соединяемых деталей и зависит от вида сварки.

Высота нормального шва

$$h = k \cdot \sin 45^\circ \approx 0,7k. \quad (1)$$

Высота выпуклого или вогнутого шва

$$h = \beta \cdot k, \quad (2)$$

где величина коэффициента  $\beta$  в зависимости от типа сварки находится в диапазоне от 0,7 до 1,1.

За опасное сечение нахлесточного шва, как правило, принимают сечение, проходящее по биссектрисе прямого угла сварного шва независимо от направления приложенной нагрузки  $F$ . При этом разрушение шва происходит под действием напряжений среза  $\tau$ .

Таким образом, для расчета на прочность швов используют унифицированные формулы (3) и (4) для определения касательных напряжений среза  $\tau$  при расчете на растяжение для лобового шва (рис. 1) или флангового шва (рис. 2)

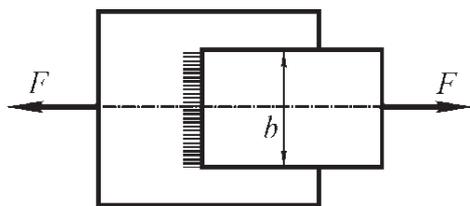


Рис. 1. Лобовой сварной шов

$$\tau = \frac{F}{A} = \frac{F}{0,7k \cdot b} \leq [\tau]', \quad (3)$$

где  $A$  – площадь поперечного сечения шва,  $b$  – длина лобового шва,  $[\tau]'$  – допускаемые напряжения среза сварного шва.

$$\tau = \frac{F}{A} = \frac{F}{2hl} = \frac{F}{2 \cdot 0,7k \cdot l} \leq [\tau]', \quad (4)$$

где дополнительно  $l$  – длина флангового шва.

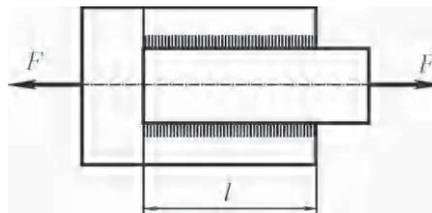


Рис. 2. Фланговый сварной шов

Следует отметить, что если фланговые швы действительно могут срезаться под действием силы  $F$ , то лобовой шов срезает только составляющая силы  $F$ , равная  $F \cdot \sin 45^\circ = 0,7 \cdot F$  (рис. 3).

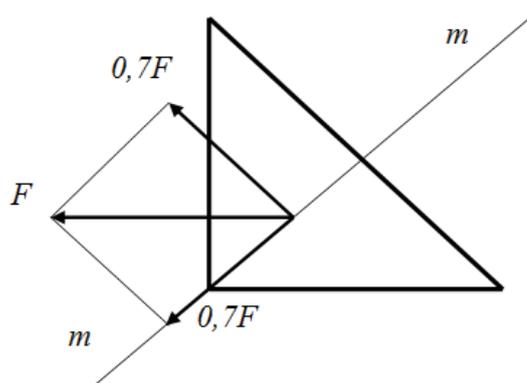


Рис. 3. Схема сил в лобовом сварном шве

В связи с этим условие прочности лобового шва следует представить в виде

$$\tau = \frac{0,7F}{A} = \frac{0,7F}{0,7k \cdot b} = \frac{F}{kb} \leq [\tau]'. \quad (5)$$

Таким образом, может возникнуть мнение, что при расчете прочности лобового шва по унифицированной формуле (3) в нем образуется нереализуемый избыточный запас прочности. На описанное возможное увеличение запаса прочности указано, например, в 1974 г. в фундаментальном учебнике по деталям машин Д. Н. Решетова [2].

В то же время следует подчеркнуть, что лобовой сварной шов находится в условиях одновременного воздействия касательных  $\tau$  и нормальных  $\sigma$  напряжения, показанных на рис. 4. В таких условиях эффективность касательных напряжений (из-за воздействия нормальных напряжений) возрастает [3], что приводит к уменьшению предела текучести по касательным напряжением приблизительно до 0,7 от предела текучести по касательным напряжениям во фланговом шве. С учетом этого положения формулу (5) следует записать в виде

$$\tau = \frac{F}{kb} \leq 0,7[\tau]', \quad (6)$$

то есть мы получим для лобового шва ту же унифицированную формулу (3).

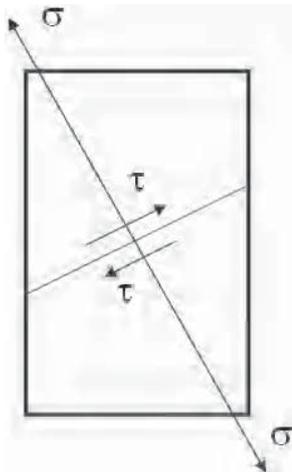


Рис. 4. Схема напряжений в лобовом сварном шве

Таким образом, показано, что при использовании унифицированной формулы для расчета прочности нахлесточного лобового сварного шва дополнительного запаса прочности не создается. Это реальное положение было отражено в четвертом издании учебника Д. Н. Решетова (1989 г.), в котором фраза о дополнительном запасе прочности исключена без объяснения причин.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ануриев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3 т. / под ред. И. Н. Жестковой. – М. : Машиностроение, 2006. – Т. 3. – 928 с.
2. Решетов, Д. Н. Детали машин : учеб. для вузов. – Изд. 3-е, испр. и перераб. – М. : Машиностроение, 1974. – 655 с.
3. Беляев, Н. М. Сопротивление материалов / Н. М. Беляев. – М. : Наука, 1965. – 856 с.

УДК 620.169.1

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-65-72

*К. В. Кусков, К. В. Сызранцева*

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ГЕОМЕТРИИ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ИСПЫТАНИЙ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ

Тюменский индустриальный университет

e-mail: kuskovkv@tyuiu.ru

Одной из актуальных задач при проектировании нефтегазодобывающих объектов, как в море, так и на суше, является прогнозирование срока службы конструкций. Одним из методов, улучшающих точность прогнозирования, являются испытания на сопротивление усталости при воздействии различных факторов: среда эксплуатации, метод изготовления, шероховатость поверхности, наличие концентраторов напряжений и др. В данной работе рассмотрены различные способы определения теоретического коэффициента концентрации напряжений (ТККН) путем анализа его зависимостей от геометрических размеров изделия, математическим методом без учета характеристик материала и методом конечных элементов (МКЭ) с учетом характеристик металла в программном обеспечении ANSYS Mechanical APDL. При использовании МКЭ относительная погрешность между элементными и усредненными узловыми значениями напряжений не превышала 1 %. По результатам моделирования построена эпюра эквивалентных напряжений рабочей части образца. Испытания образцов из стали 20 с различной геометрией выполнены на сервогидравлической машине ТРМЦ-250С-1 при симметричном цикле растяжения-сжатия и нагрузке, составляющей 80 % от физического предела текучести. Образцы были изготовлены на токарном станке с ЧПУ. Используемый материал не подвергался дополнительной обработке, о чем свидетельствует проведенный микроструктурный анализ. Отмечено, что зарождение трещины и разрушение образцов происходили в различных частях образца, так для образцов с меньшим ТККН наблюдается на цилиндрической части, в отличие от образца с большим ТККН. На основании проведенного исследования можно сказать, что сравнение пределов выносливости, указанных в различных источниках, например в зарубежной литературе и российской, будут некорректны из-за того, что образцы отличаются по форме и значению коэффициентов концентрации напряжений.

**Ключевые слова:** конструкционная сталь 20; теоретический коэффициент концентрации напряжений; метод конечных элементов; усталостное разрушение; число циклов до разрушения.

**Благодарности:** Авторы благодарят за поддержку данного исследования национальный проект «Наука и университеты» Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (FEWN-2021-0012). Кроме того, авторы выражают признательность за помощь в изготовлении образцов производственное отделение центра перспективных исследований и инновационных разработок ФГБОУ ВО «Тюменский индустриальный университет».

*K. V. Kuskov, K. V. Syzrantseva*

## DETERMINING THE INFLUENCE OF GEOMETRY OF FATIGUE TEST SPECIMENS

Federal State Budget Educational Institution of Higher Education  
«Industrial University of Tyumen»

One of the urgent tasks in the design of oil and gas production facilities, both offshore and onshore, is the prediction of the service life of structures. One of the methods that improve the accuracy of prediction is testing for fatigue resistance under the influence of various factors: operating environment, manufacturing method, surface roughness, the presence of stress concentrators, etc. This paper discusses various methods for determining the theoretical stress concentration factor (TSCF) by analyzing its dependence on the geometric dimensions of the product, using the mathematical method without taking into account the characteristics of the material and the finite element method (FEM) taking into account the characteristics of the metal in the ANSYS Mechanical APDL software. When using the FEM, the relative error between the elemental and average nodal stress values did not exceed 1%. Based on the simulation results, a diagram of equivalent stresses of the working part of the sample was constructed. Tests of specimens made of steel 20 with different geometries were carried out on a TRMCs-250C-1 servo-hydraulic machine with a symmetrical tension-compression cycle and a load of 80% of the physical yield strength. The samples were made on a CNC lathe. The material used was not subjected to additional processing, as evidenced by the microstructural analysis performed. It is noted that the initiation of a crack and the destruction of the samples occurred in different parts of the sample, so for samples with a smaller TSCF, it is observed on the cylindrical part, in contrast to the sample with a large TSCF. Based on the study, it can be said that the comparison of the endurance limits indicated in various sources, for example, in foreign literature and Russian, will not be correct due to the fact that the samples differ in the form and value of stress concentration factors.

*Keywords:* structural steel 20; theoretical stress concentration factor; finite element method; fatigue failure; number of cycles before failure

*Acknowledgments:* The authors are grateful for the support of this study of the National Project "Science and Universities" of the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (FEWN-2021-0012). In addition, the authors express their gratitude for the help in the preparation of samples of the production department of the center for advanced research and research of the Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education "Tyumen Industrial University".

Одной из актуальных задач при проектировании нефтегазодобывающих объектов, как в море, так и на суше является прогнозирование срока службы. Общая концепция такого прогнозирования состоит в том, чтобы выявить дефект, определить его геометрические и структурные характеристики, и далее на основе различных законов рассчитать скорость его роста и установить предел его максимального размера, который приводит к разрушению. Наиболее опасным видом разрушения является усталостное вследствие того, что образующиеся микроразрушения плохо поддаются обнаружению и прогнозированию. Наиболее известными случаями такого разрушения являются авария на Саяно-Шушенской ГЭС в 2009 году и авария самолета рейса 1380 компании Southwest в 2018 году. С целью уточнения факторов, влияющих на развитие усталостных трещин, проводятся как стандартные испытания на усталость с построением кривых усталостей, также известных как кривые Велера или S-N кривые, так и специальные испытания для изучения влияния определенных факторов: влияние среды эксплуатации, законов нагружения, масштабного фактора, геометрических факторов, ответственных за наличие

или отсутствие концентраторов напряжений, размеров изделий, температуры, структурное состояние материала, шероховатости и т. д. Особое внимание стоит уделить такому фактору, как изменение размеров поперечного сечения изделия, который вызывает эффект концентрации напряжений I рода, так как именно в этих местах наиболее вероятно будет происходить усталостное разрушение [1]. В статьях В. Ф. Павлова, В. А. Кирпичева и др. [2; 3] исследовалось влияние поверхностного упрочнения на сопротивление усталости в присутствии концентраторов напряжений и установлено, что при изменении геометрии концентратора напряжений, который численно характеризуется значениями теоретического коэффициента концентрации напряжений (ТККН) с 3,707 до 6,612, предел выносливости материала изменяется с 120 до 137,5 Мпа, что составляет более 12,5 %. В работе [4] установлено, что наличие на образцах надреза, ТККН которого равен 3,6, значение предела выносливости уменьшается в 2,56 раза по сравнению с образцами без надреза. Работа [5] посвящена разработке прогнозирования сопротивления усталости упрочненных деталей с различными концентраторами напряжений, которые численно

равны 2,6–3,8. Таким образом, исследований в области влияния ТККН проведено достаточное количество, однако, значительная часть исследований посвящена изучению влияния концентраторов напряжений, с значениями ТККН больше 2, которые наносятся искусственно. При этом практически отсутствует информация, об изучении влияния концентраторов напряжений, возникающих в образцах из-за перехода тороидальной части в цилиндрическую, т. е. возникающие в обязательном порядке, при изготовлении образцов – обязательные. Наличие изменения размеров поперечного сечения изделия, которое приводит к образованию мест с повышенными напряжениями, присутствует даже у лабораторных образцов при исследованиях проблем усталости. При сравнении отечественных стандартов и иностранных, таких как ASTM в области испытаний на усталость и термомеханическую усталость [6; 7], авторы обращают внимание на то, что иностранные стандарты более требовательны к точности испытательной техники, а отечественные строго регламентируют размеры образцов, хотя существенных отличий не выявлено. Кроме того, в литературе также встречаются нестандартные образцы, имеющие подобные геометрические размеры, но авторы не указывают и не учитывают влияния концентратора напряжений [8–11].

В данной работе рассмотрено изменение сопротивления усталости для стали 20 в ходе натуральных испытаний двух типов образцов

с различными концентраторами напряжений, которые описываются теоретическими коэффициентами концентрации напряжений. Расчеты ТККН проводились различными методами, в том числе конечно-элементного прочностного анализа в ПК ANSYS.

Цель исследования – определить влияние геометрических параметров образцов, таких как отношение радиуса скругления к диаметру рабочей части, на сопротивление усталости.

В качестве анализируемого материала была использована конструкционная сталь 20 в виде прутка длиной 2500 мм и диаметром 16 мм, из которого вдоль продольной линии были изготовлены образцы. Структура стали представлена на рис. 1 и представляет собой феррито-перлитную с явным выражением строчечности. После изготовления образцов, размер зерна не изменился (рис. 1, в), что свидетельствует о том, что во время обработки материал не подвергался значимому термическому воздействию, которое могло оказать влияние на сопротивление усталости [12].

С целью определения механических характеристик материала проведено стандартное испытание на растяжении. Образец изготовлен по типу 3 согласно ГОСТ 1497–84 [13], с диаметром рабочей части 7,5 мм. Испытания проводили на сервогидравлической машине ТРМЦ-250С-1. Полученные значения указаны в табл. 1. Полученные значения полностью соответствуют требованиям ГОСТ 1050–2013.

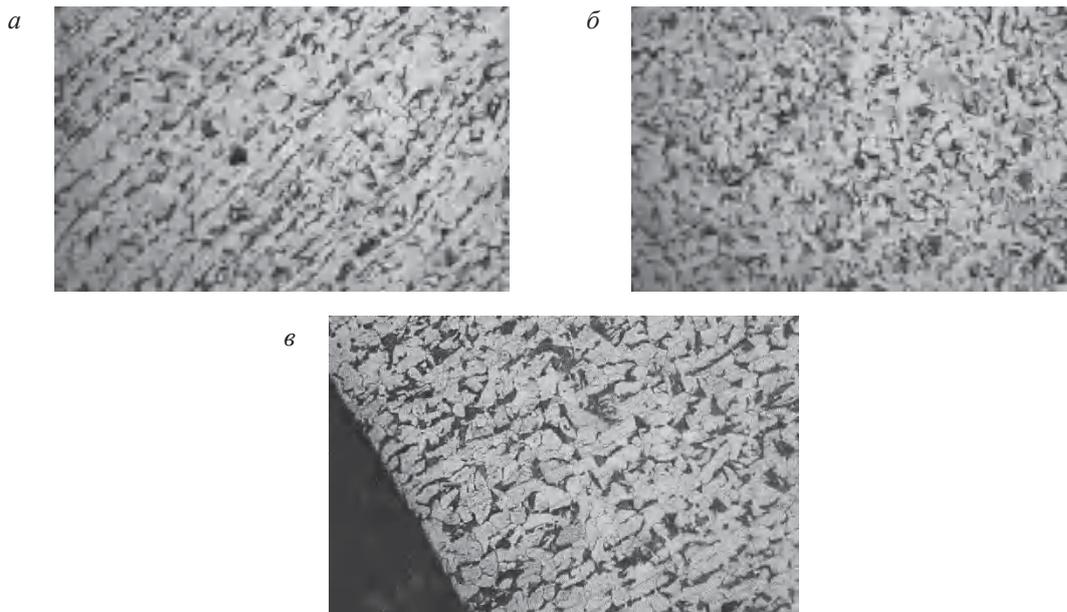


Рис. 1. Микроструктура исследуемой стали 20 (увеличение 200):  
а – вдоль продольной оси прутка; б – поперек продольной оси прутка;  
в – край образца, темная часть рисунка – полимерная смола

Механические свойства исследуемой стали 20

| Значения          | Предел текучести физический $\sigma_{т}$ , МПа | Временное сопротивление $\sigma_{в}$ , МПа | Относительное сужение $\psi$ , % | Относительное удлинение $\delta_{10}$ , % |
|-------------------|--|--|----------------------------------|---|
| Полученные данные | 347  | 504  | 64                               | 27  |
| ГОСТ 1050–2013    | Не менее 245                                   | Не менее 410                               | Не менее 55                      | Не менее 25                               |

Для определения влияния геометрии образцов с концентраторами напряжений, вызванных плавным переходом цилиндрической части образца в тороидальную, на сопротивление усталости провели сравнительные испытания по методике одноступенчатых испытаний.

Коэффициент асимметрии цикла  $R=-1$ , закон нагружения синусоидальный, вид нагружения – растяжение-сжатие. Амплитуда нагружения для всех образцов составила 80 % от предела текучести физического и была равна 277,6 МПа. Все образцы были изготовлены из одного прутка. Каждое испытание проводили 3 раза на идентичных образцах, изготовленных в одинаковых условиях.

Образцы для испытаний были изготовлены на токарно-обрабатывающем центре САК 50135di согласно рис. 2 и 3 (далее образцы тип № 1 и тип № 2 соответственно).

Образец тип № 1 является образцом, выполненным по ГОСТ 25.502–79 тип II [14]. Образец тип № 2 является аналогом образца, указанного в статье авторов А. Аэрана, Р. Акосты и др. [8]. Размеры указаны на рис. 3. Необходимость увеличения размеров образца относительно размеров, указанных в статье, обусловлена тем, что сравнение результатов, полученных при значительно отличающихся площадях сечения рабочей части, возможно только при введении коэффициента, учитывающего масштабный фактор, что в конечном итоге влияет на характеристики сопротивления усталости материала, что указано в ГОСТ 25.504–82 [15].

Выбор такого типа образца связан с тем, что радиус скругления больше, чем диаметр рабочей части в 2 раза, в отличие от стандартных образцов принятых в ГОСТ 25.502–79 и имеющих цилиндрическую часть, для которых это отношение равно 0,93.

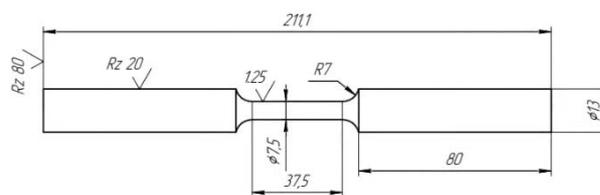


Рис. 2. Образец тип № 1

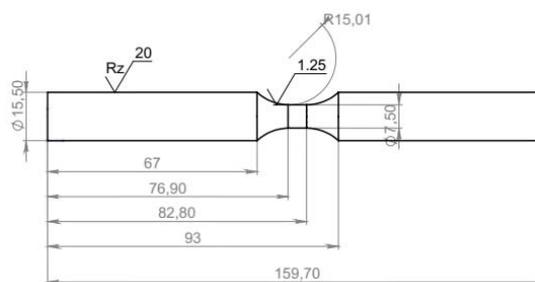


Рис. 3. Образец тип № 2

Расчет теоретического коэффициента концентрации напряжений проводили согласно рекомендациям ГОСТ 25.504–82, используя графический и аналитический метод.

Значения коэффициентов, определенных графическим методом с использованием серии графиков из приложений 2 и 3 ГОСТ 25.504–82, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Результаты проведенных экспериментов

| Показатели  | Тип образца |        |
|---|-------------|--------|
|   | № 1         | № 2    |
| Начальный диаметр образца, мм   | 7,42        | 7,2    |
| Коэффициент концентраций напряжений по ГОСТ 25.504–82 (графический)   | 1,23        | 1,12   |
| Коэффициент концентраций напряжений по ГОСТ 25.504–82 (аналитический) | 1,218       | 1,103  |
| Коэффициент концентраций напряжений по МКЭ                            | 1,121       | 1,061  |
| Количество циклов до разрушения, ед.                                  | 22 377      | 35 653 |
| Отношение радиуса скругления к диаметру рабочей части                 | 0,93        | 2      |
| Генеральная дисперсия, ед.  | 4168        | 1976   |

Кроме того, проведено сравнение графиков для определения теоретического коэффициента концентрации напряжений, указанных в иностранной литературе [16] и отече-

ственном стандарте, которое не выявило отличий.

Расчет ТККН выполняли по следующим формулам:

$$\alpha_{\sigma} = 1 + \frac{(\alpha_{f\sigma}-1)(\alpha_{\tau\sigma}-1)}{\sqrt{(\alpha_{f\sigma}-1)^2 + (\alpha_{\tau\sigma}-1)^2}}, \quad (1)$$

$$\alpha_{\tau\sigma} = \frac{1}{2N} \left( \sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + 1 \right) \left[ 2 \left( \frac{a}{\rho} + 1 \right) - \left( 1 - \frac{2}{m} \right) \sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + 1 \right], \quad (2)$$

$$\alpha_{f\sigma} = 1 + 2 \sqrt{\frac{t}{\rho}}, \quad N = \frac{a}{\rho} + \frac{2}{m} \sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + 2, \quad a = \frac{d}{2}, \quad m = \frac{1}{0,3}, \quad (3)$$

где  $d$  – диаметр рабочей части образца,  $\rho$  – радиус скругления.

Полученные по этим уравнениям значения коэффициентов представлены в табл. 2.

Моделирование выполнялось посредством программного обеспечения ANSYS Mechanical APDL. При моделировании, с целью рационального использования оперативной памяти, густота конечно-элементной сетки варьировалась на разных участках образца: более мелкая сетка построена в наиболее важной для данного исследования центральной части образца, состоящей из цилиндрического и двух тороидальных участков; более крупная – на двух цилиндрических участках, которые захватываются в сервогидравлической машине ТРМЦ-250С-1.

В качестве граничных условий были заданы:

1) жесткая заделка по всем степеням свобо-

ды для наружных поверхностей левого цилиндрического участка образца, зажатого в тисках пульсатора;

2) нагружение правого цилиндрического участка моделировалось при помощи средства COUPLING, позволяющего сообщить одинаковое перемещение всем узлам, принадлежащим поверхности правого цилиндрического участка;

3) Расчет проводили на симметрично разрезанном образце вдоль продольной линии;

4) растягивающая нагрузка была задана 6,895 кН.

Для решения задачи использовался прямой решатель SPARSE SOLVER.

Оценка качества сетки осуществлялась в соответствии с рекомендациями Дж. Кроуфорда, аналитика ANSYS Inc., по узловым и элементным результатам эквивалентных по Мизесу напряжений[17]:

$$\Delta = \frac{ESOL - NSOL}{ESOL} = \frac{201,136 \text{ МПа} - 200,765 \text{ МПа}}{201,136 \text{ МПа}} \cdot 100\% = 0,184\% < 10\% \quad (7)$$

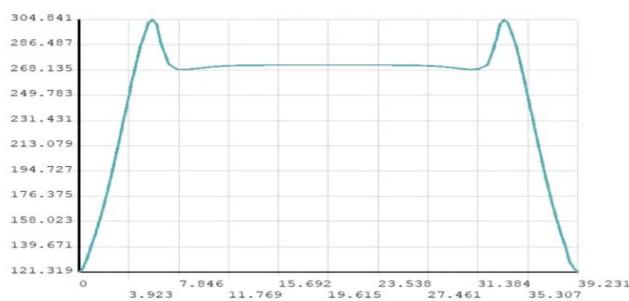
Поскольку вычисленная относительная погрешность между элементными и усредненными узловыми значениями напряжений не превышает 1 % и значительно ниже критерия, рекомендуемого аналитиками ANSYS Inc. для оценки качества конечно-элементной аппроксимации модели, данная конечно-элементная модель считается адекватной.

С целью выявления степени концентрации напряжений в криволинейной центральной части образца, а также для вычисления коэффициента концентрации напряжений использовали средства PATH OPERATIONS. Был построен путь из узлов, лежащих на нижнем ребре всей центральной части образца. По этому пути бы-

ла построена эпюра эквивалентных напряжений вдоль всей рабочей части образца, включающей центральную цилиндрическую зону и две соседние тороидальные (рис. 4). ТККН рассчитывался как отношение наибольших напряжений, к напряжениям, возникающим в цилиндрической части.

Данные, полученные в ходе испытаний на усталость, а также полученные разными способами ТККН, которые описывают концентраторы напряжений, представляющие из себя плавные изменения размеров поперечного сечения образцов, представлены в табл. 2. Приведены средние значения на основе серии испытаний из трех образцов.

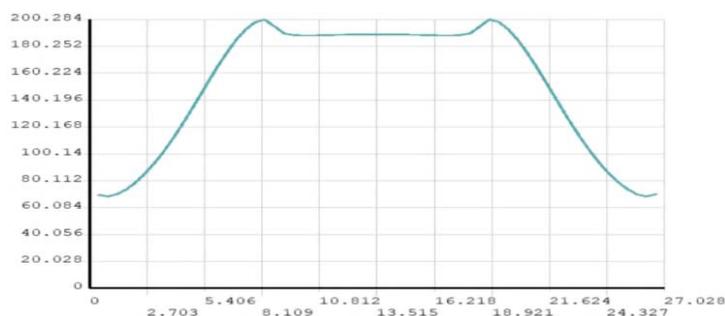
Эквивалентные  
напряжения, МПа



Расстояние от захвата образца, мм

*a*

Эквивалентные  
напряжения, МПа



Расстояние от захвата образца, мм

*b*

Рис. 4. Эпюра эквивалентных напряжений на рабочей части образцов:  
*a* – тип № 1; *b* – тип № 2

Различие в коэффициентах, полученных разными методами, связано с тем, что в ГОСТ 25.504–82, используется эмпирическое уравнение (1) для пересчета коэффициентов концентрации напряжений, полученных методом Нейбера для бесконечно широких и бесконечно длинных образцах. При этом выбор показателя степени, был сделан произвольно, что может давать погрешность в определенных случаях до 12 % [18]. Кроме того, современные вычислительные системы, позволяют получать расчетную сетку высокой плотности, которая лучше описывает плавные кривые, как в нашем случае. Также ПО Ansys позволяет учитывать

коэффициент Пуассона, который оказывает влияние на итоговые значения [19]. Вдобавок, стоит отметить, что при расчете МКЭ использовались эквивалентные напряжения по Мизесу, которые учитываются в трех измерениях, в отличие от метода Нейбера, что также повышает точность получаемых значений. Исходя из этого, в дальнейших обсуждениях полученных результатов будем использовать значения коэффициентов, полученных с использованием МКЭ в ПО Ansys.

На рис. 5 и 6 представлены образцы типов № 1 и № 2 после разрушения, характер излома – усталостный (рис. 5, *a* и 6, *a*).



*a*



*б*

Рис. 5. Пример разрушения из серии испытаний образцов № 1:  
*a* – вид излома; *б* – место разрушения

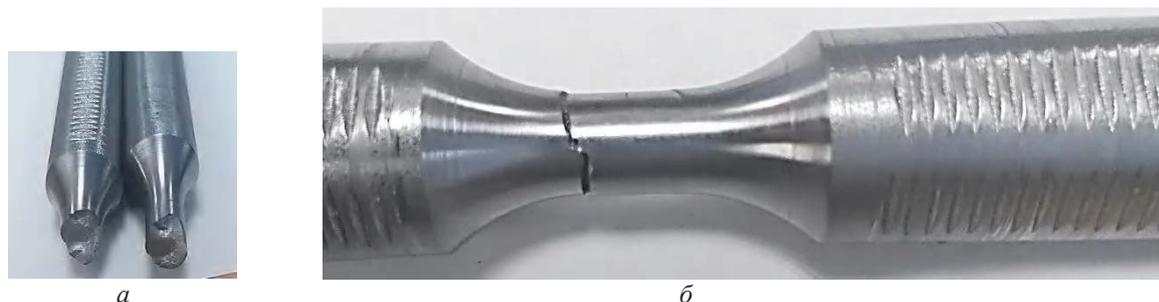


Рис. 6. Пример разрушения из серии испытаний образцов № 2:  
*а* – вид излома; *б* – место разрушения

Согласно полученным расчетам можно сделать вывод о том, что наличие плавного перехода цилиндрической части образца в тороидальную, приводит к росту напряжений. Так, вместо заданной амплитуды в 277,6 МПа, в зоне перехода цилиндрической части в тороидальную, напряжения составляют 294,5 и 311,2 МПа в зависимости от типа образца, что ведет к увеличению накопления повреждений на этом участке в большей степени, чем на цилиндрической поверхности. Необходимо отметить, что зарождение трещины и разрушение для образцов № 1 происходили в зоне тороидальной части образца, а для образцов № 2 в цилиндрической части (рис. 5, *б* и 6, *б*). Вероятно, это связано с большей протяженностью зоны повышенных напряжений, что видно из эпюр эквивалентных напряжений (рис. 4).

Если учитывать полученные коэффициенты и использовать их в уравнениях кривых усталости для сталей близких по химическому составу к стали 20, в том числе иностранной стали AISI 1020, приведенных в статьях [8; 9; 20], можно сделать вывод о том, что концентратор напряжений, расчетное значение ТККН которого, равно 1,121 (стандартный образец по ГОСТ 25.502.-79), вызывает уменьшение количества циклов до разрушения в среднем на 70 % в области от  $10^5$  до  $10^6$  циклов. При использовании образца тип № 2, с коэффициентом концентрации напряжений 1,061, число циклов до разрушения в той же области, сократится на 45 %. В рамках данного исследования, различие геометрической формы образцов, выраженное в изменении значений ТККН, между образцами тип № 1 и тип № 2 составила 0,06, но при этом количество циклов до разрушения сократилось на 37,2 %, что составляет больше 1/3. Такую разницу между нашими и литературными данными можно объяснить различием характери-

стик металла из разных партий, а главное, тем что испытания проводились при нагрузках  $0,8 \cdot \sigma_T$ , что соответствует области малоциклового усталости, т.е. число циклов до разрушения не превышает условную границу  $5 \cdot 10^4$ . Следовательно, можно сделать предположение о том, что концентратор напряжения, представляющий из себя плавное изменение сечения образца, оказывает наиболее значительное влияние уменьшения числа циклов до разрушения при наработке более 100 000 циклов.

Кроме того, изделия, работающие в условиях циклического нагружения, могут испытывать непрогнозируемые скачки нагрузок, что значительно сокращает прогнозируемый срок жизни материала [21–23]. При этом расчет усталостных повреждений, вызванных этими скачками усложняется [24].

В результате исследования доказано значительное влияние геометрических параметров образца, таких как отношение радиуса скругления к диаметру рабочей части образца на сопротивление усталости, а именно снижение количества циклов до разрушения на 37,2 % для стали 20 ( $\sigma_T = 347$  МПа и  $\sigma_B = 504$  МПа). При этом разница в коэффициентах концентрации напряжений у представленных образцов составляет не более 0,06 единиц. На основании проведенного исследования, можно сказать, что сравнение пределов выносливости, указанных в различных источниках, например, в зарубежной литературе и российской, будут не корректны из-за того, что образцы отличаются по форме и значению коэффициентов концентрации напряжений. Кроме того, использование стандартных образцов по ГОСТ 25.502–79 тип II, приводит к занижению предела выносливости, что влияет на рост геометрических размеров конечных изделий.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Беляев, М. С.* Влияние концентрации напряжений на сопротивление усталости жаропрочных никелевых сплавов / М. С. Беляев, Н. Д. Жуков // Проблемы прочности. – 1984. – № 5. – С. 10–14.
2. *Вакулюк, С. В.* Прогнозирование предела выносливости поверхностно упрочненных образцов с концентраторами напряжений / С. В. Вакулюк, В. А. Кирпичев, В. Ф. Павлов, В. П. Сазанов // Вестник Уфимского государственного авиационного технического университета. – 2013. – Т. 17, № 1 (54). – С. 45–49.
3. *Павлов, В. Ф.* Зависимость предела выносливости поверхностно упрочненных образцов с надрезами от размеров поперечного сечения / В. Ф. Павлов, В. А. Кирпичев, А. П. Филатов, В. В. Сазанов, Ю. С. Ларионова // Вестник Самарского государственного технического университета. Серия: Технические науки. – 2014. – № 1 (41). – С. 93–100.
4. *Кривцов, В. С.* Оценка влияния ряда факторов на сопротивление усталости титановых сплавов / В. С. Кривцов, В. Н. Павленко, И. В. Волков // Проблемы машиностроения. – 2011. – Т. 14. – № 6. – С. 37–41.
5. *Кирпичев, В. А.* Разработка научных методов прогнозирования сопротивления усталости упрочненных деталей с концентраторами напряжений : автореф. дис. ... д-ра тех. наук / Кирпичев В. А. – Самара, 2009. – 34 с.
6. *Беляев, М. С.* Сравнительный анализ Российского и зарубежных стандартов испытаний на усталость металлов / М. С. Беляев, К. К. Хвацкий, М. А. Горбовец // Труды ВИАМ. – 2014. – № 9. – С. 11.
7. *Горбовец, М. А.* Анализ и сравнение Российского и зарубежного стандартов, устанавливающих методы испытаний на термомеханическую усталость / М. А. Горбовец, Д. А. Кочетков, И. А. Ходинев // Труды ВИАМ. – 2017. – № 4. – С. 98–103.
8. *Aeran A., Acosta R., Siriwardane S. C., Starke P., Mikkelsen O., Langen I., Walther F.* Nonlinear fatigue damage model: Comparison with experimental damage evolution of S355 (SAE 1020) structural steel and application to offshore jacket structures//International Journal of Fatigue. 2020. Vol.135. 105568.
9. *Hassan K.S., Fayyadh S.K., Dhayea A.A.* Fatigue Life of Welded Joint Improvement with Various Welding Principles and Shot Peening process for AISI 1020 Low Carbon Steel// Journal of Mechanical Engineering Research and Developments. 2021. Vol.44, № 4, 221-232 pp.
10. *Alweendo S.T., Morita M., Hasegawa K., Motoda S.* Fatigue properties of hot-dip galvanized AISI 1020 normalized steel in tension-compression and tension-tension loading// Materials.2021. Vol.14.№23.7480
11. *Пачурин, Г. В.* Исследование процесса усталости автомобильных материалов / Г. В. Пачурин, Д. А. Гончарова, А. А. Филиппов, Т. В. Нуждина, В. Б. Деев // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2019. – Т. 62. – № 9. – С. 732–738.
12. *Терентьев, В. Ф.* Усталость металлов / В. Ф. Терентьев, С. А. Кораблева. – М. : Наука, 2015. – 484 с.
13. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. Metals. Methods of tension test. Межгосударственный стандарт: Дата введения 1986-01-01/ Международный совет по стандартизации, метрологии, сертификации. – Изд. Официально. – Москва: Стандартинформ, 2008. – 26 с. – Текст электронный.
14. ГОСТ 25.502.–79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. Strength analysis and testing in machine building. Methods of metals mechanical testing. Methods of fatigue testing.: Межгосударственный стандарт: Дата введения 1981-01-01/ Международный совет по стандартизации, метрологии, сертификации– Изд. Официальное. – Москва, 1985. – 25 с. – Текст: электронный.
15. ГОСТ 25.504–82. Расчеты и испытания на прочность. Методы расчета характеристик сопротивления усталости. Strength calculating and testing. Methods of fatigue strength behavior calculation.: Межгосударственный стандарт: Дата введения 1983-07-01/ Международный совет по стандартизации, метрологии, сертификации– Изд. официальное. – Москва: Стандартинформ, 2005. – 55 с. – Текст: электронный
16. *Budynas R.G., Nisbett J.K.* Shigley's Mechanical Engineering Design-9th ed//NY.: McGraw-Hil.-2011. 1109 p.
17. *Crawford, John.* Evaluating Mesh Density //Ansys Solutions. 1999. Vol. 1. № 2. 12 – 16 p.
18. *Петерсон, Р. Е.* Коэффициенты концентрации напряжений / Р. Е. Петерсон. – М. : Мир, 1977. – С. 302.
19. *Якупов, С. Н.* Эффект концентрации напряжений в стержне прямоугольного сечения в области крепления от продольных усилий / С. Н. Якупов, Х. Г. Киямов, Н. М. Якупов, Л. И. Хасанова, И. И. Бикмухамметов // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. – 2018. – Т. 14. – № 6. – С. 451–458.
20. *Бялонович, А. В.* Физико-механические свойства сплава АМГ6 и стали 20ГЛ при комбинации электроискрового легирования и ультразвуковой ударной обработки / А. В. Бялонович, Л. Е. Матохнюк, Б. Н. Мордюк, Г. И. Прокопенко // Повреждение материалов во время эксплуатации, методы его диагностирования и прогнозирования. Междунар. науч.-технич. конф. – 2017. – Тернополь : Изд-во ТНТУ, 2017. – С.181–184.
21. *K.V. Syzrantseva, T. E. Lobkova and A. V. Yurkevich.* A method for calculating the strength reliability of mechanical infinitely variable transmission torsion bars by non-parametric statistics methods. AIP Conference Proceedings.2020. 2315, 040043;
22. *Трофимов, О. Ф.* Прогнозирование усталостных повреждений материалов конструкций при стохастических режимах их нагружения / О. Ф. Трофимов // Машиностроение и инженерное образование. – 2012. – № 6. – С. 17–23.
23. *Larsen M.L., Baumgartner J., Clausen H.B., Arora V.* A new constant amplitude equivalent principal component analysis-based method for non-proportionality quantification of variable amplitude loaded welded joints in large-scale structures// International Journal of Fatigue.2022 Vol.163. 107008
24. *Liu X., Zhang Y-H., Wang D., Sun X.* Influence of the mean stress on the fatigue life of welded joints under variable amplitude loading// International Journal of Fatigue.2022 Vol.163. 106972.

УДК 620.191.33:666.974.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-73-78

*Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, В. Г. Поляков***ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ, ПРОЦЕССОВ  
ТЕПЛОМАССОПЕРЕНОСА И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ  
ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ ПРИ ИХ ПЕРВОМ НАГРЕВАНИИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: burkhanov@inbox.ru

В статье приведены результаты экспериментальных исследований процессов тепло- и массопереноса, а также напряженно-деформированного состояния крупноразмерных элементов из жаростойких бетонов на портландцементе, жидком стекле и глиноземистом цементе при их первом нагревании.

*Ключевые слова:* жаростойкий бетон, структура, нагрев, давление, разрушение, тепломассоперенос, трещиностойкость.

*R. A. Burkhanova, T. K. Akchurin, V. G. Polyakov***INTERRELATION OF STRUCTURE, PROCESSES HEAT  
MASS TRANSFER AND CRACK RESISTANCE OF HEAT-RESISTANT  
CONCRETE DURING THEIR FIRST HEATING****Volgograd State Technical University**

The article presents the results of experimental studies of the processes of heat and mass transfer, as well as the stress-strain state of large-sized elements of heat-resistant concrete on Portland cement, liquid glass and aluminous cement during their first heating.

*Keywords:* heat-resistant concrete, structure, heating, pressure, destruction, heat and mass transfer, crack resistance.

**Введение**

Жаростойкий бетон является безобжиговым материалом, а его сушка и первый разогрев производится обычно при одностороннем нагреве в процессе вывода теплотехнических сооружений на рабочий режим. Опыт эксплуатации тепловых агрегатов, выполненных из жаростойкого бетона, показывает, что трещиностойкость и качество бетона в значительной степени зависят от правильно назначенных режимов сушки, первого разогрева до рабочих температур и охлаждения бетона. Деструкция обычного бетона при нагреве также в значительной степени зависит от интенсивности и температуры нагрева, определяющих процессы тепло- и массопереноса в бетоне.

Принимая во внимание особенности капиллярно-пористой структуры жаростойких бетонов для анализа происходящих в них при нагреве процессов тепло- и массопереноса, в общем виде применима теория тепло- и массопереноса в капиллярно-пористых телах, разработанная А. В. Лыковым [1]. В общем виде суммарный поток влаги в жаростойком бетоне при наличии градиента давления  $\Delta P$  можно определить из уравнения:

$$J = -\lambda m(\Delta\theta + \delta\Delta t) - k\Delta P, \quad (1)$$

где  $\theta$  – потенциал массопереноса;  $t$  – потенциал теплопереноса;  $\lambda m$  – коэффициент влагонепроводности;  $\delta$  – термоградиентный коэффициент;  $k$  – коэффициент фильтрации. Выражение  $\lambda m(\Delta\theta + \delta\Delta t)$  характеризует молекулярный перенос влаги, а  $k\Delta P$  – молярный.

При сушке и одностороннем нагреве бетона перемещение и удаление влаги происходит в виде пара и жидкости. В основном, от зоны испарения влага в виде пара за счет градиента давления пара движется в сторону нагреваемой поверхности, а в противоположном направлении влага перемещается в виде жидкости. Часть пара, которая движется по направлению теплового потока, постепенно конденсируется, вызывая локальное увлажнение по толщине конструкции. Градиент давления пара, возникающий в бетоне при условии, когда скорость фазового превращения внутри материала превышает скорость переноса массы вещества, существенно зависит от гидродинамического сопротивления пористой структуры бетона, а степень инерционности процесса релаксации давления зависит от интенсивности нагрева, влажности и пористости материала.

### Методика проведения исследований

Для проведения экспериментальных исследований процессов тепло- и массопереноса, а также напряженно-деформированного состояния крупноразмерных элементов из жаростойких бетонов на портландцементе, жидком стекле и глиноземистом цементе использовали крупногабаритную сушильную установку НИИЖБ (рис. 1), выполненную из жаростойкого бетона [2]. Воздух в калорифере нагревался нихромовыми электроспиральями до необходимой температуры, а затем с помощью вентилятора по газоходу поступал в сушильную камеру, в которую предварительно устанавливается исследуемый блок. Нагрев блоков производили с одной стороны как электронагревателями до 1000 °С, так и потоком воздуха, поступающим

со скоростью около 2 м/с из калорифера с температурой 200–400 °С. Тем самым имитировали возможные условия нагрева бетона в производственных условиях.

С учетом габаритов сушильной установки был выбран размер экспериментальных блоков: высота 1450 мм, ширина 1050 мм и толщина 200 мм. Испытывали блоки из жаростойких бетонов на портландцементе, глиноземистом цементе и жидком стекле. Всего шесть блоков (по два блока на каждом вяжущем).

Составы бетонов приведены в таблице. Блоки из жаростойкого бетона на портландцементе и глиноземистом цементе твердели в воздушно-влажных условиях, блок на жидком стекле хранили в воздушно-сухих условиях.

### Расход материалов на 1м<sup>3</sup> жаростойкого бетона

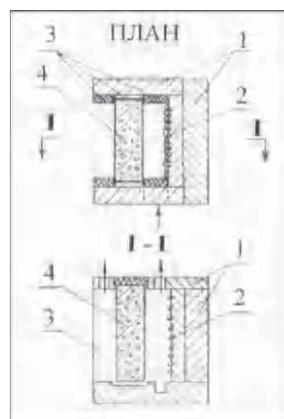
| Вяжущее                       | Расход материала в весовых частях от цемента (над чертой) и в кг/м <sup>3</sup> (под чертой) |                    |                    |                    |                   | Осадка конуса, см |
|-------------------------------|--|--------------------|--------------------|--------------------|-------------------|-------------------|
|                               | вяжущее  | тонкомолотый шамот | шамотный песок     | шамотный щебень    | вода              |                   |
| Портландцемент                | $\frac{1}{300}$  | $\frac{0,3}{90}$   | $\frac{2,38}{715}$ | $\frac{2,38}{715}$ | $\frac{1}{299}$   | 1                 |
|                               | $\frac{1}{300}$  | $\frac{1}{300}$    | $\frac{1,42}{425}$ | $\frac{2,33}{700}$ | $\frac{1}{300}$   |                   |
| Глиноземистый цемент          | $\frac{1}{300}$  | –                  | $\frac{2,14}{750}$ | $\frac{2,14}{750}$ | $\frac{0,5}{175}$ | 1,5               |
| Жидкое стекло плотностью 1,38 | $\frac{1}{400}$  | $\frac{1,25}{500}$ | $\frac{1,25}{500}$ | $\frac{1,87}{750}$ | –                 | 1,5               |

Методика испытаний предусматривала контроль температуры в блоках на нагреваемой и противоположной поверхностях, а также с интервалом 2–5 см по толщине хромель-алюмелевыми термодатчиками. Непрерывное измерение, запись и регулирование режимов нагрева

и охлаждения бетона осуществлялись автоматически. Контроль изменения влажности по толщине блоков в процессе их нагревания производили отбором проб материала с последующим весовым анализом.



а



б

Рис. 1. Экспериментальная установка:

а – общий вид; б – схема помещения испытываемого блока из жаростойкого бетона в экспериментальную сушильную камеру:  
1 – ограждающие конструкции; 2 – нагреватель; 3 – теплоизоляционные блоки; 4 – испытываемый блок

Для замера давления паров воды в бетоне использовали специальные капиллярные датчики давления [3; 4]. Датчики устанавливали по сечению на расстояние 20, 50, 100 и 150 мм от нагреваемой поверхности, так как зону наиболее опасных давлений составляет слой бето-

на толщиной 40–200 мм от нагреваемой поверхности [5].

График изменения температуры на нагреваемой поверхности блоков при их первом одностороннем нагреве и охлаждении приведен на рис. 2.

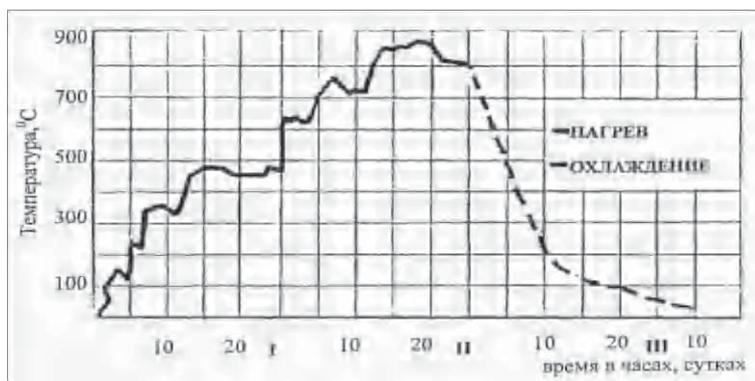


Рис. 2. График изменения температуры на нагреваемой поверхности бетонов

#### Результаты исследований и их обсуждение

Испытания показали, что изменение процессов тепло- и массопереноса в различных видах жаростойких бетонов носит один и тот же характер. Однако потенциал переноса вещества в виде жидкости и пара за счет градиента давления в значительной степени зависит от дифференциальной пористости и удельной поверхности бетона.

При нагреве блоков из жаростойкого бетона на портландцементе, глиноземистом цементе и жидком стекле скорость фазового превращения влаги внутри материала превышала скорость переноса массы вещества. В бетонах возникал градиент общего давления пара. В результате наблюдалась фильтрация пара из внут-ренних слоев блока к их нагреваемой поверхности и перемещение влаги в виде жидкости к охлаждаемой поверхности. Жидкость перемещалась под давлением, которое фиксировалось датчиками при температурах ниже 100 °С. Наибольшее давление паров воды возникало при температуре нагреваемой поверхности бетона 340–370 °С на расстоянии от этой поверхности 5–15 см при температуре 160–180 °С. По мере высыхания бетона давление снижается, приближаясь к давлению сре-

ды, а температура в материале возрастает. Испытания показали, что изменение давления (уменьшение или возрастание) обусловлено соотношением скорости парообразования к скорости отвода пара.

При испытании блока из жаростойкого бетона на портландцементе наибольшее давление паров воды в бетоне (рис. 3) возникало на расстоянии 5 см от нагреваемой поверхности при температуре в замеряемой точке 180 °С и на поверхности бетона 370 °С. Блок высыхал послойно при температуре выше 100 °С. Скорость сушки уменьшалась с углублением фазового перехода. При этом влага из бетона удалялась главным образом в виде молярного потока вследствие градиента давления. По этой причине при нагреве блока до температуры на поверхности бетона 240 °С слой бетона толщиной 3–4 см прогревался до температуры выше 100 °С, а из-за сопротивления пористой структуры бетона перемещению пара в зоне фазового перехода образовывалось избыточное давление. Градиент давления способствовал фильтрации пара из зоны испарения к нагреваемой поверхности, а жидкости – к охлаждаемой поверхности. Согласно показаниям датчиков жидкость перемещалась под давлением при температуре ниже 100 °С.

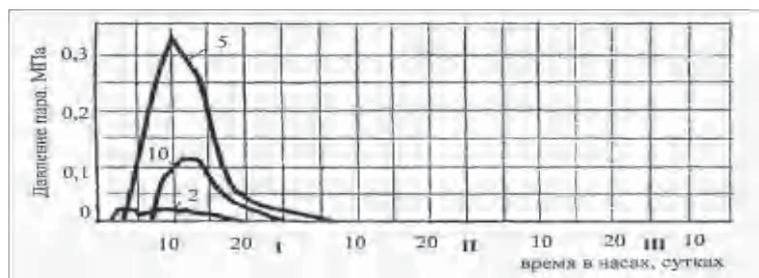


Рис. 3. Изменение давления паров воды в блоке толщиной 20 см из жаростойкого бетона на портландцементе при первом нагреве. 2, 5 и 10 – расстояние в см от нагреваемой поверхности

Следует отметить, что снижение температуры приводит к уменьшению давления не сразу. После начала снижения температуры давление по инерции продолжает увеличиваться во внутренних слоях блока. Влага вследствие влаготеплопроводности перераспределяется по сечению блока. При этом большую роль играют капиллярные процессы. Давление пара в блоке упало до нуля после трех суток сушки и последующего остывания, когда температура на поверхности бетона была 200 °С.

Изменение давления паров воды в жаростойких бетонах на жидком стекле и глиноземистом цементе приведено на рис. 4 и 5. Наибольшее давление (0,12 МПа) в блоке из бетона на жидком стекле было на расстоянии 10 см от его нагреваемой поверхности при температуре замеряемой точки 110 °С и в блоке на глиноземистом цементе (0,036 МПа) – при температуре 120 °С. Кривые изменения давления отчетливо показывают последовательность роста давления по толщине блоков. Это подтверждает вывод

о послойном высыхании жаростойких бетонов при высокотемпературной сушке. При этом перемещение поверхности разделов фаз направлено вглубь (по толщине) материала. Установлено, что по мере высыхания бетона давление уменьшается, а температура возрастает.

Данные по изменению давления паров воды в различных видах жаростойких бетонов согласуются с результатами изменения параметров их пористой структуры при нагреве: интегральной и дифференциальной пористости, удельной поверхности и площади поверхности пор. Наибольшее давление паров воды зафиксировано в жаростойких бетонах на портландцементе, отличающихся тонкопористым строением и низкой газопроницаемостью, а наименьшее – в бетонах на глиноземистом цементе, для которых характерно крупнопористое строение, и большое количество микротрещин. Именно различие в пористой структуре бетонов объясняет разную величину максимального давления пара в них при сушке и первом нагреве.

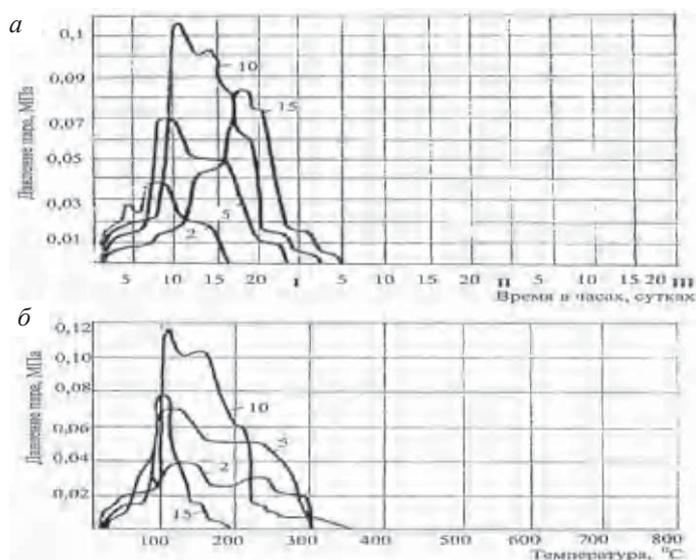


Рис. 4. Изменение давления паров воды в блоке из жаростойкого бетона на жидком стекле: а – от времени нагрева; б – от температуры нагрева бетона. Цифры на кривых – расстояние в см от нагреваемой поверхности блока

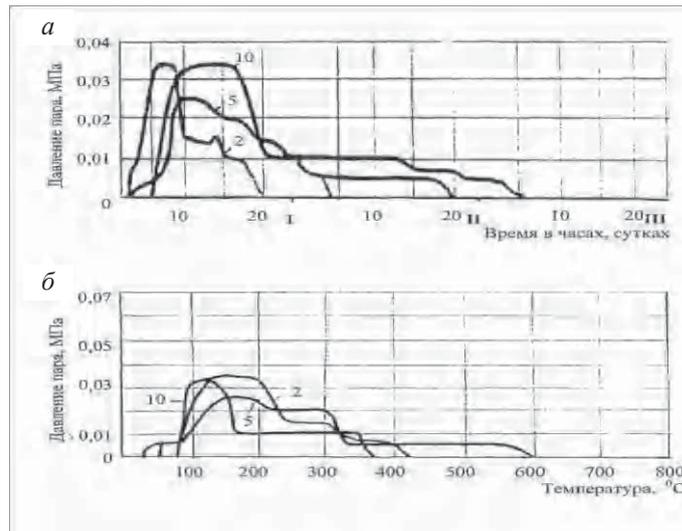


Рис. 5. Изменение давления паров воды в блоке из жаростойкого бетона на глиноземистом цементе:  
 а – от времени нагрева; б – температура нагрева бетона.  
 Цифры на кривых – расстояние в см от нагреваемой поверхности блока

Общим для всех испытанных бетонов является возрастание при нагреве сжимающих напряжений в поверхностных слоях блоков и растягивающих – в центральной части по их толщине [3; 4], при охлаждении блоков возникают растягивающие напряжения на их поверхности из-за изменения характера распределения температуры по толщине (рис. 4, 5).

Быстрое охлаждение вызывает деформации, превышающие предельную растяжимость бетона, что приводит к появлению на его поверхности трещин. При этом напряжения и деформации на нагреваемой поверхности больше, чем на охлаждаемой.

#### Выводы

1. Процесс сушки жаростойких бетонов происходит послойно с зоной испарения в интервале температур 120–170 °С. При этом перемещение поверхности раздела фаз направлено вглубь материала. Влага перемещается в виде пара в сторону высокой температуры, и в виде жидкости – к более холодной поверхности. При высокотемпературном нагреве бетона основное влияние на удаление влаги оказывает градиент давления паров воды в бетоне.

2. На величину давления пара большое влияние оказывает характеристики пористой структуры бетона: интегральная, дифференциальная и проникаемая капиллярная пористость, а также удельная поверхность бетона. Чем больше мелких пор в бетоне и выше его удельная поверхность, тем больше гидродинамическое сопротивление структуры перемещению

пара и выше давления пара. По этой причине давление паров воды в жаростойких бетонах на портландцементе выше, чем в жаростойких бетонах на жидком стекле и глиноземистом цементе, а в жаростойком бетоне на жидком стекле выше, им на глиноземистом цементе. Уменьшение или возрастание давления обусловлено соотношением скорости парообразования и скорости отвода пара. За счет более крупнопористой структуры и наличия большого количества микротрещин миграция влаги из жаростойкого бетона на глиноземистом цементе происходит более интенсивно, чем из бетона на жидком стекле и портландцементе.

3. По мере высыхания бетона давление уменьшается, а температура возрастает. Наибольшая величина давления наблюдается при температурах 120–170 °С, соответствующих зоне фазового перехода.

При первом нагреве хрупкое разрушение бетона с эффектом «взрыва» может произойти:

– от температурных напряжений. В этом случае возникает значительный температурный градиент в небольшом по толщине слое бетона. Давление паров при этом не значительно, т.к. образовавшийся пар свободно диффундирует из тонкого слоя бетона.

– от совместного действия температурных напряжений и давления паров воды в бетоне. Разрушение происходит при давлении паров воды и температурных напряжениях, превышающих предел прочности бетона при растяжении.

– от высокого давления пара в структуре бетона, в то время как температурные напряжения незначительны. В этом случае величина давления пара зависит от характеристик пористой структуры бетона, режима и условий его нагрева, а также конструктивных особенностей нагреваемых элементов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Махутов, Н. А.* Сопротивления элементов конструкций хрупкому разрушению / Н. А. Махутов. – М. : Машиностроение, 1973. – 201 с.
2. *Бурханова, Р. А.* Модифицированные жаростойкие бетоны с использованием шлаковых заполнителей / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурин, В. В. Вовко // Вестник Волгоградского государственного архитектурно-строительного университета. Серия: Строительство и архитектура. – 2020. – Вып. 3 (80). – С. 54–63.
3. Методические рекомендации по оценке свойств бетона после пожара / НИИЖБ. – М., 1985. – 20 с.
4. *Жуков, В. В.* Физическая модель процесса разрушения влажного бетона при нестационарном нагреве / В. В. Жуков. – Бетон и железобетон. – 1991. – № 10. – С. 15–16.
5. *Заседателев, И. Б.* Тепло- и массоперенос в бетоне специальных промышленных сооружений / И. Б. Заседателев, В. Г. Петров-Денисов. – М. : Стройиздат, 1973. – 168 с.

## ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-79-82

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

### ПРОСТРАНСТВЕННАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований влияния параметров малоамперной дуги переменного тока на ширину зоны катодной очистки и пространственную устойчивость дугового разряда. Показано, что повышение относительной длительности горения дуги на обратной полярности приводит к росту блуждания катодного пятна по свариваемой поверхности.

*Ключевые слова:* дуга переменного тока, неплавящийся электрод, пространственная устойчивость.

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

### SPATIAL STABILITY OF THE ALTERNATING CURRENT ARC

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies of the influence of the parameters of a low-ampere alternating current arc on the width of the cathodic cleaning zone and the spatial stability of the arc discharge. It is shown that an increase in the relative duration of the arc burning at reverse polarity leads to an increase in the wandering of the cathode spot over the welded surface.

*Keywords:* alternating current arc, non-consumable electrode, spatial stability.

Существуют две основные причины, вызывающие блуждание катодного пятна дуги при сварке алюминия и его сплавов. Первая из них связана непосредственно с особенностями протекания катодных процессов на легкоплавких материалах, а именно, охлаждением прикатодного слоя плазмы за счет активного испарения металла, а вторая обусловлена наличием на поверхности алюминия тугоплавкой окисной пленки, условия эмиссии электронов с которой под действием электростатического поля более благоприятны [1–9]. В результате катодное пятно интенсивно перемещается не только по поверхности сварочной ванны, но и по примыкающим к ней участкам свариваемого металла, образуя, так называемую, зону катодного распыления. При сварке тонколистового алюминия дугой постоянного тока обратной полярности блуждание катодного пятна приводит к образованию сварных швов, ширина которых значительно превосходит толщину свариваемого металла, что отрицательно сказывается на

эксплуатационных свойствах получаемых соединений. По этой же причине этот процесс не получил широкого распространения и в микроплазменной сварке, где, несмотря на стабилизацию дуги потоком защитного газа, достаточная для получения качественных соединений пространственная устойчивость дуги не обеспечивается [2]. В то же время известно, что пространственная устойчивость разряда при сварке алюминия дугой синусоидального тока существенно выше, чем при сварке на обратной полярности дугой постоянного тока [1; 2; 10; 11]. Тем не менее, и в этом случае блуждание катодного пятна при сварке алюминия толщиной менее 0,8 мм препятствует нормальному формированию сварных швов [12]. Более широкие возможности в этом плане представляет применение источников питания с прямоугольной формой выходного напряжения, обеспечивающих отдельную регулировку амплитуды и длительности импульсов тока прямой и обратной полярности. Оптимизируя режимы сварки,

можно свести к минимуму необходимое, с точки зрения катодной очистки, блуждание активного пятна дуги, обеспечив тем самым возможность сварки тонколистовых материалов. В связи с этим, представляется возможным путь повышения стабильности дуги в пространстве, суть которого сводится к устранению непосредственно причины неустойчивости разряда, а именно, ограничению подвижности катодного пятна на свариваемом материале.

За основу оценки пространственной устойчивости дуги переменного тока принята методика исследований, предложенная в работе [13], в соответствии с которой стабильность дуги при сварке определяется в зависимости от амплитуды перемещений ее активного пятна по свариваемой поверхности и оценивается шириной зоны катодного распыления материала. При реализации это-

го метода применительно к исследованиям устойчивости малоамперной дуги в проводимых экспериментах пластины из алюминия марки АД1 размером  $120 \times 100 \times 3$  мм перемещали с постоянной скоростью  $V_{св} = 10$  м/ч под неподвижно закрепленной сварочной горелкой. При выборе размеров пластин руководствовались тем, что их материал в процессе воздействия дуги не должен доводиться до расплавления. Этим обеспечивалось равенство условий горения дуги в процессе изменения величины ее тока и практически исключалось влияние на них толщины металла. Пространственную устойчивость малоамперной дуги оценивали шириной зоны  $V_k$  катодного распыления материала в зависимости от длительности горения дуги в импульсах прямой ( $\tau_{пр}$ ) и обратной ( $\tau_{обр}$ ) полярности, а также величины тока дуги в импульсах ( $I_{пр}$ ;  $I_{обр}$ ).

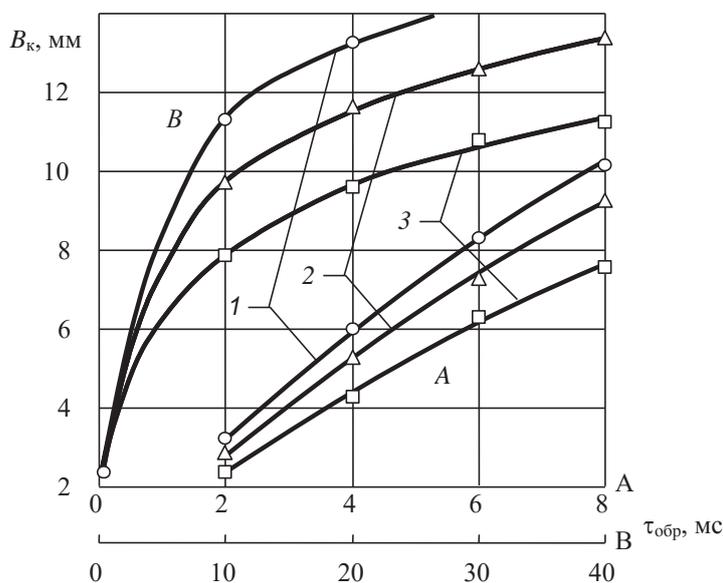


Рис. 1. Зависимость ширины зоны катодной очистки  $V_k$  от длительности импульсов тока обратной полярности  $\tau_{обр}$  и величины сварочного тока  $I_d$ :  $I_d = 5$  А (1);  $I_d = 15$  А (2);  $I_d = 30$  А (3);  $\tau_{пр} = 10$  мс;  $I_{пр} = I_{обр}$

Изучение пространственной устойчивости малоамперной дуги переменного тока между неплавящимся электродом и алюминием показало существенную зависимость ее от соотношения длительностей импульсов  $\tau_{пр} / \tau_{обр}$  и величины тока обратной полярности  $I_{обр}$ . На рис. 1 представлена зависимость ширины зоны катодного распыления  $V_k$  от длительности импульса обратной полярности при изменении ее в пределах 2–40 мс. Время горения дуги на прямой полярности оставалось при этом постоянным и составляло 10 мс, что соответствует длительности импульсов при сварке дугой синусоидального тока. Полученные данные сви-

детельствуют, что ширина зоны катодного распыления по мере нарастания  $\tau_{обр}$  существенно увеличивается. Следовательно, амплитуда перемещений катодного пятна по поверхности свариваемого алюминия нарастает во времени от центра к периферии, т.е. чем больше относительная длительность горения дуги на обратной полярности, тем шире зона катодного распыления и ниже пространственная устойчивость дугового разряда в целом.

Наиболее интенсивно процесс блуждания активного пятна наблюдается в диапазоне нарастания  $\tau_{обр}$  от 2 до 10 мс, а при дальнейшем его увеличении интенсивность расширения зо-

ны катодного распыления снижается и при отношении  $\tau_{пр} / \tau_{обр} < 0,5$  величина  $B_k$  приближается к значению этого параметра при сварке дугой постоянного тока обратной полярности. Установлено, что уменьшить блуждание катодного пятна в этом случае можно путем увеличения частоты переменного тока, не изменяя соотношения  $\tau_{пр} / \tau_{обр}$  (рис. 2). Так, например, при  $\tau_{пр} / \tau_{обр} = 0,25$  увеличение частоты от 20 Гц до 180 Гц в 2 раза уменьшает ширину зоны  $B_k$  катодного распыления. Поскольку относительная длительность горения дуги на обратной полярности при этом неизменна, можно допустить, что стабилизация дуги в этом случае осуществляется за счет увеличения частоты им-

пульсов тока прямой полярности. Механизм протекающих при этом процессов можно описать следующим образом.

Известно, что пространственная устойчивость дуги прямой полярности при сварке алюминия существенно выше, чем обратной, т.к. катодное пятно ее зафиксировано на неплавящемся электроде, а перемещение анодного пятна ограничено, поскольку, согласно принципу Штейнбека, дуговой разряд стремится в этом случае к положению, соответствующему минимальной длине его столба [14]. При сварке на переменном токе, после угасания дуги прямой полярности условия, наиболее благоприятные для формирования катодных процессов дугового разряда обратной полярности, существуют в центре зоны катодного распыления, где выше температура металла и проводимость дугового промежутка. После возбуждения дуги обратной полярности температура металла в катодном пятне быстро достигает точки кипения, что, в связи с процессами парообразования, приводит к интенсивному перемещению активного пятна по свариваемой поверхности и, как следствие, дугового разряда в пространстве. Таким образом, при каждом повторном возбуждении дуги обратной полярности процесс перемещения катодного пятна начинается от оси свариваемого шва к периферии, а амплитуда его перемещений ограничивается частотой импульсов тока прямой полярности. Это, по-видимому, и является основой повышения пространственной устойчивости дуги при увеличении частоты переменного тока.

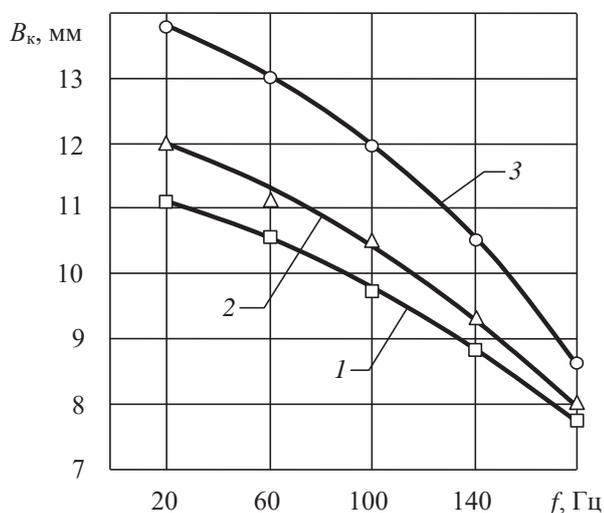


Рис. 2. Зависимость ширины зоны катодной очистки  $B_k$  от частоты  $f$  и величины  $I_d$  переменного тока:  $I_d = 5$  А (1);  $I_d = 15$  А (2);  $I_d = 30$  А (3);  $\tau_{пр}/\tau_{обр} = 0,25$

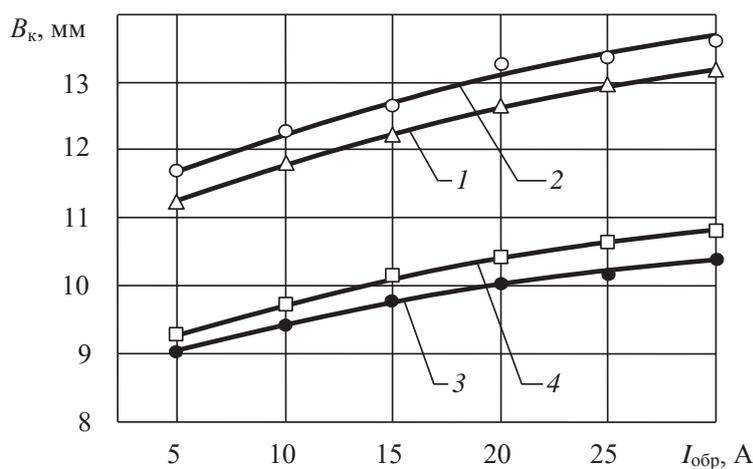


Рис. 3. Зависимость ширины зоны катодной очистки  $B_k$  от величины тока  $I_{пр}$ ,  $I_{обр}$  и частоты  $f$  переменного тока:  $I_{пр} = 20$  А (1, 3);  $I_{пр} = 10$  А (2, 4);  $f = 50$  Гц (1, 2);  $f = 150$  Гц (3, 4)

С увеличением  $I_{обр}$  в диапазоне 5–30 А ширина зоны катодной очистки незначительно

увеличивается (рис. 3), в то время как  $I_{пр}$  не сказывается существенно на пространственной

устойчивости дуги. При этом повышение частоты питающего напряжения препятствует увеличению зоны  $V_k$  в процессе роста  $I_{обр}$ . Помимо увеличения пространственной устойчивости дуги, процесс этот, по всей вероятности, должен сопровождаться повышением концентрации вводимой в зону сварки энергии и изменением термического КПД сварочной дуги.

#### Выводы

1. Повышение относительной длительности горения дуги переменного тока на обратной полярности приводит к снижению пространственной устойчивости дугового разряда.

2. Наиболее интенсивное блуждание активного пятна наблюдается в диапазоне нарастания  $\tau_{обр}$  от 2 до 10 мс. Уменьшить этот процесс можно путем увеличения частоты переменного тока, не изменяя соотношения  $\tau_{пр} / \tau_{обр}$ .

3. С увеличением  $I_{обр}$  в диапазоне 5–30 А ширина зоны катодной очистки незначительно увеличивается, в то время как  $I_{пр}$  не сказывается существенно на пространственной устойчивости дуги.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Финкельбург, В. Электрические дуги и термическая плазма / В. Финкельбург, Г. Меккер. – М.: Иностранная литература, 1961. – 370 с.
2. Микроплазменная сварка / под ред. Б. Е. Патона. – Киев: Наукова думка, 1979. – 248 с.
3. Гвоздецкий, В. С. Преддуговые процессы на холодных катодах со слабо ионизированным разрядным промежутком / В. С. Гвоздецкий, И. Н. Рублевский, Л. М. Яринич // Автоматическая сварка. – 1977. – № 10. – С. 17–22.
4. Юсуфова, З. А. О механизме разрушения окисных плен в стыке при аргонодуговой сварке алюминиевых сплавов / З. А. Юсуфова // Сварочное производство. – 1979. – № 10. – С. 25–26.
5. Котов, Г. Н. Влияние технологических условий на размеры зон катодной очистки при сварке алюминиевых сплавов / Г. Н. Котов, Н. Е. Черкесов, Г. В. Меньшова // Сварочное производство. – 1975. – № 9. – С. 32–34.
6. Покляцкий, А. Г. Особенности образования макровключений окисной пленки в металле швов алюминиевых сплавов / А. Г. Покляцкий // Автоматическая сварка. – 2001. – № 3. – С. 38–40.
7. Исхаков, Г. Г. Влияние предварительного подогрева на катодную очистку и проплавленную способность плазменной дугой пластин, толщиной 0,5–1,2 мм из сплава АМц / Г. Г. Исхаков, М. Н. Гапченко // Сварочное производство. – 1984. – № 6. – С. 6–8.
8. Скачков, Ю. Н. Причины появления окисных плен в сварных швах сплава АМг6 / Ю. Н. Скачков, О. М. Новиков, М. Д. Мамон // Сварочное производство. – 1973. – № 4. – С. 27–29.
9. Крюковский, В. Н. Несплошности в сварных швах сплава АМг6 при наличии окисных включений / В. Н. Крюковский, О. М. Новиков, О. В. Меньшова и др. // Сварочное производство. – 1970. – № 12. – С. 25–27.
10. Behnisch, H. Das Schweißkonzept der Zukunft. Schweißmaschinen sollten primär getaktet und transistorisiert sein / H. Behnisch // Metall. – 1986. – № 5. – P. 27–28.
11. Короткова, Г. М. Исследование процесса сварки дугой переменного тока прямоугольной формы / Г. М. Короткова, Г. А. Славин, М. А. Филиппов // Сварочное производство. – 1971. – № 10. – С. 4–6.
12. Рабкин, Д. М. Сварка алюминия и его сплавов / Д. М. Рабкин, В. Г. Игнатьев, И. В. Довбищенко. – Киев: Наукова думка, 1983. – 80 с.
13. Плазменная сварка алюминиевых сплавов малоамперной дугой обратной полярности: дис. ... канд. техн. наук / Г. Г. Исхаков. – Киев, 1985.
14. Жуков, М. Ф. Электродуговые нагреватели газа (плазмотроны) / М. Ф. Жуков, В. Я. Смоляков, Б. А. Урюков. – М.: Наука, 1973. – 232 с.

УДК 539.8

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-82-88

*Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, И. А. Черников, В. А. Науменко*

#### ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ТРУБ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ СТАЛЕЙ ASTM A312 TP 316L И ASTM A312 TP 304L, В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЛАЖНОЙ МОРСКОЙ АТМОСФЕРЫ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результат исследования причин коррозионного поражения трубопроводов, изготовленных из сталей ASTM A312 TP 316L и ASTM A312 TP, в условиях эксплуатации на морских газо-, нефтедобывающих и перекачивающих установках.

*Ключевые слова:* коррозия, межкристаллитная коррозия, питтинговая коррозия, коррозионно-стойкие стали.

*L. M. Gurevich, D. V. Pronichev, I. A. Chernikov, V. A. Naumenko*

#### STUDY OF THE CORROSION RESISTANCE OF PIPES MADE FROM ASTM A312 TP 316L AND ASTM A312 TP 304L STEELS UNDER THE CONDITIONS OF EXPOSURE TO HUMID MARINE ATMOSPHERE

Volgograd State Technical University

The results of a study of the causes of corrosion damage to pipelines made of ASTM A312 TP 316L and ASTM A312 TP steels under operating conditions at offshore gas, oil production and pumping installations are presented.

*Keywords:* corrosion, intergranular corrosion, pitting corrosion, corrosion-resistant steels.

Применение легированных коррозионно-стойких сталей в судостроении и при создании конструкций, расположенных в приморской зоне вызвано наличием активной природной коррозионной среды (морской воды и влажного морского воздуха), способствующей достаточно быстрому разрушению обычных материалов за счет интенсивно развивающихся процессов электрохимической коррозии.

Такие разрушения крайне опасны в случае коррозионных разрушений на трубопроводах нефте-, газодобывающих и перекачивающих платформ, поэтому в их конструкции применяются специальные виды коррозионно-стойких сталей.

Описание поведения коррозионно-стойких аустенитных и аустенитно-ферритных сталей в условиях контакта с морской водой или влажной морской атмосферой описано во многих источниках. Применяемые в судостроении нержавеющие стали представляют собой сплавы железа с хромом, железа с хромом и никелем и сплавы железа с хромом, никелем и с добавкой молибдена. Все эти сплавы пассивируются, но в морской воде их пассивное состояние неустойчиво [1; 2]. Наименее устойчивы хромистые стали, наиболее устойчивы хромоникельмолибденовые. Степенью устойчивости пассивного состояния определяется коррозионная стойкость нержавеющих сталей.

В настоящее время активно импортируются и применяются стали TP 304L и TP 316L, для которых характерно пониженное содержание углерода (менее 0,035), что благоприятно влияет на коррозионную стойкость благодаря снижению вероятности выделения карбидов хрома из аустенита при нагреве закаленных сталей. Низкое содержание углерода позволяет не вводить в сталь титан или ниобий для предупреждения развития межкристаллитной коррозии (МКК).

Однако существуют данные о возможных локальных язвенных, носящих подповерхностный характер, коррозионных разрушениях подобных сталей, причина которых заключается в локальном повреждении пассивирующей пленки оксида хрома, дающем доступ коррозионной среде к ювенильной поверхности металла [3–6].

Целью настоящей работы является изучение причин коррозионных поражений трубопроводов, изготовленных из сталей TP 304L и TP 316L в условиях воздействия влажной морской атмосферы.

### Материалы и методы исследования

В качестве материала для исследований были выбраны фрагменты трубопроводов эксплуатируемых в Каспийском море морских добывающих платформ, изготовленные из сталей TP 304L и TP 316L. Труба из стали TP 304L после финишного холодного деформирования подвергалась отжигу при 1066 °С, труба из стали TP 316L после финишного холодного деформирования подвергалась отжигу при 1045–1060 °С и последующему быстрому охлаждению (закалке) в воде.

Состояние поверхностей предоставленных фрагментов труб  $\varnothing 60$  мм и  $\varnothing 273$  мм из коррозионно-стойких сталей исследовали на бинокулярных стереоскопических микроскопах МБС-10 и Levenhuk 3ST и цифровом электронном микроскопе Dig Micro. Фотографирование внешнего вида исследуемых образцов проводили цифровым зеркальным фотоаппаратом Nikon D750 при естественном освещении с использованием фотовспышки. Химический состав стали труб исследовали на мобильном оптико-эмиссионном анализаторе металлов PMI-MASTER UVR. Для исследования микроструктуры вырезались темплеты, которые заливали эпоксидным компаундом. Микроструктуру материала изучали на оптическом металлографическом микроскопе «Olympus» BX61 при увеличениях от  $\times 100$  до  $\times 500$  в нетравленном состоянии и после электролитического травления в 10 %-ном (по массе) растворе щавелевой кислоты в воде. Фотографирование микроструктуры проводили цифровой фотокамерой DP-12 с последующей обработкой электронного изображения пакетом программ AnaliSyS. Твердость металлической основы измеряли на микротвердомере ПМТ-3М вдавливанием алмазного пирамидального индентора под нагрузкой 1 Н по ГОСТ 9450–76 (СТ СЭВ 1195-78). Электроно-микроскопическое исследование и энергодисперсионный анализ проводили на двухлучевом электроно-ионном микроскопе Versa 3D DualBeam LowVac.

Ускоренные сравнительные коррозионные испытания металла трубы с имеющимися участками коррозионного повреждения и без участков коррозионного повреждения проводились по ГОСТ 9.308–85 при переменном погружении в электролит. Установка типа «штоковое коромысло», состоящая из ванны с электролитом и механизма, осуществляющего попеременное погружение в электролит и подъем установлен-

ных на нем образцов, обеспечивала полное погружение образцов в электролит в вертикальном положении и полное их последующее извлечение из него.

При осмотре фрагментов труб были обнаружены многочисленные коррозионные поражения на внешней и внутренних поверхностях труб.

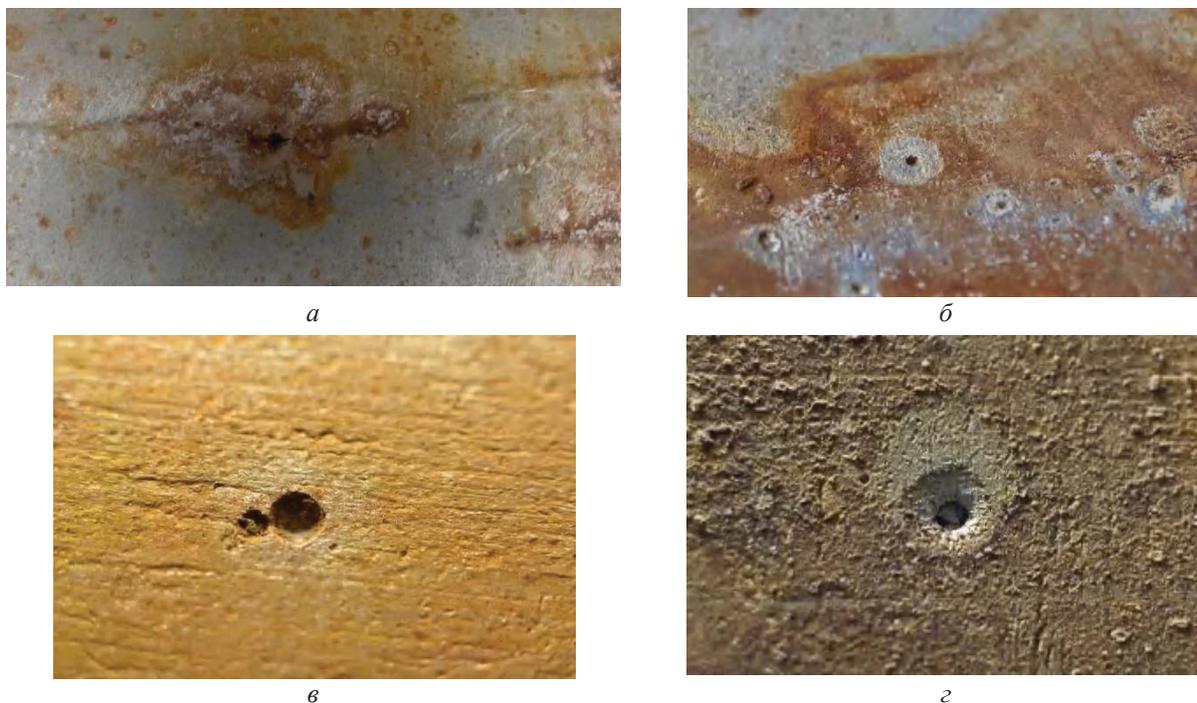


Рис. 1. Коррозионные повреждения на внешней и внутренней поверхности труб из стали 304L (а, в) и 316L (б, г): а – щелевая коррозия на наружной поверхности; б – точечная коррозия на внутренней поверхности вблизи сварного шва; в, г – питтинговая коррозия

#### Химический состав сталей исследуемых труб

| Сталь                       | 316L                         |              | 304L                       |               |
|-----------------------------|------------------------------|--------------|----------------------------|---------------|
|                             | Содержание, % масс.          |              | Содержание, % масс.        |               |
| Элемент                     | Марочное                     | Факт         | Марочное                   | Факт          |
| C                           | менее 0,04                   | 0,027        | менее 0,035                | 0,042         |
| Si                          | менее 1,0                    | 0,300        | <b>менее 1,0</b>           | <b>0,430</b>  |
| Mn                          | менее 2,0                    | 0,83         | менее 2,0                  | 1,820         |
| P                           | менее 0,045                  | –            | менее 0,045                | –             |
| S                           | менее 0,03                   | –            | менее 0,03                 | –             |
| Cr                          | <b>16,0–18,0</b>             | <b>14,95</b> | <b>18,0–20,0</b>           | <b>16,750</b> |
| Ni                          | 10,0–14,0                    | 10,85        | 8,0 – 13,0                 | 10,950        |
| Mo                          | 2,0–3,0                      | 2,1          | –                          | 0,250         |
| Cu                          | –                            | 0,2          | –                          | 0,200         |
| Fe                          | Остальное                    | 70,2         | Остальное                  | 69,15         |
| Ближайший российский аналог | 03X17H14M3<br>ГОСТ 5632–2014 |              | 03X18H11<br>ГОСТ 5632–2014 |               |

Результаты химического анализа поверхности труб (таблица) показали, что содержание хрома в обеих сталях несколько ниже марочного, содержание остальных элементов соответствуют марочному составу сталей 316L и 304L.

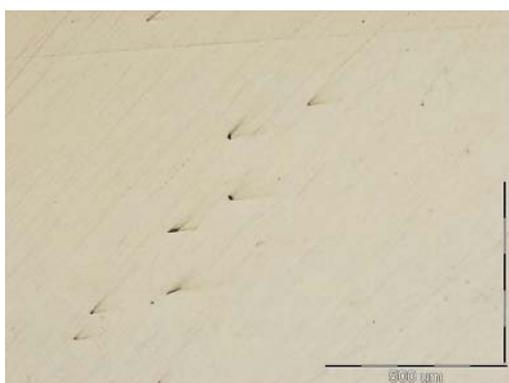
#### Полученные результаты

Исследование микроструктуры в нетравленном состоянии проводили для выявления наличия дефектов стали (трещины, поры, повышенное содержание неметаллических включений),

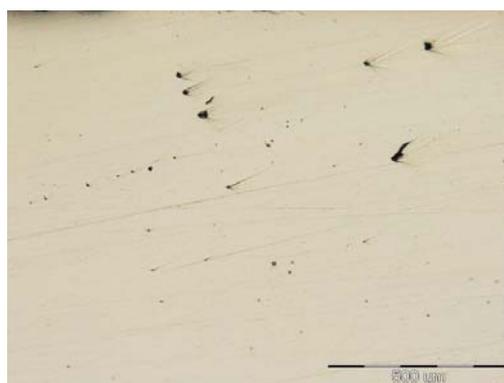
появление которых может привести к сокращению ресурса труб и их ускоренному разрушению. На всех исследованных шлифах не обнаружены пористость, микро- и макротрещины. Для представленных образцов характерно наличие неметаллических включений, легко выкрашивающихся при полировке металлографических шлифов.

Максимальный размер неметаллических включений в стали 316L около 20 мкм, в стали

304L – до 35–40 мкм. Неправильная форма хрупких включений и высокая хрупкость позволяет утверждать, что они представляют, в основном, оксиды алюминия. Содержание точечных оксидов, определенное по методу Ш, в стали 316L 2 балл ОТ, а в стали 304L – 2–3 балл ОТ. Повышенное содержание точечных оксидов в стали 304L в условиях отсутствия Мо способствует развитию питтинговой коррозии.

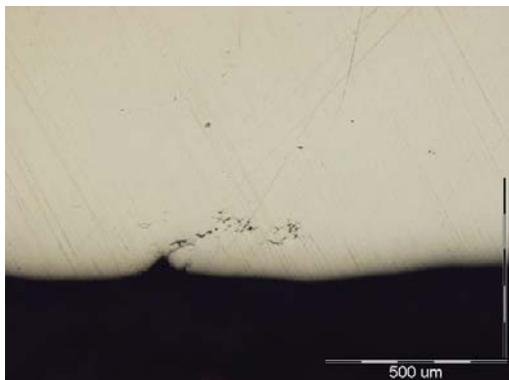


а

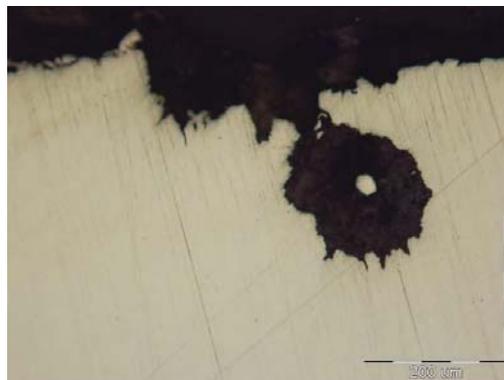


б

Рис. 2. Хрупкие включения в структуре стали 304L (а) и 316L (б)



а



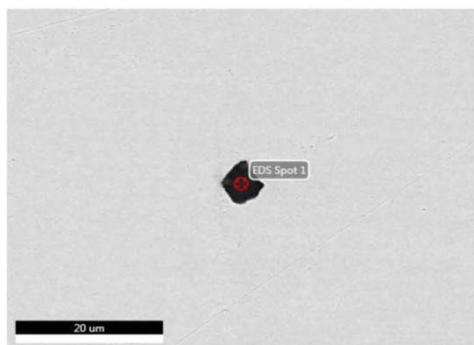
б

Рис. 3. Развитие дефекта вглубь металла на шлифах, вырезанных из фрагмента трубы из стали 316L (а) и 304L (б)

Вблизи внутренней и внешней поверхности образцов на шлифах, вырезанных из фрагмента трубы в районе питтинговой или щелевой коррозии, видно развитие дефекта вглубь металла (рис. 3).

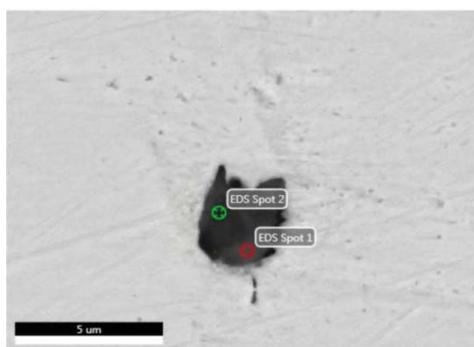
Энергодисперсионное исследование химического состава неметаллических включений показало, что они представляет собой оксиды  $Al_2O_3$  (рис. 4, а) или  $MgAl_2O_4$  (рис. 4, б), то есть широкораспространенные виды неметаллических включений в сталях.

Для проведения ускоренных коррозионных испытаний вырезались образцы из наиболее характерных участков труб обоих марок. Микро-рельеф труб до начала испытаний показан на рис. 5. Исследование поверхности образцов показало, что в процессе эксплуатации материал труб подвергся воздействию коррозионной среды, приведшему к равномерному разрушению по границам зерен всей поверхности, глубина поражения составляла до 40–60 мкм. На отдельных участках присутствуют продукты коррозии.



| Element | Weight % | Atomic % | Net Int. | Error % |
|---------|----------|----------|----------|---------|
| O K     | 46.43    | 59.08    | 2145.96  | 7.21    |
| MgK     | 6        | 5.03     | 722.75   | 5.63    |
| AlK     | 47.57    | 35.89    | 6030     | 4.34    |

а



| Element | Weight % | Atomic % | Net Int. | Error % |
|---------|----------|----------|----------|---------|
| O K     | 47.63    | 60.53    | 2189.11  | 7.26    |
| AlK     | 52.37    | 39.47    | 7351.75  | 3.63    |

б

Рис. 4. Электронномикроскопическое изображение и химический состав неметаллических включений в трубах из сталей 304L и 316L:  
а – включение в виде многоугольника; б – включение неправильной формы



а



б



в

(×500)



г

(×500)

Рис. 5. Внешний вид (а, б) и микрорельеф (в, г) поверхности труб из стали 304L (а) и 316L (б) до начала коррозионных испытаний

В процессе коррозионных испытаний произошло растворение продуктов коррозии, образовавшихся при эксплуатации труб, и развитие общего коррозионного разрушения, преимуще-

ственно по границам зерен. При этом глубина поражения увеличилась незначительно (до 70–100 мкм).



Рис. 6. Внешний вид образцов из стали 304L (а) и 316L (б) после коррозионных испытаний

Оценка поражения материала труб показала, что процесс идет с относительно низкой скоростью и распространяется, в основном, по границам зерен, что характерно для аустенитных сталей и может быть объяснено понижен-

ным содержанием хрома по сравнению с марочным составом. Более высокая скорость коррозии стали 304L видимо связана с некоторым завышением содержания углерода в ней и отсутствием молибдена.

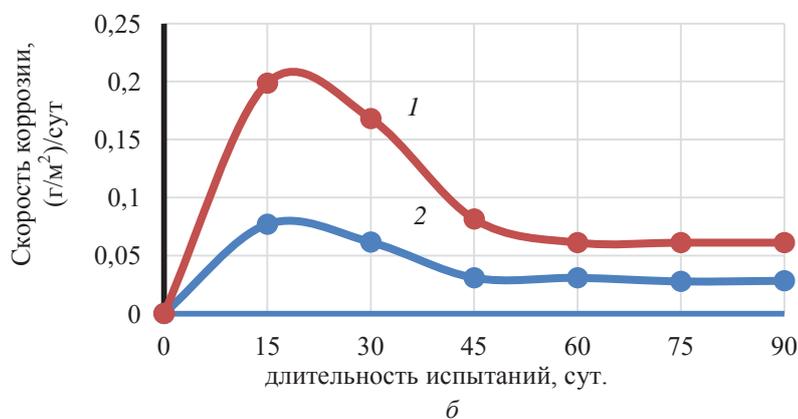
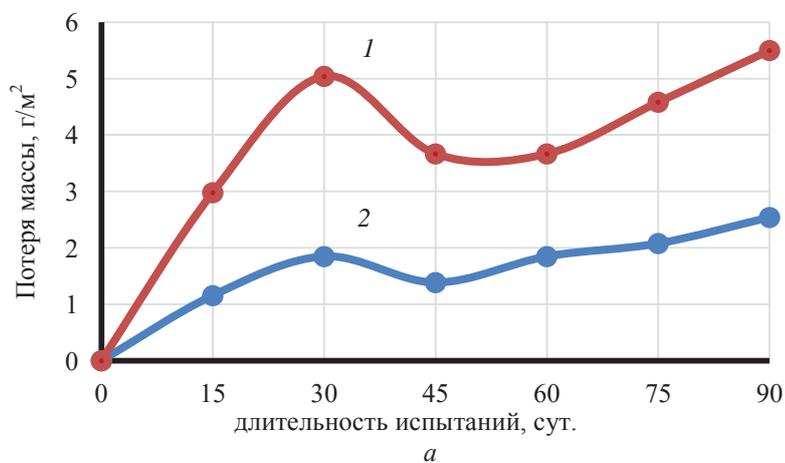


Рис. 7. Потеря массы (а) и скорость коррозии (б) образцов из стали 304L (1) и 316L (2)

### Заключение

В условиях воздействия влажной морской атмосферы трубопроводы нефтехимического оборудования, изготовленные из сталей 304L и 316L и установленные на морских платформах, склонны к двум видам коррозионного разрушения:

1. К точечной (питтинговой) коррозии, которая развивается в местах выхода на поверхность включений  $Al_2O_3$  и  $MgAl_2O_4$ , нарушающих сплошность пассивирующей оксидной пленки и контакту ювенильного металла с активной коррозионной средой. Это наиболее опасный вид разрушения, который приводит к образованию сквозной коррозии за относительно небольшой период.

2. К межкристаллитной коррозии, развивающейся по всей поверхности и имеющей сравнительно низкую скорость распространения.

Причиной такой коррозии может быть недостаточное количество хрома в стали, а сдерживающим фактором – крайне низкое содержание углерода в сталях 304L и 316L.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Коррозия и защита морских судов / И. Я. Богорад [и др.]. – Л. : Судостроение, 1973. – 392 с.
2. Розенфельд, И. Л. Коррозия и защита металлов / И. Л. Розенфельд. – М. : Металлургия, 1970.
3. Frankel G. S. et al. Metastable pitting of stainless steel // Corrosion. – 1987. – Т. 43. – № 7. – С. 429–436.
4. Элькин, М. Н. Межкристаллитная коррозия нержавеющих сталей в морской воде / М. Н. Элькин, Г. А. Лаансон // Технология судостроения, 1966. – № 2. – С. 46–53.
5. Mildred Schumacher. Seawater corrosion handbook. Noyes Data Corp., 1979. – 494 с.
6. Mechanism of (Mg,Al,Ca)-oxide inclusion-induced pitting corrosion in 316L stainless steel exposed to sulphur environments containing chloride ion / Shuqi Zheng, Chunyu Li, Yameng Qi, Liqiang Chen, Changfeng Chen // Corrosion Science 67 (2013), pp.20–31.

УДК 621.35

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-6-277-88-92

**В. Т. Фомичев, Г. П. Губаревич, А. П. Губаревич, М. И. Вальковская, А. В. Савченко**  
**ОПТИМИЗАЦИЯ СОСТАВА И ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ХРОМИРОВАНИЯ**  
**ИЗ САМОРЕГУЛИРУЮЩЕГОСЯ ЭЛЕКТРОЛИТА**  
**С КОМПЛЕКСНЫМИ ДОБАВКАМИ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: valerifomiche@yandex.ru, ggubarevich@mail.ru, gap-vlg2001@mail.ru,  
 meri.v.1@mail.ru, savtchenko2@mail.ru

Проведены исследования влияния концентрации комплексной органико-неорганической добавки и силы тока на процесс электроосаждения хрома из малоконцентрированного электролита. Экспериментально определены выход хрома по току, износостойкость и микротвердость получаемого покрытия, рассеивающая способность электролита. Предложена математическая модель процесса хромирования. Подобраны оптимальные параметры гальванической ванны для получения качественных покрытий.

*Ключевые слова:* хром, электролиз, комплексная добавка, выход по току, износостойкость, микротвердость, рассеивающая способность.

**V. T. Fomichev, G. P. Gubarevich, A. P. Gubarevich, M. I. Valkovskaya, A. V. Savchenko**  
**OPTIMIZATION OF THE COMPOSITION AND PARAMETERS**  
**OF THE PROCESS CHROMING FROM SELF-REGULATING**  
**ELECTROLYTE WITH COMPLEX ADDITIVES**

**Volgograd State Technical University**

The influence of the concentration of a complex organic-inorganic additive and the current strength on the process of chromium electrodeposition from a low-concentration electrolyte has been studied. The current efficiency of chromium, the wear resistance and microhardness of the coating being formed, and the scattering ability of the electrolyte were experimentally determined. A mathematical model of the chromium plating process is proposed. The optimal parameters of the galvanic bath were selected to obtain high-quality coatings.

*Keywords:* chromium, electrolysis, complex additive, current output, wear resistance, microhardness, dissipative power.

### Введение

В связи с требованиями к защите окружающей среды более привлекательными и перспективными являются малоцентрированные саморегулирующие электролиты хромирования по сравнению со стандартными [1–4]. Разработка безопасных технологий требует обеспечения высокой эффективности процессов хромирования и уменьшения воздействия на экосистему. Известно, что с уменьшением концентрации хромовой кислоты увеличивается выход хрома по току [5]. Менее концентрированные электролиты хромирования обладают лучшей рассеивающей и кроющей способностью [6].

Из сравнения производительности саморегулирующего и сернокислого электролитов, принимая средний выход хрома по току для первого 18,5 %, а для второго 13 %, следует, что производительность саморегулирующегося электролита в 1.4 раза больше, чем сернокислого [7; 8].

В условиях реального производства важно иметь возможность с наименьшими затратами определять технологические параметры процессов хромирования, а именно: химический состав электролита, плотность тока, температуру. От соотношений этих параметров зависят свойства получаемых покрытий и экономические показатели электролитических процессов.

В работе предлагается методика выбора оптимального состава электролита и характеристик ванны.

#### Исследование математической модели процесса электролитического хромирования

Для оптимизации процесса хромирования были намечены несколько путей, один из которых заключался в одновременном введении органической и неорганических добавок в саморегулирующийся электролит хромирования.

Оптимизация процесса хромирования из саморегулирующегося электролита с комплексной добавкой осуществлялась с использованием численных методов многокритериальной оптимизации [9].

В качестве базового электролита использовался малоцентрированный электролит хромирования с комплексной органико-неорганической добавкой, включающей в себя вещество из группы ароматических соединений и хлорид-ионы [10; 11].

Технология решения поставленной задачи состоит в последовательном решении ряда однокритериальных задач: сначала находим оптимумы по каждому критерию эффективности, а затем ищем оптимум по обобщенному показателю эффективности.

Все эти однокритериальные задачи относятся к классу задач условного нелинейного программирования, так как в них имеются ограничения (условия), и функции отклика являются нелинейными.

Задача оптимизации была сформулирована следующим образом: определить такие значения управляемых параметров  $X = [X_1, X_2, \dots, X_N]^T$ , при которых интересующие нас функции отклика  $\phi_i(X)$  достигают оптимальных величин. В качестве регулируемых параметров выбраны: концентрация добавки, плотность тока, температура ванны. Функциями отклика в процессе оптимизации являются выход хрома по току, рассеивающая способность электролита, микротвердость и износостойкость хромовых покрытий, структура осадка.

Оптимальное значение параметров управления определяются в этом подходе с помощью минимизации агрегирующей функции следующего вида:

$$\phi(X) = \sum_{i=1}^M \left( \frac{\phi_i(X) - \phi_i^*(X)}{\phi_i^*(X)} \right)^2, \quad (1)$$

где  $\phi_i(X)$  – значение  $i$ -ой функции отклика,  $\phi_i^*(X)$  – оптимальное значение  $i$ -ой функции отклика, полученное с помощью решения однокритериальной оптимизационной задачи,  $M$  – число критериев эффективности.

Использование агрегирующей формулы (1) позволяет находить компромиссные оптимальные решения многокритериальной задачи оптимизации на основе использования обычных методов математического программирования. Минимизация агрегирующей функции осуществляется с помощью метода модифицированной функции Лагранжа, который в свою очередь решается методом Девидона – Флетчера – Пауле [12].

Математическая модель, используемая в предлагаемой методике, получена на основе аппроксимации функции отклика в пространстве переменных управляемых параметров по значениям этих функций в отдельных пробных точках, которым соответствуют определенные значения управляемых параметров [13].

### Результаты использования методики определения параметров процессов хромирования

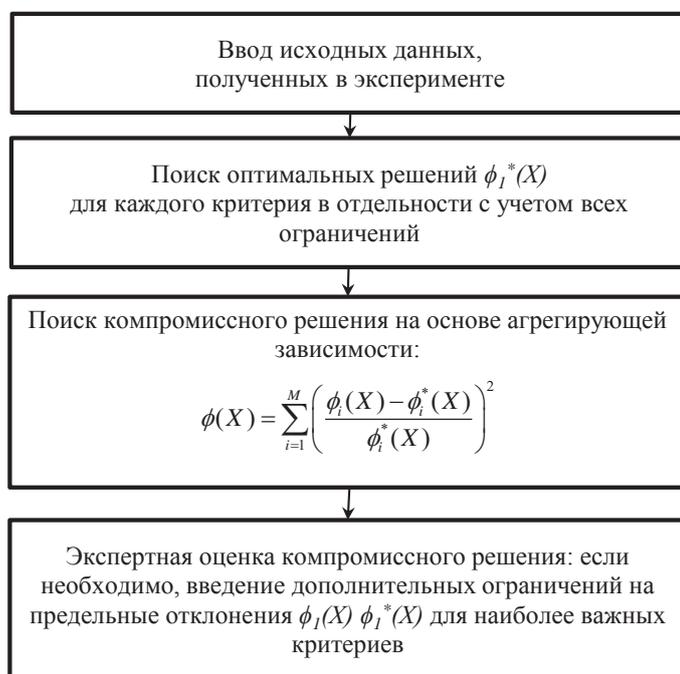
В настоящей работе требовалось определить состав саморегулирующегося малоцентрированного электролита хромирования и технологические параметры процесса, чтобы выход хрома по току, износостойкость, микротвердость покрытия, рассеивающая способность электролита были максимальны.

Оптимизация состава электролита в наших исследованиях осуществлялась посредством изменения концентраций составляющих комплексную органическую добавку и хлорид-ионов. Выполненные экспериментальные исследования показали, что интересующие нас

функции отклика линейно возрастают при увеличении концентрации органической добавки от 0 до 3 г/л, при дальнейшем увеличении концентрации функция отклика не меняется. Поэтому была принята концентрация 3 г/л.

Алгоритм поиска оптимального компромиссного решения многокритериальной оптимизационной задачи наглядно можно представить с помощью блок-схемы (рисунок).

Технология решения поставленной задачи заключалась в последовательном решении ряда однокритериальных задач: сначала находились оптимумы по каждому критерию эффективности, а затем определялся оптимум по обобщенному показателю эффективности.



Алгоритм поиска оптимального компромиссного решения многокритериальной оптимизационной задачи

Зависимость качества электролита от содержания хлорид-ионов оказалась нелинейной и более сложной, поэтому в качестве переменной  $X_1$  принята концентрация хлорид-ионов. В качестве переменной  $X_2$  принята плотность тока, как параметр, оказывающий наиболее сильное влияние на процесс электроосаждения хрома.

Функции отклика обозначим следующим образом:  $\phi_1$  – выход хрома по току,  $\phi_2$  – потеря массы хромового покрытия при испытании на износ,  $\phi_3$  – микротвердость,  $\phi_4$  – рассеивающая способность электролита.

Таким образом, задачу оптимизацию можно представить в следующем формализованном виде:

минимизировать

$$\phi(X_1, X_2) = \sum_{i=1}^4 \left( \frac{\phi_i(X_1, X_2) - \phi_i^*(X_1, X_2)}{\phi_i^*(X_1, X_2)} \right)^2, \quad (2)$$

при ограничениях:

$$X_1^{\min} < X_1 < X_1^{\max} \text{ и } X_2^{\min} < X_2 < X_2^{\max}.$$

Минимальные и максимальные значения управляемых параметров следующие:  $X_1^{\min} = 0$  моль-ион/л, поскольку концентрация добавки не может быть отрицательной;  $X_1^{\max} = 0,9$  моль-ион/л, поскольку в экспериментах наблюдалось серьезное ухудшение качества при концентрации хлорид-ионов выше 0,9 моль-ион/л; при электроосаждении хрома из малоцентриро-

ванных электролитов в условиях реального производства величина плотности тока в пределах от 20 до 100 А/дм<sup>2</sup>, поэтому примем  $X_2^{min} = 20$  А/дм<sup>2</sup>,  $X_2^{max} = 100$  А/дм<sup>2</sup>.

В таблице приведены экспериментально определенные в пробных точках значения функций отклика, а также результаты оптимизационных расчетов.

| [Cr], моль-ион/л | Плотность тока, А/дм <sup>2</sup> | Выход хрома по току, % | Износостойкость, мг | Микротвердость, ГПа | Рассеивающая способность (РС), % |
|------------------|-----------------------------------|------------------------|---------------------|---------------------|----------------------------------|
| 0                | 20                                | 17                     | 15                  | 6,5                 | 56                               |
|                  | 40                                | 20                     | 14                  | 7,1                 | 50                               |
|                  | 60                                | 23                     | 12,5                | 7,2                 | 45                               |
|                  | 80                                | 25                     | 11,8                | 7,3                 | 42                               |
|                  | 100                               | 26                     | 11,5                | 7,2                 | 40                               |
| 0,45             | 20                                | 27                     | 8,7                 | 8,2                 | 58                               |
|                  | 40                                | 32                     | 8,5                 | 9,2                 | 52                               |
|                  | 60                                | 35                     | 9,0                 | 9,6                 | 47                               |
|                  | 80                                | 37                     | 9,2                 | 10,0                | 45                               |
|                  | 100                               | 37                     | 9,3                 | 11,0                | 44                               |
| 0,9              | 20                                | 31                     | 8,7                 | 5,9                 | 59                               |
|                  | 40                                | 33                     | 8,8                 | 7,0                 | 53                               |
|                  | 60                                | 35                     | 9,0                 | 7,5                 | 48                               |
|                  | 80                                | 35                     | 9,9                 | 8,0                 | 46                               |
|                  | 100                               | 34                     | 12,2                | 9,0                 | 46                               |

В результате обработки экспериментальных данных были получены следующие результаты:

1. Оптимальное решение для выхода хрома по току:

[Cr] – 0,50 моль-ион/л, плотность тока – 76 А/дм<sup>2</sup>, выход хрома по току – 38,5 %, износостойкость – 9,0 мг, микротвердость – 8,9 ГПа, рассеивающая способность (РС) – 45,8 %.

2. Оптимальное решение по износостойкости:

[Cr] – 0,90 моль-ион/л, плотность тока – 48 А/дм<sup>2</sup>, выход хрома по току – 34,3 %, износостойкость – 9,0 мг, микротвердость – 7,3 ГПа, рассеивающая способность (РС) – 50,7 %.

3. Оптимальное решение по микротвердости:

[Cr] – 0,60 моль-ион/л, плотность тока – 100 А/дм<sup>2</sup>, выход хрома по току – 36,6 %, износостойкость – 10,2 мг, микротвердость – 11,3 ГПа, рассеивающая способность (РС) – 44,8 %.

4. Оптимальное решение по рассеивающей способности:

[Cr] – 0,90 моль-ион/л, плотность тока – 20 А/дм<sup>2</sup>, выход хрома по току – 31 %, износостойкость – 8,7 мг, микротвердость – 5,9 ГПа, рассеивающая способность (РС) – 59 %.

5. Оптимальное компромиссное решение ( $\phi^* = 3,728$ ):

[Cr] – 0,55 моль-ион/л, плотность тока – 63,5 А/дм<sup>2</sup>, выход хрома по току – 37,1 %, износостойкость – 7,2 мг, микротвердость – 9,4 ГПа, рассеивающая способность (РС) – 47,4 %.

С целью определения точности принятой математической модели процесса хромирования была проведена экспериментальная проверка значений управляемых параметров, которые получены для оптимального компромиссного решения. Отклонения расчетных значений функций отклика от экспериментальных не превысило 4 %, что свидетельствует о достаточно высокой точности вычислений.

На основе экспериментальных данных и результатов оптимизационных расчетов получены следующие оптимальный состав электролита и технологические параметры, которые могут быть реализованы в промышленных условиях [14; 15].

Состав электролита: CrO<sub>3</sub> – 150 г/л, SrSO<sub>4</sub> – 7 г/л, органическая добавка – 3 г/л, Cr – 0,55 г/л.

Технологические параметры ванны: плотность тока – 60–65 А/дм<sup>2</sup>, температура 40–50 °С.

### Выводы

1. Разработана и апробирована методика выбора оптимальных параметров процесса хромирования, основанная на применении методов

математического моделирования и математического программирования.

2. Определен оптимальный состав малоцентрированного саморегулирующегося электролита хромирования с комплексной органической добавкой. Подобраны оптимальные параметры гальванической ванны для получения качественных покрытий.

3. Предлагаемая методика оптимизации позволяет легко корректировать состав электролита и технологические параметры процесса хромирования.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фаличева, А. И. Исследования процесса хромирования из малоцентрированных хромовых электролитов в стационарном и импульсном режиме электролиза / А. И. Фаличева, Ф. Г. Малинин, Э. А. Гранкин // Защита металлов. – 1988. – Т. 18. – № 5. – С. 120–125.
2. Пономоренко, И. Ф. Интенсификация процесса хромирования в саморегулирующемся электролите с пониженным содержанием хромовой кислоты / И. Ф. Пономоренко, А. И. Сайманова // В сб. : Твердые износостойкие гальванические покрытия. – 1976. – С. 12–15.
3. Rehak, J. Die Elektrolytische Abscheidung von Chrom aus Elektrolyten sehr niedriger Konzentration / 22 Intern. Wiss. Koll 1977 // T.H. Ilmenau. - 1977. - Н. 2. - S. 157-160.
4. Цуканов, О. В. Хромирование в разбавленных электролитах для уменьшения экологической опасности / О. В. Цуканов, Р. Н. Курочкин, Ю. А. Стекольников // Экология Центрально-Черноземной области Российской Федерации. – Липецк: ЛЭГИ. – 2002. – № 2. – С. 118–121.
5. Соловьева, З. А. Влияние концентрации хромовой кислоты на электроосаждение хрома / З. А. Соловьева, Ю. С. Петрова, А. Т. Ваграмян // Журнал прикладной химии. – 1961. – Т. 34. – № 9. – С. 27–30.
6. Bukowski, G. Neue Vorhaben auf den Gebiet der Hartverchromung mit einem dicken, möglichst gleichmassigen ubersug // Plaste und Kautschuk. – 1988. – № 2. – P. 63–65.
7. Фомичев, В. Т. Хромирование в саморегулирующемся электролите с органической добавкой / В. Т. Фомичев, Г. П. Губаревич, А. М. Озеров // Прикладная электрохимия : межвуз. темат. сб. научных трудов. – Казань. – 1990. – С. 30–33.
8. Озеров, М. А. Способ измерения рассеивающей способности электролитов по току / М. А. Озеров, В. Т. Фомичев, Г. А. Антон, В. А. Зыбин // Защита металлов. – 1982. – Т. 18. – № 1. – С. 133–135.
9. Соболев, И. М. Выбор оптимальных параметров в задачах со многими критериями / И. М. Соболев, Р. Б. Статников. – М. : Наука, 1981. – 108 с.
10. Фомичев, В. Т. Хромирование в саморегулирующемся электролите с органической добавкой / В. Т. Фомичев, Г. П. Губаревич, А. М. Озеров // Прикладная электрохимия : межвуз. темат. сб. науч. тр. – Казань. – 1990. – С. 30–33.
11. Bennouna, A. Durand, B., Vittori, O. Influence des ions chlorure sur la reduction elektrochromique du chrome (VI) // Elektrochimica Acta. – 1986. – V. 31., №7. - P. 831-835.
12. Форсайт, Дж. Машинные методы вычислений ; пер. с англ. / Дж. Форсайт, М. Малькольм, К. Моулер. – М. : Мир, 1980. – 280 с.
13. Базара, М. Нелинейное программирование. Теория и алгоритмы ; пер. с англ. / М. Базара, К. Шетти. – М. : Мир, 1982. – 583 с.
14. Фомичев, В. Т. Саморегулирующийся электролит хромирования с органической добавкой / В. Т. Фомичев, Г. П. Губаревич, А. М. Озеров, Е. А. Смирнов // Прогрессивные технологии и вопросы экологии : тез. докл. Республик. науч.-производ. семинара. – Киев, 1991. – С. 5.
15. А.с. 4953811/26/047673, МКИ5 С 25 Д 3/04, 3/10 Электролит хромирования / В. Т. Фомичев, Г. П. Губаревич, Е. В. Москвичева, Е. А. Смирнов, В. С. Ушаков ; заявлено 05.06.1991 ; опубл. 01.06.92 // Открытия, изобретения. – 1992.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна **АРИСОВА**

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

Корректурa **Н. Н. Кваши**  
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

---

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.  
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий  
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

---

**Учредитель:**  
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования  
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

---

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

---

Темплан 2023 г. Поз. № 5ж. Дата выхода в свет 28.06.2023 г. Формат 60 x 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,7.  
Уч.-изд. л. 10,93. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 313.

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