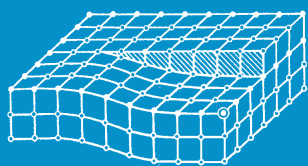


# ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского  
государственного  
технического  
университета

ISSN 1990-5297



Серия  
Проблемы материаловедения, сварки  
и прочности в машиностроении

16+

№ 10 (257)  
2021

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)  
*Шарилов В. М.*, д-р техн. наук, проф.,  
Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)  
*Шаховская Л. С.*, д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ  
*Щербаков М. В.*, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия  
«ПРОБЛЕМЫ  
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,  
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ  
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

# ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

## РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

**Гуревич Л. М.,**

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

*Багмутов В. П.,* д.т.н., проф.

*Зюбан Н. А.,* д.т.н., проф.

*Матлин М. М.,* д.т.н., проф.

*Кидалов Н. А.,* д.т.н., проф.

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

*Арисова В. Н.,* к.т.н., доц.  
(ответственный секретарь)

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется  
по подписке.  
Индекс журнала по каталогу  
Агентства «Роспечать»  
для Российской Федерации –  
80811(ОК+ЭК).

**Тел. издательства ВолгГТУ:**

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

**№ 10 (257)**  
**Октябрь**  
**2021**

**УЧРЕДИТЕЛЬ**

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

**Адрес редакции:**

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.

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

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,  
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2021

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. Solov'yov (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)

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

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

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

*Pustovoyt 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)

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

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

**Bataev V. A.,** D. Sc. (Engineering)  
Prof. (Novosibirsk State Technical  
University)

**Bagmutov V. P.,** D. Sc. (Engineering),  
Prof.

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

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

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

**Kalita V. I.,** D. Sc. (Engineering),  
Prof. Chief research worker  
(RAS Institute of Metallurgy and Mate-  
rial Science named after A. A. Baykov)  
**Arisova V. N.,** Cand. Sc. (Engineering),  
Associate Prof. (executive secretary)

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

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

**Tel. Of VSTU editorial office:**

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 10 (257)**  
**October**  
**2021**

**FOUNDER**

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

**Editorial office address:**

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

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

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

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

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

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

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

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

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 30  
Адаменко Н. А. 30  
Ан Д. А. 30  
Арисова В. Н. 14  
Артемяев А. А. 21  
Бадиков К. А. 45  
Барон А. А. 75  
Барышников А. Н. 45  
Богданов А. И. 7, 11  
Гуревич Л. М. 14, 49, 64, 68  
Даненко В. Ф. 68  
Евчиц Р. Д. 7  
Казакевич В. Е. 68  
Казанкин В. А. 34, 37  
Казанкина Е. Н. 34, 37  
Казуров А. В. 30  
Капиносова Е. В. 34  
Красиков П. П. 60  
Красикова Л. С. 60  
Кузнецов С. А. 49  
Кулевич В. П. 7, 11, 21  
Матлин М. М. 34, 37  
Муругов Д. А. 60  
Нотов И. В. 39  
Палаткин С. В. 75  
Палаткина Л. В. 75  
Пироженко В. С. 30  
Писарев С. П. 49  
Полесский О. А. 60  
Попов А. В. 39, 42  
Попова О. А. 42  
Проничев Д. В. 21  
Рожнов А. А. 39  
Савинов А. В. 60  
Савкин А. Н. 45  
Седов А. А. 45  
Слаутин О. В. 11, 21, 49  
Таубе А. О. 11  
Твердышева Д. Д. 14  
Тельдеков В. А. 64  
Терпугов Н. В. 7  
Трудов А. Ф. 14, 68  
Харламов В. О. 14  
Чудин А. А. 60  
Чукова О. М. 11, 21  
Шевырев Е. А. 68  
Шморгун В. Г. 7, 11, 21, 49

## СОДЕРЖАНИЕ

---

---

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Богданов А. И., Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Терпугов Н. В.</i> Структура и фазовый состав покрытия на сплаве ЭП718 после жидкостного алитирования.....	7
<i>Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Слаутин О. В., Таубе А. О., Чукова О. М.</i> Об эффективности ультразвукового воздействия при алитировании сплавов на основе железа погружением в расплав.....	11
<i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Трудов А. Ф., Харламов В. О., Твердышева Д. Д.</i> Исследование диффузионных процессов в многослойном титано-стальном композите при длительных нагревах.....	14
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Артемьев А. А., Кулевич В. П., Чукова О. М.</i> Исследование износостойкости слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Ti-Fe.....	21

### II. ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Ан Д. А., Казуров А. В., Пироженко В. С.</i> Исследование термомеханических свойств СВМПЭ.....	30
---	----

### III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капиносова Е. В.</i> Определение сближения в пластическом контакте при моделировании микровыступов номинально плоских шероховатых поверхностей цилиндрами.....	34
<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i> Оперативный контроль предела выносливости валов на кручение.....	37
<i>Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А.</i> Исследование напряженно-деформированного состояния элементов сферического преобразующего механизма при неортогональном расположении наружных шарниров.....	39
<i>Попов А. В., Попова О. А.</i> Анализ напряженного состояния сферического шарнира штативных головок при различных способах фиксации.....	42
<i>Савкин А. Н., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. Н.</i> Моделирование и расчет продолжительности роста усталостных трещин стали.....	45
<i>Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кузнецов С. А., Писарев С. П.</i> Моделирование напряженно-деформированного состояния сваренного взрывом биметалла титан ВТ1-0 + сталь 08кп при деформации горячей прокаткой.....	49

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

<i>Савинов А. В., Полесский О. А., Чудин А. А., Красиков П. П., Красикова Л. С., Муругов Д. А.</i> Газодинамическое воздействие дуги на металл сварочной ванны при сварке неплавящимся электродом (обзор).....	60
--	----

---

---

<i>Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.</i> Исследование технологии низкотемпературной нитроцементации для комплексного упрочнения деталей машин.....	64
<i>Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Трудов А. Ф., Шевырев Е. А., Казакевич В. Е.</i> Оценка эффективности применения сорбитизированной катанки для производства метизов.....	68
<i>Барон А. А., Палаткина Л. В., Палаткин С. В.</i> Влияние направления заливки на качество поступающего в форму расплава и получение годной стандартной литой пробы чугуна.....	75



# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-7-11

*А. И. Богданов, В. Г. Шморгуни, В. П. Кулевич, Р. Д. Евчиц, Н. В. Терпугов*

## СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОКРЫТИЯ НА СПЛАВЕ ЭП718 ПОСЛЕ ЖИДКОСТНОГО АЛИТИРОВАНИЯ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Приведены результаты исследований структуры, химического и фазового состава алюминидного покрытия, сформированного на поверхности сплава ЭП718 после его алитирования погружением в расплав. Показано, что внутренний слой покрытия состоит из сплошной прослойки твердого раствора на базе алюминиды хрома  $\text{CrAl}_7$  с моноклинной решеткой, в которой часть атомов Cr замещена атомами элементов из сплава ЭП718, а внешний, имеющий ярко выраженное гетерогенное строение, представляет собой алюминиевую матрицу с включениями алюминиды  $\text{CrAl}_7$  с более низким содержанием алюминия.

*Ключевые слова:* алитирование, сплав ЭП718, диффузия, покрытие.

*A. I. Bogdanov, V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, R. D. Evchits, N. V. Terpugov*

## STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF COATING ON EP718 ALLOY AFTER HOT-DIP ALUMINIZING

Volgograd State Technical University

The results of studies of the structure, chemical and phase composition of the aluminide coating formed on the surface of EP718 alloy after its hot-dip aluminizing are presented. It is shown that the inner layer of the coating consists of a continuous layer of a solid solution based on chromium aluminide  $\text{CrAl}_7$  with a monoclinic lattice, in which some of the Cr atoms are replaced by atoms of elements from the EP718 alloy, and the outer layer, which has a pronounced heterogeneous structure, is an aluminum matrix with inclusions of  $\text{CrAl}_7$  aluminide, with a lower aluminum content.

*Keywords:* hot-dip aluminizing, EP718 alloy, diffusion, coating.

Поверхность деталей газотурбинных авиационных двигателей, энергетических установок, изделий космической техники, изготавливаемых из жаропрочных никелевых сплавов (например, ЭП718 или аналог Inconel 718), часто может кратковременно нагреваться до температур выше  $1000^\circ\text{C}$  [1]. В таких условиях, критичной характеристикой, определяющей работоспособность и эксплуатационную надежность деталей, наряду с жаропрочностью, является их жаростойкость.

В большинстве случаев задача повышения жаростойкости жаропрочных никелевых сплавов решается путем нанесения покрытий на основе алюминидов никеля, высокие защитные

свойства которых обусловлены их способностью окисляться с образованием плотной пленки оксида алюминия  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [2].

Среди способов получения алюминидных покрытий наиболее распространены технологии диффузионного насыщения поверхности жаропрочных сплавов алюминием из различных сред [3–8]. Наиболее простым и технологически доступным методом насыщения алюминием является алитирование методом погружения заготовки в расплав [9]. Однако, литературные данные, касающиеся процессов, происходящих при взаимодействии сплава ЭП718 с алюминием в условиях жидкостного алитирования, нами не обнаружены.

© Богданов А. И., Шморгуни В. Г., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Терпугов Н. В., 2021.

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

Целью настоящей работы являлось исследование структуры, химического и фазового состава алюминидного покрытия, формируемого на поверхности сплава ЭП718 после его алитирования погружением в расплав.

#### Материалы и методы исследования

Алитирование образцов из сплавов марки ЭП718 (табл. 1) размером  $10 \times 10 \times 2$  мм осуществляли при их погружении в расплав алюминиевого сплава марки 6063 (табл. 2). Образцы предварительно были отшлифованы на наждачной бумаге и обезжирены.

Для защиты от окисления на их поверхность наносили слой флюса на основе полиэфирной смолы. Для получения расплава навеску сплава марки 6063 массой 100 г нагревали в печи SNOL 8.2/1100 до температуры  $740^\circ\text{C}$  в керамическом тигле. Образцы погружали в расплав через слой флюса и выдерживали в течение 2 мин. Далее образцы извлекались из тигля и охлаждались на воздухе. После охлаждения на поверхности сплава формировался алитированный слой (покрытие) толщиной 0,1 мм.

Таблица 1

Химический состав сплава ЭП718 (мас. %)

C	S	P	Mn	Cr	Zr	W	Ti	Si	Ni	Nb	Mo	Fe	Ce	B	Al
$\leq 0,10$	$\leq 0,010$	$\leq 0,015$	$\leq 0,60$	14,00-16,00	$\leq 0,020$	2,50-3,50	1,90-2,40	$\leq 0,30$	43,00-47,00	0,80-1,50	4,00-5,20	Ост.	$\leq 0,10$	$\leq 0,008$	0,90-1,4

Таблица 2

Химический состав алюминиевого сплава марки 6063 (мас. %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.3-0.6	0.15-0.35	0.10	0.15	0.60-0.90	0.05	0.15	0.10	Ост.

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

поверхности, которую предварительно шлифовали на наждачной бумаге для удаления оксидного слоя. Микродюретрические исследования проводили на приборе PMT-3М.

#### Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что в результате взаимодействия жаропрочного сплава ЭП718 с расплавленным алюминием на поверхности первого формируется диффузионный слой (покрытие) толщиной  $\sim 100$  мкм. Поры и трещины в покрытии не визуализируются (рис. 1).

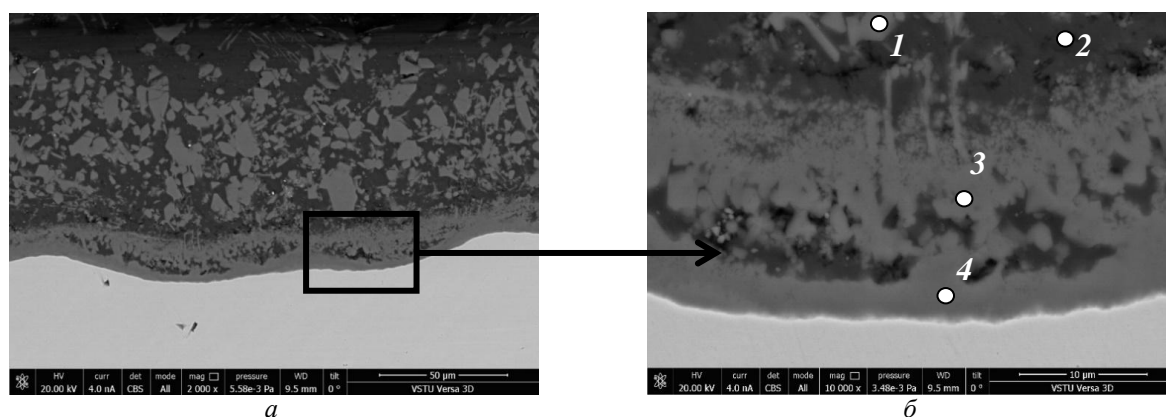


Рис. 1. СЭМ изображения структуры покрытия на поверхности сплава ЭП718 после алитирования

Структура покрытия имеет ярко выраженное гетерогенное строение, которое характеризуется значительной неоднородностью. Причем, можно выделить два характерных слоя: внешний слой глубиной  $\sim 75$  мкм, представляющий собой темную матрицу с большим количеством светлых включений округлой формы размером  $\sim 2$ – $30$  мкм, и внутренний слой  $\sim 35$  мкм на границе со сплавом. Расчетная доля светлых включений в объеме закристаллизовавшегося расплава для верхнего слоя покрытия составляет 45–48 %. Микродюрометрические исследования показали, что их микротвердость составляет  $\sim 4,37$  ГПа.

Структура внутреннего слоя покрытия имеет более однородный вид, хотя здесь и присутствуют области темных включений. В непосредственной близости к границе соединения присутствует сплошной светлый визуально однородный слой толщиной  $\sim 2,5$  мкм.

Ввиду неоднородности и малых размеров элементов структуры покрытия, анализ его химического состава проводили ЭДС сканированием в точечном режиме (соответствующие точки см. на рис. 1, б). Полученные эмиссионные спектры приведены на рис. 2, а результаты их обработки сведены в табл. 3.

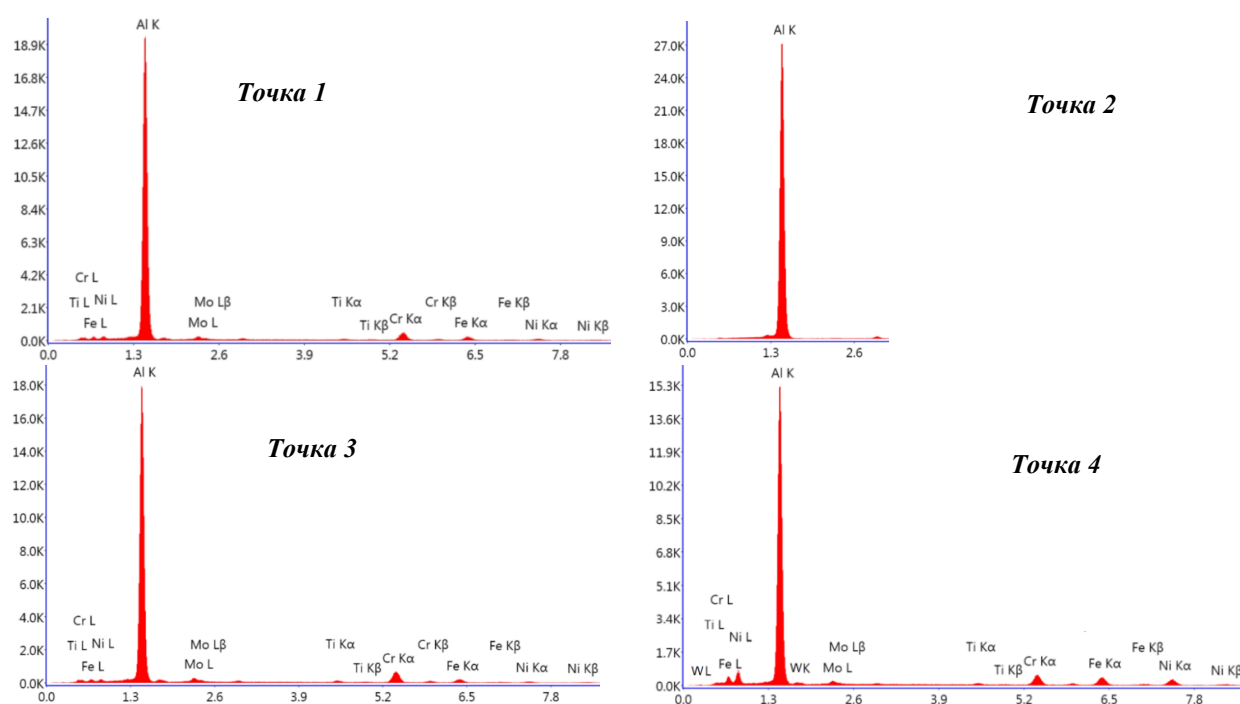


Рис. 2. Эмиссионные спектры, полученные при точечном анализе химического состава покрытия (точки сканирования указаны на рис. 1, б)

Таблица 3

Результаты точечного ЭДС анализа состава покрытия

Анализируемая точка (см. рис. 1, б)	Содержание элемента, ат. %						
	Al	Cr	Fe	Ni	Mo	Ti	W
1	88,97	4,95	2,91	1,55	1,07	0,56	—
2	100	—	—	—	—	—	—
3	86,98	7,02	2,85	1,08	1,26	0,8	—
4	81,16	5,17	5,31	5,17	0,9	0,68	1,61

Исходя из полученных данных, можно заключить, что внешний слой состоит из закристаллизовавшейся алюминиевой матрицы и включений сложного состава  $\sim 87$ – $89$  ат. % Al,

$\sim 5$ – $7$  ат. % Cr,  $\sim 3$  ат. % Fe,  $\sim 1$ – $1,5$  ат. % Ni  $\sim 1$  ат. % Mo и  $\sim 0,5$ – $0,8$  ат. % Ti. Растворимость Cr в Al согласно диаграмме состояния не превышает 0,1 ат. % при  $300$  °C и 0,45 ат. % при тем-

пературе 661,4 °С, поэтому образование твердого раствора внедрения на базе ГЦК-решетки алюминия маловероятно даже с учетом влияния неравновесности кристаллизации. Указанный состав включений, наиболее вероятно, соответствует твердому раствору на базе алюминиды хрома  $\text{CrAl}_7$  (иначе обозначается как  $\theta$ -фаза  $\text{Cr}_7\text{Al}_{45}$ ) с моноклинной решеткой, в которой часть атомов Cr замещена атомами элементов из сплава ЭП718. Такое предположение под-

тверждается результатами рентгеноструктурного анализа (рис. 3). На дифрактограмме, помимо рефлексов алюминия, присутствует набор рефлексов, отвечающий стандарту карточки PDF #03-065-6844 для соединения  $\text{Cr}_7\text{Al}_{45}$ . При этом рефлексы системно смещены относительно положений стандарта, что может свидетельствовать о формировании твердого раствора на базе интерметаллидного соединения.

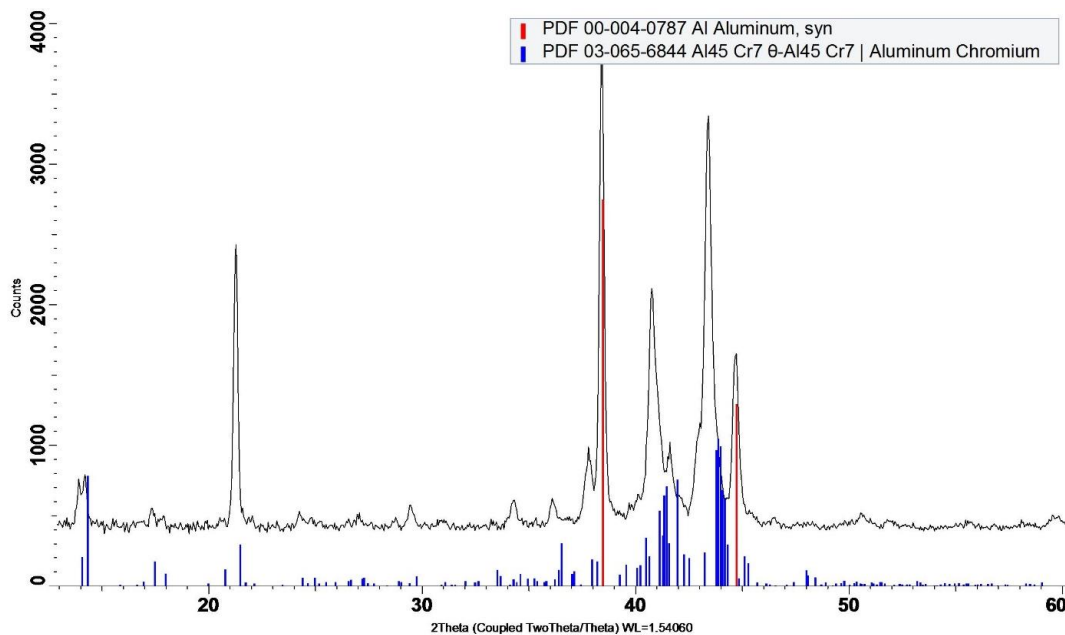


Рис. 3. Дифрактограмма, полученная с поверхности покрытия

При идентичном фазовом составе для тонкого сплошного слоя на границе со сплавом ЭП718 характерно более низкое содержание алюминия ~81 ат. % Al и более равномерное содержание основных элементов - по ~5 ат. % Cr, Fe и Ni, при этом появляются эмиссионные линии, соответствующие спектру вольфрама (рис. 2, точка 4).

Полученный результат показывает принципиальную возможность получения в поверхностном слое жаропрочного сплава ЭП718 диффузионного покрытия интерметаллидного состава на базе твердого раствора на основе алюминиды хрома  $\text{CrAl}_7$ . Очевидно, что формируемые в условиях быстрой кристаллизации состав и структура покрытия требуют проведения стабилизирующей термической обработки.

#### Вывод

В результате алитирования сплава ЭП718 в жидком алюминии на его поверхности формируется сплошное, равномерное по толщине

покрытие без дефектов в виде пор и трещин. Покрытие имеет гетерогенную структуру. Его внутренний слой состоит из сплошной прослойки твердого раствора на базе алюминиды хрома  $\text{CrAl}_7$  с моноклинной решеткой, в которой часть атомов Cr замещена атомами элементов из сплава ЭП718, а внешний, имеющий ярко выраженное гетерогенное строение, представляет собой алюминиевую матрицу с включениями алюминиды  $\text{CrAl}_7$  с более низким содержанием алюминия.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Y. Tamarin, *Protective Coatings for Turbine Blades*, ASM International, Materials Park, 2002.
2. Pöttgen, R. *Intermetallics: Synthesis, Structure, Function*/ Rainer Pöttgen, Dirk Johrendt.-Walter de Gruyter GmbH Berlin/Boston.- 2014.- 294 p.
3. Sitek, R. & Matysiak, H. & Ferenc, Jaroslaw & Kurzydowski, K.J. (). Structure and properties of nickel aluminide layers on INCONEL 100. *Materials Science Forum*, 2010, 636-637, 1011-1018.
4. Zagula-Yavorska, Maryana & Sieniawski, Jan & Zielińska, M. *Functional Properties of Aluminide Layer Deposits*



ed on Inconel 713 LC Ni-based Superalloy in the CVD Process. Archives of Metallurgy and Materials, 2011, 56, 187-192.

5. Tagliaferri L, Berretti E, Giaccherini A, Martinuzzi SM, Bozza F, Thoma M, Bardi U, Caporali S. Aluminizing via Ionic Liquid Electrodeposition and Pack Cementation: A Comparative Study with Inconel 738 and a CoNiCrAlY. Coatings, 2017,7(6):83.

6. Bozza, F., Bolelli, G., Giolli, C., Giorgetti, A., Lusvarghi, L., Sassatelli, P., Scrivani, A., Candeli, A., & Thoma, M.D. (2014). Diffusion mechanisms and microstructure development in pack aluminizing of Ni-based alloys. Surface & Coatings Technology, 2014, 239, 147-159.

7. Moosa, Ahmed & Ahmed, Jalil & Hobi, Ali. Corrosion Properties of Inconel Alloy 600 Coated by Simultaneous Aluminizing-Chromizing Process. Materials Science Forum. 2007, Vols. 546-549, 1763-1768.

8. Döleker, K. M., Erdogan, A., Yener, T., Karaoglanlı, A. C., Uzun, O., Gök, M. S., & Zeytin, S. Enhancing the wear and oxidation behaviors of the Inconel 718 by low temperature aluminizing. Surface and Coatings Technology, 2021, 412, 127069.

9. V.G. Shmorgun, A.I. Bogdanov, V.P. Kulevich, L.D. Iskhakova, A.O. Taube, Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing, Surfaces and Interfaces, 2021, Volume 23, 100988.

УДК 669.716:621.785

DOI:10.35211/1990-5297-2021-10-257-11-14

**В. Г. Шморгу́н<sup>1</sup>, В. П. Кулеви́ч<sup>1</sup>, А. И. Богдано́в<sup>1</sup>, О. В. Слаути́н<sup>1</sup>, А. О. Таубе<sup>2</sup>, О. М. Чукова<sup>1</sup>**

**ОБ ЭФФЕКТИВНОСТИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ  
ПРИ АЛИТИРОВАНИИ СПЛАВОВ  
НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОГРУЖЕНИЕМ В РАСПЛАВ\***

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

<sup>2</sup>АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

e-mail: mv@vstu.ru

Экспериментально доказано, что воздействие ультразвука на расплав при алитировании погружением 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 толщина покрытия и диффузионной зоны уменьшается на 30–50 %.

**Ключевые слова:** алитирование, покрытия, алюминиды железа, ультразвук, диффузионная зона, интерметаллиды.

**V. G. Shmorgun<sup>1</sup>, V. P. Kulevich<sup>1</sup>, A. I. Bogdanov<sup>1</sup>, O. V. Slautin<sup>1</sup>, A. O. Taube<sup>2</sup>, O. M. Chukova<sup>1</sup>**

**ON THE EFFICIENCY OF ULTRASONIC IMPACT  
IN THE HOT-DIP ALUMINIZING OF IRON-BASED ALLOYS**

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

<sup>2</sup>AO VNIKTInho

It has been experimentally proven that the effect of ultrasound on the melt during hot-dip aluminizing does not affect the phase composition of the diffusion zone formed as a result of heterogeneous reactions at the interface between aluminum and iron-based alloys. It is shown that at a fixed temperature, the frequency of supplied acoustic vibrations of 18–20 kHz and an amplitude of 10–15 μm, the thickness of the coating and diffusion zone decreases by 30–50 %.

**Keywords:** aluminizing, coatings, iron aluminides, ultrasound, diffusion zone, intermetallic compounds.

Технология алитирования сталей и сплавов погружением в расплав широко применяется в промышленности благодаря своей высокой эффективности, низкой трудоемкости и стоимости [1–6]. Процесс алитирования включает в себя погружение заготовки в нагретый до оптимальной температуры расплав алюминия или силумина; выдержку заготовки в расплаве в течение определенного времени, необходимого для реализации взаимодействия с расплавом и формирования интерметаллидного слоя по всей площади поверхности; извлечение заготовки из расплава.

Формирование структуры алюминидного покрытия начинается на стадии, когда заготовка находится в расплаве и определяется температурно-временными параметрами процесса. При этом регулировать толщину покрытия достаточно сложно из-за конкурирующих процессов роста диффузионной зоны (ДЗ) и растворения компонентов заготовки в ванне с расплавом. Малые времена выдержки могут оказаться недостаточными для формирования сплошного покрытия, а слишком большие – привести к растворению значительного объема заготовки в расплаве. При этом толщина покрытия опре-

© Шморгу́н В. Г., Кулеви́ч В. П., Богдано́в А. И., Слаути́н О. В., Таубе А. О., Чукова О. М., 2021.

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

деляется в большей степени химическим составом заготовки и расплава.

Известно [7–8], что введение ультразвуковых колебаний в ванну с расплавленным металлом способствует удалению газов из расплава, повышает равномерность кристаллизации металла при застывании, способствует образованию мелкозернистой структуры и улучшению свойств металла. На основании вышесказанного целью данной работы явилось исследование влияния ультразвукового воздействия (УЗ) на структуру, толщину и сплошность покрытия, формируемого при алитировании сплавов на основе железа погружением в расплав.

#### Материалы и методы исследований

Алитированию были подвергнуты: стали Ст3 и 12Х18Н10Т, а также сплав Х15Ю5. Алитирование проводили в расплаве алюминия АД1 при температуре 780 °С с воздействием УЗ и без.

Установка для УЗ воздействия представляла собой генератор ультразвука УЗГИ-2 с подключенным к нему пьезоэлектрическим преобразователем в составе составного ступенчатоконического 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 непосредственно возле печи. Алитируемый образец надежно закреплялся на свободном конце волновода. Подвергаемый ультразвуковому воздействию образец погружали в керамический тигель с расплавом, расположенный в печи SNOL 8,2/1100.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Olympus BX-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на сканирующем электронном микроскопе Phenom XL. 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

Исследование покрытий, полученных на поверхности сталей Ст3 и 12Х18Н10Т, а также сплава Х15Ю5 при их алитировании погружением в расплав алюминия в течение 1 мин, показало следующее.

УЗ воздействие при алитировании приводит к снижению общей толщины формируемого покрытия в 3 раза для Ст3 и в 5–5,5 раз для Х15Ю5 и 12Х18Н10 (рис. 1). Вместе с этим наблюдается значительное снижение толщины ДЗ

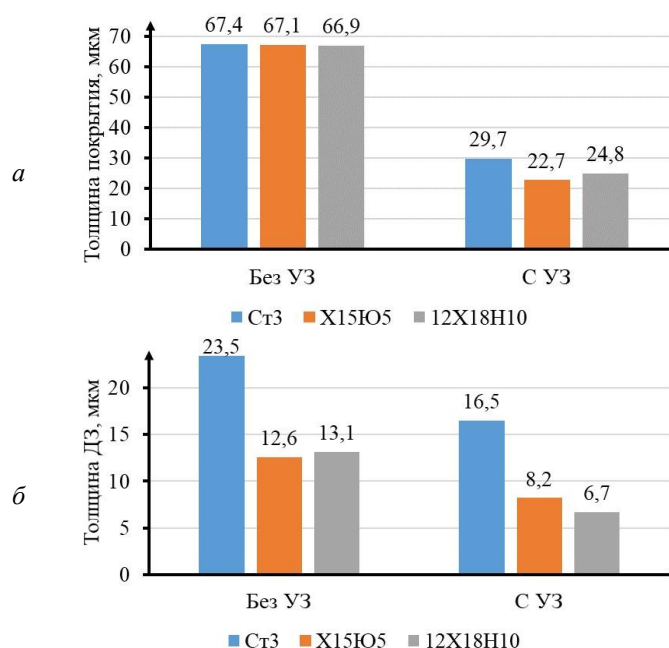


Рис. 1. Влияние ультразвукового воздействия при алитировании в расплаве алюминия (780 °С, 1 мин) на толщину покрытия (а) и ДЗ (б)

в составе покрытия (рис. 2), что может быть обусловлено более активным ее отделением от поверхности раздела фаз и растворением ДЗ в алюминиевой матрице [9].

Кроме влияния на толщину формируемого покрытия, УЗ воздействие значительно улучшило адгезию алюминиевого расплава к подложке. В процессе классического алитирования погружением в расплав важно качественно подготавливать поверхность изделия для обеспечения взаимодействия алюминия с материалом подложки по всей поверхности. Присутствие на поверхности изделия оксидных пленок, загрязнений или жировых следов приводит к несплошности покрытия и его частичному или полному отслаиванию. Кроме этого, для некоторых материалов (например, сплав Х15Ю5) требуется применение флюсов и увеличение времени выдержки в расплаве

из-за плотной оксидной пленки, формирующейся при комнатной температуре и препятствующей диффузии алюминия. УЗ воздействие способствует разрушению оксидных пленок на поверхности изделия, отделению загрязнений, повышению смачиваемости материала расплавом алюминия, что приводит к формированию сплошного покрытия по всей площади поверхности.

Для оценки сплошности покрытия было проведено измерение протяженности покрытия, плотно прилегающего к подложке без пор, трещин или разрушения ДЗ по отношению к периметру образца в плоскости микрошлифа. Результаты измерений (рис. 2) показали, что в случае хорошо алитируемой стали Ст3 воздействие УЗ позволило увеличить сплошность покрытия на 12 %, а в случае сплавов Х15Ю5 и 12Х18Н10 на 59 и 28 %, соответственно.

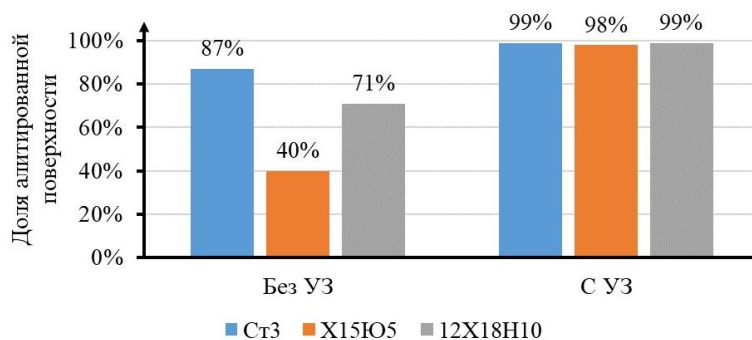


Рис. 2. Влияние ультразвукового воздействия при алитировании в расплаве алюминия (780 °С, 1 мин) на сплошность формируемого покрытия

Данные рентгенофазового и энергодисперсионного анализа показали, что воздействие УЗ в процессе алитирования, не оказывая влияния на фазовый состав формируемого покрытия и ДЗ в его составе, подавляет рост прослойки

интерметаллида  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  в составе ДЗ. Так, например (рис. 3), на сплаве Х15Ю5 под воздействием УЗ толщина прослойки интерметаллида  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  с  $\sim 5\text{--}7$  мкм (без УЗ) уменьшилась до  $\sim 0,5\text{--}1$  мкм (с УЗ).

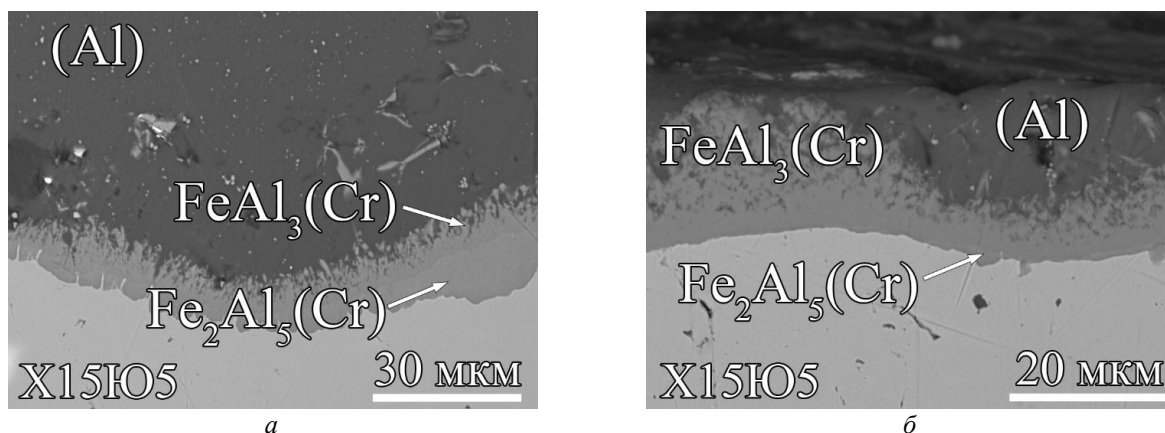


Рис. 3. Структура покрытия после алитирования сплава Х15Ю5 в расплаве алюминия (780 °С, 1 мин) без воздействия УЗ (а) и с УЗ (б)

### Вывод

Экспериментально доказано, что при алитировании погружением 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 уменьшению ее толщины на 30–50 % при частоте подводимых акустических колебаний 18–20 кГц и амплитуде 10–15 мкм.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рябов, В. Р. Алитирование стали / В. Р. Рябов. – Москва : Металлургия, 1973. – 239 с.
2. Алитирование поверхности сплава X15Ю5 погружением в расплав / В. Г. Шморгул [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – С. 88–91.
3. Aluminizing of the Cr15Al5 alloy surface by hot-dipping in the melt / V. G. Shmorgun [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2019. – Т. 537. – №. 2. – С. 022069.

4. Шморгул, В. Г. Особенности диффузионного взаимодействия в сталеалюминиевом композите после сварки взрывом и алитирования погружением в расплав / В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич // Металлург. – 2019. – №. 7. – С. 84–89.

5. Formation behavior of an intermetallic compound layer during the hot dip aluminizing of cast iron / S. Kang et al. // ISIJ international. – 2012. – Т. 52. – №. 7. – С. 1342–1347.

6. Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing / V. G. Shmorgun et al. // Surfaces and Interfaces. – 2021. – Т. 23. – С. 100988.

7. Study on the green remanufacturing of ultrasonic vibration aided hot-dip aluminizing and micro arc oxidation / Z. W. Niu [et al.] // Advanced Materials Research. – Trans Tech Publications Ltd, 2010. – Т. 139. – С. 394–397.

8. Study on the Factors Influencing Plating Coat Thickness in Ultrasonic-Aided Hot-Dip Aluminizing Facing Remanufacturing / Z. W. Niu [et al.] // Advanced Materials Research. – Trans Tech Publications Ltd, 2012. – Т. 490. – С. 3643–3647.

9. Shmorgun, V. G. Formation of Intermetallic Coating on 20880 Steel in the Liquid-Phase Inter-Reaction with Aluminum / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich // Solid State Phenomena. – Trans Tech Publications Ltd, 2020. – Т. 299. – С. 914–919.

УДК 621.791.044+621.771:669.018.95

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-14-21

*В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов, Д. Д. Твердышева*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В МНОГОСЛОЙНОМ ТИТАНО-СТАЛЬНОМ КОМПОЗИТЕ ПРИ ДЛИТЕЛЬНЫХ НАГРЕВАХ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований процессов диффузии в пятислойном сваренном взрывом композите титан ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т после термической обработки при температурах 850 и 900 °С и временах выдержки 20–100 часов. Изучены особенности формирования микроструктуры, микротвердость, химический состав диффузионных зон композита с использованием оптической, электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, термическая обработка, композит титан-сталь, микроструктура, электронная микроскопия, рентгеноспектральный анализ.

*V. N. Arisova, L. M. Gurevich, A. F. Trudov, V. O. Kharlamov, D. D. Tverdysheva*

### STUDY OF DIFFUSION PROCESSES IN A MULTILAYER TITANIUM-STEEL COMPOSITE UNDER LONG HEATING

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies of diffusion processes in a five-layer explosion-welded composite titanium VT-20+steel 08Cr18Ni10Ti after heat treatment at temperatures of 850 and 900 °C and holding times of 20–100 hours. The features of the formation of the microstructure, microhardness, and the chemical composition of the diffusion zones of the composite have been studied using optical and electron microscopy and X-ray spectral analysis.

*Keywords:* explosion welding, heat treatment, titanium-steel composite, microstructure, electron microscopy, X-ray spectral analysis.



### Введение

В [1–4] приведены результаты исследований структуры и свойств пятислойного слоистого композиционного материала (СКМ) состава титан ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т после СВ и термической обработки при температурах 800–900 °С и временах выдержки 1–10 часов.

Однако детали, изготовленные из данного композиционного материала, могут работать и более длительно при высоких температурах.

Данная работа является продолжением исследований по изучению диффузионных процессов многослойного интерметаллидного композита ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т при температурах 850 и 900 °С при увеличении времени выдержки от 20 до 100 часов.

### Материалы и методы исследования

Пятислойный композит получали сваркой взрывом, которую осуществляли по одновременной плоскопараллельной схеме: трех титановых (1,2 мм) и двух стальных (1 мм) слоев. Термическую обработку осуществляли в печи SNOL 8.2/1100 при температурах 850 и 900 °С и временах выдержки 20, 50 и 100 час.

Микроструктуру исследовали на оптическом световом микроскопе «Olympus BX61» и растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam, который снабжен энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments) для определения химического состава. Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М при нагрузке на индентор 1,0 Н.

### Результаты и их обсуждение

В [4] было показано, что с увеличением температуры от 800 до 900 °С и временах выдержки до 10 часов на всех границах происходит диффузия преимущественно в ВТ-20. При повышении температуры увеличивалась толщина диффузионной зоны, которая при времени выдержки 4 ч состояла из двух прослоек: первой – тонкой, прилегающей к стали и второй – значительно большей толщины, прилегающей к ВТ20; при времени выдержки 10 ч диффузионная зона состояла из трех прослоек – широкой и двух тонких.

При выдержке 4 часа тонкая прослойка имела толщину ~ 1 мкм при температуре отжига 800 °С, 2 мкм при температуре 850 °С и увеличивалась до 4 мкм при температуре 900 °С. Толщина широкой прослойки варьировалась от 10–14 мкм при температуре 800 °С до 50–60 мкм при 900 °С, что ~ на 30–35 мкм больше, чем при времени выдержки 1 час. Увеличение времени выдержки до 10 ч привело к появлению третьей, тонкой прослойки 2 толщиной 3 мкм, 4 мкм и 6 мкм при 800, 850 и 900 °С соответственно при одновременном увеличении толщины всей диффузионной зоны: тонкая прослойка 1 достигала размеров 6 мкм, 5 мкм и 12 мкм, а широкая – 21 мкм, 38 мкм и 117 мкм, при 800, 850, 900 °С соответственно.

При увеличении времени выдержки от 20 до 100 часов при температурах 850 и 900 °С идет дальнейшее развитие диффузионных процессов, которые на всех границах пятислойного композита протекают идентично.

На рис. 1 приведены микроструктуры границ свариваемых сплавов после указанных режимов термической обработки.



Рис. 1. Микроструктура сваренного взрывом титано-стального КМ после термообработки (см. также с. 16): а, б – 850 и 900 °С, время выдержки 20 ч; в, г – 850 и 900 °С, время выдержки 50 ч; д, е – 850 и 900 °С, время выдержки 100 ч. \*50



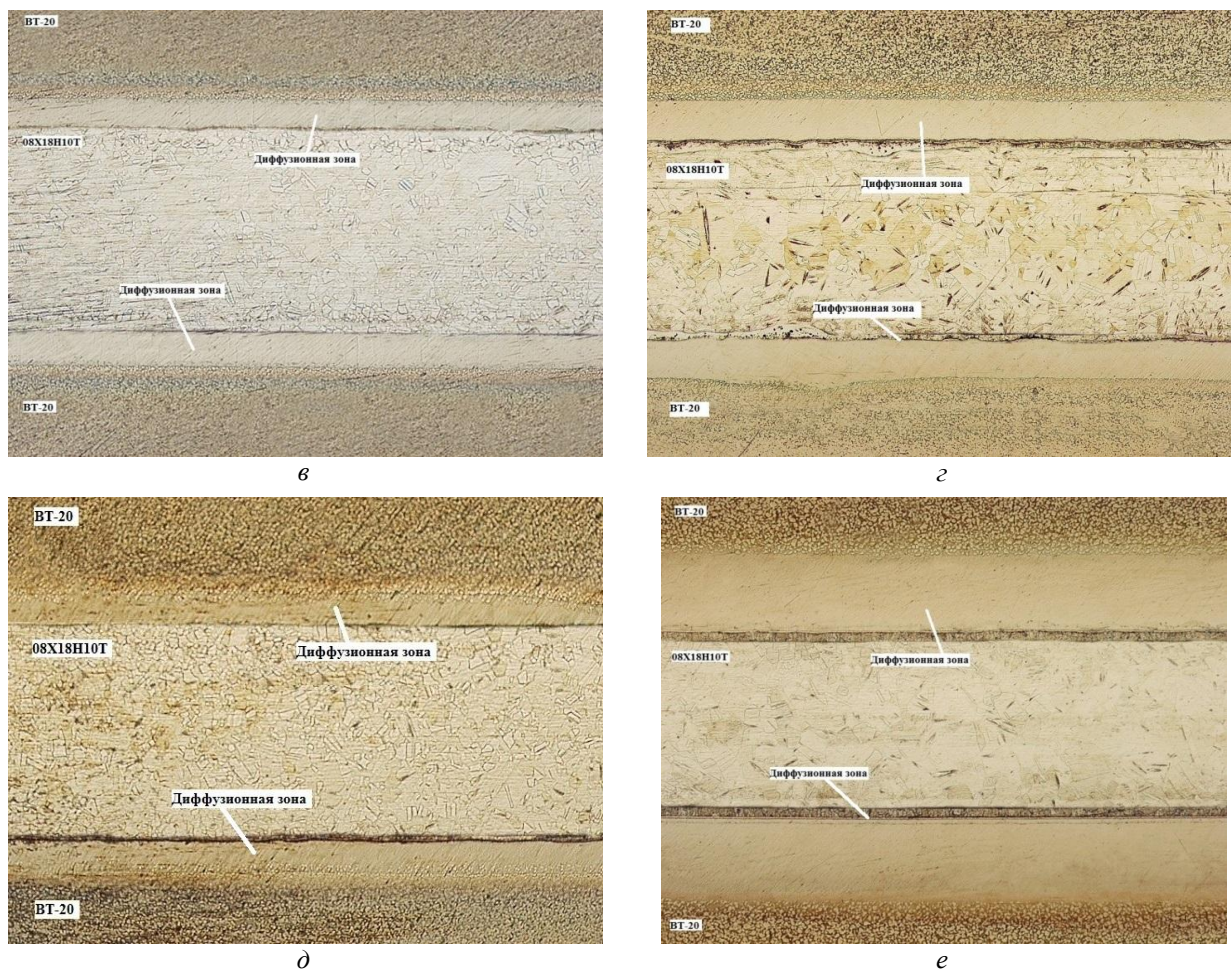


Рис. 1. Окончание

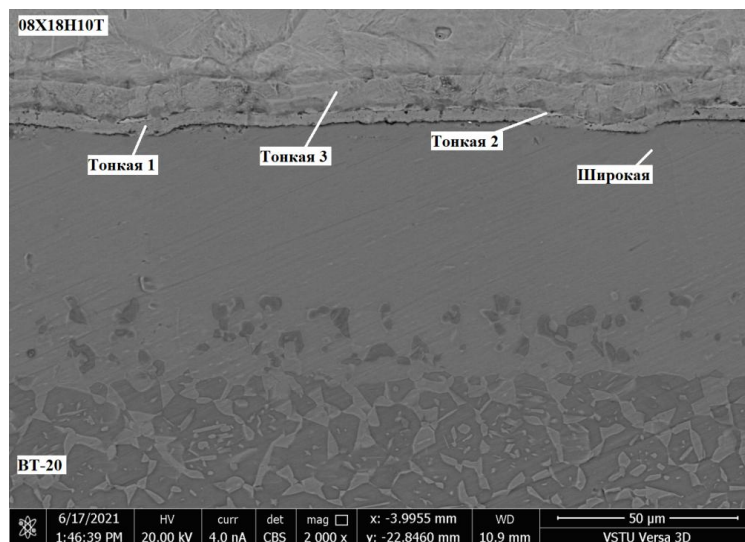
На рис. 2, 3 приведены электронные снимки диффузионных зон соединения при температурах 850 °C и 900 °C, соответственно, при временах выдержки 20, 50 и 100 часов, на которых идентифицируются четыре прослойки – одна широкая на границе с BT20 и три узких – по мере приближения к стали 08X18H10T. При данных температурах и времени выдержки 10 часов наблюдалась одна широкая и только две узкие прослойки [4].

При термообработке длительностью 20 часов толщина диффузионной зоны меняется следующим образом: толщина широкой прослойки, прилегающей к BT20, варьируется от 45,64 до 181,88 мкм и от 168,55 до 170,75 мкм при температуре 850 и 900 °C соответственно. Тонкая прослойка 1, прилегающая к широкой, меняет свою толщину от 3,16 до 9,49 мкм и от 6,46 до 7,84 мкм, а тонкая прослойка 3, прилегающая к стали – от 6,05 до 10,86 мкм и от 17,87 до 19,52 мкм при тех же температурах, между тонкими прослойками 1 и 3 располагается прослойка 2 толщиной 2–4 мкм.

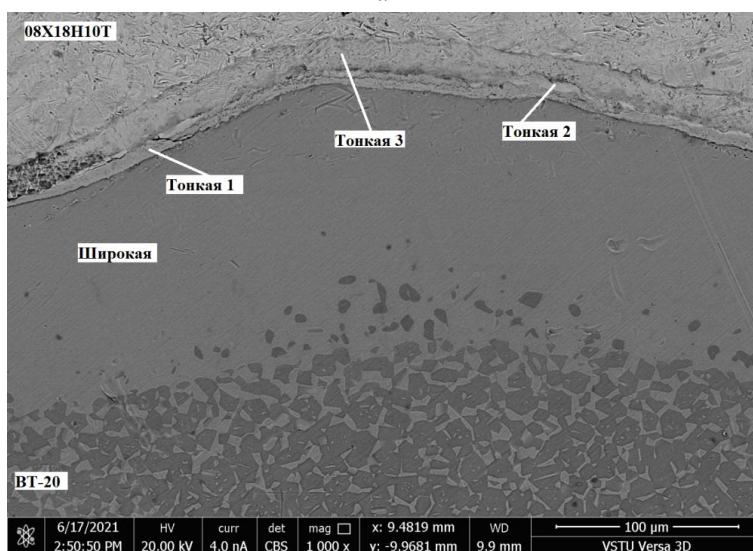
После увеличения выдержки до 50 ч толщина прослоек возросла: широкая достигла 135,42 мкм и 291,45 мкм при 850 и 900 °C соответственно, тонкая прослойка 1 – 7,84 мкм и 16,36 мкм, тонкая прослойка 3 – 14,98 и 76,99 мкм, а толщина прослойка 2 практически осталась прежней.

При выдержке 100 часов толщина широкой прослойки увеличилась до 157,14 мкм и 378,48 мкм при 850 и 900 °C соответственно. Толщина тонкой прослойки 1 незначительно возросла при 850 °C до 9,76 мкм, а при 900 °C уменьшилась до 12,09 мкм. Тонкая прослойка 3 претерпела также незначительные изменения – при 850 °C толщина достигла 17,59 мкм, а при 900 °C уменьшилась до 47,66 мкм, прослойка 2 несколько увеличивается до 5–6 мкм.

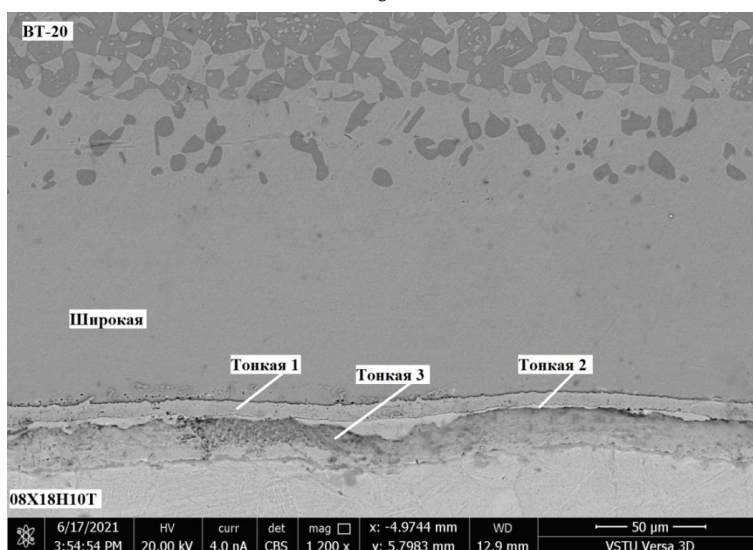
Значения микротвердости диффузионных зон широкой прослойки при всех вышеуказанных режимах составляет около 4–4,5 ГПа, при этом микротвердость титановых слоев – 2,50–3,55 ГПа, а нержавеющей стали – 1,65–1,80 ГПа.



*a*



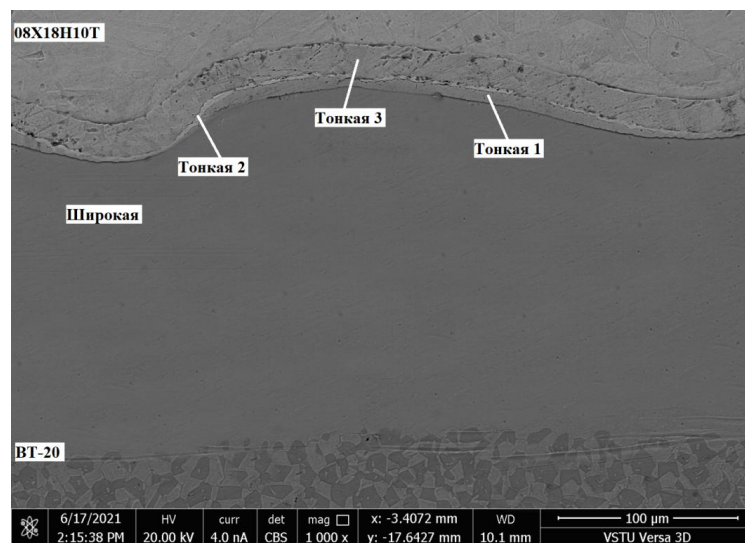
*б*



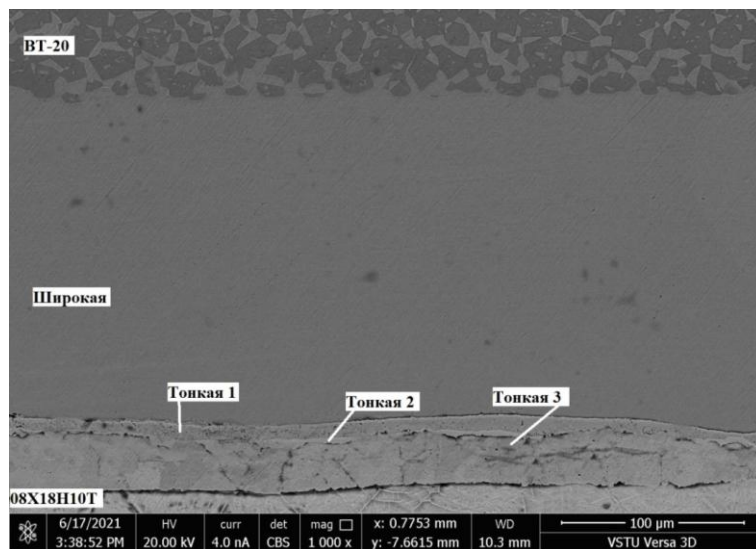
*в*

Рис. 2. Вид диффузионных прослоек в композите BT20-сталь 08X18H10T после термообработки 850 °С и временах выдержки:  
*a* – 20 час  $\times 2000$ ; *б* – 50 час  $\times 1000$ ; *в* – 100 час  $\times 1200$

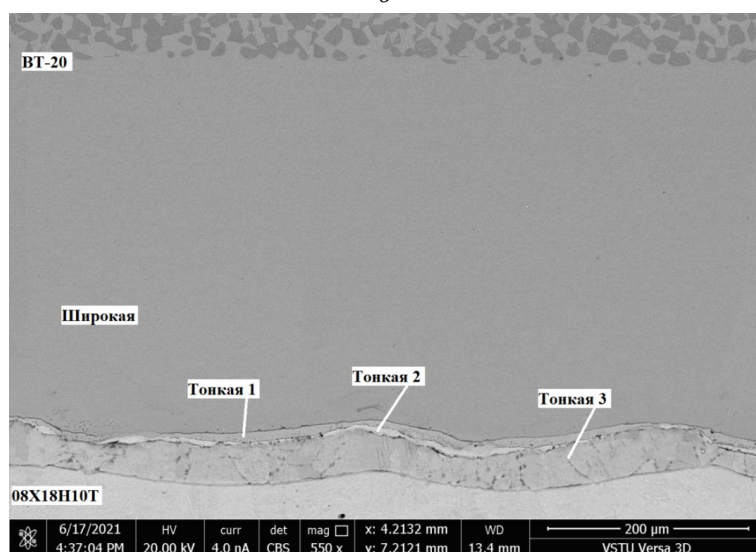




а



б



в

Рис. 3. Вид диффузионных прослоек в композите BT20-сталь 08X18H10T после термообработки 900 °C и временах выдержки:  
а – 20 час  $\times 1000$ ; б – 50 час  $\times 1000$ ; в – 100 час  $\times 550$



Распределение химических элементов в диффузионной зоне композита, подвергнутого термической обработке при температурах

850 °C и 900 °C со временем выдержки 20, 50 и 100 часов, представлены на рис. 4–6.

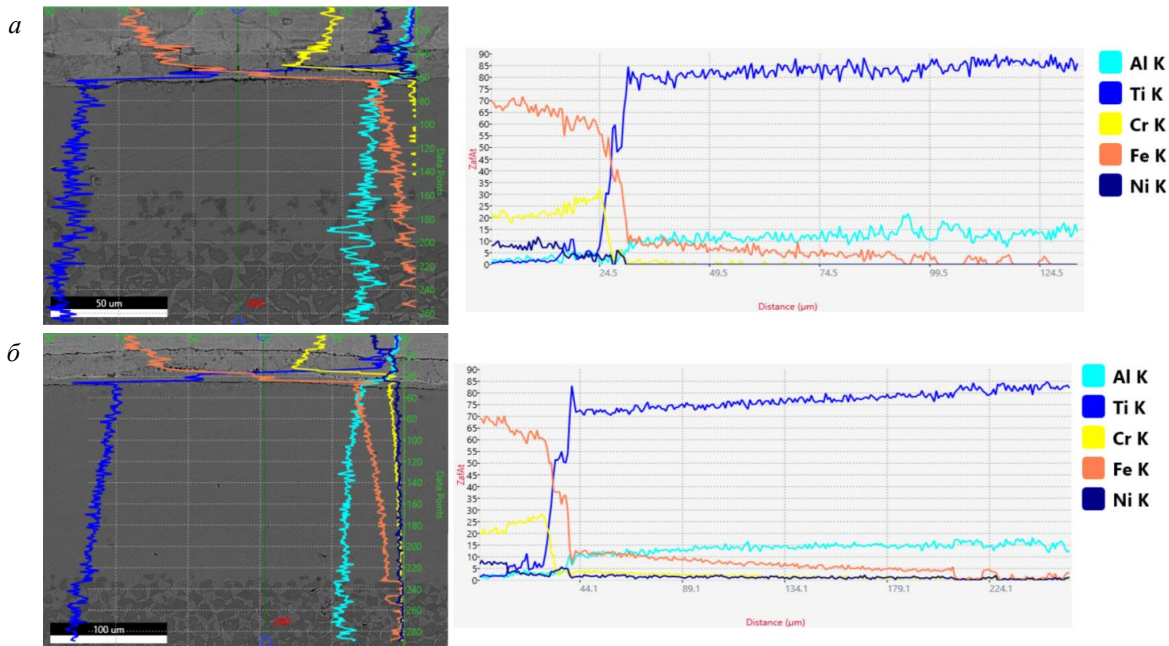


Рис. 4. Распределение химических элементов в диффузионной зоне пятислойного титано-стального композита после отжига при температурах:  
а – 850 °C; б – 900 °C, время выдержки 20 часов

При времени выдержки 20 часов (рис. 4) содержание алюминия в широкой диффузионной прослойке постоянно по толщине (~ 13 % ат.) и по мере приближения к узкой прослойке оно монотонно снижается. Вместе с тем содер-

жание хрома и никеля увеличивается. Количество титана снижается при приближении к узкой диффузионной прослойке с 85 % ат. до 45 % ат., и одновременно растет содержание железа с 3 % ат. до 40 % ат.

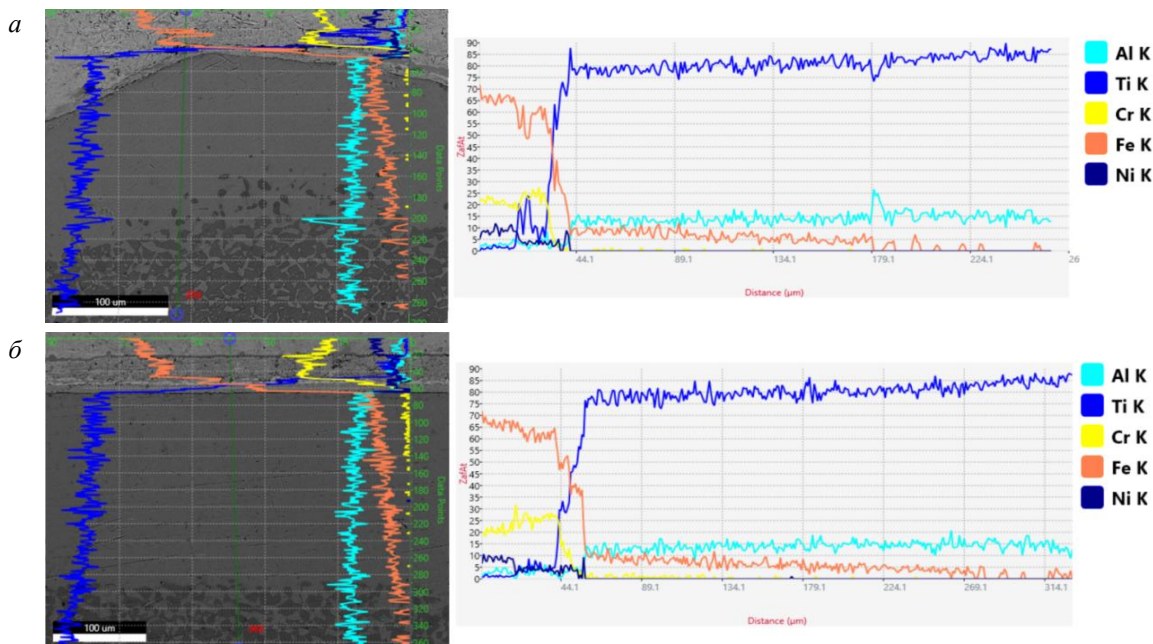


Рис. 5. Распределение химических элементов в диффузионной зоне пятислойного титаностального композита после отжига при температурах:  
а – 850 °C; б – 900 °C, время выдержки 50 часов

При времени выдержки 50 часов (рис. 5) количество хрома ничтожно мало в широкой диффузионной прослойке (~ 1 % ат.), и оно резко возрастает в узкой прослойке до 25 % ат. Содержание алюминия монотонно снижается по мере приближения к узкой диффузионной

прослойке с 13–15 % ат. до 2–3 % ат. Никель имеется в небольшом количестве ~ 7 % ат. Количество титана по мере приближения к узкой прослойке снижается с 85 % ат. до 45 % ат., а железа – увеличивается с 5 % ат. до 45 % ат.

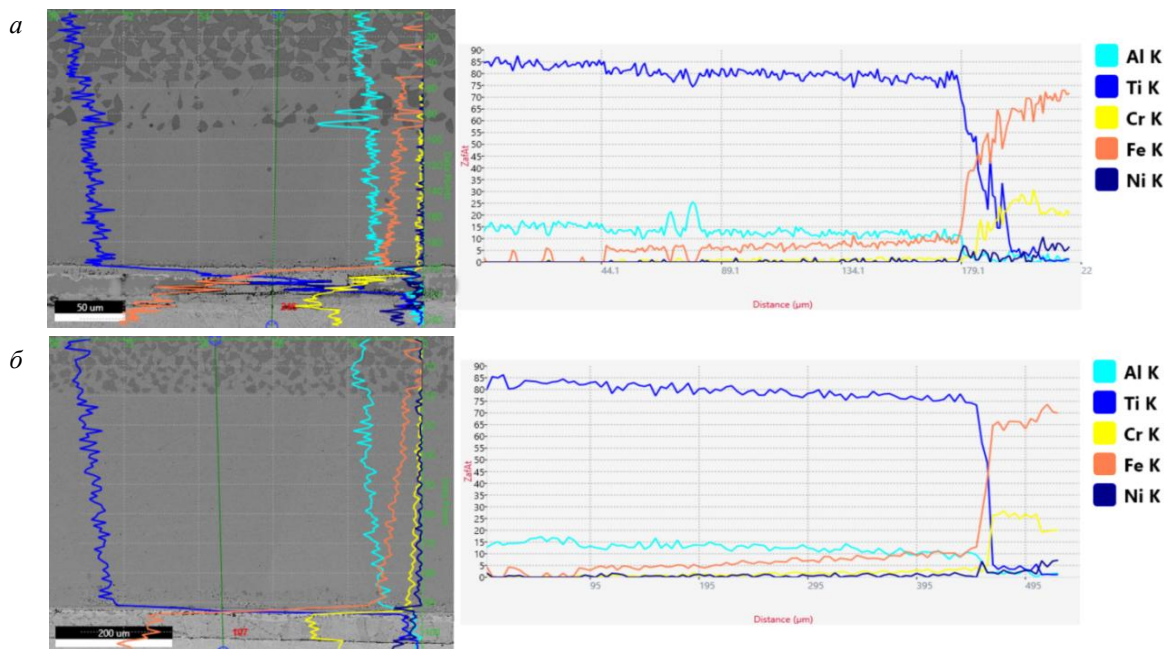


Рис. 6. Распределение химических элементов в диффузионной зоне пятислойного титаностального композита после отжига при температурах: а – 850 °С; б – 900 °С, время выдержки 100 часов

При увеличении выдержки до 100 часов (рис. 6) содержание алюминия в широкой диффузионной прослойке постоянно по толщине (~ 15 % ат.) и по мере приближения к узкой прослойке оно монотонно снижается до 5 % ат., содержание хрома и никеля увеличивается до 5 % ат. и 25 % ат. соответственно. Количество титана снижается при приближении к узкой диффузионной прослойке с 85 % ат. до 40 % ат., а вместе с тем растет содержание железа с 5 % ат. до 40 % ат.

### Выводы

Металлографические исследования и энергодисперсионный анализ диффузионных зон вблизи границ соединения пятислойного титаностального композита ВТ20+08Х18Н10Т, сформировавшихся при температурах 850 °С и 900 °С и временах выдержки 20, 50 и 100 ч, показали:

- с увеличением температуры и времени выдержки на всех границах происходит развитие диффузионных процессов преимущественно в ВТ-20; диффузионная зона состоит из че-

тырех прослоек – трех тонких возле коррозионностойкой стали и широкой – возле титанового сплава;

- микротвердость диффузионных зон, сформировавшихся при изученных температурах и временах выдержки, 4,0–4,5 ГПа, микротвердость стальных и титановых слоев составляет около 1,8 и 3,0 ГПа соответственно;

- диффузионные прослойки насыщены компонентами, входящими как в состав коррозионностойкой стали, так и титанового сплава, а именно Fe, Ni, Cr, Ti и Al.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Structure formation in the zones of joints obtained by explosion welding with subsequent rolling of a five-layer titanium-steel composite / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. Г. Серов, В. О. Харламов // *Metallurgist*. - 2019. - Vol. 63, No. 1-2 (April). - P. 96-104.
2. Арисова, В. Н. Особенности формирования структуры на границах сваренного взрывом пятислойного титаностального композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. Г. Серов, В. О. Харламов // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 19–22.

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

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

УДК 621.793.79

DOI:10.35211/1990-5297-2021-10-257-21-29

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

# **ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-Fe\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты испытаний на износ СМИК системы титан – железо, полученных по технологии, включающей сварку взрывом и последующую высокотемпературную термообработку, при воздействии абразива на металло-интерметаллидные слои под углом 0, 45 и 90°. Показано, что более равномерное изнашивание наблюдается при воздействии абразива на слоистую структуру СМИК под углом 45°. При такой схеме износа обеспечиваются и наилучшие показатели износостойкости, превышающие соответствующие значения для стали 08кп и титана ВТ1-0 и имеющие тенденцию к повышению с ростом температуры испытаний: +7 % при 200 °С; +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С.

*Ключевые слова:* износостойкость, интерметаллиды, система Ti-Fe, сварка взрывом, термообработка, диффузия.

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

# **STUDY OF WEAR RESISTANCE OF LAYERED METAL-INTERMETALLIDE COMPOSITES OF THE TI – FE SYSTEM**

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of wear tests for the SMIC of the titanium - iron system, obtained by the technology, including explosion welding and subsequent high-temperature heat treatment, when the abrasive is exposed to the metal-intermetallic layers at an angle of 0, 45 and 90°. It is shown that more uniform wear is observed when an abrasive is applied to the layered structure of SMIC at an angle of 45°. With such a wear pattern, the best indicators of wear resistance are provided, exceeding the corresponding values for 08kp steel and VT1-0 titanium, and having a tendency to increase with increasing test temperature: +7% at 200 °С; + 13% at 400 °С and + 17% at 600 °С.

*Keywords:* wear resistance, intermetallic compounds, Ti – Fe system, explosion welding, heat treatment, diffusion.

## **Введение**

В слоистых металло-интерметаллидных композитах (СМИК) [1–4] системы титан–железо реализация принципа Шарпи [5] обеспечивается чередованием высокотвердых тонких интерметаллидных слоев и мягких – стальных [4, 6].

Исследования по определению износостойкости СМИК этой системы выполняли только в условиях перпендикулярного воздействия абразива по отношению к чередующимся металлическим (Fe) и интерметаллидным (Fe-Ti) слоям [1], а вопросы влияния расположения слоев от-

носительно воздействия частиц абразива не рассматривались. Поэтому в настоящей работе износостойкость СМИК системы Ti-Fe (при нормальной и повышенных до 600 °С температурах) оценивали при воздействии абразива не только перпендикулярно, но и под углом 45 и 90° относительно чередующихся металлических и интерметаллидных слоев.

## **Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на девятислойных образцах ВТ1-0+сталь 08кп (титановые слои – снаружи). Полученные результаты сопоставля-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Артемьев А. А., Кулевич В. П., Чукова О. М., 2021.

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



ли с данными по изнашиванию стали 08кп после нормализации и титанового сплава ВТ1-0 в состоянии поставки.

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

композитов (рис. 1, а) в вакуумной печи СВШЛ 0,6–2/16 при 1000 °С в течении 10 ч привела к формированию на месте титановых слоев диффузионной зоны (ДЗ), состоящей из трех прослоек (TiFe<sub>2</sub>: 70–66 ат. % Fe и 30–34 ат. % Ti; TiFe: 50 ат. % Fe и 50 ат. % Ti; Ti<sub>2,3</sub>Fe: 33 ат. % Fe и 67 ат. % Ti) твердостью 6–7,8 ГПа и повышению твердости стальных слоев (5 % Ti и 95 % Fe) до 2,5–2,9 ГПа (рис. 1, б, в, г). Толщина стальных слоев в результате преимущественного диффузионного потока в титан уменьшилась до 0,25–0,28 мм. Объемная доля интерметаллидов составила 70 % [1, 4].

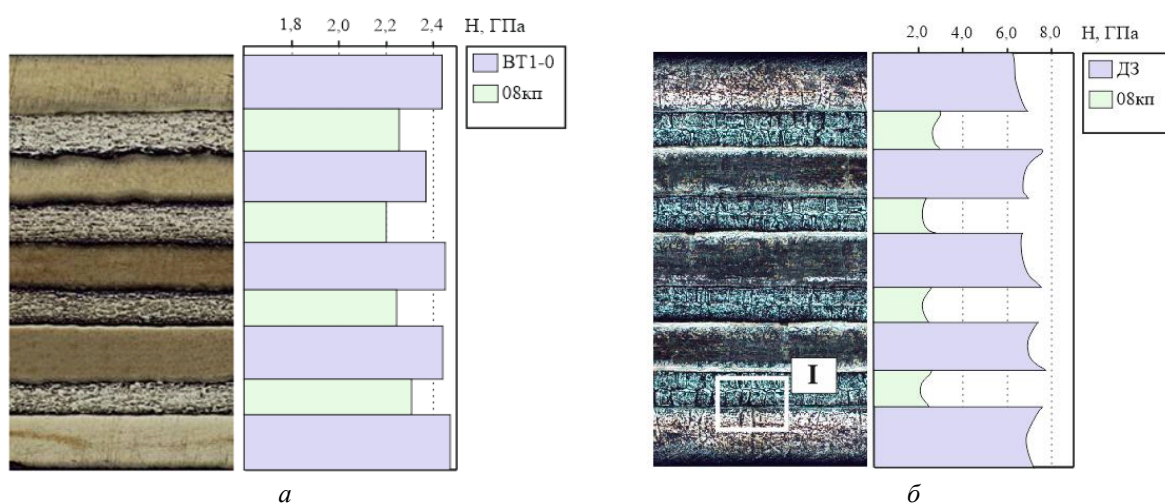


Рис. 1. Структура и микротвердость девятислойного титано-стального композита системы ВТ1-0 + сталь 08 кп в поперечном сечении:

а – после сварки и прокатки ( $\times 50$ ); б – после термообработки при 1000 °С в течение 10 ч ( $\times 50$ )

Замеры твердости выполняли на приборе ТК-2М, микротвердости – на микротвердомере ПМТ-3М. Анализ микроструктуры осуществляли на микроскопе Olympus BX61, микрорентгеноспектральный анализ – на сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

При испытании образцов, изготовленных из СМИК системы Ti-Fe, стали 08 кп и титана ВТ1-0, на стойкость к абразивному изнашиванию в диапазоне температур 20–600 °С исполь-

зовали разработанную в ВолгГТУ лабораторную установку [7], в которой контртелом является вращающееся кольцо из стали 12Х18Н9Т с абразивными частицами на его поверхности, а неподвижный образец (рис. 2) закреплен в токоподводящем держателе. Методика эксперимента предусматривала расположение образцов в трех вариантах направления металло-интерметаллидных слоев по отношению к воздействию абразива, под углом 0°, 45° и 90° (рис. 3).

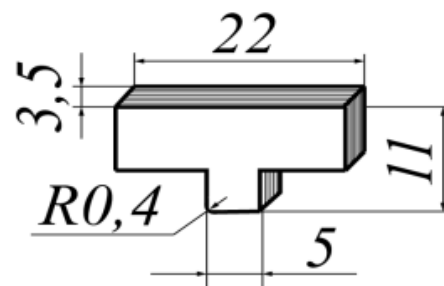
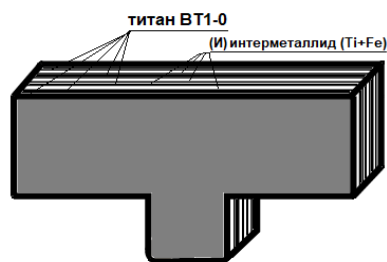


Рис. 2. Образец из СМИК системы Ti-Fe для испытаний на изнашивание

Нагревание контртела осуществляли с помощью расположенного под ним электрического нагревателя сопротивления, а образца – током от сварочного источника. Температуру контртела до начала испытания и образца в процессе испытания регистрировали с помощью хромель-копелевых термопар, подключенных к аналого-цифровому преобразователю LA-20USB. Визуализацию сигнала (термоэдс) с преобразователя в виде термического цикла осуществляли в программе PowerGraph 3.3 Professional. Температуру контртела в процессе испытания измеряли с помощью инфракрасного пирометра С-20.4. На торцах образцов (рис. 2) были сформированы площадки, через которые осуществляли их фиксацию и подвод тока от держателя. На передней кромке рабочего участка формировали скругление радиусом 0,4 мм, позволяющее абразивным частицам проникать под образец. В качестве абразива использовали

порошок электрокорунда белого 25А (ГОСТ 28818–90) со средним размером частиц 160 мкм. Перед применением порошок сушили в печи для удаления влаги, повторное использование абразива не допускалось. Путь трения составлял 40 м, скорость движения образца относительно контртела – 0,12 м/с, давление на образец – 1 МПа.

В качестве критерия износостойкости материалов использовали потерю объема испытуемых образцов после их истирания:

$$\Delta V = \Delta m / \rho,$$

где  $\Delta m$  – потеря массы образцов после испытаний, измеренная на аналитических весах Shinko HTR-220CE с точностью до 0,1 мг;  $\rho$  – плотность материалов, вычисленная гидростатическим методом.

Экспериментальные данные обрабатывали с использованием специализированных пакетов прикладных программ.

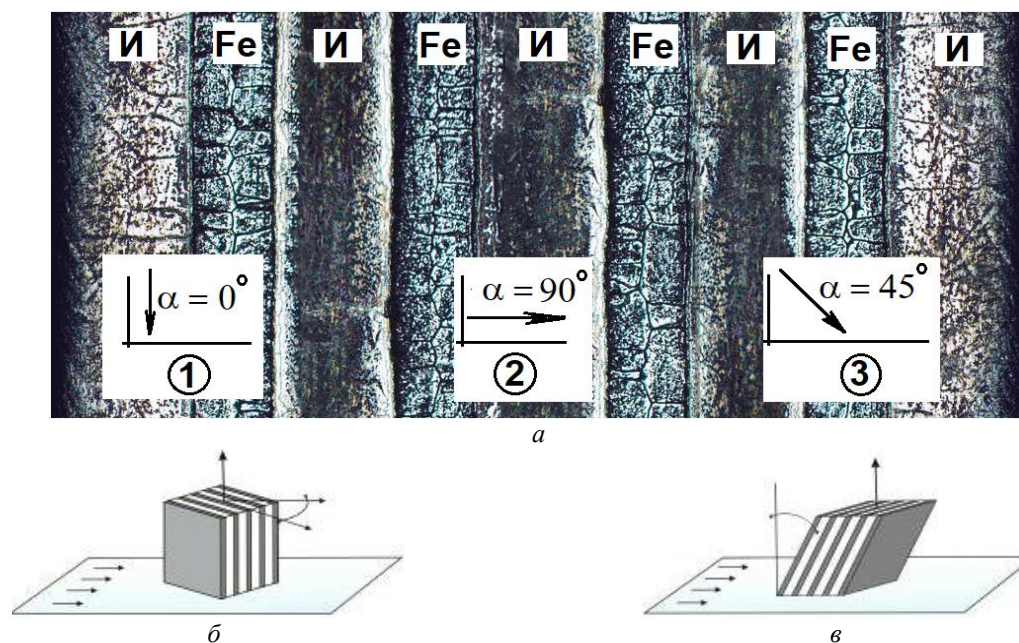


Рис. 3. Схема направления воздействия абразива по отношению к слоистой металло-интерметаллидной структуре (а): 0° (1); 90° (2) и 45° (3) и схема расположения образцов по отношению к плоскости трения – по нормали (б) и под углом  $\beta$  к нормали (в)

### Результаты и их обсуждение

Анализ истираемой поверхности выявил небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей, которые носят локальный характер и располагаются преимущественно в слоях, расположенных ближе к внешнему периметру образца (рис. 4, 5). Появления микро-

трещин на границе металло-интерметаллидных слоев, распространяющихся вглубь образца, и расслаиваний не обнаружено во всем температурном диапазоне испытаний. Причем, с ростом температуры испытания процесс выкрашивания минимизируется, а шероховатость самой истираемой поверхности снижается.

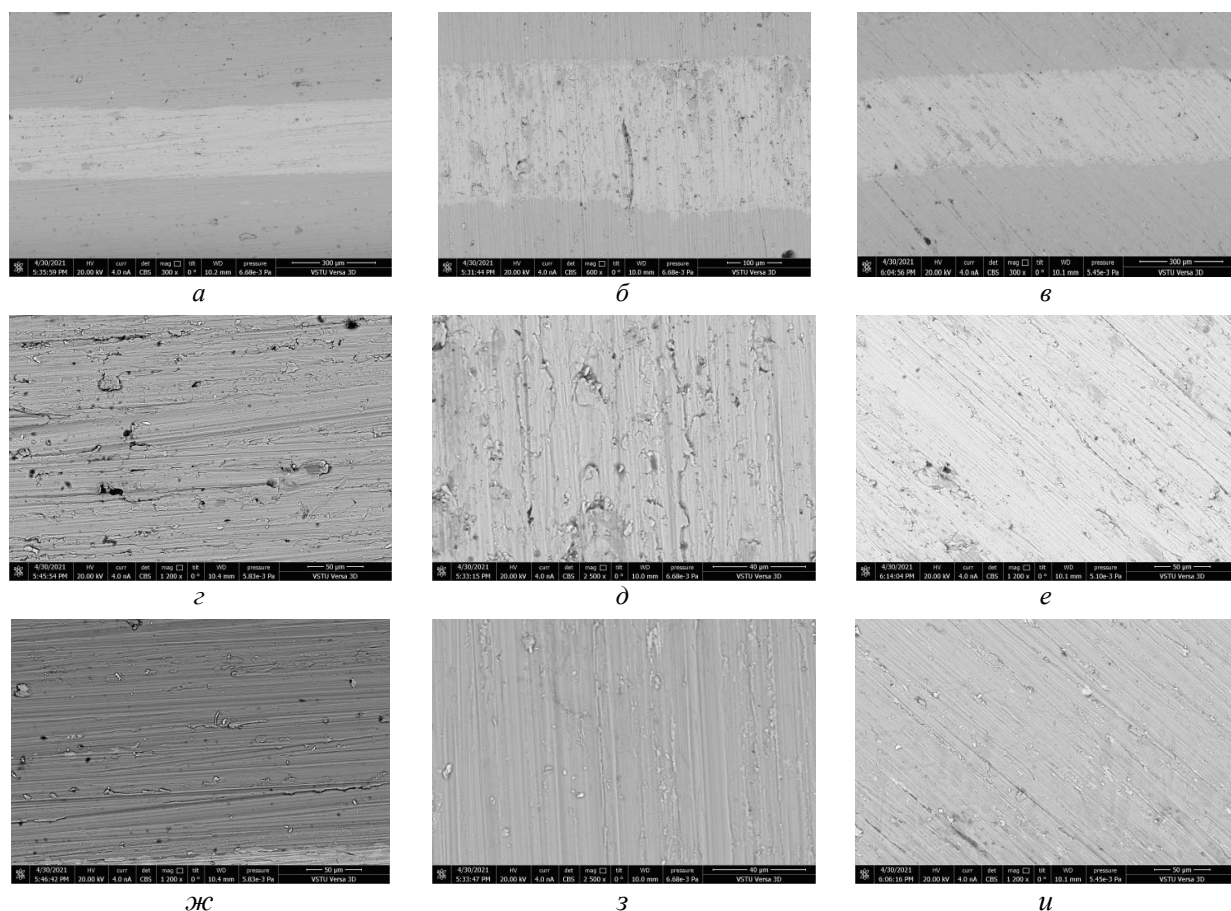


Рис. 4. СЭМ изображение микроструктуры СМИК системы Ti-Fe в режиме обратно отраженных электронов после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев –  $0^\circ$  (а, г, ж);  $90^\circ$  (б, д, з);  $45^\circ$  (в, е, и). Поверхность износа: слоев Fe – г, д, е; интерметаллидных (Ti+Fe) слоев – ж, з, и. Увеличение:  $\times 300$  (а, в);  $\times 600$  (б);  $\times 1200$  (г, ж, е, и);  $\times 2500$  (д, з).

При одинаковой температуре поверхность образцов, истираемых под углом  $0^\circ$  (воздействие абразива параллельно слоям), визуально имела меньшую шероховатость (рис. 4 (а, г, ж) и 5 (а, г, ж)), что можно объяснить отсутствием пересечения границ слоев частицами абразива и отделившимися частицами интерметаллидов.

Тем не менее, эти частицы абразива могут закрепляться на границах интерметаллидных слоев, особенно в микропустотах, образовавшихся из-за выкрашивания тонкой прослойки карбида титана (TiC), которая изначально была сформирована по границе слоев титана и стали при термообработке (рис. 6, а).

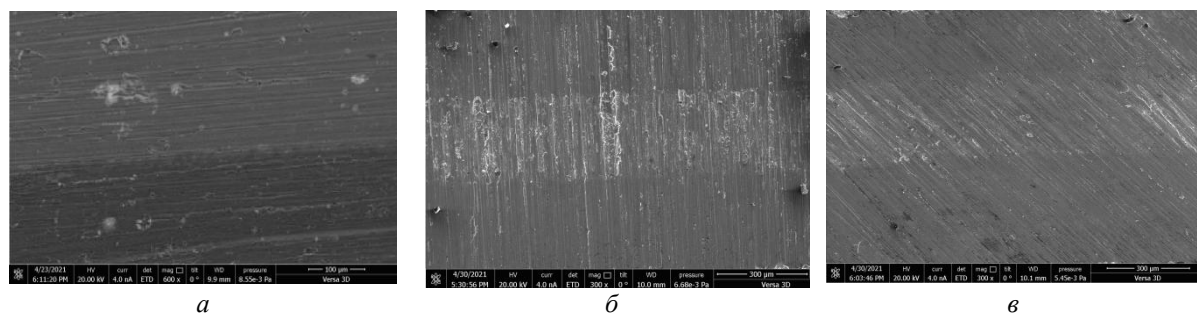


Рис. 5. СЭМ изображение микроструктуры СМИК системы Ti-Fe в режиме съемки во вторичных электронах после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев –  $0^\circ$  (а, г, ж);  $90^\circ$  (б, д, з);  $45^\circ$  (в, е, и). Поверхность износа: слоев Fe – г, д, е; интерметаллидных (Ti+Fe) слоев – ж, з, и. Увеличение:  $\times 300$  (б, в);  $\times 600$  (а);  $\times 1200$  (г, ж, е, и);  $\times 2500$  (д, з) (см. также с. 25)



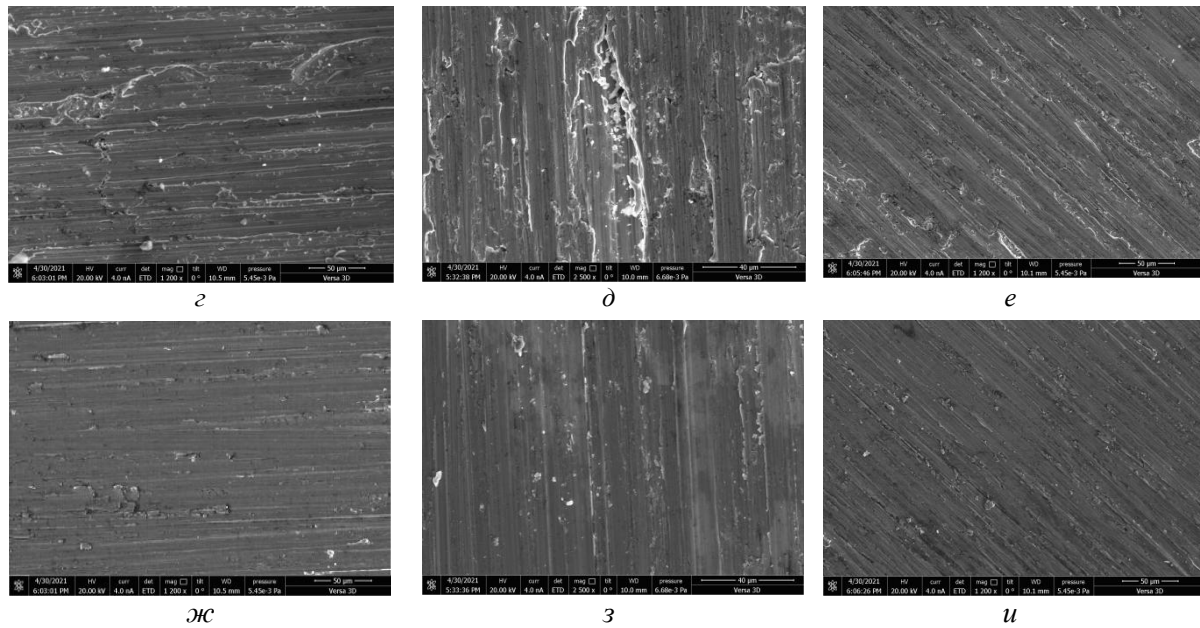


Рис. 5. Окончание

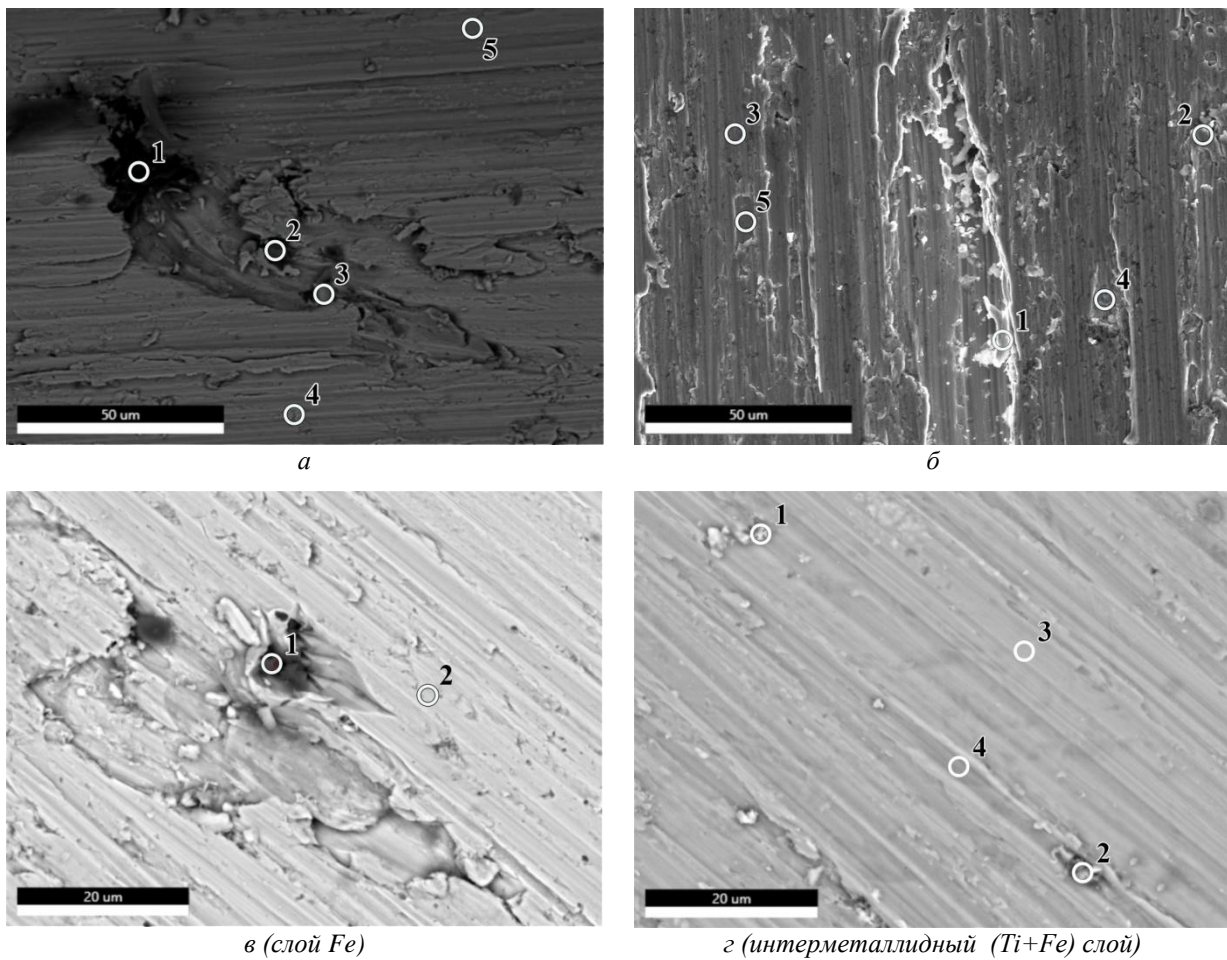


Рис. 6. Точки определения соотношения химических элементов поверхности образцов в СМПК системы Ti-Fe после испытания на износ при температурах 20 (а), 600 (б), 400 °С (в, г) под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев 0° (а), 90° (б), 45° (в, г). Расшифровка в таблицах: 1 – для (а); 2 – для (б); 3 – для (в) и 4 – для (г), соответственно



Таблица 1

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, а)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат. %				
	1	2	3	4	5
Ti	–	34,5	38,7	28,9	5,3
Fe	–	8,4	7,8	71,1	94,7
O	69,0	–	–	–	–
Al	31,0	–	–	–	–
C	–	57,1	53,5	–	–
Предполагаемая фаза	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiC, (Ti <sub>2</sub> Fe – TiFe)	TiC, (Ti <sub>2</sub> Fe – TiFe)	Ti <sub>2</sub> Fe	Fe(Ti)

Таблица 2

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, б)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат. %				
	1	2	3	4	5
Ti	30,2	38,3	48,3	39,2	3,3
Fe	38,5	61,7	51,7	60,8	96,7
O	31,3	–	–	–	–
Предполагаемая фаза	FeTiO <sub>3</sub> (или α-Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> + TiO <sub>2</sub> )	Ti <sub>2</sub> Fe	TiFe	Ti <sub>2</sub> Fe	Fe(Ti)

Таблица 3

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, в)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат. %	
	1	2
Ti	0,33	3,7
Fe	0,37	96,3
O	66,1	–
Al	33,2	–
Предполагаемая фаза	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Fe(Ti)

Таблица 4

Результаты микроанализа химического состава частиц в точках (рис. 6, з)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат. %			
	1	2	3	4
Ti	0,93	39,5	4,9	51,6
Fe	1,17	3,4	94,4	48,4
O	58,2	–	0,7	–
Al	39,7	–	–	–
C	–	57,1	–	–
Предполагаемая фаза	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiC	Fe(Ti)	Ti-Fe

Выврошившиеся частицы TiC, имеющие твердость по шкале Мооса – 9,5 (не менее 30 ГПа) [8], образуют свои треки и также могут вклиниваться в слои СММК, преимущественно

в интерметаллидные, т.к. порядок их твердости более близок к последним (для интерметаллидных фаз TiFe и Ti<sub>2</sub>Fe – твердость не превышает 6,5–8,0 ГПа [9]), чем к слоям твердого раствора

на основе железа  $\text{Fe}(\text{Ti})$  (2,5–2,9 ГПа), где их закрепление и удержание в процессе износа маловероятно. Определение химического состава вклинившихся частиц  $\text{TiC}$  с помощью атомно-силовой микроскопии, позволило установить, что в них присутствует железо (от 7,5 до 8,5 ат.%). Выявленный факт может служить косвенным подтверждением наличия ферромагнитного наноразмерного слоя на поверхности  $\text{TiC}$ , по аналогии с данными работы [10], где с помощью рентгеновского фазового анализа (РФА) авторами были идентифицированы частицы карбида титана, покрытые слоями интерметаллидов  $\text{TiFe} - \text{Ti}_2\text{Fe}$ .

Поверхность образцов после испытаний под углом  $90^\circ$  к воздействию абразива визуально имеет более развитую шероховатость (рис. 4 (б, д, з) и 5 (б, д, з); рис. 6, б), причем с ростом температуры испытания (до  $600^\circ\text{C}$ ) шероховатость незначительно снижается. Анализ полученных микроструктур поверхности показал, что образовавшиеся риски (треки), имеют разную глубину и ширину.

Частицы абразива оставляют треки по всей длине их воздействия на образец (рис. 6, б). Поскольку они не разрушаются, т. к. остальные структурные составляющие СММК имеют несопоставимо меньшую твердость, то глубина треков зависит от пройденного ими слоя. Наибольшая толщина трека получена на слоях твердого раствора на основе железа ( $\text{Fe}(\text{Ti})$ ), меньшую толщину имеют треки на слоях, состоящих из интерметаллидов (рис. 4 (б, д, з), 5 (б, д, з); 6 (б)). Причем, в отличие от образцов, испытанных в направлении воздействия абразива вдоль слоев СММК, наблюдаются фрагменты разрушения интерметаллидных слоев частицами абразива (особенно по границам с металлическими слоями) с последующим их выносом (рис. 6, б) в слои  $\text{Fe}(\text{Ti})$ . Эти частицы вносят свой вклад в образовавшийся рельеф поверхности, но в отличие от треков абразива, их треки не всегда имеют строго перпендикулярное слоям направление и они дискретны. Это обусловлено тем, что частицы интерметаллидов подвержены дроблению (точки 2 и 4, рис. 6 (б)), в результате которого они, имея неправильную форму с острыми краями, цепляются за границы интерметаллидных слоев или вклиниваются в слои мягкого металла, т. е.  $\text{Fe}(\text{Ti})$ .

Очевидно, что в СММК системы  $\text{Ti-Fe}$  при абразивном износе на высоких температурах, контактная нагрузка передается именно интер-

металлидными слоями, которые становятся более вязкими и менее хрупкими с ростом температуры и успешно противостоят микрорезанию. При таких «жестких» условиях абразивного изнашивания в промежутках как между ними (в слоях  $\text{Fe}(\text{Ti})$ ), так и в них (но в меньшей степени) скапливаются и консолидируются продукты износа ( $\text{TiFe}$  и  $\text{Ti}_2\text{Fe}$ ), которые образуют вторичные структуры, обеспечивающие своеобразный эффект «самозалечивания» (рис. 6, б). Причем, образовавшиеся за счет среза абразивом частицы износа из  $\text{Fe}(\text{Ti})$ , которые имеют повышенную вязкость при высокотемпературных испытаниях, вдавливаются в риски (треки) интерметаллидных ( $\text{TiFe}$ ,  $\text{Ti}_2\text{Fe}$ ) слоев (точка 5, рис. 6 (б)).

Исследование химического состава вторичных структур на поверхности износа СММК при повышенных (выше  $500^\circ\text{C}$ ) температурах показало наличие в их составе не только  $\text{Ti}$ ,  $\text{Fe}$ ,  $\text{C}$ , элементов, входящих в состав абразива ( $\text{Al}$ ,  $\text{O}$ ), но и других соединений с кислородом, что свидетельствует о роли в формировании этих структур газовой среды, в которой реализуется трение (рис. 6, б). Так, например, по краям некоторых треков в интерметаллидных слоях встречаются частицы сложного оксида ( $\text{Fe} - 38 \text{ ат. \%}$ ,  $\text{Ti} - 30,2 \text{ ат. \%}$  и  $\text{O} - 31,3 \text{ ат. \%}$ ), который по стехиометрическому составу соответствует титанистому железню (ильмениту), имеющему химическую формулу  $\text{FeTiO}_3$  и не постоянный химический состав, его твердость – 6–7 по шкале Мооса (8–11 ГПа) [11].

На поверхности образцов после испытаний на износ под углом воздействия абразива  $45^\circ$  геометрия треков практически сохраняется по всей длине. Причем протяженность треков с дискретной длиной от разрушившихся интерметаллидов значительно меньше. Наблюдаются частицы:

а) абразивных фаз – как в металлических (точка 1, рис. 6, в), так и в интерметаллидных слоях, но с меньшей (в 10 и более раз) дисперсностью (точка 1, рис. 6, з);

б) карбида  $\text{TiC}$  (точка 2, рис. 6, з) – в интерметаллидных слоях, способных за счет высокой твердости являться «удерживающей оправкой» для  $\text{TiC}$ ;

в) фрагменты металлической микростружки (по химическому составу соответствующей твердому раствору  $\text{Fe}(\text{Ti})$ ), которые удерживаются в канавках (треках), оставленных более твердыми частицами (точка 3, рис. 6, з).

Отличительной особенностью поверхности износа образцов этой серии является более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие интерметаллидных фаз, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя в качестве вторичных структур износа.

Анализ полученных после испытаний на абразивное изнашивание экспериментальных данных показал, что при нормальной температуре (20 °С) износостойкость СМИК в 1,8 раза выше, чем у титана ВТ-1-0 (табл. 5, рис. 7), и в 2,5 раза выше, чем у стали 08кп.

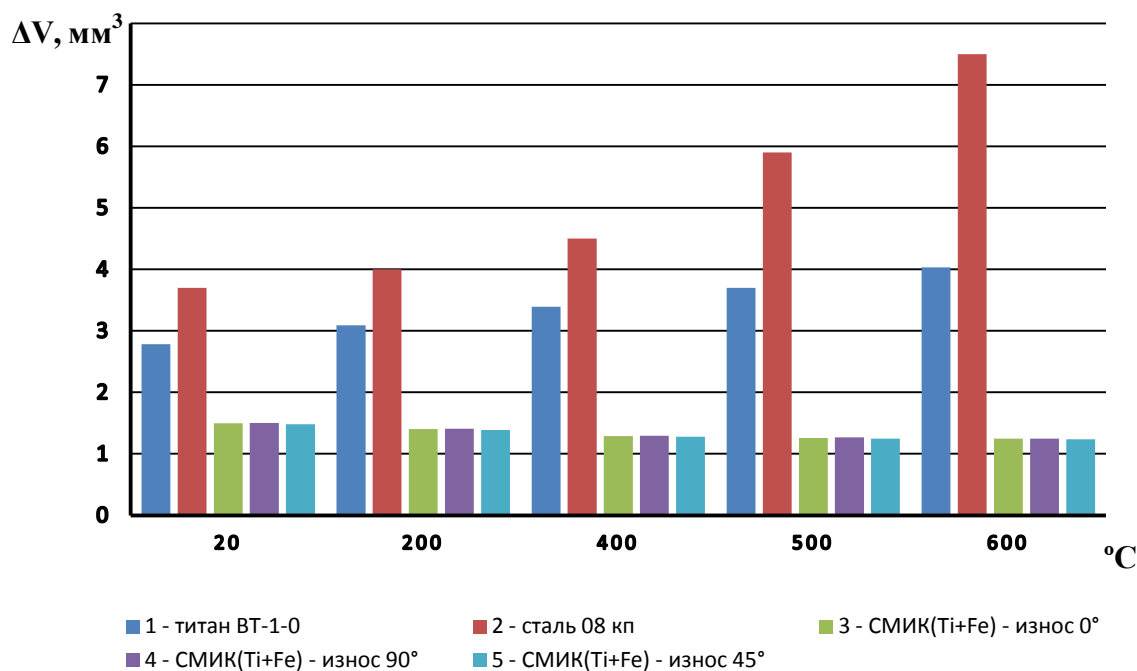


Рис. 7. Потеря объема  $\Delta V$  образцов после испытаний на абразивное изнашивание: 1 – титан ВТ 1-0; 2 – сталь 08кп; 3–5 – образцы со слоистой (Ti + Fe) металло-интерметаллидной структурой, испытанные по направлению к воздействию абразива под углом 0° (3); 90° (4); 45° (5)

Таблица 5

**Показатели износостойкости образцов при различной температуре в зависимости от направления воздействия абразива относительно чередующихся металло-интерметаллидных слоев**

Температура испытания	Потеря объема ( $\Delta V$ ), мм <sup>3</sup>				
	СМИК системы Ti-Fe под углом направления воздействия абразива			Титан ВТ1-0	Сталь 08кп
	0°	90°	45°		
20	1,499	1,503	1,481	2,78	3,7
200	1,403	1,409	1,388	3,09	4
400	1,287	1,295	1,279	3,39	4,5
500	1,259	1,267	1,247	3,7	5,9
600	1,245	1,248	1,239	4,03	7,5

С повышением температуры испытаний износостойкость СМИК имеет тенденцию к повышению. Прирост износостойкости СМИК +7 % при 200 °С, +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С объясняется повышением твердости интерметаллидных слоев и пластичности – стальных [2–4, 12]. Износостойкость входящей в состав СМИК стали 08кп при 600 °С снижается в 2 ра-

за (что в 5 раз ниже износостойкости СМИК при тех же температурных условиях испытания). Износостойкость титанового сплава ВТ1-0 снижается в меньшей степени, что, скорее всего, связано с интенсивным насыщением поверхности титана кислородом и формированием «альфированного слоя», обладающего более стабильной в широком температурном диапа-

зоне твердостью. Ее значения ниже полученных для СМИК – в 2,2; 2,6 и 3 раза, при 200; 400 и 600 °С, соответственно.

Наилучшие показатели износостойкости образцов получены при воздействии абразива на слоистую структуру испытанных СМИК под углом 45° (табл. 5, рис. 7). Их износ более равномерный в сравнении с образцами других серий. При этом значения потери массы (объема) образцов из СМИК, вне зависимости от направления воздействия абразивных частиц, имеют почти одинаковые значения (разница составляет 1–2 %, что не превышает погрешности эксперимента).

Уменьшение толщин металло-интерметаллидных слоев в составе СМИК при прочих равных условиях должно нивелировать возможность образования резких границ в значениях твердости по его макрообъему, тем самым демпфируя градиент жесткости разнородных слоев и позволяя повысить износостойкость слоистой системы в целом.

#### Выводы

1. Испытания на абразивное изнашивание показали, что при температуре 20 °С износостойкость СМИК в 1,8 раза выше, чем у титана ВТ-1-0, и в 2,5 раза выше, чем у стали 08кп. С повышением температуры испытаний, износостойкость СМИК имеет тенденцию к повышению: +7 % при 200 °С; +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С, что объясняется повышением твердости интерметаллидных слоев и пластичности стальных.

2. Анализ поверхностей износа, полученных при трении поверхности СМИК об абразив, показал, что более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие интерметаллидных фаз, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя в качестве вторичных структур износа наблюдается при воздействии абразива на слоистую структуру СМИК под углом 45°. При такой схеме износа обеспечиваются и наилучшие показатели износостойкости.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Wear Resistance of Ti–Fe Laminar Intermetallic Composites / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, А.А. Артемьев, И.В. Зорин, А.Г. Серов // *Russian Engineering Research*. - 2020. - Vol. 40, No. 2. – P. 122-126.
2. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / Шморгун В. Г., Трыков Ю. П., Слаутин О. В. // *Конструкции из композиционных материалов*. 2005. Вып. 3. С. 3–9.
3. 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.
4. 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.
5. Charpy G. Les alliages blancs, dits antifriccion. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale. 1898. Juillet. P. 670–707 (<http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi?BSPI.97/709/80/1693/691/700>).
6. Шморгун, В. Г. Оценка износостойкости слоистых металло-интерметаллидных титано-стальных композитов методом царапания / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич, Д. А. Евстропов // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 103-105.
7. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // *Трение и износ*. 2017. Т. 38. № 3. С. 247–254.
8. Кипарисов С. С., Левинский Ю. В., Петров А. П. Карбид титана: получение, свойства, применение. – Металлургия, 1987. – 215 с.
9. Эллиот, Р. П. Структуры двойных сплавов. В 2 т. Т. 2 / Р.П. Эллиот. – М.: Металлургия - 1970. – 472 с.
10. Плакирование ультрадисперсных и наноразмерных порошков карбидов титана и вольфрама металлами / Вараксин А.В., Костылев В.А., Лисин В.Л., Леонтьев Л.И., Захаров Р.Г., Петрова С.А. // *Бутлеровские сообщения*. 2014. Т. 37. № 1. С. 68-75.
11. Anthony, J.W., Bideaux, R.A., Bladh, K.W., and Nichols, M.C. (1995) *Handbook of Mineralogy, Volume II. Silica, Silicates*. Mineral Data Publishing, Tucson, AZ, 904pp., 2 volumes: 264.
12. 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.

## ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2021-10-257-30-33

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан, А. В. Казуров, В. С. Пироженко*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВМПЭ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе представлены сравнительные исследования термомеханических свойств сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) и его композита, содержащего 0,5 % коксографитового порошка (КГП). Установлено, что взрывное прессование давлением 0,25–0,6 ГПа обеспечивает высокую теплостойкость СВМПЭ и исследованного композита (154–156 °С). Теплостойкость композита снижается до 143–145 °С, но она выше, чем у аналогичного материала после статического прессования (128 °С).

**Ключевые слова:** взрывное прессование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, коксографитовый порошок, композит, термомеханический анализ.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, D. A. An, A. V. Kazurov, V. S. Pirozhenko*

### STUDY OF THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF UHMWPE

Volgograd State Technical University

The paper presents comparative studies of the thermomechanical properties of ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE) and its composite containing 0.5% coke-graphite powder (CGP). It was found that explosive pressing with a pressure of 0.25–0.6 GPa provides high heat resistance of UHMWPE and the investigated composite (154–156 °C). The heat resistance of the composite decreases to 143–145 °C, but it is higher than that of a similar material after static pressing (128 °C).

**Keywords:** explosive pressing, ultrahigh molecular weight polyethylene, coke graphite powder, composite, thermomechanical analysis.

#### Введение

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), обладающий уникальным сочетанием эксплуатационных свойств, востребован во многих областях техники и промышленности, которые непрерывно расширяются [1]. Однако сверхвысокая молекулярная масса и низкие значения показателя текучести расплава сдерживают его применение. Улучшить технологичность СВМПЭ удастся модификацией его структуры путем высокоэнергетических воздействий на различных стадиях получения и переработки. В последние годы для улучшения технологичности СВМПЭ широко разрабатываются различные методы его модификации: химические [2], механическая активация [3], обработка пучками заряженных частиц [4] и др.

Перспективным способом получения заготовок и изделий из трудноперерабатываемых полимеров, таких как политетрафторэтилен, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, полиимиды, фенилоны, полиарилаты, обладающих высокой вязкостью расплава и не переходящих в вязкотекучее состояние при нагреве является взрывное прессование (ВП) [5]. При взрывном прессовании путем выбора определенных технологических параметров обеспечиваются высокие давления (до 10 ГПа), скорости нагружения (до 3000 м/с) и температуры (до 1000 °С), что позволяет за счет быстрого протекания различных физико-химических реакций получить структуру и свойства материала, недостижимые другими способами обработки [5–7].

В работе проводили сравнительные исследо-

© Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Ан Д. А., Казуров А. В., Пироженко В. С., 2021.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ и Администрации Волгоградской области № 20-03-00178.

вания термомеханических свойств чистого СВМПЭ и наполненного коксографитовым порошком (0,5 %).

#### Материалы и методы исследования

В работе проводили исследования плоских прессовок чистого СВМПЭ и его композита с 0,5 % КГП после ВП давлением 0,25–0,6 ГПа. Образцы композита для сравнительных исследований были также получены статическим прессованием давлением 0,1 ГПа.

Взрывное прессование проводили по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной. Изменение интенсивности взрывного воздействия достигалось применением различных взрывчатых веществ со скоростью детонации от 1680–1960 м/с, что позволило достичь давления ВП 0,25 и 0,6 ГПа, соответственно.

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости образцов проводилось термомеханическим испытанием на анализаторе Netzsch 402 F3 Hyperion по стандартной методике, путем измерения глубины пенетрации индентора (диаметром 1,0 мм) в исследуемый образец с нагрузкой 1 Н в интервале от комнатной температуры до 200 °С. В экспериментах применяли образцы высотой 2 мм, что обеспечивало однородный прогрев в термическом

блоке при скорости нагрева 2 град/мин. Термомеханические кривые строились и анализировались с помощью встроенного программного обеспечения *Proteus 61*.

#### Результаты исследования

Термомеханические исследования исходного СВМПЭ (рис. 1, табл. 1) свидетельствуют о незначительных изменениях в термодинамическом поведении полимера при увеличении давления ВП от 0,25 до 0,6 ГПа. Образцы испытывают при нагреве наибольшие деформации 4,3–5,3 % в интервале температур 145–156 °С, которые обусловлены разрыхлением структуры, свойственные полимеру как после традиционной технологии статического прессования, так и после ВП. В области наибольших деформаций, обусловленных фазовым переходом, на термомеханических кривых (ТМК) выявляются два пика  $t_1$  и  $t_2$ , что возможно связано с наличием двух кристаллических фаз: орторомбической и моноклинной [8]. Причем температура переходов  $t_1$  и  $t_2$  не зависит от величины давления ВП, а меньшие деформации после ВП давлением 0,6 ГПа свидетельствуют об усилении межмолекулярного взаимодействия и интенсификации структурных изменений при более интенсивном ударном воздействии.

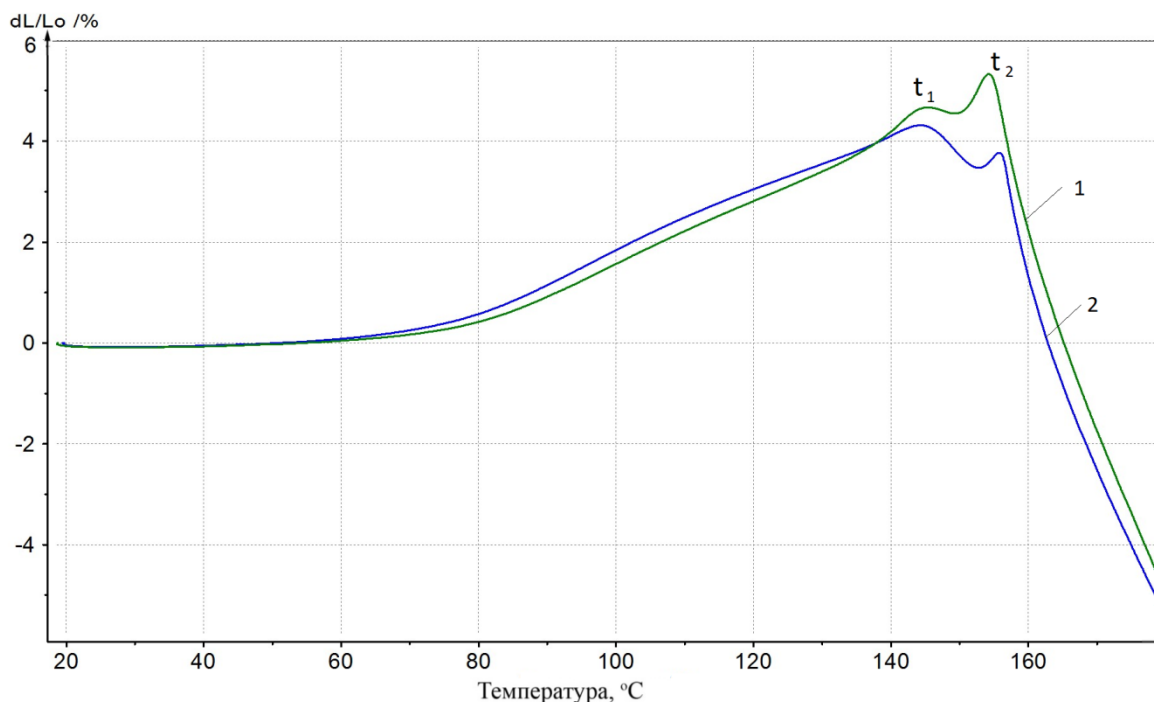


Рис. 1. Термомеханические кривые СВМПЭ после ВП давлением:  
1 – 0,25 ГПа; 2 – 0,6 ГПа

Таблица 1

Термические характеристики СВМПЭ

Давление ВП, ГПа	$t_1$ , °C	$\varepsilon_1$ , %	$t_2$ , °C	$\varepsilon_2$ , %
0,25	145	4,7	154	5,3
0,6	145	4,3	156	3,5

Термомеханические исследования композита СВМПЭ + 0,5 % КГП свидетельствуют об изменении его термодформационного поведения как после СП, так и после ВП по сравнению с исходным полимером (рис. 2). При нагреве не зависимо от вида прессования и давления ВП у всех образцов наблюдаются деформации, обусловленные разрыхлением структуры полимера, но максимум значений, соответствующий фазовому переходу полимера, после ВП в 2,2 раза меньше, чем у исходного СВМПЭ. После СП деформации более значительны (4,8 %) и соответствует чистому СВМПЭ. Таким образом, на-

полнитель сдерживает разрыхление структуры полимера, обусловленное малой тепловой подвижностью макромолекул полимера большой молекулярной массы, а возможно и релаксацию предельно сжатых макромолекул. В области плавления полимера отсутствует второй пик, что возможно связано с уменьшением количества моноклинной фазы, содержание которой увеличивается с повышением интенсивности деформаций [8]. Теплостойкость композита после ВП выше, чем после СП на 15–17 °C, что подтверждает более высокое межмолекулярное и адгезионное взаимодействие фаз в исследованном композите после ударной обработки. Однако после ВП плавление композита наблюдается на 11–13 ниже, чем у исходного полимера, что может свидетельствовать о недостаточном межмолекулярном взаимодействии, повысить которое возможно удастся повышением интенсивности обработки.

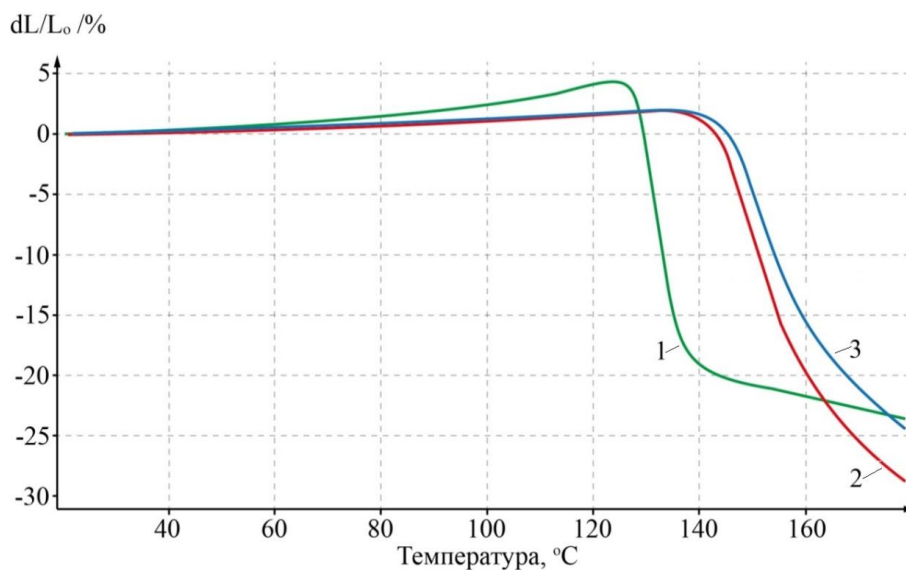


Рис. 2. Термомеханические кривые СВМПЭ + 0,5 % КГП после СП (1) и ВП давлением: 2 – 0,25 ГПа; 3 – 0,6 ГПа

Таблица 2

Термические характеристики СВМПЭ + 0,5 % КГП

Вид обработки	$t$ , °C	$\varepsilon$ , %
СП, $P = 0,1$ ГПа	128	4,8
ВП, $P = 0,25$ ГПа	143	1,9
ВП, $P = 0,6$ ГПа	145	1,8

### Выводы

1. Установлено, что теплостойкость исходного СВМПЭ (154–156 °C) не зависит от давле-

ния обработки, а наименьшие тепловые деформации при плавлении полимера (3,5–4,3 %) наблюдаются после ВП давлением 0,6 ГПа.

2. Выявлено, что после ВП наполнитель сдерживает деформацию СВМПЭ полимера, что подтверждается снижением в 2,2 раза термических деформаций, соответствующих фазовому переходу полимера по сравнению с исходным полимером.

3. Установлено повышение теплостойкости композита СВМПЭ + 0,5 % КГП после ВП на 15–17 °C по сравнению со статически спрессо-



ванным, что подтверждает увеличение межмолекулярного и адгезионного взаимодействия фаз после ударной обработки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полим. матер. – 2003. – № 3. – С. 18–21.
2. Zhou, J., & Yan, F. (2005). Improvement of the tribological behavior of ultra-high-molecular-weight polyethylene by incorporation of poly (phenylp-hydroxyzoate). *Journal of Applied Polymer Science*, 96(6), 2336–2343. doi:10.1002/app.21534
3. Влияние механической активации, ионной имплантации и типа наполнителей на формирование пленки переноса при трибосопряжении композитов на основе СВМПЭ / С. В. Панин, Л. А. Корниенко, С. Ваннасри, С. Пирияон, Т. Пувадин, Л. Р. Иванова, С. В. Шилько, С. В. Сергеев // *Механика композитных материалов*. – 2011. – Т. 47, № 5. – С. 727–738.
4. Modification of ultrahigh-molecular-weight polyethylene by low-temperature plasma (review) / Gilman A.B., Piskarev M.S., Kuznetsov A.A., Ozerin A.N. // *High Energy Chemistry*. 2017. Т. 51. № 2. С. 136–144.
5. Адаменко, Н. Взрывная обработка термостойких полимеров / Н. Адаменко, Г. Агафонова, А. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.
6. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / Н.А. Адаменко, Л.Н. Игнатьева, Г.А. Зверев, Г.В. Агафонова, В.А. Машенко // *Journal of Fluorine Chemistry*. - 2021. - Vol. 249.
7. Адаменко, Н. А. Effect of explosive treatment on the structure and thermomechanical properties of filled polytetrafluoroethylene / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // *Journal: International Polymer Science and Technology*. – 2018. – Vol. 45, No. 2. – С. Р. 39–42.
8. Влияние ударно-волновой обработки на кристаллическую структуру СВМПЭ / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан и др. // *Известия ВолгГТУ : научный журнал* № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 61–64.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-34-36

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

### ОПРЕДЕЛЕНИЕ СБЛИЖЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКОМ КОНТАКТЕ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ МИКРОВЫСТУПОВ НОМИНАЛЬНО ПЛОСКИХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЦИЛИНДРАМИ\*

Волгоградский государственный технический университет

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

В работе получена зависимость для определения сближения в пластическом контакте шероховатых поверхностей плоских деталей при моделировании микровыступов цилиндрами. По полученной зависимости исследовалось влияние метода обработки сопрягаемых поверхностей на величину сближения в контакте.

*Ключевые слова:* пластический контакт, пластическая твердость, сближение, цилиндр, шероховатая поверхность.

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

### DETERMINATION OF RAPPROCHEMENT IN PLASTIC CONTACT WHEN MODELING MICROASPERITY OF NOMINALLY PLANE ROUGH SURFACES WITH CYLINDERS

Volgograd State Technical University

In this article, a dependence is obtained for determining the rapprochement in plastic contact of rough surfaces of plane parts when modeling microasperity with cylinders. According to the obtained dependence, the influence of the method of processing the mating surfaces on the amount of rapprochement in contact was studied.

*Keywords:* plastic contact, plastic hardness, rapprochement, cylinder, rough surface.

Параметры контактного взаимодействия шероховатых поверхностей во многом определяют прочность неподвижных соединений. В частности, величина контактного сближения микронеровностей сопрягаемых поверхностей влияет на размер фактической площади контакта, от которой в свою очередь зависит уровень контактной жесткости, прочностные параметры соединения деталей на сдвиг, имеет значение при расчете сил трения и износа контактирующих поверхностей, а также герметичности, электро- и теплопроводности стыков деталей и др.

При моделировании контакта шероховатых поверхностей, единичную микронеровность представляют в виде индентора различной геометрической формы: сферы, цилиндра, конуса или эллипсоида.

В литературе имеется большое количество работ по вопросам определения величины контактного сближения. Следует отметить, что в большинстве работ встречается “сферическая модель” выступа, так как она является наиболее изученной для прочностных расчетов неподвижных соединений, расчета сил трения, определения физико-механических свойств материала и т. д.

Моделирование контакта шероховатых поверхностей телами другой геометрической формы, например цилиндром или конусом, изучены недостаточно. При этом для некоторых видов механической обработки наибольшее соответствие между моделью и реальным контактом может достигаться при моделировании цилиндром или конусом. Например, при

© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капиносова Е. В., 2021.

\* Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, а также в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента РФ № МК-84.2021.4).

фрезеровании следы обработки имеют протяженную форму и микровыступы шероховатой поверхности наиболее близки к цилиндрической форме. В связи с этим актуальной задачей является исследование контактного взаимодействия шероховатых поверхностей при моделировании микровыступов цилиндром.

При исследовании было использовано допущение о пластическом контакте шероховатостей сопряженных деталей, который может возникать при малой твердости, грубой шероховатости. Также пластическая деформация микровыступов контактирующих поверхностей наблюдается при больших контактных нагрузках в соединениях деталей машин. В работе [1] приведена зависимость для пластического контакта единичного цилиндрического индентора при его внедрении в плоскую гладкую поверхность детали:

$$h = 0,2R_{\text{рол}}\left(\frac{q}{H_{\text{Д}} \cdot R_{\text{рол}}}\right)^{1,52}, \quad (1)$$

где  $R_{\text{рол}}$  – радиус ролика (цилиндра);  $q$  – нагрузка на единицу длины линии контакта (удельная нагрузка);  $H_{\text{Д}}$  – пластическая твердость [2] материала детали.

На основе зависимости (1) определим сближение в контакте плоских шероховатых поверхностей при пластической деформации в контакте.

Пусть шероховатая поверхность с цилиндрическими выступами радиуса  $R$  прижимается к гладкой поверхности с удельной нагрузкой  $q_N$ , в контакте находятся выступы  $N$  уровней.

Для определения сближения всей шероховатой поверхности используют уравнение начального участка кривой опорной поверхности (2), предложенного Н. Б. Демкиным и И. В. Крагельским [3, 4]:

$$\eta_r = A_r/A_a = a \cdot b \cdot \varepsilon^v \quad (2)$$

где  $A_a$  – номинальная площадь контакта;  $b$  и  $v$  – коэффициенты, зависящие от метода обра-

ботки;  $\varepsilon = h/R_{\text{max}}$  – относительное сближение;  $R_{\text{max}}$  – наибольшая высота микронеровностей;  $a$  – коэффициент, зависящий от характера деформации в контакте:  $a = 1,0$  при пластическом контакте.

Для описания шероховатой поверхности используется “одноуровневая” модель, предложенная в работе [5], при которой все выступы имеют одинаковые радиусы вершин и расположены на одном уровне. Так же для упрощения используем «эквивалентную шероховатую поверхность», когда одна поверхность представляется номинально плоской гладкой поверхностью, а другая шероховатой [3].

Соотношение сил в реальном контакте и в “одноуровневой” модели показывает коэффициент силового подобия:

$$K = \frac{q_N}{q_M} = \frac{n_I' q_I' + \dots + n_j' q_j' + \dots + n_N' q_N'}{n'' q_I'} \quad (3)$$

где  $K$  – коэффициент силового подобия;  $n_j''$  и  $q_j'$  – число выступов  $j$ -го уровня шероховатой поверхности и нагрузка на единичный выступ этого уровня.

Имея в виду, что

$$h_j = h_I - (j-1) \frac{h_I}{N} \quad (4)$$

Получим

$$\frac{h_I}{h_j} = \frac{N}{N+1-j} \quad (5)$$

С учетом (1) отношение (5) примет вид:

$$\frac{h_I}{h_j} = \left(\frac{q_I'}{q_j'}\right)^{1,52} = \frac{N}{N+1-j} \quad (6)$$

Тогда нагрузка на единичный выступ  $j$ -го уровня будет равна:

$$q_j' = q_I' \cdot \left(\frac{N+1-j}{N}\right)^{0,657} \quad (7)$$

Число выступов  $n_j''$  на каждом уровне определяется отношением суммарной площади сечения  $A_{s,I}$  к ее значению, получаемого из уравнения кривой опорной поверхности  $A'_{s,I}$  при одинаковых сближениях, то есть

$$n_I'' = \frac{A_{s,I}}{A'_{s,I}} = \frac{A_a \cdot b \cdot \left(\frac{\varepsilon}{N}\right)^v}{2 \cdot L \cdot (2 \cdot R_{\text{рол}})^{0,5} \cdot \left(\frac{h}{N}\right)^{0,5}} = \frac{A_a \cdot b \cdot \varepsilon^v}{2 \cdot L \cdot h_I \cdot \sqrt{2 R_{\text{рол}}} \cdot N^{v-0,5}} = \frac{z}{N^{v-0,5}} \quad (8)$$

где обозначим

$$z = \frac{A_a \cdot b \cdot (h_I/R_{\text{max}})^v}{2 L \sqrt{2 R_{\text{рол}}} h_I} = n'' \quad (9)$$

где  $n''$  – число выступов “одноуровневой” модели,  $L$  – длина цилиндра.

В работе [1] предложено определять число

выступов с использованием количества уровней  $N$ :

$$n_j'' = \frac{z}{N^{v-1}} [j^v - 2(j-1)^v + (j-2)^v] \quad (10)$$

Подставляя полученные выражения (7), (9), (10) в формулу (3) получим:

$$K = \frac{q_N}{q_M} = \frac{1 + \frac{1}{N^{0,657}} \sum_{j=2}^N [j^v - 2(j-1)^v + (j-2)^v] \cdot (N+1-j)^{0,657}}{N^{v-1}} \quad (11)$$

При увеличении количества уровней  $N$  значение коэффициента  $K$  можно считать постоянным:

$$K_{пл} = \lim_{N \rightarrow \infty} \frac{q_N}{q_M} = \frac{q}{q_M} = const \quad (12)$$

С учетом полученных зависимостей (1), (10) из (12) получаем зависимость удельной нагрузки  $q$  от сближения  $h$

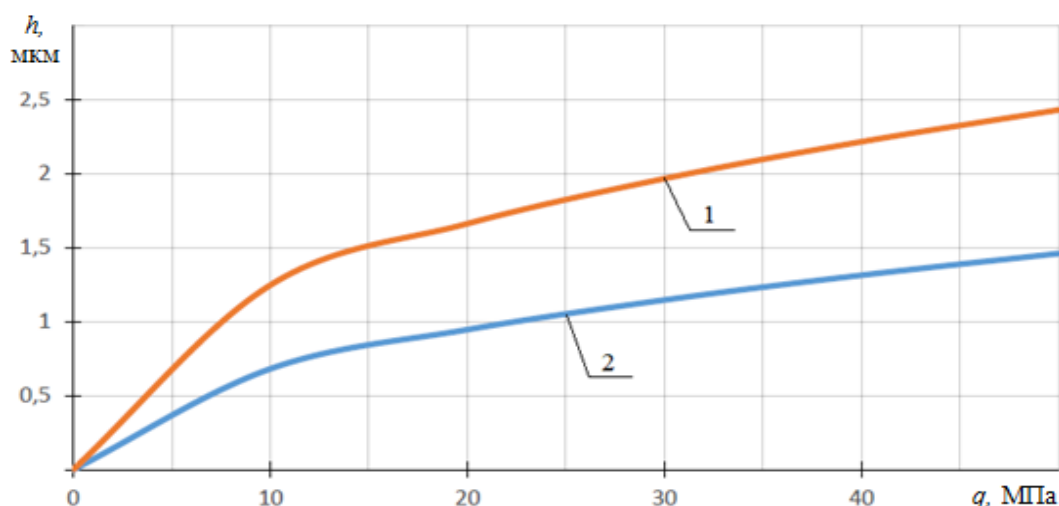
$$q = K_{пл} q_M = K_{пл} n'' q_I' = \frac{K_{пл} \cdot A_a \cdot b \cdot h^{v+0,16} \cdot R_{пол}^{0,16}}{0,96 \cdot R_{max}^v \cdot L \cdot R_{пол}^{0,16}} \quad (13)$$

Выражаем  $h$

$$h = \left( \frac{0,96 \cdot R_{max}^v \cdot R_{пол}^{0,16} \cdot L \cdot q}{K_{пл} \cdot A_a \cdot b \cdot R_{пол}^{0,16}} \right)^{\frac{1}{v+0,16}} \quad (14)$$

По полученной зависимости было вычислено сближение для шероховатых поверхностей,

обработанных различными методами. Для каждого метода обработки параметры шероховатости  $b$  и  $v$  соответствовали 7 качеству точности и выбирались по справочным данным [6]. Полученные графики зависимостей сближения от удельной нагрузки показаны на рисунке. При обработке фрезерованием (линия 1) величина сближения больше, чем при обработке строганием (линия 2). Это объясняется тем, что геометрические характеристики микровыступов различны. При обработке фрезерованием радиус закругления вершин микронеровностей меньше, чем при строгании, что приводит к увеличению пластической деформации.



Графики зависимости сближения  $h$  от удельной нагрузки  $q$ :  
линия 1 – при фрезеровании; линия 2 – при строгании

Таким образом, в работе получена новая зависимость для определения сближения в пластическом контакте номинально плоских шероховатых поверхностей при моделировании микронеровностей цилиндрами. Показано влияние вида обработки на величину сближения в контакте.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74. (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).
3. Демкин, Н. Б. Контактное взаимодействие шероховатых поверхностей / Н. Б. Демкин. – Москва : Наука, 1970. – 215 с.
4. Крагельский, И. В. Основы расчетов на трение и износ / И. В. Крагельский, М. Н. Добычин, В. С. Комбалов. – Москва : Машиностроение, 1977. – 526 с.
5. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации : монография / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – Москва : Машиностроение, 1986. – 224 с.
6. Рыжов, Э. В. Контактная жесткость деталей машин / Э. В. Рыжов. – Москва : Машиностроение, 1966. – 195 с.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-37-39

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

# ОПЕРАТИВНЫЙ КОНТРОЛЬ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ ВАЛОВ НА КРУЧЕНИЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: matlin@vstu.ru

В работе приведена зависимость для определения предела выносливости материала валов, основанная на определении величины пластической твердости материала.

*Ключевые слова:* предел выносливости, пластическая твердость, неразрушающие методы.

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

# OPERATIONAL CONTROL OF SHAFT TORSIONAL ENDURANCE LIMIT

Volgograd State Technical University

The paper presents a dependence for determining the endurance limit of the material of the shafts, based on the determination of the value of the plastic hardness of the material.

*Keywords:* endurance limit, plastic hardness, non-destructive methods.

Быстроходные валы машин и механизмов проверяют на усталостную прочность по напряжениям изгиба и кручения. Основными параметрами в этих расчетах являются пределы выносливости материала вала по напряжениям изгиба и кручения. Методика неразрушающего определения предела выносливости на изгиб описана в работе [1]. Что же касается оперативного определения предела выносливости на кручение, то этот вопрос нуждается в дополнительном исследовании. Как известно, предел выносливости на кручение материала можно определить экспериментально на специальных образцах согласно стандарту [2], однако это требует значительных затрат средств и времени, а также не позволяет проводить сплошной контроль готовых деталей. Кроме того, для испытаний на усталость характерен большой разброс экспериментальных значений, что диктует необходимость использования большого количества образцов с последующей статистической обработкой результатов. В связи с этим в ряде случаев для определения предела выносливости при кручении используют эмпирические формулы [3]:

для углеродистых сталей

$$\tau_{-1} = (0,55 \dots 0,65) \sigma_{-1}, \quad (1)$$

для легированных сталей

$$\tau_{-1} = (0,50 \dots 0,65) \sigma_{-1}, \quad (2)$$

где  $\tau_{-1}$  и  $\sigma_{-1}$  – пределы выносливости материала на кручение и изгиб соответственно.

Следует отметить, что физико-механические свойства металлов можно оперативно контролировать по параметрам упругопластического внедрения индентора [1, 4, 5]. Предлагаемый метод неразрушающего определения предела выносливости при кручении предусматривает измерение пластической твердости НД [6] материала вала. Выбор в качестве числа твердости именно пластической твердости обоснован тем, что НД не зависит (в широком диапазоне отношений глубины  $h$  остаточного отпечатка к радиусу  $R$  сферического индентора:  $h/R = 0,02 \dots 0,16$ ) от величины нагрузки  $F$  и радиуса  $R$  сферического индентора (то есть не зависит от условий испытания на твердость) и, таким образом, является константой для данного материала. Существенно, что с использованием цилиндрического индентора и понятия приведенного радиуса кривизны [1] возможен контроль пластической твердости непосредственно на цилиндрической поверхности вала. При контроле деталей, твердость которых не превышает 450 единиц по Бринеллю, в качестве материала индентора может быть использована термически обработанная сталь с твердостью не менее HV 8500 МПа (например, шарики или ролики, обычно используемые в подшипниках качения). При испытании деталей большей твердости необходимо использовать индентор из твердого сплава (например, из сплава карбида вольфрама типа ВК-3) с твердостью не менее HV 12000 МПа.

© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., 2021.

\* Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049 и в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента России № МК-84.2021.4).

Для большинства валов применяют [7] углеродистые стали: ст. 5, стали 20, 45, а также легирование стали 20Х, 40Х. Для высоконагруженных валов ответственных машин применяют легированные стали 40ХН, 40ХН2МА, 30ХГТ, 30ХГСА и др.

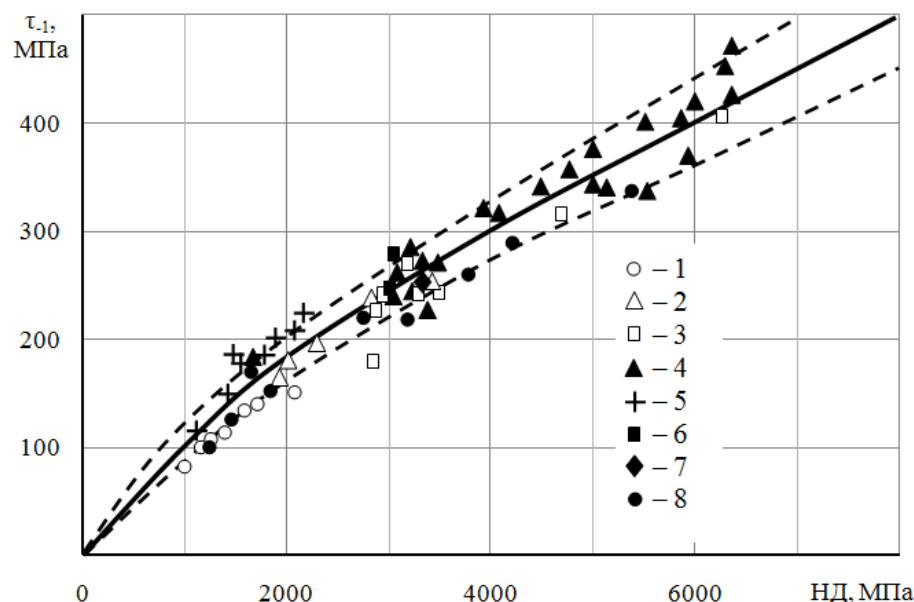
Как видно из рисунка, построенного по данным справочников [3, 7], значения предела выносливости при кручении сталей различного уровня прочности хорошо коррелируются с величиной пластической твердости НД. Отметим, что в справочных таблицах [3], построенных на основе работы [8], приведены значения допускаемых напряжений  $[\tau_1]$ , а величины предела выносливости при кручении при этом определяются как  $\tau_1 = [\tau_1]n$ , где  $n$  – коэффициент за-

паса прочности, равный 2 [8] для симметричного цикла изменения напряжений. Результаты, показанные на рисунке, аппроксимированы авторами следующей зависимостью

$$\tau_1 = 0,803 \cdot \text{НД}^{0,714}. \quad (3)$$

При этом величину пластической твердости НД находили (согласно [1]) по приведенным в справочных таблицах [3, 7] значениям предела текучести при растяжении.

Из рисунка видно, что погрешность определения предела выносливости при кручении  $\tau_1$  по формуле (3) для более чем 30 различных сталей в подавляющем большинстве случаев не превышает (5...10) %.



Зависимость предела выносливости при кручении  $\tau_1$  от пластической твердости НД углеродистых и легированных сталей различного уровня прочности: сплошная линия – расчет по формуле (3); пунктирные линии  $\pm 10\%$  отклонение от зависимости (3); значки 1–7 – справочные данные [3]; номера 1–3 – углеродистые стали со следующими видами термической обработки соответственно: нормализация, улучшение, объемная закалка; номера 4–7 – легированные стали со следующими видами термической обработки соответственно: объемная закалка, нормализация, улучшение, отжиг; значки 8 – углеродистые и легированные стали по справочным данным [7]

В таблице расчеты по формуле (3) сопоставлены с экспериментальными данными, приведенными в работе [9]; видно, что совпадение достаточно удовлетворительное: наибольшая погрешность, как правило, не превышает 12 % и имеет характер двустороннего разброса.

Отметим, что на величине предела выносливости при кручении  $\tau_1$ , определяемой по твердости не может быть учтен масштабный эффект, приводящий к снижению характеристик прочности при увеличении диаметра вала. Корректировка значений  $\tau_1$ , с целью учета мас-

штабного эффекта может быть выполнена по зависимостям, приведенным в работе [10].

Дальнейший расчет вала на усталостную прочность заключается в определении действительного коэффициента запаса прочности по касательным напряжениям кручения в опасных сечениях вала (с учетом коэффициентов концентрации напряжений, масштабного фактора, шероховатости поверхности, асимметрии цикла изменения напряжений) по известным зависимостям, приведенным, например, в работе [7].

**Сопоставление предела выносливости при кручении  $\tau_{-1}$ , определенного по описанному методу, с экспериментальными результатами  $\tau_{-1,э}$  [9]**

Марка стали	Термообработка	НД, МПа	$\tau_{-1,э}$ , МПа [9]	$\tau_{-1}$ , МПа (форм.3)	Погрешность $\frac{\tau_{-1,э} - \tau_{-1}}{\tau_{-1,э}} \cdot 100 \%$
20	Нормализация	1100	120	119	0,7
30	Нормализация	1300	120	134	-11,9
45	Нормализация	1600	175	156	10,9
40ХН	Закалка в масле (830–840)°, отпуск (500–550)°	3410	240	267	-11,3
12ХН3А	Закалка в масле 850°, отпуск 560°	3190	240	255	-6,3
18ХНВА	Закалка 950°, затем 850° в масле, отпуск 200°	3860	345	292	15,4
25ХНВА	Закалка в масле 85° отпуск 560°	4320	295	316	-7,1

Таким образом, предложенный метод оперативного определения предела выносливости при кручении непосредственно на готовых деталях по величине пластической твердости материала пригоден для практического использования.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Матлин, М. М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М.: Инновационное машиностроение, 2019. – 247 с.
2. ГОСТ 25.502–79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – Введ. 01.01.1981 (ограничение срока действия снято по протоколу № 2-92 Межгосударственного совета по стандартизации, метрологии и сертификации ИУС 2-93).
3. Анурьев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3 т./В. И. Анурьев; 9-е изд. перераб. и доп. / Под ред. И. Н. Жестковой. – М.: Машиностроение, 2006. – Т. 1. – 928 с.

4. Марковец, М. П. Определение механических свойств металлов по твердости / М. П. Марковец. – М.: Машиностроение, 1979. – 191 с.
5. Матюнин, В. М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М.: Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.
6. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. — Введ. 01.01.74. (ограничение срока действия снято Межгосударственным советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).
7. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин. Справочник / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. – М.: Машиностроение, 1993. – 640 с.
8. Горский, А. И. Определение допускаемых напряжений при расчетах на прочность / А. И. Горский, Е. Б. Иванов-Эмин, А. И. Кореновский. – М.: НИИМАШ, 1974. – 79 с.
9. Серенсен, С. В. Динамическая прочность в машиностроении / С. В. Серенсен, И. М. Тетельбаум, Н. И. Пригоровский. – М.: Машгиз, 1945. – 332 с.
10. Когаев, В. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. Справочник / В. П. Когаев, Н. А. Махутов, А. П. Гусенков. – М.: Машиностроение, 1985. – 224 с.

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-39-42

**А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов**

**ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА ПРИ НЕОРТОГОНАЛЬНОМ РАСПОЛОЖЕНИИ НАРУЖНЫХ ШАРНИРОВ**

**Волгоградский государственный технический университет**  
e-mail: aporov34@rambler.ru

Работа посвящена моделированию напряженно-деформированного состояния сферического преобразующего механизма с неортогональным расположением шарниров наружного кольца относительно оси качания промежуточного кольца. Показаны результаты моделирования нагружения основных элементов механизма в рабочем положении. На основе полученных данных выявлены наиболее опасные участки и даны рекомендации по проектированию.

*Ключевые слова:* сферический механизм, бесступенчатый привод, шарнирное соединение.



*A. V. Popov, I. V. Notov, A. A. Rozhnov*

**EXAMINATION OF STRESS-STRAIN STATE OF SPHERICAL  
TRANSFORMING MECHANISM ELEMENTS AT NON-ORTHOGONAL  
ARRANGEMENT EXTERNAL HINGES**

**Volgograd State Technical University**

Work is devoted to modeling of stress-strain state of spherical converting mechanism with non-orthogonal arrangement of hinges of outer ring relative to rocking axis of intermediate ring. Results of simulation of mechanism main elements loading in operating position are shown. Based on the obtained data, the most hazardous areas were identified and design recommendations were given

*Keywords:* spherical mechanism, stepless drive, articulated joint.

В последнее время наблюдается тенденция применения плавнорегулируемых передач во многих областях промышленности. Это объясняется бурным развитием техники и технологий, повышением требований к изготавливаемой продукции, а также ужесточением экологических норм, приводящим к совершенствованию уже известных и появлению новых механизмов. Одним из способов совершенствования, является повышение несущей способности элементов конструкции при сохранении или увеличении требуемой надежности, а также улучшении эксплуатационных, технических и скоростных показателей механизмов и машин в целом.

Проектные расчеты, как известно, основываются на прочностных зависимостях исходя из выбора материалов и их физико-механических свойств для деталей и расчета действующих нагрузок и рабочих напряжений. В предыдущих работах авторами уже были исследованы вопросы, связанные с распределением нагрузок и напряжений в звеньях сферического преобразующего механизма с двумя и тремя степенями свободы [1–4]. Для таких схем сферического преобразующего механизма выявлены наиболее нагруженные элементы и даны рекомендации по подбору и расчетам его отдельных деталей.

Как известно, работа сферического преобразующего механизма, заключается в преобразовании силовых и кинематических характеристик двигателя в регулируемые колебания и далее в требуемое движение исполнительного звена. Для преобразование во вращательное движение необходимо применение дополнительных устройств, например, обгонных муфт. Несмотря на то, что в результате такого трансформирования движения имеется некоторая неустойчивость угловой скорости, регулирование передаточного отношения возможно в весьма

широком диапазоне, что дает преимущество перед другими преобразователями движения. Однако, здесь существует проблема выравнивания движения ведомого звена, что ограничивает область использования, особенно для машин, в которых предъявляются повышенные требования к плавности работы. В машинах, где небольшая вибрация положительно сказывается на технологическом процессе (например, приводы дозаторов сыпучих материалов) и в машинах, где имеются большие маховые массы, сглаживающие колебания скорости за счет инерции, применение регулируемых приводов на основе сферических механизмов достаточно перспективно.

В работе смоделирована работа и нагруженное состояние элементов сферического преобразующего механизма с неортогональным расположением наружного шарнира относительно оси вращения выходных цапф. Такое конструктивное решение способствует смещению фазы рабочего хода наружного кольца и уменьшению периода выбега, что сказывается на повышении плавности вращения ведомого звена [5].

В работе рассматривается в сравнении конструкции сферического механизма при размещении шарниров относительно оси цапф ведомого кольца под различными углами. Для сравнения приведено перпендикулярное расположение шарниров (рис. 1, а). Также приведены схемы неортогонального ( $60^\circ$  и  $30^\circ$ ) расположения указанных шарниров (рис. 1, б и в). Для определения действующих напряжений было смоделировано напряженно-деформированное состояние элементов сферического преобразующего механизма в рабочем положении, когда внутреннее и среднее кольца отклонены относительно оси вращения ведущего вала на регулируемый угол, т.е. указанные углы не равны  $0^\circ$ .

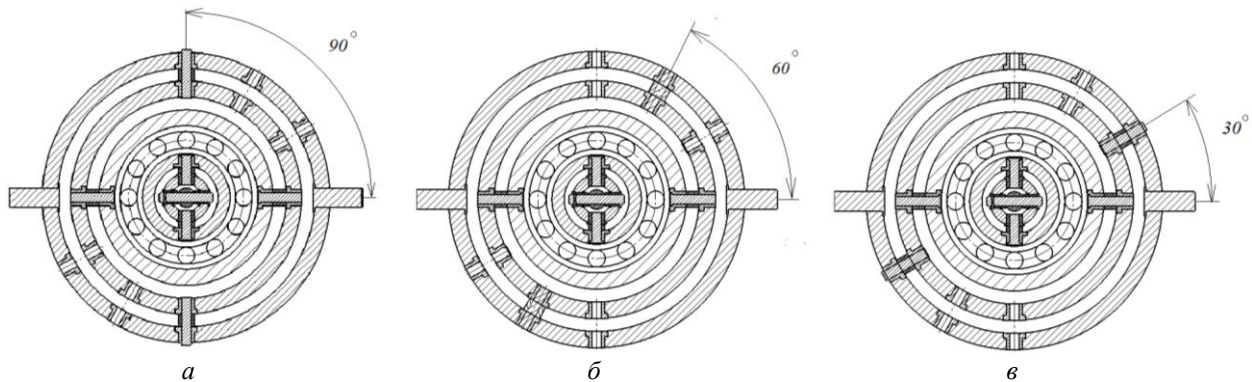


Рис. 1. Конструктивная схема сферического механизма с расположением шарниров относительно выходных цапф:  
а – 90°; б – 60°; в – 30°

Ввиду того, что нагрузки на звенья механизма изменяются циклически, для сравнения были выбраны положения механизмов с максимальными значениями напряжений для каждого варианта установки шарниров (рис. 2). Анализ показал, что распределение напряжений при перпендикулярном расположении шарниров (рис. 2, а) повторило ранее полученные результаты [1–4]. Для шарниров, установленных под углом 60° (рис. 2, б), нагруженные элементы оказались теми же, но цикличность возрастания и убывания напряжений не совпала по фазе и максимальные значения наблюдались при различных углах поворота ведущего вала для каждой пары сопряженных деталей. Так,

максимальные и близкие к критическим значения напряжений возникали в шарнирных соединениях в положениях механизма около крайних в момент смены направления движения выходного звена. Остальное время элементы испытывали напряжения не совпадающие по циклу друг с другом. Расположение шарниров под углом 30° (рис. 2, в) выявило одновременное нарастание и убывание напряжений в большинстве деталей, что показало чрезмерную нагруженность шарниров, ведущего вала, промежуточного и наружного колец. Однако, в другое время цикла работы механизма указанные звенья оказались недогруженными.

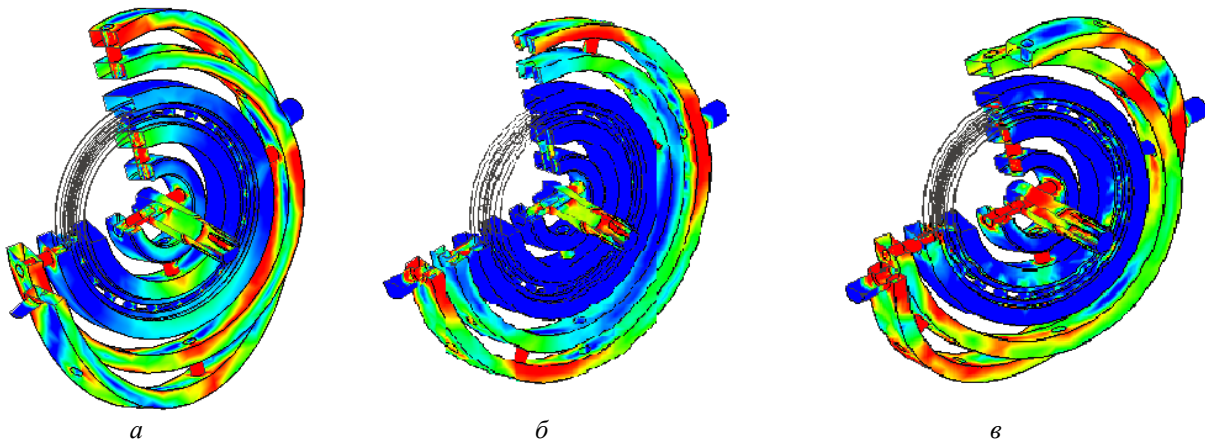


Рис. 2. Моделирование напряженно-деформированного состояния механизма в зависимости от рабочих положений шарниров при 90° (а), при 60° (б) при 30° (в)

Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния сферического механизма с различным конструктивным решением по расположению шарниров показали, что величины напряжений, возникающие в элементах может отличаться до 30 % в зависимости от схемы. Поэтому модернизация и переналадка

такого типа механизма обязательно должна сопровождаться пересчетом и адаптацией силовых показателей работы привода в целом.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Сравнительный анализ распределения напряжений в элементах различного конструктивного ис-

полнения шарнирного соединения сферического механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 59–61.

2. Попов, А. В. Сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния подшипника сферического преобразующего механизма различных схем исполнения / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 49–52.

3. Попов, А. В. Исследование распределения напряжений в шарнирном элементе ведущего кольца сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–30.

4. Попов, А. В. Анализ напряженно-деформированного состояния ведущего вала сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 39–41.

5. Нотов, И. В. Оценка неравномерности работы импульсного вариатора с двумя сферическими преобразующими механизмами / И. В. Нотов // XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики (г. Уфа, Республика Башкортостан, 19–24 августа 2019 г.): сб.тр. В 4 т. Т.1. Общая и прикладная механика / Ин-т проблем сверхпластичности металлов РАН, Башкирский гос. ун-т, Уфимский гос. авиационный технический ун-т, Уфимский гос. нефтяной технический ун-т, Ин-т механики им. Р. Р. Мавлютова УФИЦ РАН [и др.]. – Уфа, 2019. – С. 589–590.

УДК 681. 772

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-42-44

*А. В. Попов<sup>1</sup>, О. А. Попова<sup>2</sup>*

## **АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СФЕРИЧЕСКОГО ШАРНИРА ШТАТИВНЫХ ГОЛОВОК ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СПОСОБАХ ФИКСАЦИИ**

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

<sup>2</sup> Волгоградская академия МВД РФ

e-mail: apopov34@rambler.ru

Рассмотрены результаты моделирования напряженно-деформированного состояния различных конструктивных решений сферического шарнира штативной головки для установки и позиционирования измерительной, видео- и фотофиксирующей аппаратуры. Представлены сравнения нагруженности шарнира при различных способах фиксации. Приведены сравнения нагруженности пальца шарнира при закреплении фиксирующим винтом и прижимной шайбой. Обоснованы рекомендации по проектированию и выбору конструкции с учетом особенностей работы.

*Ключевые слова:* сферический шарнир, шаровая опора, шарнирное соединение.

*A. V. Popov<sup>1</sup>, O. A. Popova<sup>2</sup>*

## **ANALYSIS OF STRESS STATE OF SPHERICAL JOINT OF TRIPOD HEADS WITH VARIOUS FIXATION METHODS**

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

<sup>2</sup> Volgograd Academy of the Ministry of the Interior of Russia

The results of simulation of stress-strain state of various design solutions of spherical hinge of the tripod head for installation and positioning of measuring, video and photo-fixing equipment are considered. There are presented comparisons of hinge loading in different methods of fixation. Comparisons of hinge pin loading at fixation with fixing screw and pressing washer are given. Recommendations on design and design selection taking into account the peculiarities of the work are justified.

*Keywords:* spherical joint, ball support, hinge joint.

Любая аппаратура для выполнения своих задач требует определенного положения и ориентации в пространстве. Простейшим техническим средством, которое обеспечивает установку и закрепление в определенном оператором положении, являются опоры, называемые штативами. Наибольшее распространение по-

лучили штативы в виде треноги, которые, в зависимости от массы удерживаемого оборудования условно делят на легкие, средние и тяжелые [1]. Легкие, обычно, используются для простой измерительной, кино- и фотоаппаратуры массой до 5 кг. Средние применяются для оборудования массой до 30 кг. К этой группе

можно отнести мобильные измерительные комплексы видео- и фотофиксации, а также радары и камеры ГИБДД, например, «Арена-С» и «Крис-П», масса которых составляет до 15...20 кг. Тяжелые штативы могут зафиксировать в заданном положении оборудование массой до 120 кг (например, 1ШКС-М). Это актуально, главным образом, для профессиональной киносъемочной аппаратуры.

Штативы, в основном, состоят из основания (обычно – классическая тренога или набор треног с различной длиной ножек) и штативной головки, служащей для монтажа, закрепления и регулирования положения установленного оборудования. Простые неподвижные и не регулируемые штативные головки используют с легкой аппаратурой, не требующей частой перенастройки. Тяжелую и требующую точную настройку позиционирования технику устанавливают на регулируемые штативные головки, представленные в виде комплекса простых вращательных шарнирных соединений или сферических шарниров с тремя или более степенями подвижности. Последние отличаются компактностью и получили широкое распространение (Fujimi, Falcon, Manfrotto, Gitzo и др.).

Высокий износ сферических шарнирных соединений в результате трения, коррозии и невозможность восстановления необходимых характеристик в ходе ремонта поврежденных элементов требует детального рассмотрения условий нагружения и проработке новых способов увеличения долговечности [2, 3]. Это актуально и для шарниров штативных головок, которые имеют задачу удерживать и предотвращать падение дорогостоящей аппаратуры.

Современные регулируемые сферические шарниры штативных головок представляют шаровую опору, закрепленную либо удерживающим винтом (рис. 1, а), либо прижимной шайбой (рис. 1, б). В обоих случаях удержание пальца 1 с закрепленной на нем аппаратурой в заданном положении происходит за счет сил трения, которые реализуются и пропорциональны прижимной силе  $F$ .

В конструкции (рис. 1, а) палец 1 прижимается к чаше 2 удерживающим винтом 3 усилием  $F$ . В виду малой площади контакта удерживающего винта 3 с шаровой частью пальца 1 с целью повышения силы трения дополнительно устанавливают в этом месте окантовку из фрикционных полимеров.

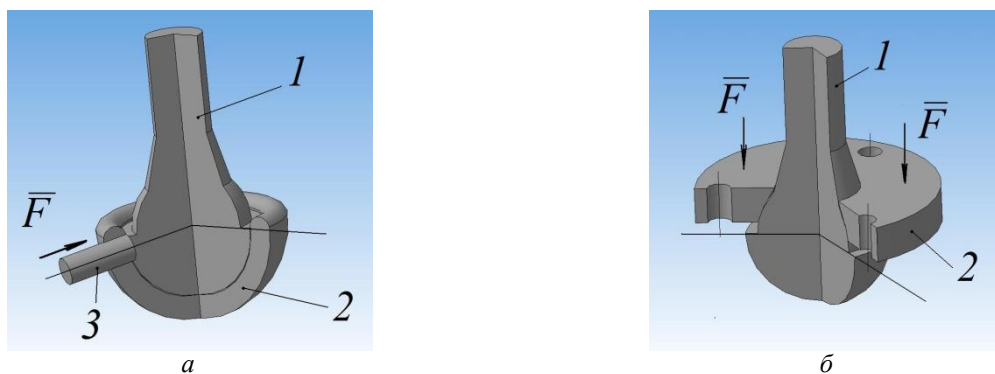


Рис. 1. Пространственная модель сферического шарнирного штативной головки:  
а – закрепление удерживающим винтом, б – закрепление прижимной шайбой

В конструкции (рис. 1, б) палец 1 удерживается за счет трения шаровой части с чашей (на рисунке не показана) реализуемой усилием  $F$  прижимной шайбы 2. В этом случае радиус чаши выполняется несколько меньшего радиуса шаровой части пальца. Также нижняя часть чаши может иметь полимерную вставку для повышения трения между контактирующими деталями.

В обоих случаях нагрузка для реализации удерживающего усилия трения приходится на тело пальца. В связи с чем проведено моделирование напряженно-деформированного со-

стояния этого элемента. Некоторые результаты моделирования изображены на рис. 2.

В процессе исследования было выявлено, что наибольшие нагрузки воспринимает сферическое сопряжение пальца в экваториальной его части. В случае с удерживающим винтом (рис. 2, а) максимальные напряжения носят локальный характер, при этом максимальные сосредоточены в месте касания удерживающего винта, а минимальные – в месте перпендикулярном ему и расположены симметрично по обе стороны сферической части. Анализ деформаций показал, что в этом месте они имеют

противоположный знак, что обеспечивает дополнительное прижатие к чаше, но способствует повышенному износу и уменьшению ресур-

са. Кроме этого, при таком закреплении пустотелые конструкции будут подвержены пластическим деформациям и менее надежны.

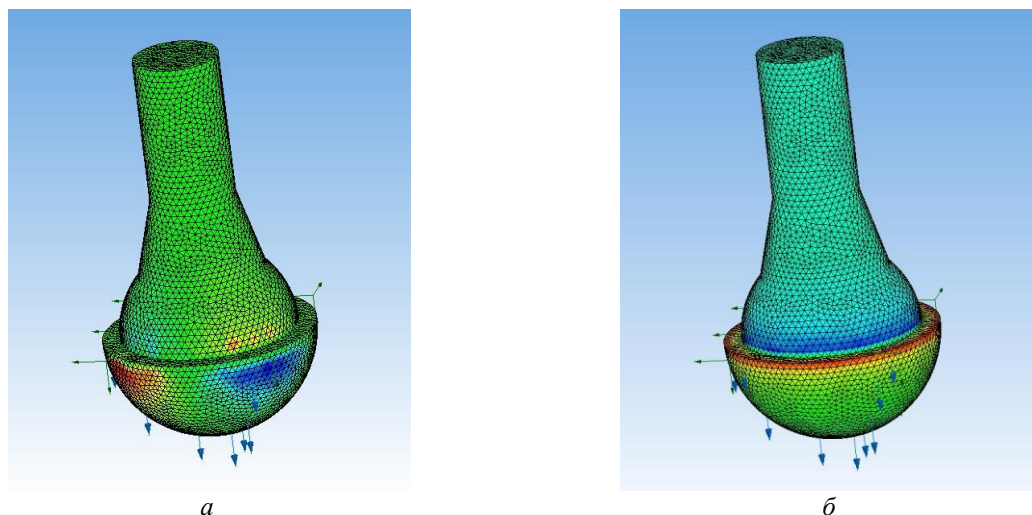


Рис. 2. Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния пальца сферического шарнира при закреплении: удерживающим винтом (а), прижимной шайбой (б)

В случае закрепления пальца шарнира при помощи прижимной шайбы (рис. 2, б), область максимальных напряжений располагается также по экваториальной части сферического сопряжения, но напряжения распределены равномерно. Однако замечено, что место перехода между радиусами пальца имеет кольцевую область напряжений противоположного знака. Это обусловлено наличием концентратора напряжений в виде перехода малым радиусом. Поэтому данный тип фиксации подходит для пустотелых конструкций и пригоден, ввиду равномерного распределения нагрузки, для длительного использования.

В обоих случаях, с целью повышения трения и снижения вероятности произвольного проворачивания пальца шарнира, следует контролировать и обращать внимание на износ шаровой поверхности в экваториальной области.

Оптимизация конструкции шарнирного соединения штативной головки и выработка рекомендаций по проектированию сводится так-

же к оптимальному выбору материалов с различными физико-механическими свойствами для чаши и пальца исходя из уменьшения локальных напряжений. В качестве рекомендаций, можно сделать вывод, что для тяжелой, громоздкой и дорогостоящей аппаратуры следует использовать крепление с помощью прижимной шайбы, это положительно скажется на надежности закрепления, точности позиционирования и на износостойкости такого соединения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ершов, К. Г. Киносъемочная техника / К. Г. Ершов. – Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1988. – 272 с.
2. Смирнов, Ю. П. Об эффектах трения в сферическом шарнире / Ю.П. Смирнов // Известия ТулГУ. Технические науки. – Тула, 2012. – Вып. 2. – С. 387–394.
3. Михайлов, А. Н. Расчет относительных перемещений в системе втулка-палец шаровой опоры / А. Н. Михайлов, А. Н. Голубов // Прогрессивные технологии и системы машиностроения. – Донецк, 2016. – № 4(55). – С. 10–17.



УДК 669.14:539.431

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-45-49

*А. Н. Савкин, А. А. Седов, К. А. Бадиков, А. Н. Барышников***МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ РОСТА  
УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН СТАЛИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: savkin@vstu.ru

В данной работе исследована кинетика роста усталостной трещины на компактных образцах на растяжение (С(Т)), изготовленных из стали, на среднем участке кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР) при регулярном и нерегулярном нагружении с различной асимметрией и максимальным значением нагрузки. Кинетика роста трещины была получена авторами экспериментально на современном сервогидравлическом испытательном оборудовании. Предложены параметры, оценивающие характер нерегулярного нагружения и закрытие трещины, а именно меры нерегулярности и коэффициента закрытия трещины. При расчете эффективного значения размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в устье трещины предлагается учитывать кроме коэффициента закрытия трещины также меру нерегулярности нагружения. Проведено прогнозирование продолжительности роста усталостной трещины с учетом ее «закрытия» и характера нагружения. Полученные результаты показали хорошую сходимость расчетных и экспериментальных данных, что подтверждают высокие значения коэффициента корреляции.

*Ключевые слова:* усталостное испытание, кинетика роста трещины, прогнозирование роста трещин, регулярное и нерегулярное нагружение.

*A. N. Savkin, A. A. Sedov, K. A. Badikov, A. N. Baryshnikov***MODELING AND CALCULATION OF FATIGUE CRACK GROWTH LIFE IN STEELS****Volgograd State Technical University**

In this work, we studied the kinetics of fatigue crack growth on compact steel tensile specimens (C (T)-type), in the middle section of crack growth diagram under regular and irregular loading with different asymmetries and maximum load. The crack growth kinetics was obtained by the authors experimentally on modern servo-hydraulic testing machine. Irregular loading was carried out using samples of standard loading spectra characteristic of various technical objects experiencing variable loading during operation. The values of the crack growth rate were obtained. Parameters that evaluate the character of irregular loading and crack closure, namely, irregularity factor and crack closure ratio were suggested. When calculating the effective value of the magnitude of the stress intensity factor (SIF) at the crack mouth, it is proposed to consider in addition to the closure coefficient and cracks also measure irregular loading. The fatigue crack growth life was predicted taking into account its “closure” and the nature of loading according to the approach proposed by the authors and the cyclic calculation method (cycle-by-cycle), all the data obtained are tabulated and distributed according to the type of loading. The results obtained showed good convergence of the calculated and experimental data, which confirms the high values of the correlation.

*Keywords:* fatigue test, assessment of crack growth kinetics, prediction of crack growth, regular and irregular loading.

**Введение**

Переменные нагрузки приводят к деградации прочностных характеристик – накоплению усталостных повреждений, возникновению в металле усталостных трещин и в ряде случаев к его разрушению. Если материал изделия испытывает регулярное циклическое нагружение с постоянными во времени параметрами циклической нагрузки, то продолжительность роста трещины можно оценивать на основании построения кривых выносливости [1], а при исследовании кинетики развития трещин по кинетической диаграмме усталостного разрушения (КДУР) [2,3].

Однако если нагружение носит нерегулярный характер, полученный на основе случайных выборок эксплуатационной нагруженности [4] или изучения динамической модели изделия [5], процесс оценки ресурса усложняется. В настоящей работе, на примере четырех сталей, проведен анализ кинетики роста усталостных трещин при регулярном (Constant Amplitude Loading CAL) и нерегулярном нагружении (Variable Amplitude Loading VAL) с учетом воздействия на процесс роста трещины разной величины асимметрии, амплитуды и характера переменного нагружения. Предложены модели прогнозирования продолжительности роста трещины на среднем участке КДУР [6,7].

### Материалы и методы исследования

Испытания на трещиностойкость проводились на сервогидравлической машине BISS Nano-25kN на компактных образцах типа С(Т). До проведения основного испытания на образцах выполнялось предварительное растрескивание при регулярном нагружении до длины трещины  $a = 13$  мм с параметрами нагрузки не превышающими 60 % от основного нагружения во избежание перегрузочных воздействий. Завершение испытания соответствовало окончанию участка стабильного роста трещины, что для данного типа образцов находилось в диапазоне 32–35 мм. Образцы были изготовлены из стали 09Г2, представленные в нормализованном состоянии. Использовались образцы толщиной 5 мм, длина и ширина образцов была одинаковой и составляла – 62.5×60 мм.

Экспериментальные исследования проводились с помощью специализированного программного обеспечения. Для измерения длины трещины использовался метод податливости, заключающийся в использовании датчика раскрытия трещины BISS Bi-06-201, измеряющего

расстояние между кромками образца. Испытания проводились на воздухе при нормальных условиях окружающей среды, частота основного вида нагружения – 10 Гц.

### Моделирование кинетики и продолжительности роста трещины при регулярном и нерегулярном нагружениях

Исследования на трещиностойкость при регулярном нагружении заключались в проведении испытаний с асимметрией нагрузки  $R$  от 0 до 0.75 и величине максимального нагружения от 3.5 до 7 кН. Для испытаний при нерегулярном нагружении формировались спектры квазислучайного характера на основании стандартных спектров нагружения, характерных для переменного нагружения различных технических объектов и конструктивных элементов. Спектры SEASUS, SAEBRACKET, SAETRANS – укороченные спектры нагружения передней подвески, тормозного механизма и трансмиссии легкового автомобиля. Программы исследований по оценке кинетики и продолжительности роста усталостных трещины показаны в таблице.

Программа исследований и результаты расчета трещины для 09Г2

Нагружение	$P_{\max}$ , кН	$R$	$V$	$Q$	$N_3$ , млн. цикл.	$N_{VAL}$ , млн. цикл.	$N_{Ц}$ , млн. цикл.	Позиция на рис. 1
CAL	3.5	0.1	1	1	0.243	–	0.245	–
	5	0	1	1	0.080	–	0.063	1
	5	0.1	1	1	0.062	–	0.073	2
	5	0.3	1	1	0.118	–	0.112	3
	5	0.5	1	1	0.310	–	0.235	4
	5	0.7	1	1	1.090	–	0.911	5
	5	0.75	1	1	1.701	–	1.553	6
	7	0.1	1	1	0.206	–	0.250	–
SAETRANS	3.5	0.1	0.398	26	5.300	4.390	7.258	7
	5	0	0.398	26	1.770	1.660	1.733	8
	7	0.1	0.398	26	0.553	0.561	0.627	9
SAEBRACKET	3.5	0.1	0.401	26	3.404	4.319	6.068	10
	5	0	0.401	26	1.277	1.633	1.450	11
	7	0.1	0.401	26	0.488	0.522	0.525	12
SAESUS	3.5	0.1	0.277	51	14.317	8.474	6.289	13
	5	0	0.277	51	5.325	3.204	5.281	14
	7	0.1	0.277	51	1.957	1.083	1.907	15
Спектр А	7	0.1	0.410	25	0.641	0.583	0.573	16
Спектр С	7	0.1	0.298	45	1.523	0.977	1.512	17

Различие нерегулярного нагружения от регулярного оценивается с помощью меры нерегулярности  $V$ .

$$V = \left[ \frac{1}{v_b} \left[ \sum_{i=1}^{v_b} v_{ai} \left( \frac{\Delta P_{ai}}{P_{\max}} \right)^n \right] \right]^{\frac{1}{n}} \quad (1)$$

где  $v_b, v_a$  – продолжительность используемой выборки и блока переменного нагружения с нагрузкой  $\Delta P_{ai}$ ;  $\Delta P_{ai} / P_{\max}$  – нормированная  $i$ -ая амплитуда нагружения. Для используемых спектров нагружения принималось  $v_{ai}=1$ . Для регулярного нагружения значение полноты  $V$  принималось равной единице.

Для регулярных и нерегулярных нагруже-

$$U = 0.5686 + 0.1571 \cdot R + 0.5314 \cdot R^2 - 0.4271 \cdot R^3 - 2.5839 \cdot R^4 + 6.1548 \cdot R^5 - 3.1301 \cdot R^6 \quad (3)$$

В нашем расчете эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений в устье трещины при регулярном нагружении принимается как:

$$\Delta K_{\text{эфф}} = \Delta K \cdot U \cdot V \quad (4)$$

Здесь учитывается влияние «закрытия» трещин и асимметрии цикла нагружения на скорость роста трещины через коэффициент асимметрии  $R$ , а характер переменного нагружения, через коэффициент нерегулярности  $V$ .

Первый подход по оценке продолжительности роста усталостных трещин предполагает использование поциклового метода расчета с учетом характера нагружения по (1) и закрытия трещины по (3). Суммирование приращений длин трещин на каждом цикле или в результате каждого повторения блока истории нагружения позволяет определить продолжительность роста трещины:

$$N_{\text{ц}} = \frac{a_k - a_0}{\sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^n \left( \frac{da}{dN} \right)_{ij}}, \quad (5)$$

где  $a_k$  – критическая длина трещины, которая соответствует окончанию участка стабильного роста трещины;  $a_0$  – начальная длина трещины;  $n$  – число циклов истории нагружения;  $m$  – число повторений блока истории нагружения;  $(da/dN)_{ij}$  – скорость роста трещины и приращение на  $i$  цикле  $j$  повторения блока истории нагружения.

Другой подход для оценки продолжительности роста трещины при переменном нагружении  $N_{\text{VAL}}$  основан на предложении рассматривать кинетику роста трещины на основании

ний процесс продвижения усталостных трещин на среднем участке кривой Пэриса можно было представить степенной зависимостью [8]:

$$da / dN = C \Delta K^n \quad (2)$$

В настоящем исследовании для 09Г2  $C=5 \cdot 10^{-14}$  при одинаковом  $n = 3.5$  в  $da/dN$  (мм/цикл) и  $\Delta K$  (МПа  $\sqrt{\text{мм}}$ ).

Для учета явления «закрытия» трещины, который возникает при асимметриях цикла  $R$  менее 0.6-0.7 и снижает скорость роста трещины за счет уменьшения размаха  $\Delta K$ , вводится параметр  $U$ , описывающий закрытие трещины в стали с асимметрией  $0.1 \leq R \leq 0.7$  и определяемый по формуле [9, 10]:

ее роста при регулярном нагружении  $N_{\text{CAL}}$  и учета характера переменного нагружения через меру нерегулярности  $V$  при одинаковых силовых параметрах  $P_{\max}$  и  $R$  без учета взаимодействия амплитуд в спектре нагружений.

$$N_{\text{VAL}} = N_{\text{CAL}} \cdot Q \quad (6)$$

$$Q = 10^{(1+A \lg n) \cdot (1-V)},$$

где  $A$  – нормирующий параметр равный от 2 до 2.5,  $Q$  – коэффициент увеличения продолжительности роста усталостной трещины при спектральном нагружении по сравнению с регулярным циклическом нагружении с теми же силовыми параметрами  $P_{\max}$  и  $R$ .

Коррекция продолжительности роста трещины вносится коэффициентом  $Q$ , где переменными являются  $n$ ,  $V$ ,  $A$ . Коэффициент  $V$  зависит от характера нерегулярного нагружения и может быть определен по формуле (1),  $n$  – коэффициент наклона кривой среднего участка КДУР в координатах  $(da/dN - \Delta K)$  при регулярном нагружении, полученный экспериментальным путем. Коэффициент  $A$  является нормированным коэффициентом, который подбирается на основании оптимизации опытных и расчетных величин.

#### Обсуждение результатов исследования

На рис. 1 показаны результаты испытаний при регулярном и нерегулярном нагружениях, а также совмещение кривых КДУР с представлением их через эффективный коэффициент интенсивности напряжений  $\Delta K_{\text{эфф}}$ , номера позиций соответствуют номерам в таблице. Испытания стали 09Г2 при регулярном нагружении при постоянном значении  $P_{\max} = 5$  кН и раз-

личных величин асимметрии блока нагружения  $R = 0-0.75$  показали, что все кривые КДУР имеют тенденцию к параллельности в логарифмических координатах ( $\lg(da/dN) - \lg(\Delta K)$ ). Но с увеличением асимметрии блока нагружения  $R$  они снижаются в сторону меньших ско-

ростей роста трещины и размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$ , а, следовательно, к увеличению продолжительности ее роста. Это связано с уменьшением размаха интенсивности напряжений  $\Delta K$ , но и изменением ее «закрытия».

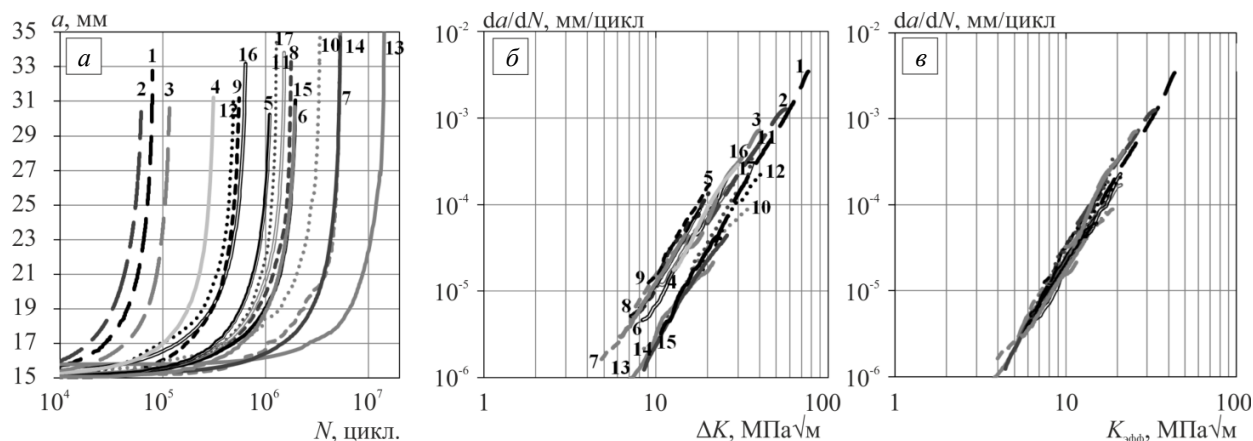


Рис. 1. Кривые роста усталостных трещин (а), экспериментальные (б) и эффективные КДУР (в) испытаний стали 09Г2

Было проведено перестроение кривых КДУР с учетом эффективного коэффициента интенсивности напряжений  $K_{\text{эфф}}$  (4), описывающего влияние закрытие трещины  $U$  (3) и характера спектрального нагружения  $V$  (1). Принятый подход показал правильность принятых допущений. Кривые КДУР для исследуе-

мой стали при регулярном и нерегулярном нагружении различными спектрами и силовыми параметрами стремятся сгруппироваться на одни эквивалентные кривые (рис. 2). Была проведена попытка совместной группировки одну кривую КДУР на основании введенного значения  $\Delta K_{\text{эфф}}$ .

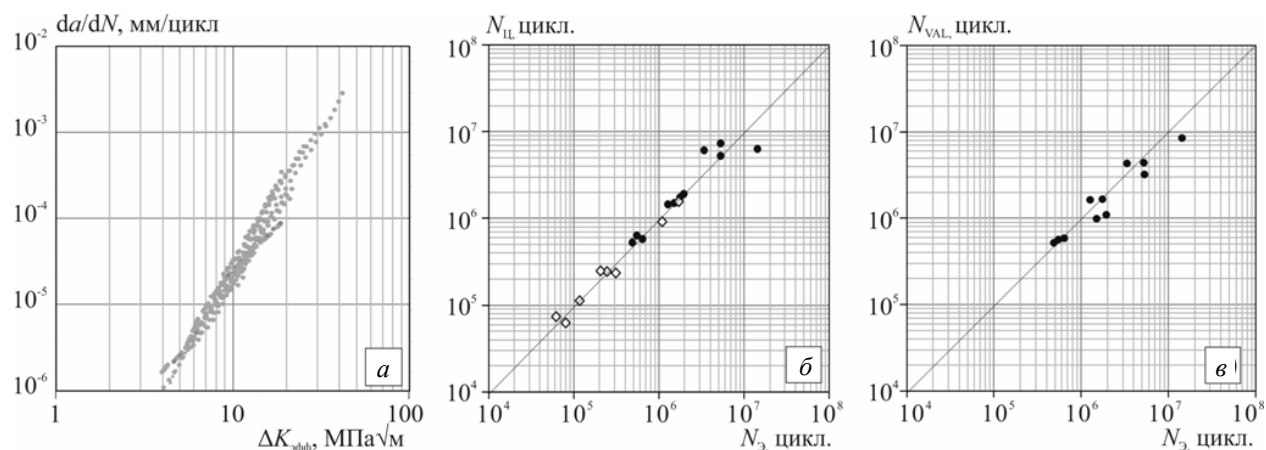


Рис. 2. Обобщенные эффективные КДУР для исследуемой стали (а); расчет продолжительности роста трещины поцикловым методом (б) и по формуле (7) (в) по сравнению с экспериментом

На рис. 2, а показано совмещение эффективных КДУР, полученных при регулярном и нерегулярном нагружении через их представление с эффективным коэффициентом интенсивности напряжений  $\Delta K_{\text{эфф}}$  по формуле (4). Такой подход однозначно может описывать влияние различных силовых параметров и ха-

рактер нерегулярного нагружения на интенсивность напряжений в устье растущей усталостной трещины. На рис. 2, б представлены сравнительные результаты расчета нерегулярного и регулярного нагружений поцикловым методом  $N_{\text{ц}}$  по формуле (5) и экспериментальных результатов  $N_{\text{э}}$ . На рис. 2в показана взаимо-

связь продолжительности роста трещины нерегулярного нагружения  $N_{VAL}$  по формуле (6) от экспериментальной  $N_{\Sigma}$ , где «круглые» маркиры – нерегулярное нагружение, в виде «ромбов» – регулярное.

### Выводы

Таким образом, можно сделать выводы:

1. Авторами показано, что использование представленного эффективного коэффициента интенсивности напряжений, учитывающего «закрытие» трещины и нерегулярность переменного нагружения позволяет свести полученные кривые КДУР для стали 09Г2 к эквивалентной кривой, характерной для регулярного нагружения с  $R = 0$ .

2. Представлен поцикловой подход, применительно к рассмотренной стали, по оценке продолжительности роста усталостной трещины при регулярном и нерегулярном нагружении с различными параметрами силового воздействия. Данный подход учитывает «закрытие» усталостной трещины и характер нагружения.

3. Предложен подход по оценке продолжительности роста усталостных трещин в стали с разной асимметрией при нерегулярном нагружении на основе регулярного с учетом предложенной меры нерегулярности  $V$ .

4. Проведен сравнительный анализ расчета продолжительности роста трещины по предложенным подходам с полученными экспериментальными данными. Преимуществом данных подходов является простота и отсутствие необходимости в определении дополнительных коэффициентов для представленных сталей.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Savkin A.N., Andronik A.V., Gorunov A.I., Sedov A.A., Sukhanov M.A. Advanced materials of automobile bodies in volume production / European Transport – Trasporti Europei (Italy). 2014. Iss. 56, No. 10. С. 1-27.
2. Панасюк, В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов / В. В. Панасюк. – Киев: Наукова думка. 1991. – С. 416.
3. Schive J. Fatigue of structures and materials. Second edition with CD-ROM. Springer. 2008, Pp. 621.
4. Heuber P., Bruder T., Klätschke H. Standardized load – time histories – a contribution to durability issues under spectrum loading. Mat-wiss. u Werkstofftech. 2005, 36, No.11, s.669-677.
5. Горобцов А.С., Карцов С.К., Плетнев А.Е., Поляков Ю.А. Компьютерные методы построения и исследования математических моделей динамики конструкций автомобилей: монография. М.: Машиностроение. 2011. – 463 с.
6. Sunder R. Unraveling the Science of Variable Amplitude Fatigue / Journal of ASTM International. - 2012. - Vol. 9, №1, – 32 p.
7. Sunder R., Andronik A., Biakov A., Eremín A., Panin S., Savkin A. Combined action of crack closure and residual stress under periodic overloads: A fractographic analysis / International journal of fatigue. 2016. Vol. 82. Part 3. С. 667-675.
8. Paris P.C., Erdogan F. A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. Journal of Basic Engineering; Transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D. 1963, Vol. 85. p. 528-534.
9. Савкин, А. Н. Оценка влияния характера нагружения и силовых параметров случайного внешнего воздействия на рост усталостной трещины в низколегированной стали / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, К. А. Бадиков, А. А. Седов // Деформация и разрушение материалов, 2017. – № 7. – С. 40–45.
10. Емельянов, О. В. Определение характеристик сопротивления стали развитию трещин при циклическом изменении нагрузки / О. В. Емельянов, И. А. Ляцкий // Строительные материалы и изделия : межвуз. сб. науч. тр. – Магнитогорск, МГТУ, 2002.

УДК 621.791

DOI:10.35211/1990-5297-2021-10-257-49-59

**Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, С. А. Кузнецов, С. П. Писарев**

### **МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА ТИТАН ВТ1-0 + СТАЛЬ 08кп ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

*e-mail: mv@vstu.ru*

Проведено исследование методом 3D-моделирования методом конечных элементов различий в деформациях слоев композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп за счет боковых и продольных течений металла при варьировании диаметра прокатных валков и геометрии композита, а также верификация результатов 3D-моделирования прокатки сваренного взрывом титано-стального биметалла титан ВТ1-0 + сталь 08кп с использованием экспериментальных данных.

**Ключевые слова:** титан, сталь, сварка взрывом, биметалл, прокатка, деформация, моделирование, прогнозирование, метод конечных элементов.

© Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кузнецов С. А., Писарев С. П., 2021.

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



*L. M. Gurevich, O. V. Slautin, V. G. Shmorgun, S. A. Kuznetsov, S. P. Pisarev*

# MODELING OF THE STRESS-STRAIN STATE OF A BIMETAL WELDED BY EXPLOSION TITANIUM VT1-0 + STEEL 08kp DURING DEFORMATION BY HOT ROLLING

**Volgograd State Technical University**

A study of the differences in the deformations of the layers of the composite titanium VT1-0 + steel 08kp due to lateral and longitudinal metal flows with varying the diameter of the rolling rolls and the geometry of the composite, as well as verification of the results of 3D modeling of rolling of the explosion-welded titanium-steel bimetal titanium VT1-0 + steel 08kp using experimental data, was carried out.

**Keywords:** titanium, steel, explosion welding, bimetal, rolling, deformation, modeling, forecasting, finite element method.

## Введение

Биметаллы системы титан-железо широко применяются в химической, нефтеперерабатывающей и атомной промышленности [1–3]. Наиболее качественные титано-стальные соединения получают с помощью сварки взрывом (СВ), т. к. в сваренных на оптимальных режимах биметаллах отсутствуют хрупкие фазы и реализуется равнопрочность основному металлу [4]. В последующем, для получения качественных титано-стальных тонколистовых слоистых композиционных материалов (СКМ) и устранения микродефектов, образовавшихся при СВ, а также при разработке и создании нового класса конструкционных материалов – слоистых металл-интерметаллидных композитов (СМИК) [1–3, 5], применяются различные виды обработки давлением, в частности – холодная (ХП) и горячая (ГП) прокатка [6–8].

Известно, что при прокатке многослойных композитов с различиями механических свойств слоев в большей степени должен деформироваться металл с меньшим сопротивлением деформации, а это в свою очередь приводит к неравенству длин дуг захвата, давлений и крутящих моментов на верхнем и нижнем валках. При разработке методик расчета процессов пластической деформации при прокатке многослойных тел обычно применяют допущения, упрощающие модель процесса и позволяющие получить аналитические зависимости для оценки влияния основных технологических параметров.

Неравномерность деформации слоев композитов при прокатке зависит от соотношения их сопротивлений деформации, исходных толщин и порядка укладки слоев, параметров очага деформации, а также от касательных напряжений на границах соединения [9–11]. Неравномерность деформации оказывает отрицательное влияние на процесс прокатки и свойства биметалла, так как приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут

привести к расслоению биметалла, его изгибу, короблению, разрыву более твердых слоев.

При прокатке асимметричных биметаллов в мягком слое появляются дополнительные напряжения сжатия на границе соединения, а в твердых – напряжения растяжения. В результате воздействия валков с приконтактными поверхностями слоев биметалла, в них возникают сжимающие напряжения. Мягкий слой биметалла подвергается действию сжимающих напряжений как со стороны твердого слоя, так и валков, что затрудняет деформацию мягкого слоя. В твердом слое возникают как сжимающие напряжения со стороны валков, так и растягивающие – со стороны мягкого слоя, что облегчает его деформацию, а следовательно, несколько выравниваются послойные деформации по сравнению со случаем независимой деформации [12].

Зависимость относительной деформации биметалла от основных параметров процесса имеет вид:

$$\varepsilon_T/\varepsilon = f\left(\sigma_T/\sigma_M; H_T/H; L/H_{cp}; \tau; \varphi\right), \quad (1)$$

где  $H$  и  $H_T$  – начальная толщина биметалла и его твердого слоя соответственно;  $\sigma_T$  и  $\sigma_M$  – величины, характеризующие сопротивление деформации металлов твердого и мягкого слоев соответственно;  $L/H_{cp}$  – параметры очага деформации;  $\tau$  – величина, характеризующая прочность соединения слоев;  $\varphi$  – параметр, характеризующий расположение слоев в биметаллической заготовке.

Прочная связь между слоями полученных сваркой взрывом заготовок препятствует взаимному смещению слоев на границе раздела, что существенно влияет на характер деформированного состояния. Различия в деформации мягкого и твердого слоев приводит к изгибу биметалла, а при наличии условий, препятствующих изгибу, неравномерность деформации проявляется в виде наплывов мягкого слоя на краевых частях полосы, идущих в отходы [13].

При установившемся процессе прокатки биметалла с прочным сцеплением слоев неравномерность деформации наблюдается только в поперечном направлении и почти полностью отсутствует (при невозможности изгиба направлении полосы) в продольном. При разработке технологического процесса получения прокаткой биметаллических листов с предварительным сцеплением слоев необходимо проводить расчет послойных деформаций в зависи-

мости от параметров процесса прокатки. В прошлом веке для моделирования деформации слоев в слоистых композитах успешно применяли энергетические и вариационные принципы механики сплошных сред [14]. Так С. А. Голованенко и Л. В. Меандровым [15] при рассмотрении деформирования слоев биметалла с прочной связью с учетом трения на плоскости контакта металла с инструментом получено следующее уравнение:

$$\frac{\varepsilon_m}{\varepsilon} = \frac{0,535 + C^2 + (0,534B^7 + B^5C^5)(A-1) + 0,09aC(3-A)(1-B^3)}{0,535 + C^2 + (0,95B^7C^7 - 0,832B^4 + 0,416B)(A-1)}, \quad (2)$$

где  $A = \sigma_r/\sigma_m$ ;  $B = H_r/H$ ;  $C = L/H$ ;  $a$  – параметр, характеризующий величину удельных сил трения на контакте с инструментом. Хорошая корреляция между расчетными и экспериментальными зависимостями неравномерности деформации от параметров  $A$ ,  $B$  и  $C$  показывает возможность использования полученного выражения для практических расчетов неравномерности деформации биметаллов с прочным сцеплением слоев.

Интенсивное развитие компьютерных пакетов программ конечно-элементного анализа, например, ANSYS (компания ANSYS Inc., США), T-FLEX Анализ (компания «Топ Системы», Россия), Simulia/ABAQUS (Dassault Systemes) позволяют с высокой степенью точности и в приемлемые сроки моделировать процессы прокатки многослойных композитов с учетом изменения деформационной способности слоев из-за наклепа [16–19].

Ранее проведенная успешная верификация упруго-пластической модели с повышающими-

ся пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте пластической деформации слоев и алгоритмов расчетов, положенных в основу программного комплекса SIMULIA/Abaqus [17–19], позволила использовать их для выявления влияния технологических параметров при моделировании процесса прокатки титаностального композита.

Целью настоящей статьи являлось исследование различий в деформациях слоев композита титан BT1-0 + сталь 08кп за счет боковых и продольных течений металла при варьировании диаметра прокатных валков и геометрии композита.

#### Материалы и методы исследования

В трехмерной моделях прокатки (рис. 1) вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных проходах экспериментальной прокатки.

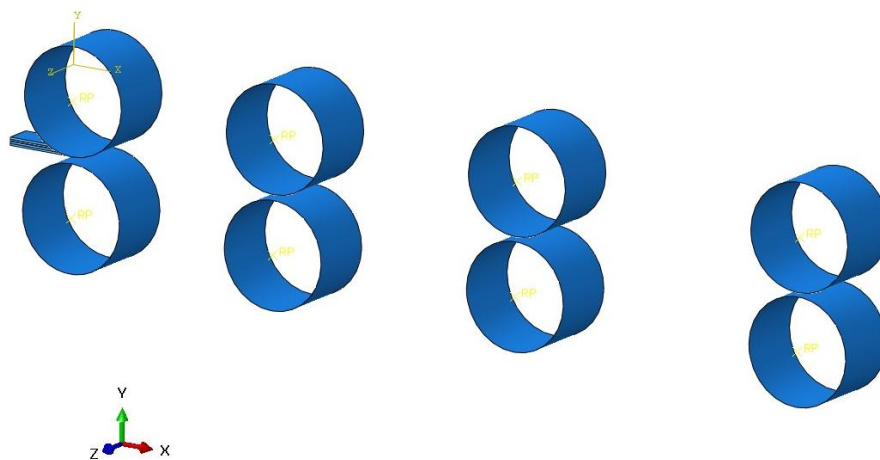


Рис. 1. Трехмерная схема моделирования прокатки композита титан BT1-0 + сталь 08кп с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus

Образец проходил через четыре последовательно установленных пар валков, что позволя-

ло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируе-

мой прокатки. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью  $2\pi$  радиан/с валками и поверхностями полосы слоистого композита в соответствии с [12] принимали  $f = 0,2$ . Диаметры прокатных валков изменяли от 75 до 200 мм. Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. В граничных условиях были запрещены перемещения переднего торца прокатываемой полосы в вертикальном направлении. Это позволяло получить практически прямолинейный

прокат после прохождения каждой пары валков, но на входе в зазор прокат мог свободно изгибаться из-за разности деформационной способности слоев. Использовался биметаллический композит (с моделируемой исходной толщиной слоев сталь 08кп – 5 мм, титана BT1-0 – 4,0 мм), что соответствовало использованному в реальных экспериментах прокатным образцам. Для варьирования условий продольного и бокового течения изменяли соотношение исходной ширины композита (табл. 1).

Таблица 1

Варианты использованных условий моделирования

Номер модели	Диаметр вала, мм	Исходные размеры, мм		
		длина	ширина	толщина
1	200	150	30	9
2	200	150	60	9

Величины зазоров в каждой паре валков приведены в табл. 2. При задании расчетных схем материалы слоев использовали модель

пластичности данные [20], позволяющей учитывать изменение предела текучести при различных величинах деформации (рис. 2).

Таблица 2

Зазоры в каждой паре валков прокатного стана

Параметр прокатки	Номер пары валков			
	1	2	3	4
Зазор, мм	7,2	6,35	5,45	4,5
Относительное обжатие, %	20	30	40	50

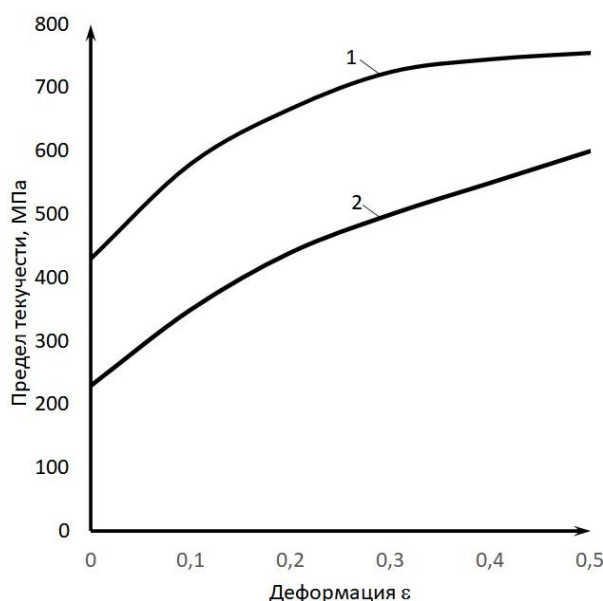


Рис. 2. Зависимость предела текучести титан BT1-0 (1) и стали 08кп (2) от степени пластической деформации

Для верификации результатов проводили исследование на образцах биметалла титан BT1-0 + сталь 08кп с исходными толщинами слоев 5,0 и 4,0 мм соответственно, полученных сваркой взрывом по параллельной схеме на режиме (скорость детонации взрывчатого вещества 2900–2950 м/с, скорость соударения 650–670 м/с), обеспечившем при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение композиционных образцов при напряжениях 360–500 МПа. Наличие высокотвердых оплавок на межслойных границах не превышало  $\approx 5\%$  от общей протяженности границы соединения (рис. 3).

Последующая прокатка биметаллических композитов производилась на двухвалковом прокатном стане ДУО до толщины  $1 \pm 0,05$  мм с обжатием за один проход 8–12 %. После каждого прохода производился отбор образцов для определения послойных деформаций слоев и композита в целом.



Рис. 3. Микроструктура зоны соединения титан BT1-0 + сталь 08 кп после сварки взрывом ( $\times 200$ )

Температура прокатки (700 и 800 °C) была выбрана меньше температуры полиморфного превращения в титане, так как нагрев композита до температуры, превышающей температуру  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения в титане, сопровождается уменьшением его объема на 5,5 %, а температурный коэффициент линейного расширения титана при 900–1000 °C в 2,5 раза меньше, чем стали. Кроме того, полиморфное превращение сопровождается изменением пластичности титана. Выбранные температуры превышают порог начала рекристаллизации компонентов биметалла, определенные по правилу А. А. Боч-

вара ( $\approx 500$  °C для технически чистого титана и  $\approx 630$  °C для нелегированных низкоуглеродистых сталей), на 100–200°, что практически исключает возможность протекания рекристаллизационных процессов за короткий временной интервал прокатки.

#### Результаты исследований и их обсуждение

В качестве базового варианта при моделировании была выбрана модель № 1. По результатам моделирования было получено распределение высотной и продольной деформации вдоль вертикальной оси образца (рис. 4). Как видно из рис. 4 распределение высотной и продольной деформаций в титане практически постоянно от наружной поверхности к границе раздела, а в стальной пластине максимальные по величине деформации обнаруживаются вблизи наружной поверхности пластины.

Визуализация изменения распределения деформации вдоль оси Z (в поперечном направлении) на наружной поверхности стальной пластины показано на рис. 5. Максимальные поперечные деформации наблюдаются в стальной пластине наблюдаются в осевой зоне, которые уменьшаются к боковым краям пластины, а также на заходном и выходном участках.

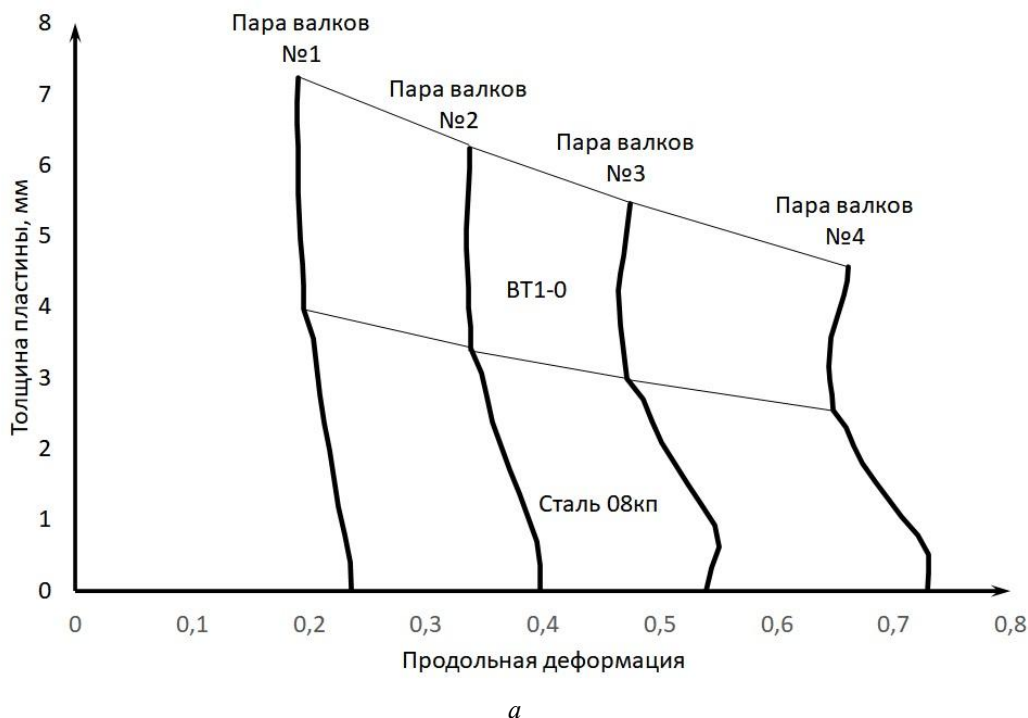


Рис. 4. Распределение продольной (а) и высотной деформации (б) вдоль вертикальной оси образца шириной 30 мм при последовательном прохождении четырех пар валков (см. также с. 54)

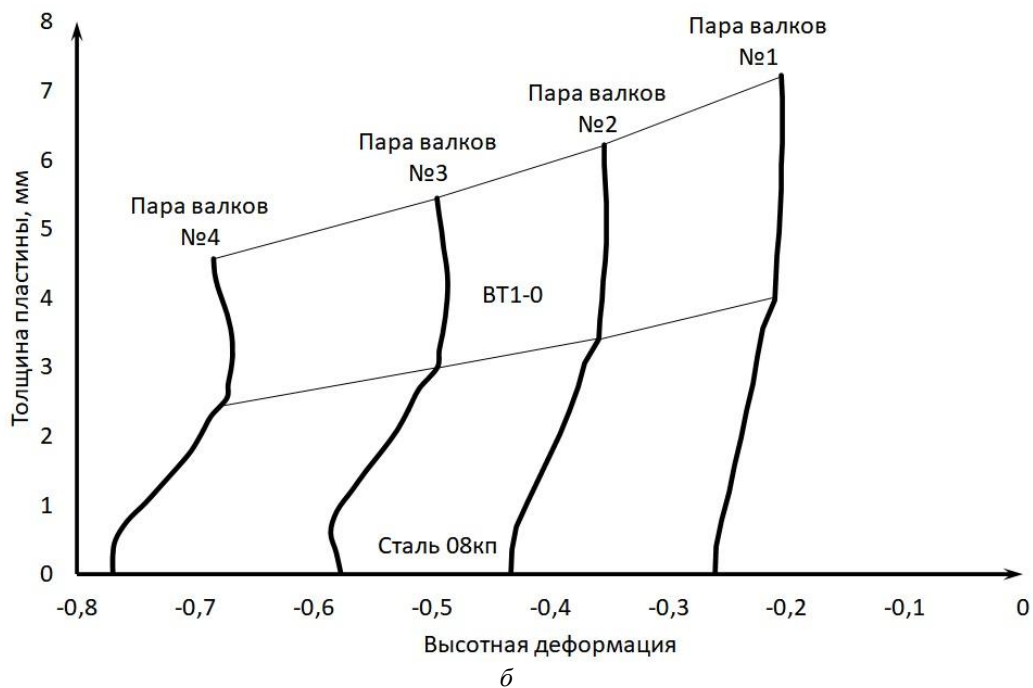


Рис. 4. Окончание

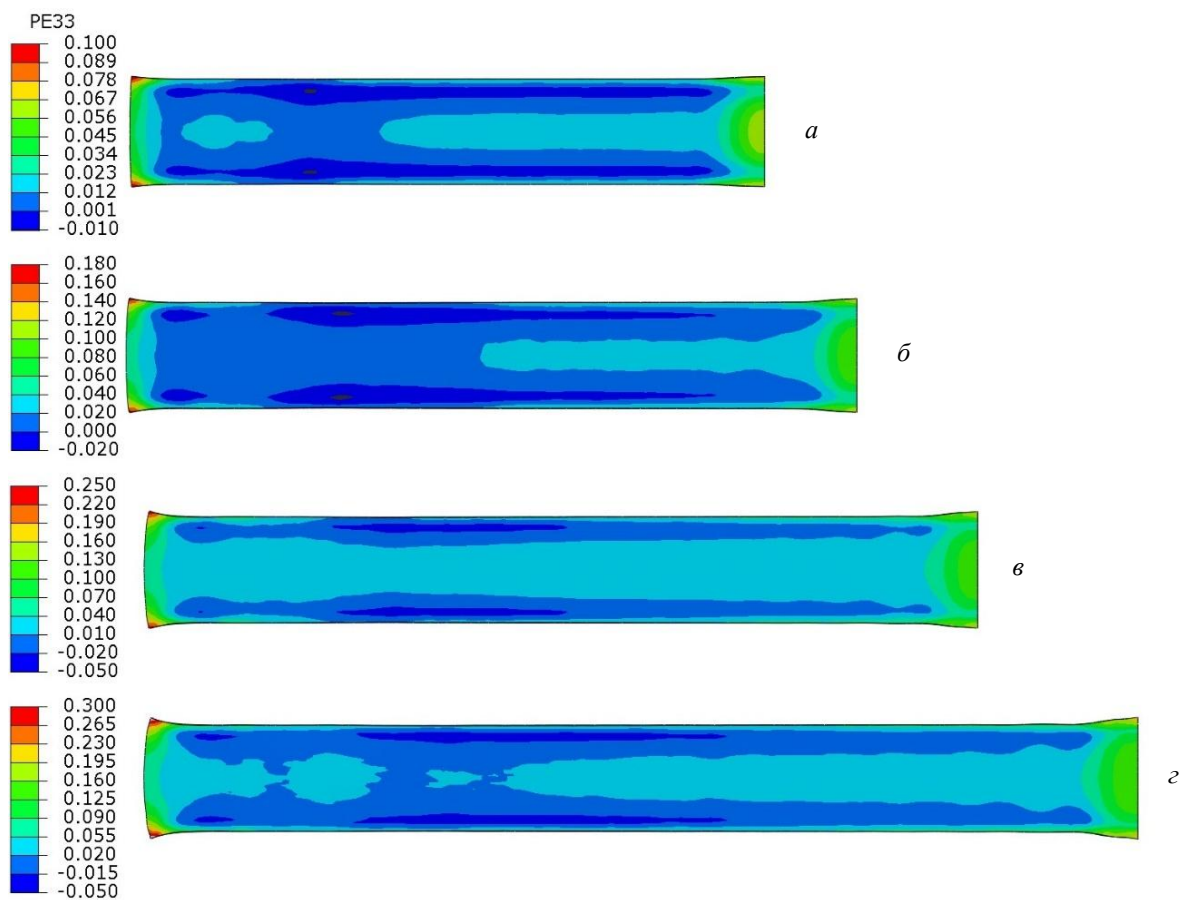


Рис. 5. Изменение распределения деформации в поперечном направлении на наружной поверхности стальной пластины исходной шириной 30 мм после прохождения:  
 а – первой пары валков; б – второй пары; в – третьей пары; г – четвертой пары



Близкая картина визуализации поперечных деформаций наблюдается и на наружной поверхности титана (рис. 6), однако у титанового слоя величины деформации в осевой зоне и вблизи боковых краев отличаются незначительно.

Увеличение ширины прокатываемой пластины до 60 мм заметно затрудняет уширение пластины при прокатке при прохождении каждого из четырех зазоров между валками (рис. 7).

В отличие от прокатки пластин шириной 30 мм, в этом случае поперечные деформации

значительно ниже, и отсутствует зона повышенных деформаций в осевой части пластины. Наоборот, максимальные поперечные деформации локализуются вблизи боковых краев пластины.

Как видно из рис. 8 увеличение ширины слоистого композита резко изменило распределение высотной и продольной деформаций в стали и в титане по сравнению с аналогичными характеристиками в образце шириной 30 мм (рис. 5). Суммарные обжатия слоев обоих вариантов композита после прохождения каждой пары валков приведены в табл. 3.

Таблица 3

Суммарные обжатия слоев титана BT1-0 и стали 08 кп

Материал слоя	Ширина пластины, мм	Величина обжатия после каждой пары валков, %			
		пара № 1	пара № 2	пара № 3	пара № 4
BT1-0	30	18,57	29,74	38,66	49,48
Сталь 08кп	30	20,66	31,57	40,10	48,98
BT1-0	60	19,83	31,06	39,68	50,02
Сталь 08кп	60	19,77	30,61	39,73	49,47

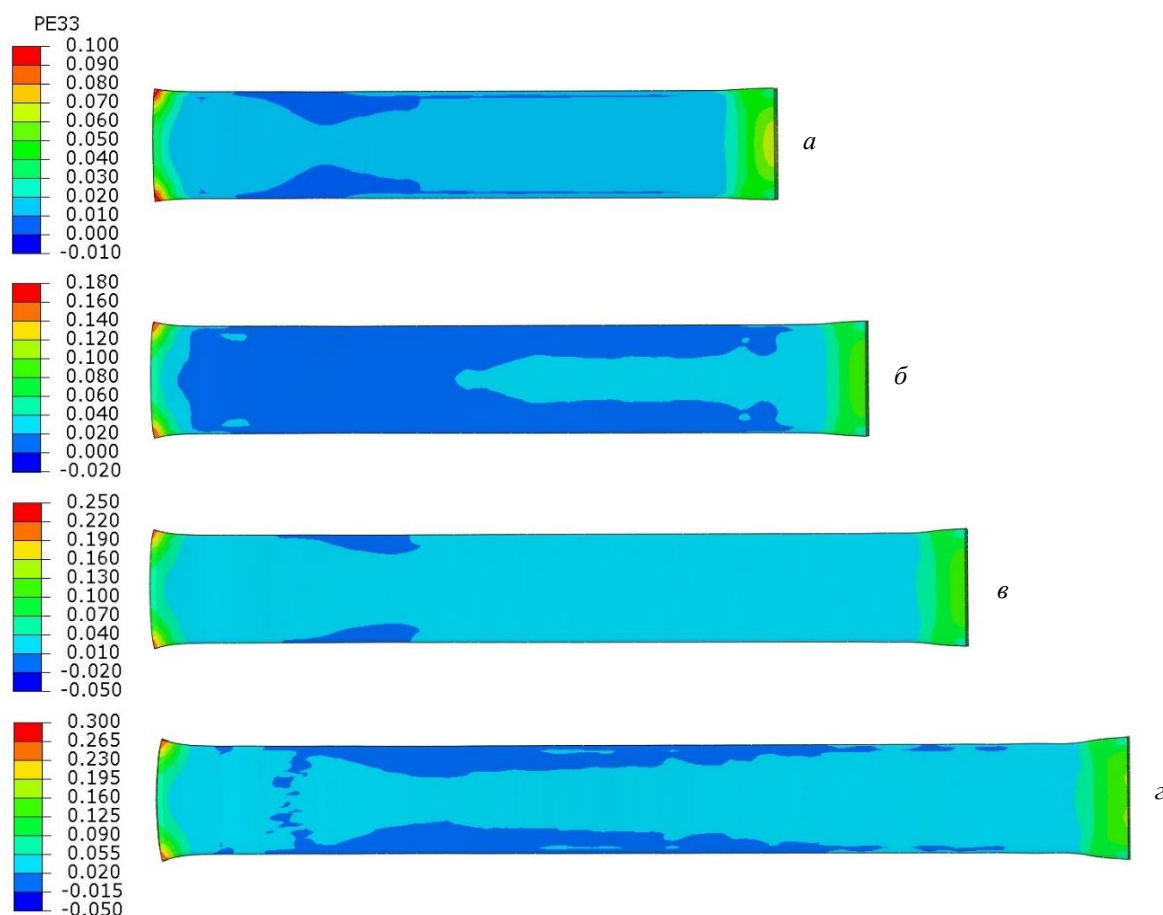


Рис. 6. Изменение распределения деформации в поперечном направлении на наружной поверхности титановой пластины исходной шириной 30 мм после прохождения: а – первой пары валков; б – второй пары; в – третьей пары; г – четвертой пары

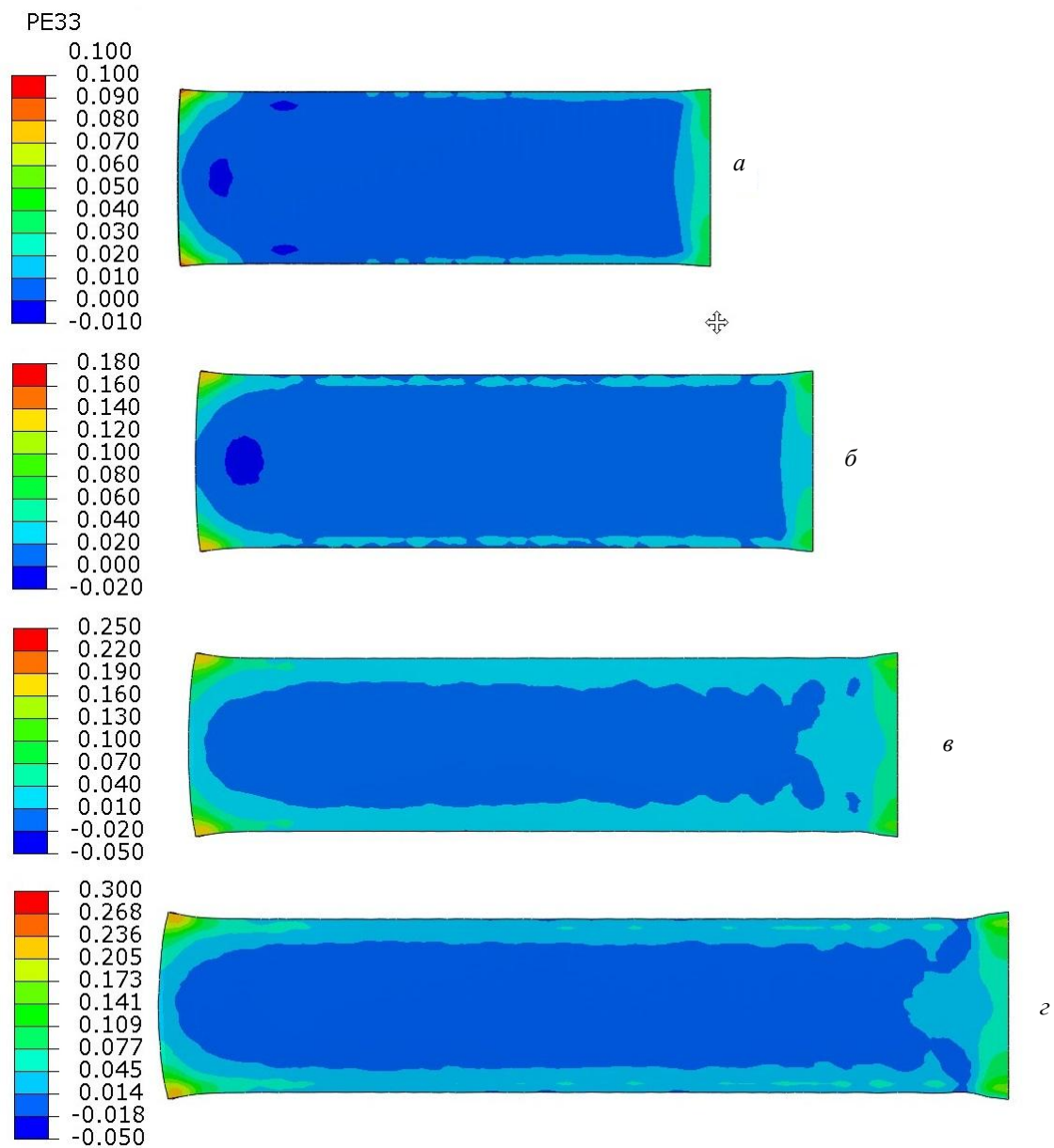


Рис. 7. Изменение распределения деформации в поперечном направлении на наружной поверхности стальной пластины исходной шириной 60 мм после прохождения: *a* – первой пары валков; *б* – второй пары; *в* – третьей пары; *г* – четвертой пары

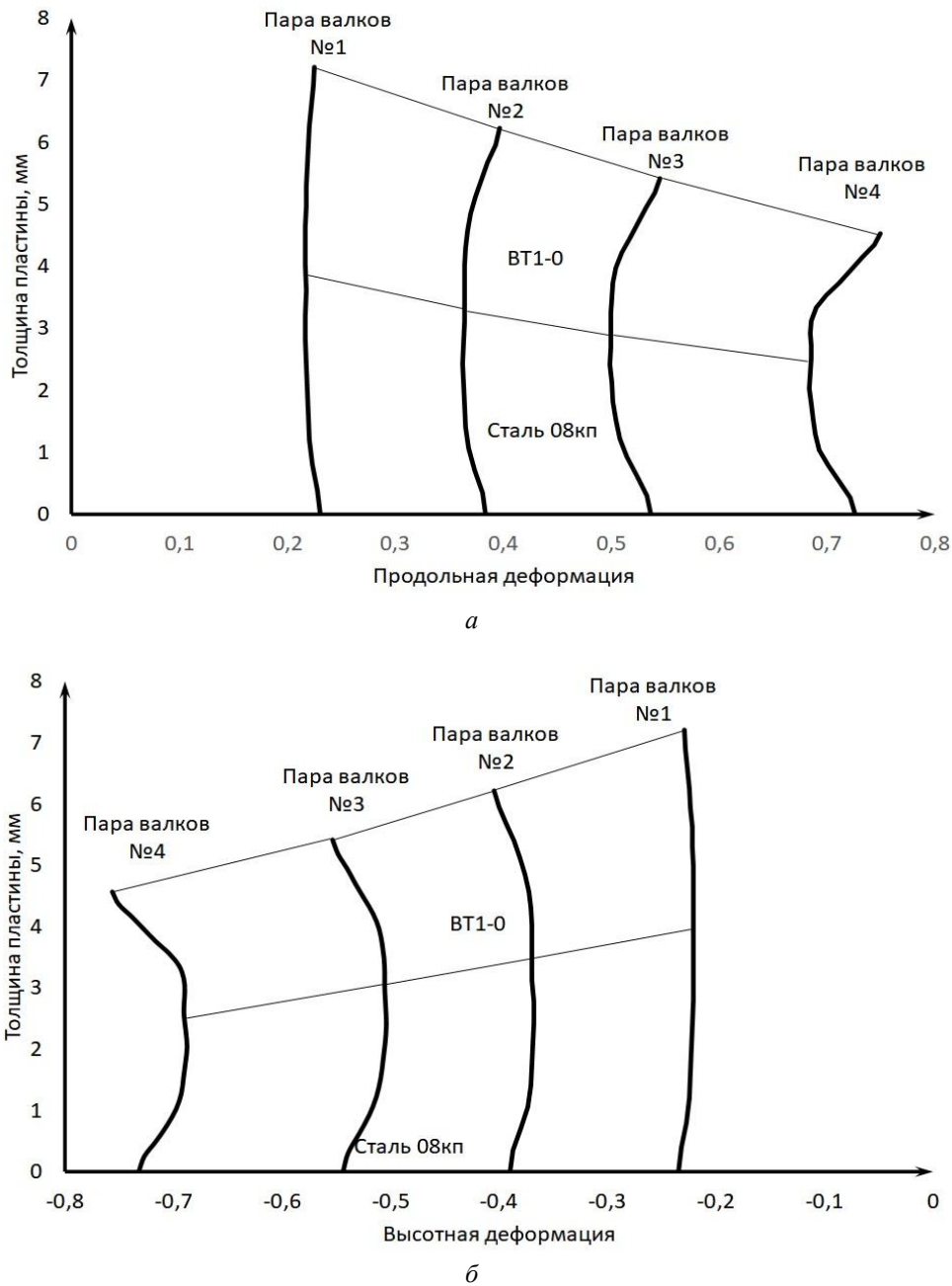


Рис. 8. Распределение продольной (а) и высотной деформации (б) вдоль вертикальной оси образца шириной 60 мм при последовательном прохождении четырех пар валков

При проведенной верификации установлено, что при ГП, наблюдалась некоторая неравномерность деформации титановых и стальных слоев. Однако расслоений по межслойным границам или разрушений образцов, прокатанных при температуре 700 (800) °С с обжатием до 74 % включительно, не наблюдалось (рис. 9). Так, различие в исходных прочностных характери-

стиков слоев приводит к нарушению соотношений толщин слоев в результате деформации при малых степенях обжатия композита в целом. Например, при степени  $\varepsilon = 55\%$ , обжатие BT1-0 и стали 08кп составляло соответственно 32 и 57 %. Увеличение обжатия до 72 % привело к практически равномерной деформации как стального, так и титанового слоев (рис. 9).

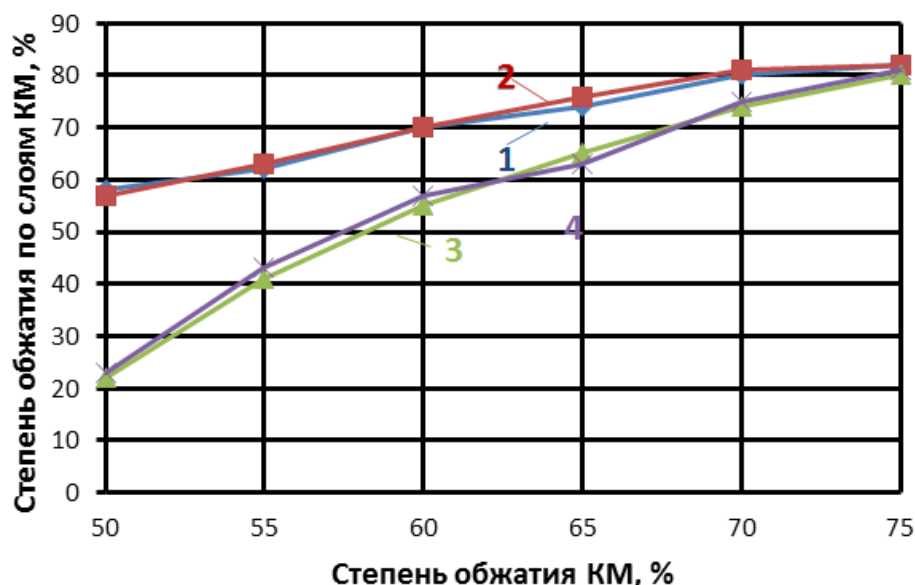


Рис. 9. Поперечная деформация титановых и стальных слоев при горячей прокатке (1, 3 – 700 °C; 2, 4 – 800 °C) с различными степенями обжатия: 1, 2 – ВТ1-0; 3, 4 – 08 кп

### Выводы

1. Продольная деформация в стальной и титановой пластинах при прохождении первой пары валков практически постоянна по толщине, при прохождении последующих валков за счет сил трения о поверхности валков продольная деформация приповерхностных слоев опережает деформацию слоев вблизи поверхности раздела.
2. Характер распределения высотной деформации в центральной зоне пластины практически одинаков для стальной и титановых пластин.
3. Результаты экспериментов по прокатке образцов биметалла титан ВТ1-0 + сталь 08кп с исходными толщинами слоев 5,0 и 4,0 мм, полученных сваркой взрывом по параллельной схеме, имели хорошую корреляцию с результатами моделирования.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Титан-сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. – 2008. – Т. 2. – №. 10. – С. 5-14.
2. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгунов. – Волгоград, ВолгГТУ. – 2013. 344 с.
3. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва: Металлургиздат, 2016. – 346 с.
4. Седых, В. С. Особенности микронеоднородности сваренных взрывом соединений / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: сб. науч. тр. – Волгоград, ВПИ. – 1975. – С. 3-39.
5. Шморгунов, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгунов, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 3. – С. 3-9.
6. Обработка металлов давлением / Н. А. Карнаушенко, М. И. Капустина, А. Я. Коротеева [и др.]. – М.: Металлургия, 1969. – 163 с.
7. Сидоров, И. И. Биметалл титан-сталь, полученный сваркой взрывом, и его применение / И. И. Сидоров, А. М. Тынтарев, Э. Ф. Кирилин // Вопросы материаловедения. – 1999. – № 3. – С. 276-292.
8. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.
9. Ляшков, В. Б. Исследование контактных напряжений при прокатке биметалла с натяжением / В. Б. Ляшков, В. К. Никифоров, П. Ф. Засуха // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1976. – № 4. – С. 116-119.
10. Биметаллический прокат / П. Ф. Засуха, В. Д. Коршиков, О. Б. Бухвалов, А. А. Ершов. – М.: Металлургия, 1970. – 263 с.
11. Король, В. К. Особенности моделирования процесса прокатки слоистых материалов. Перспективные технологии легких и специальных сплавов (к 100-летию со дня рождения академика А. Ф. Белова). – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. – 432 с.
12. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гиндельгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.
13. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов: монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов, Л. М. Гуревич; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК "Политехник", 2001. – 241 с.
14. Тарновский, И. Я. Вариационные методы механики пластических сред в теории обработки металлов давлением / И. Я. Тарновский. – Инженерные методы расчета технологических процессов обработки металлов давлением. – М.: Металлургиздат, 1963. – С. 45-72.

15. Голованенко, С. А. Производство биметаллов / С. А. Голованенко, Л. В. Меандров. – М.: Металлургия, 1966. – 404 с.
16. Смирнов, С. В. Сравнительная оценка поврежденности металла на свободной боковой поверхности при прокатке однослойных и трехслойных полос / С. В. Смирнов, И. А. Веретенникова // *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*. Issue 4, 2015. – С. 7.
17. Гуревич, Л. М. Моделирование процессов деформирования слоистых титаноалюминиевых композитов в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 11–15.
18. Гуревич, Л. М. Исследование неравномерности деформации при прокатке биметалла титан-алюминий / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, А. И. Богданов // *Производство проката*. – 2013. – № 8. – С. 24–28.
19. Двух- и трехмерное моделирование процесса прокатки слоистых никель-алюминиевых композитов / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко // *Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 8). – С. 26–29.
20. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.



## ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-60-63

*А. В. Савинов, О. А. Полесский, А. А. Чудин, П. П. Красиков  
Л. С. Красикова, Д. А. Муругов*

### ГАЗОДИНАМИЧЕСКОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ДУГИ НА МЕТАЛЛ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ СВАРКЕ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ (ОБЗОР)\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе на основе анализа литературных данных показано влияние состава защитного газа, величины напряжения на дуге, силы тока на силовое (газодинамическое) воздействие дугового разряда с неплавящимся электродом, толщину жидкой прослойки расплавленного металла, глубину кратера сварочной ванны.

*Ключевые слова:* дуга с неплавящимся электродом, газодинамическое воздействие.

*A. V. Savinov, O. A. Polesskiy, A. A. Chudin, P. P. Krasikov, L. S. Krasikova, D. A. Murugov*

### GAS-DYNAMIC EFFECT OF THE ARC ON THE METAL OF THE WELD POOL DURING NON-CONSUMABLE ELECTRODE WELDING (REVIEW)

Volgograd State Technical University

Based on the analysis of the literature data, the influence of the composition of the shielding gas, the voltage across the arc, the current strength on the power (gas-dynamic) effect of an arc discharge with a non-consumable electrode, the thickness of the liquid layer of the molten metal, and the depth of the crater of the weld pool are shown.

*Keywords:* arc with a non-consumable electrode, gas-dynamic effect.

В балансе сил, действующих на сварочную ванну, силовое (газодинамическое) воздействие дугового разряда играет важную роль, следовательно, его изучение и понимание способов его регулирования, представляют значительный интерес. Действие дуги на металл сварочной ванны в значительной степени обуславливает такие важные технологические параметры, как глубина проплавления, интенсивность перемешивания металла в ванне, и, как следствие, качество формирования валика и сварного соединения в целом [1].

Несмотря на большое количество работ, посвященных данной проблеме [1–13], влияние силового воздействия дуги на сварочную ванну изучено недостаточно полно. При изучении такого воздействия исследователи, в большинстве случаев, отказываясь от наведения сварочной ванны (ее заменяют твердым охлаждаемым

анодом), пренебрегают эффектами, связанными с наличием паровой фазы, а, следовательно, с изменением потенциала ионизации, влиянием парового потока и т. п. [2]. Поэтому, рассматривая различные процессы сварки, не всегда можно достоверно выделить роль силового воздействия разряда в получаемом проплавлении. Именно по этой причине остается дискуссионным вопрос о достоверном измерении силового воздействия дугового разряда.

А. В. Петров [3] первым заметил, что силовое воздействие дуги сохраняется и при коротком замыкании дугового промежутка (т. е. при прохождении тока в отсутствии дуги) и объяснил это электромагнитной силой, «стремящейся расширить контур цепи». Исходя из этого, он сделал вывод, что силовое воздействие сварочного разряда определяется динамическим напором потока газов, обусловленным пинч-

© Савинов А. В., Полесский О. А., Чудин А. А., Красиков П. П., Красикова Л. С., Муругов Д. А., 2021.

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

эффектом, и равным разности между общим усилием и усилием в опыте с коротким замыканием дуги.

В тоже время, по мнению А. А. Ерохина [1] такая оценка неправомерна, затрудняет или делает невозможным сравнение результатов различных исследователей и приводит к ошибочным выводам. При этом вместо силы «расширения контура» им предложено использовать силу взаимодействия тока с собственным магнитным полем. Электромагнитная сила в опытах с коротким замыканием и при горении дуги может быть одинакова только при условии равенства порождаемых в обоих случаях магнитных полей, что на практике недостижимо. Еще менее вероятным А. А. Ерохин считает подобие электромагнитной объемной силы в осесимметричной неподвижной сварочной ванне и силы в реальной сварочной ванне вследствие еще большего различия магнитных полей [1]. Он приходит к выводу, что силовое воздействие дуги на сварочную ванну складывается из скоростного напора газового потока и объемных электромагнитных сил, действующих на металл ванны.

В работе [4] рассмотрено силовое воздействие дуги на свариваемый металл, исходя из каналовой модели дугового разряда. Однако данная модель имеет ряд существенных допущений, что приводит к искажению численных результатов. В частности, принято равномерное распределение плотности тока  $j$  по площади поперечного сечения дуги, не учитываются газо- и гидродинамические процессы. Авторы сами отмечают необходимость дальнейшего уточнения результатов, а также исследования

неканаловой модели дуги с плотностью тока, изменяющейся вдоль радиуса дуги по определенному закону.

Изыскания в этом направлении были продолжены в работе [5] и позволили получить зависимости плотности тока  $j(r)$  для неканаловой модели дугового разряда (рис. 1), результатом которых явились более точные численные решения и учет факторов, которые невозможно выявить при каналовой модели дуги. Однако и в этой работе не были учтены силы поверхностного натяжения и динамического давления газовых и плазменных потоков, в связи с чем результаты, полученные автором, также требуют дополнений и уточнений.

Обращает на себя внимание тот факт, что в литературе часто силовое воздействие дугового разряда на всю поверхность сварочной ванны называют давлением (или интегральным давлением) дуги, что является как минимум неточным, т. к. оно имеет размерность силы (Н), а не давления (Па) [1].

Таким образом, можно утверждать, что суммарное силовое воздействие дуги  $F$  на сварочную ванну, обусловленное процессами в дуге и наличием электромагнитного поля, складывается из двух сил [6]:

$$F = F_d + F_{эм},$$

где  $F_d$  – сила, обусловленная газодинамическим воздействием дуги на свариваемый металл;  $F_{эм}$  – электромагнитная сила сварочного контура.

При этом следует учитывать только ту электромагнитную силу сварочного контура, которая действует непосредственно в месте расположения сварочной ванны.

Авторами [7–10] проведены исследования, позволившие зафиксировать толщину жидкой прослойки  $\delta_{ж}$  металла под сварочной дугой (рис. 2). Из анализа зависимостей следует, что глубина кратера пропорциональна току дуги, а, следовательно, и силовому воздействию на расплавленный металл, в то время как толщина жидкой прослойки остается практически неизменной. Прогиб ванны принимает существенную величину при  $I_d > 200A$ , в противном случае толщина жидкой прослойки превышает глубину кратера, что также говорит о значительном влиянии сварочного тока на процесс образования и форму кратера. Однако приведенные данные позволяют лишь констатировать факт увеличения глубины проплавления с ростом сварочного тока.

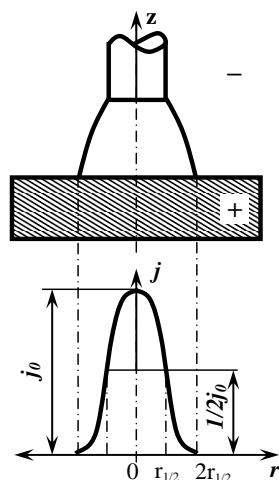


Рис. 1. Схема к расчету силового воздействия разряда на металл сварочной ванны для неканаловой модели дуги [5]

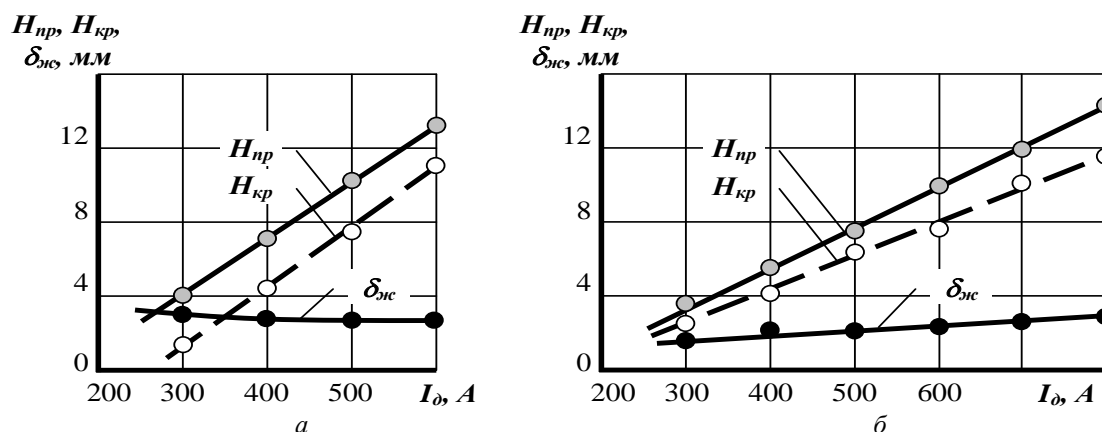


Рис. 2. Зависимость толщины жидкой прослойки  $\delta_{жс}$ , глубины кратера  $H_{кр}$  и проплавления  $H_{пр}$  от силы тока [8]:  
а – аргон; б – гелий

Авторами [8] исследовано влияние величины напряжения на дуговом промежутке на параметры сварочной ванны (рис. 3). При этом с увеличением напряжения наблюдается рост глубины кратера и проплавления. Неоднозначно влияние величины напряжения дугового разряда на толщину прослойки жидкого металла сварочной ванны под дугой. Из рис. 3 видно,

что этот показатель возрастает с ростом напряжения на дуге, горящей в аргоне, и практически не изменяется для дуги в гелии. В тоже время, анализ работы [10] позволяет говорить об обратном:  $\delta_{жс}$  увеличивается с уменьшением напряжения на межэлектродном промежутке при сварке в аргоне.

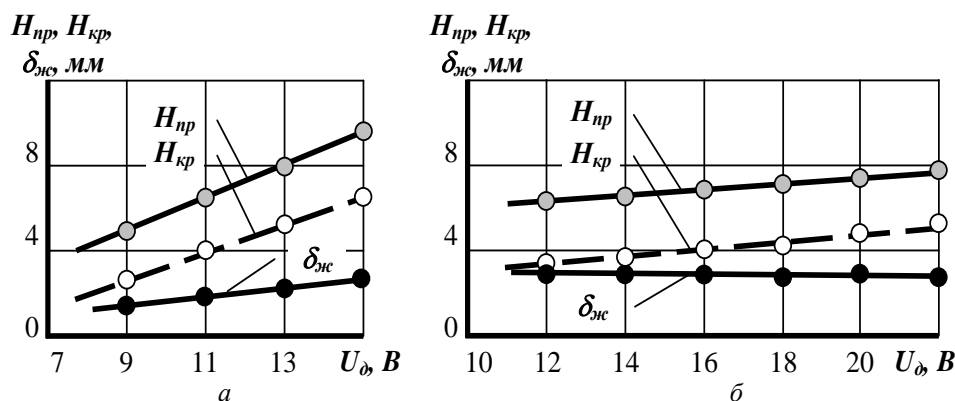


Рис. 3. Зависимость толщины жидкой прослойки  $\delta_{жс}$ , глубины кратера  $H_{кр}$  и проплавления  $H_{пр}$  от величины напряжения дуги [8]:  
а – аргон; б – гелий

Следует отметить зависимость параметров сварочной ванны не только от силы сварочного тока и напряжения на дуге, но и от состава защитного газа, которая более подробно будет рассмотрена ниже.

Анализ [9–12] не позволил однозначно ответить на вопрос о степени влияния роста мощности дуги и ее силового воздействия на изменение параметров проплавления и процессы образования кратера. Кроме того, исследователи, обладая точным инструментом, не уделили достаточного внимания построению зависи-

мостей толщины прослойки расплавленного металла по мере перехода от оси сварочной ванны к ее границе с основным металлом, ограничившись изучением  $\delta_{жс}$  непосредственно под дугой. Вместе с тем, именно эти зависимости дают более полную картину о характере процессов, протекающих в объеме сварочной ванны, и влиянии на них силового воздействия дугового разряда при сварке.

Правильность вывода об уменьшении силового воздействия дугового разряда с увеличением его длины подтверждают зависимости

(рис. 4), приведенные в работе [13]. При изменении напряжения дуги с 10 до 30В силовое воздействие разряда уменьшается на  $(0,2 \div 0,9) \times 10^{-2} \text{Н}$  в диапазоне токов от 150 до 350А, причем это снижение тем сильнее, чем больше ток дуги.

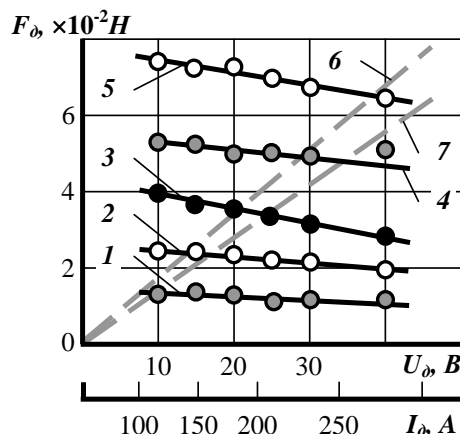


Рис. 4. Зависимость силового воздействия дуги  $F_d$  от напряжения  $U_d$  и величины тока  $I_d$  [13]:  
1 —  $I_d=150\text{А}$ ; 2 —  $I_d=200\text{А}$ ; 3 —  $I_d=250\text{А}$ ; 4 —  $I_d=300\text{А}$ ;  
5 —  $I_d=350\text{А}$ ; 6 — 10В; 7 — 30В;  $d_{\text{пр}}=1,5\text{мм}$ ;  $\alpha=15^\circ$

В то же время, силовое воздействие дугового разряда прямо пропорционально квадрату силы тока при любой величине межэлектродного расстояния. При этом коэффициент  $k$  уменьшается на 14 % с  $6,15 \times 10^{-7}$  до  $5,39 \times 10^{-7} \text{Н/А}^2$ . Таким образом, увеличение длины дуги приводит к снижению ее силового воздействия в среднем на 12–14 %, что согласуется с результатами работы [12].

Таким образом, воздействие дуги на свариваемый металл в значительной степени определяется интенсивностью катодного потока плазмы. Изменение геометрии не только конической заточки, но и формы рабочего участка неплавящегося электрода в целом, является эффективным инструментом управления дуговым разрядом.

### Выводы

1. Силовое воздействие дуги на сварочную ванну складывается из скоростного напора газового потока и объемных электромагнитных сил, действующих на металл ванны.

2. Воздействие дуги на свариваемый металл в значительной степени определяется интенсивностью катодного потока плазмы. Изменение геометрии не только конической заточки, но и формы рабочего участка неплавящегося электрода в целом, является эффективным инструментом управления дуговым разрядом.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ерохин, А. А. Определение величины силового воздействия дуги на расплавляемый металл / А. А. Ерохин // Автоматическая сварка. — 1971. — № 11. — С. 62–64.
2. Симоник, А. Г. Исследование силового воздействия дугового разряда при сварке легких сплавов / А. Г. Симоник, С. И. Верещагин, Н. Д. Маслова // Автоматическая сварка. — 1991. — № 7. — С. 35–36, 51.
3. Петров, А. В. О методике измерения силового воздействия дуги / А. В. Петров // Автоматическая сварка. — 1979. — № 9. — С. 36–37.
4. Лебедев, В. К. Силовое воздействие сварочной дуги / В. К. Лебедев, И. В. Пентегов // Автоматическая сварка. — 1981. — № 1. — С. 7–15.
5. Пентегов, И. В. Силовое воздействие сварочной дуги (неканаловая модель) / И. В. Пентегов // Автоматическая сварка. — 1987. — № 1. — С. 23–27.
6. Алекин, Л. Е. Давление малоамперной дуги в аргоне на сварочную ванну / Л. Е. Алекин, Н. А. Ильенко, В. В. Гума // Автоматическая сварка. — 1965. — № 10. — С. 38–40.
7. Размышляев, А. Д. Распределение толщины прослойки жидкого металла по длине кратера сварочной ванны / А. Д. Размышляев, Л. К. Лещинский, А. К. Нестеренко // Автоматическая сварка. — 1975. — № 12. — С. 62–63.
8. Суздалев, И. В. Влияние параметров режима сварки на форму и размеры кратера сварочной ванны и толщину жидкой прослойки под дугой / И. В. Суздалев, Б. М. Березовский, В. К. Прохоров // Сварочное производство. — 1988. — № 8. — С. 35–36.
9. Березовский, Б. М. Влияние давления дуги и ширины шва на форму поверхности и глубину кратера сварочной ванны / Б. М. Березовский, И. В. Суздалев, О. В. Сажин // Сварочное производство. — 1990. — № 2. — С. 2–5.
10. Буки, А. А. Определение формы кратера при автоматической сварке / А. А. Буки, В. П. Лавренюк // Автоматическая сварка. — 1978. — № 6. — С. 6–7.
11. Селяненок, В. Н. Зависимость давления сварочной дуги от параметров вольфрамового электрода / В. Н. Селяненок, В. В. Степанов, Р. З. Сайфиев // Сварочное производство. — 1980. — № 5. — С. 5–7.
12. Шиганов, Н. В. Измерение давления дуги при сварке в среде аргона и под флюсом / Н. В. Шиганов, Э. Д. Реймонд // Сварочное производство. — 1957. — № 12. — С. 13.
13. Руссо, В. Л. Влияние напряжения дуги и геометрии неплавящегося электрода на силовое воздействие дуги / В. Л. Руссо, И. В. Суздалев, Э. И. Явно // Сварочное производство. — 1977. — № 7. — С. 6–8.

УДК 621.785.53

DOI:10.35211/1990-5297-2021-10-257-64-68

*В. А. Тельдеков<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>***ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ  
ДЛЯ КОМПЛЕКСНОГО УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН**<sup>1</sup> ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград<sup>2</sup> Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено исследование изменения микроструктуры, толщины  $\varepsilon$ -фазы и твердости диффузионных покрытий, получаемых при варьировании температуры в процессе низкотемпературной нитроцементации. Установлена возможность за счет применения технологии низкотемпературной нитроцементации снизить трудоемкость технологических операций, сократить длительность обработки и уменьшить энергозатраты.

*Ключевые слова:* сталь, диффузия, низкотемпературная нитроцементация, температура, твердость, микроструктура, микротвердость, толщина, коррозионная стойкость.

*V. A. Teldekov<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>***RESEARCH OF LOW TEMPERATURE NITROCARBURIZING  
TECHNOLOGY FOR COMPLEX HARDENING OF MACHINE PARTS**<sup>1</sup> ОАО «VNIITMASH», Volgograd<sup>2</sup> Volgograd State Technical University

The study of changes in the microstructure, thickness of the  $\varepsilon$ -phase and the hardness of diffusion coatings obtained by varying the temperature in the process of low-temperature nitrocarburizing was carried out. Studies have shown the possibility, through the use of low-temperature nitrocarburizing technology, to reduce the labor intensity of technological operations, shorten the processing time and reduce energy consumption.

*Keywords:* steel, diffusion, low-temperature nitrocarburizing, temperature, hardness, microstructure, microhardness, thickness, corrosion resistance.

Известно широкое применение высокотемпературной химико-термической обработки (цементации, нитроцементации) для упрочнения деталей машин, работающих в условиях интенсивного трения или высоких контактных нагрузок. Вместе с тем, в производстве различных машин используются детали, испытывающие при эксплуатации действие сил трения в агрессивных средах. Так, на Ульяновском автомобильном заводе (УАЗ) более 10 наименований деталей из разных марок сталей (сталь А12, сталь 20, сталь 35, сталь 18ХГТ, сталь 25ХГМ) подвергаются упрочнению нитроцементацией при температуре 850–870 °С с последующей закалкой и низким отпускком для обеспечения необходимой износостойкости. Дополнительно на них выполняется антикоррозионная обработка фосфатированием, цинкованием или хроматированием.

В тоже время специалисты по машиностроению большое внимание уделяют низкотемпературным (560–650 °С) процессам насыщения стали углеродом и азотом с последующим охлаждением в потоке аммиака на воздухе, в масле

или в воде. В литературе эти процессы называют низкотемпературной нитроцементацией, газовым карбонитрованием или нитротрированием. В качестве газовой среды в этом случае применяется смесь 50:50 аммиака с эндогазом, природным газом либо с другим углеродсодержащим компонентом [1–11]. Характерной особенностью микроструктуры, полученной по этому процессу, является формирование на поверхности слоя карбонитридов  $\text{Fe}_{2,3}(\text{C}, \text{N})$  толщиной 10–20 микрометров с высокой твердостью (не менее 7,0 ГПа) при относительно небольшой длительности обработки (4–6 ч). Общая толщина упрочненного слоя (до твердости сердцевин) при этом процессе достигает 0,4–0,5 мм.

Целью настоящей работы являлись исследование и выбор оптимального режима низкотемпературной нитроцементации для использования в условиях сухого трения и коррозионно-активных атмосфер.

Учитывая различный уровень содержания углерода и легирующих элементов в вышеуказанных сталях деталей автомобиля УАЗ, выбраны два режима их упрочнения:



– нитроцементация при постоянной температуре 560–580 °С с охлаждением в масле. Образцы и детали из малоуглеродистых нелегированных сталей подвергались отпуску при 130–150 °С для обеспечения дисперсионного твердения феррита;

– комбинированный режим нитроцементации при 560–620 °С с охлаждением в масле.

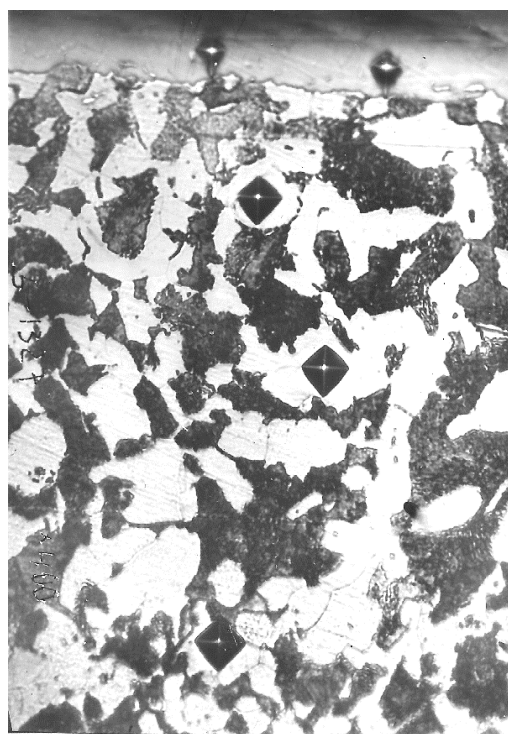
Все режимы химико-термической обработки проводились в шахтной печи США-3,2.4.8/6 с атмосферой из 50 %  $\text{CH}_4$  и 50 %  $\text{NH}_3$  при длительности 5 ч. Качество упрочнения оценивали на поперечных шлифах по результатам металлографического (микроскопы ММР-4, Olympus VX-63) и дюрOMETрического (твердомеры ТКС, ПМТ-3) анализов.

Низкотемпературной нитроцементации по

режиму 1 подвергались образцы и детали из сталей с различным содержанием углерода и легирующих элементов: сталь А12, сталь 20, сталь 35, сталь 40Х, сталь 18ХГТ, сталь 25ХГМ. Характерной особенностью структуры всех сталей после такого режима являлось образование плотной поверхностной пленки, так называемой  $\epsilon$ -фазы: карбонитрид  $\text{Fe}_{2-3}(\text{C},\text{N})$ . Далее вглубь слоя располагается собственно диффузионный слой, состоящий из азотистого феррита и отдельных нитридов железа и легирующих элементов (рис. 1), причем в легированных сталях такие нитриды образуются в процессе формирования нитроцементованного слоя, а для углеродистых сталей после резкого охлаждения в масле целесообразен низкий отпуск для выделения нитридов из перенасыщенного феррита.



а



б

Рис. 1. Микроструктура поверхностного слоя после низкотемпературной цементации по режиму 1:  
а – палец (чертеж 469-2902478, сталь А12); б – рычаг (чертеж 451-1703029, сталь 35Л)

Результаты количественной оценки нитроцементованного слоя образцов и участков деталей представлены в табл. 1. Видно, что толщина  $\epsilon$ -фазы не имеет существенных отличий для всех сталей, а твердость ее изменяется от 6,0 (сталь 20) до 8,6 ГПа (сталь 25ХГМ), видимо из-за влияния хрома и молибдена, входящих в состав карбонитридов.

Твердость диффузионного слоя наиболее высока для легированных сталей, а его толщина

имеет близкие значения и практически не зависит от марки стали. Все измерения твердости по глубине слоя выполнялись по зернам феррита (за исключением заранее цементованных образцов) с целью определения прочности наиболее «слабой» структурной составляющей этих сталей. Упрочнение феррита низкоуглеродистых нелегированных сталей невелико, хотя и достигает 4,0 ГПа для стали 20 с плавным снижением по мере удаления от поверхности.

Таблица 1

## Твердость по толщине нитроцементованного слоя деталей автомобиля УАЗ (режим I)

Наименование, чертеж детали	Сталь	ε-фаза		Упрочненный слой	
		толщина мкм	твердость, ГПа	глубина, мм	твердость феррита, ГПа
Собачка (чертеж 469-3508030)	Сталь 20	16-20	6,0	0,05	3,3
				0,10	3,2
				0,20	3,1
				0,40	3,0
				0,60	2,7
Рычаг (чертеж 451-1703028)	Сталь 35	12-16	7,8	0,05	4,0
				0,10	3,6
				0,20	3,2
				0,30	3,0
				0,40	2,8
Ось сателлита (чертеж 451-2403060)	Сталь 18ХГТ	12-16	8,3	0,05	6,0
				0,10	5,3
				0,20	3,9
				0,30	3,5
				0,50	2,7
Венец зубчатый (чертеж 469-1701028)	Сталь 25ХГМ	12-16	8,5	0,05	7,0
				0,10	6,7
				0,20	4,5
				0,30	3,0
				0,50	2,0

Наиболее четко степень упрочнения феррита проявилась на образце, вырезанном из зубчатого венца (чертеж 469-1701028, сталь 25ХГМ), где проводились сравнительные измерения твердости по зернам феррита и перлита на одной глубине от поверхности (табл. 2). Лишь на глубине более 0,2 мм от поверхности микротвердость феррита становится ниже, чем зерен перлита.

Таблица 2

## Степень упрочнения феррита в фрагменте венца зубчатого (чертеж 469-1701028) из стали 25ХГМ (режим I)

Глубина, мм	Микротвердость, ГПа	
	феррит	перлит
0,05	7,0	5,8
0,15	6,0	4,8
0,20	4,5	4,6

Режим 2 нитроцементации выполнялся с повышением температуры от 570 до 620 °С при сохранении общей длительности процесса 5,0 ч. Анализ структуры образцов и деталей показал присутствие некоторых особенностей

строения упрочненного слоя независимо от состава обрабатываемой стали.

Так на стали А12 (шестерня привода спидометра, чертеж 468-3802033) и других формируется как бы трехзонный поверхностный слой (рис. 2), общая толщина которого заметно больше, чем при обработке по режиму I, и составляет для шестерни привода спидометра (сталь А12) более 45 мкм. Наружная пористая зона слоя образовалась, очевидно, из-за повышения температуры: средняя зона (собственно ε-фаза) толщиной около 20 мкм и наибольшей твердостью. Внутренняя зона является прослойкой (мартенсит + аустенит) или твердым раствором на основе нитрида  $\text{Fe}_3\text{N}$  ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ) с пониженной твердостью (4,7 ГПа).

Результаты измерения твердости деталей-представителей показаны в табл. 3. Видно, что не смотря на увеличение толщины поверхностной зоны нитридов, упрочнения нижележащего диффузионного слоя не выше, чем по режиму I. Присутствие наружной пористой зоны слоя с пониженной твердостью может изменить условия прирабатываемости трущихся контактирующих деталей.

Таблица 3

## Твердость по толщине нитроцементованного слоя деталей представителей УАЗ (режим 2)

Наименование, чертеж детали	Сталь	ε-фаза		Упрочненный слой	
		толщина мкм	твердость, ГПа	глубина, мм	твердость феррита, ГПа
Фрагмент шестерни привода спидометра (чертеж 468-3802033)	Сталь А12	22	6,5	0,05	3,8
				0,10	3,6
				0,15	3,4
				0,20	3,3
				0,30	3,1
				0,40	3,0

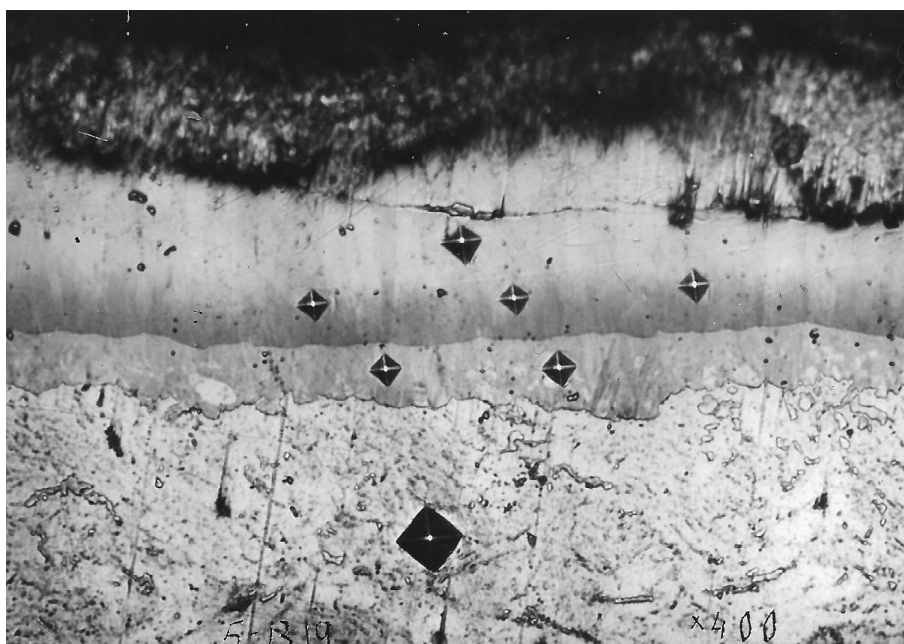


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя после низкотемпературной цементации по режиму 2 рычага (чертеж 451-1703029, сталь 35Л)

После выполнения режимов 1 и 2 низкотемпературной нитроцементации проводили исследование качества упрочнения деталей обеих партий. Внешним осмотром не обнаружено каких-либо дефектов поверхности: сколов, отслаивания и шелушения слоя. Поверхностную твердость образцов и деталей измеряли на приборе ТКС под нагрузкой 150 Н без специальной подготовки поверхности, что исключало возможность обеспечения условий контроля твердости. Полученные значения твердости (83-87 HR15 или 51-55 HRC) свидетельствуют об удовлетворительном качестве упрочнения деталей, причем твердость слоя после упрочнения по режиму 1 несколько выше (85-87 HR15 или 53-55 HRC), чем для режима 2, что связано, по-видимому, с образованием мартенситной зоны под ε-фазой.

Оценку сплошности поверхностной коррозионностойкой ε-фазы проводили выборочно на деталях, обработанных по режимам 1 и 2, с помощью «капельного» метода. Нанесение капель водного раствора медно-аммониевого хлорида не приводило к появлению покрасневших участков, то есть реакция с атомами железа не происходила. Это свидетельствует о сплошности карбонитридной зоны слоя.

Таким образом, полученные результаты оценки качества упрочнения деталей опытных партий дают основание предсказать возможность обеспечения высокой износо- и коррозионной стойкости в условиях эксплуатации. Такая технология может быть альтернативным вариантом упрочнения многих деталей автомобиля УАЗ вместо высокотемпературной нитроцементации.

Специалистами Управления главного конструктора завода (УГК) УАЗ были проведены стендовые и дорожные испытания ряда деталей после упрочнения на оборудовании ОАО «ВНИИТМАШ» по новой технологии низкотемпературной нитроцементации: ступица (черт. 469-1701119), рычаг (черт. 451-1703029), шайба (черт. 452-2304023), палец (черт. 469-2902478), собачка (черт. 469-3508030), сектор (черт. 69-3508048), палец (черт. 451-3414032) и другие.

По результатам этих испытаний установлены положительные результаты эксплуатации следующих деталей, упрочненных по режиму I: палец (черт. 469-2902478, сталь 20), рычаг (черт. 451-1703029, сталь 35), сектор (черт. 69-3508048, сталь 20) и ступица (черт. 469-1701119, сталь 25ХГМ). На основании результатов испытаний получено официальное разрешение УГК УАЗа на применение технологии низкотемпературной нитроцементации для упрочнения деталей указанных наименований после специальной подготовки оборудования.

#### Выводы

1. Установлено формирование при низкотемпературной нитроцементации деталей из сталей различного состава упрочненного слоя своеобразной микроструктуры. Образующаяся при этом поверхностная зона карбонитрида  $Fe_{2-3}(C,N)$  имеет высокую плотность, твердость и коррозионную стойкость. Эта технология пригодна для использования взамен действующей на УАЗе высокотемпературной химико-термической и гальванической обработок.

2. Применение новой технологии низкотемпературной нитроцементации позволяет снизить трудоемкость технологических операций,

сократить длительность обработки и уменьшить энергозатраты.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лахтин, Ю. М. Низкотемпературные процессы насыщения стали азотом и углеродом / Ю. М. Лахтин // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1970, № 4. – С. 61–69.
2. Лахтин, Ю. М. Износостойкость конструкционных сталей после низкотемпературных процессов цианирования и нитроцементации / Ю. М. Лахтин, Г. Н. Неустроев, Н. А. Айрапетян // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 11. – С. 71–73.
3. Дружинина, Е. Н. Низкотемпературное цианирование гильз блока цилиндров / Е. Н. Дружинина и др. // Митом, 1967. – С. 60–62.
4. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов : учеб. пособие для вузов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1985. – 256 с.
5. Азотирование и карбонитрирование / пер. с нем. ; Чаттерджи-Фишер Р., Эйзел Ф. В. [и др.]. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
6. Прокошкин, Д. А. Химико-термическая обработка металлов – карбонитрация / Д. А. Прокошкин. – М.: Металлургия; Машиностроение, 1984. – 240 с.
7. Кальнер, В. Д. Новые способы химико-термической обработки конструкционных сталей в автомобилестроении / В. Д. Кальнер, В. А. Ковригин, Б. С. Старокожев // Митом. 1976. № 7. – С. 67–69.
8. Структура и свойства окисленных карбонитридных покрытий / В. Д. Кальнер, С. А. Юрасов, В. К. Седунов [и др.] // Митом. 1990. № 3. С. 54–58.
9. Хорошайлов, В. Г. Кинетика насыщения стали углеродом и азотом при низкотемпературной нитроцементации / В. Г. Хорошайлов, Е. Л. Гюлиханов, Э. Н. Флориан // Известия вузов. Черная металлургия. 1978, № 3. – С. 140–143.
10. Термическая обработка в машиностроении: Справочник / под ред. Ю. М. Лахтина, А. Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – 783 с.
11. Исхаков, С. С. Износостойкость и усталостная прочность сталей после низкотемпературной нитроцементации / С. С. Исхаков, В. Г. Лаптев, Л. М. Семенова [и др.] // Митом. 1981. № 1. – С. 2–5.

УДК 669.017:621.778.1.01

DOI:10.35211/1990-5297-2021-10-257-68-74

**В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, Е. А. Шевырев, В. Е. Казакевич**

#### **ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ СОРБИТИЗИРОВАННОЙ КАТАНКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА МЕТИЗОВ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: omd@vstu.ru

Проведен сравнительный анализ технологии производства проволоки для металлокорда из патентированной в свинцовых ваннах и сорбитизированной с прокатного нагрева катанки. Установлено, что переработка сорбитизированной катанки позволяет исключить термическую обработку передельных заготовок диаметром 5,1 и 3,5 мм, что дает экономию газа, электроэнергии, металла. Расход металла при изготовлении металлокорда по измененной технологии уменьшился в 1,5 раза.

**Ключевые слова:** сорбитизированная катанка, проволока, патентирование, микроструктура, волочение, технологичность, металлокорд.

V. F. Danenko, L. M. Gurevich, A. F. Trudov, E. A. Shevyrev, V. E. Kazakevich

## EVALUATION OF THE EFFECTIVENESS OF THE USE OF SORBITIZED WIRE ROD FOR THE PRODUCTION OF HARDWARE

Volgograd State Technical University

A comparative analysis of the production technology of wire for metal cord from wire rod patented in lead baths and sorbitized from rolling heating is carried out. It is established that the processing of sorbitized wire rod makes it possible to exclude the heat treatment of front blanks with a diameter of 5.1 and 3.5 mm, which saves gas, electricity, and metal. The consumption of metal in the manufacture of metal cord using the modified technology has decreased by 1.5 times.

*Keywords:* sorbitized wire rod, wire, patenting, microstructure, drawing, manufacturability, metal cord.

Построение оптимальной технологии производства проволоки во многом связано с повышением технологичности катанки, под которой следует понимать способность металла к значительной пластической деформации при волочении без разрушения. При соблюдении требований НТД по дефектам катанки процесс волочения проволоки сопровождается двумя факторами, значительно влияющими на ее свойства: увеличением отношения поперечного размера неметаллических включений в стали к диаметру проволоки (физическая неоднородность) и увеличением отношения поверхности проволоки к ее объему (масштабный фактор) [1–4]. Физическая неоднородность может быть оценена коэффициентом  $K_\phi = (S_\phi / S_m) \times 100 \%$ , где  $S_\phi$  и  $S_m$  – площади сечения включений и проволоки, соответственно. Установлено, что увеличение обрывности при волочении и снижение прочности проволоки наблюдается уже при  $K_\phi \geq 2 - 5\%$  [2]. Сравнительная характеристика обрывности катанки отечественных и зарубежных поставщиков при переработке в проволоку приведена в работе [5]. Имеющиеся данные указывают на важную роль технологичности катанки при переработке в повышении производительности труда, качества и снижении себестоимости продукции.

Для обеспечения высоких качеств катанки необходимы максимально возможные: однородность металла по химическому составу, структуре, механическим и физическим свойствам и геометрическим размерам; чистота металла (отсутствие неметаллических включений и вредных примесей); отсутствие пороков (нарушений сплошности металла, трещин, раковин и др.) [6, 7]. Также необходимо, чтобы слой окарины был минимальным, равномерно распределенным по поверхности стали и легко удаляемым. С качеством катанки связаны формирующиеся свойства проволоки и такие важнейшие технико-экономические показатели ее

производства, как эффективность фондоотдачи, производительность труда, расход металла, вспомогательных материалов, топлива и электроэнергии.

Оптимальная структура катанки для волочения и последующего применения определяется следующими тремя характеристиками [6]: структура катанки должна состоять из зерен перлита и феррита и не содержать мартенсита или троостита; зерна феррита должны быть мелкими и равномерно распределенными по сечению; перлит, как основной элемент структуры, должен быть тонкопластинчатым.

Испытанным методом подготовки структуры стали к волочению является патентирование, которому могут подвергаться как катанка, так и передельная заготовка. Сущность метода заключается в нагреве заготовки выше температуры  $A_{c3}$  для образования аустенита и последующем охлаждении в свинцовых или соляных ваннах с изотермическим распадом переохлажденного аустенита [8].

Достижимая при патентировании толщина пластинок цементита и феррита 0,1–0,2 мкм (путь пробега дислокаций) обеспечивает необходимые пластические свойства сталей и высокую прочность проволоки, протянутой из патентированной заготовки. Интенсивное деформационное упрочнение патентированной перлитной стали обусловлено, в основном, уменьшением межпластинчатого расстояния в перлите, а также измельчением ячеистой структуры феррита; увеличением межфазовой поверхности раздела; пластической деформацией и снижением вероятности разрушения тонких цементитных пластин в окружении вязких пластин феррита [6, 9]. Значительную роль в повышении свойств играет характерное для структуры типа сорбит благоприятное взаимодействие микрообластей в процессе деформации, приводящее к уменьшению уровня неоднородности деформации [10].



Недостатком классического патентирования с экономической точки зрения является низкая производительность установок, не превышающая 1,8 – 3 т/ч. Это на порядок ниже величины производительности непрерывных проволочных станов, на которых при диаметре катанки 5,5 мм на одну нитку приходится более 30 т/ч.

Стремление улучшить технико-экономические показатели работы проволочных станов

привело к созданию новой технологии и оборудования для производства катанки – специализированным станам блочной конструкции с ускоренным двухстадийным регулируемым охлаждением катанки с температуры конца прокатки [7]. Оборудование для ускоренного охлаждения (сорбитизации) устанавливается в линию непрерывного проволочного стана за последней чистовой клетью (рис. 1).

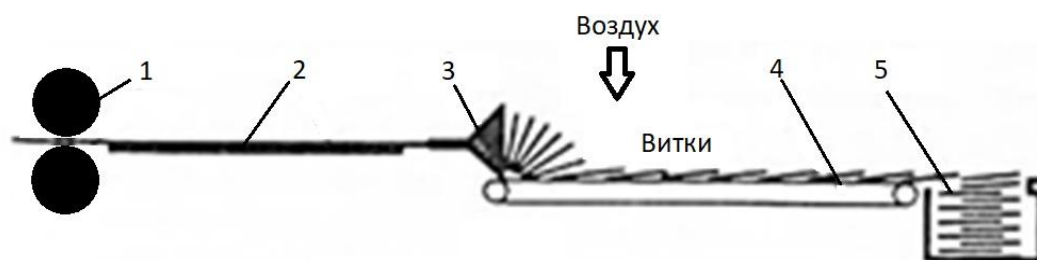


Рис. 1. Схема ускоренного охлаждения катанки в потоке проволочных станов:  
1 – последняя чистовая рабочая клеть проволочного стана; 2 – системы водяного охлаждения;  
3 – преобразователь витков; 4 – транспортеры; 5 – виткосборник

Общим для способов регулируемого двухстадийного охлаждения катанки является то, что на первой стадии на выходе из чистовой рабочей клетки проволочного стана катанка подвергается предварительному водяному охлаждению до температуры поверхностных слоев катанки несколько ниже точки мартенситного превращения, что приводит к формированию мартенситной структуры в тонком слое.

После прекращения подачи воды на второй стадии осуществляется своеобразный «самоотпуск» раскладываемых веером витков до температур вблизи точки перлитного превращения за счет сохранившегося тепла в более глубоких слоях катанки. Это приводит к формированию в поверхностном слое зернистых структур распада мартенсита с большей деформационной способностью. Одновременно происходит охлаждение витков потоками воздуха. С увеличением скорости потока воздуха снижается температура начала превращения аустенита в более глуболежащих слоях и сокращается длительность превращения. При скорости потока 60 м/с превращение аустенита начинается в области температур, обычно используемых при патентировании углеродистых сталей в свинцовых ваннах [7].

Положительные моменты сорбитизации катанки путем ускоренного охлаждения [6]:

- уменьшение склонности стали к старению после волочения;

- формирование благоприятных условий окалинообразования, что уменьшает потери металла и сокращает длительность травления;

- выравнивание свойств по длине бунта, повышение предела прочности для сталей всех марок;

- получение равномерной мелкозернистой, преимущественно сорбитной, структуры, что дает возможность волочения с повышенными суммарными обжатиями.

С целью исследования технологичности сорбитизированной катанки для производства метизов, на Волгоградском сталепроволочно-канатном заводе (ныне филиал «Волгоградский» АО «Северсталь канаты») на протяжении длительного времени велись наблюдения за качеством поступающей катанки от различных поставщиков. Из представленных в табл. 1 результатов анализов следует, что как в России, так и в странах СНГ отсутствуют предприятия, поставляющие катанку в соответствии с требованиями НТД. При этом качество катанки конкретного поставщика во многом зависит от плавки. Основными дефектами катанки являются дефекты поверхности. Нормированные требования к состоянию поверхности катанки включают в себя недопустимость дефектов прокатки, таких как риски, рябизна, трещины, закаты и др. Однако полное отсутствие дефектов при прокатке невозможно, что, соответственно, отражается на качестве готовой проволоки.

Таблица 1

## Основные дефекты поставляемой катанки

Завод-поставщик	Стандарт	Дефекты катанки	
		Фактические	Требования НТД
Западно-Сибирский металлургический комбинат (ЗСМК)	ТУ 14-15-231-90 “Катанка стальная канатная”	Закаты с вкатанной окалиной 0,21–0,42 мм	Не допускается
		Обезуглероживание – 0,36-0,42 мм	Не более 0,15мм
		Микроструктура – пластинчатый перлит балла 1–6, грубая ферритная сетка, участки свободного феррита, пластинчатый перлит балла 1–10 %	Пластинчатый перлит 1 балла -30 %
ЗСМК	ТУ 14—5317-95 “Катанка стальная канатная и конструкционная”	Трещины, закаты, кольцевой подкат 1,5-2,0 мм	Не допускается
		Микроструктура – пластинчатый перлит балла 1 – 10-15%	Пластинчатый перлит 1 балла -30 %
Белорецкий металлургический комбинат (БМК)	ГОСТ 14959-79 “Сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная”	Закаты 0,06-0,15 мм, раскатанный пузырь	Не допускается
		Макроструктура – усадочная раковина	Не допускается
		Микроструктура – пластинчатый перлит балла 1-6, обрывки ферритной сетки и участки свободного феррита, пластинчатый перлит балла 1–5 – 10 %	Не нормируется
Металлургический завод «Красный октябрь»	ГОСТ 14959-79 “Сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная”	Геометрия – квадрат и ус	Не допускается
		Закаты до 0,21 мм	Не допускается
		Обезуглероживание до 0,24 мм	Не более 0,15 мм
		Микроструктура – пластинчатый перлит балла 1–5 - 10%	Не нормируется
Макеевский металлургический завод (МакМК)	ГОСТ 14959-79 “Сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная”	Закаты до 0,15 мм	Не допускается
		Обезуглероживание до 0,18 мм	Не более 0,15 мм
		Микроструктура – пластинчатый перлит балла 1 – 25%	Не нормируется
Магнитогорский металлургический комбинат (ММК)	Г ГОСТ 14959-79 “Сталь рессорно-пружинная углеродистая и легированная”	Геометрия – ус и овал	Не допускается
Молдавский металлургический завод (ММЗ)	ТУ У 14-4-470-2000 “Катанка сорбизированная для металлокорда”	Закаты, трещины, закаленные пузыри и загрязнения	Не допускается
		Микроструктура – пластинчатый перлит балла 1 – 30-40%	Не менее 50%
		Макроструктура–шлаковые включения	Не допуск.
Комбинат «Северсталь»	ТУ 14-1-5317-95 “Катанка стальная канатная и конструкционная”	Макроструктура – шлаковые включения, усадочная раковина	Не допускается
		Обезуглероживание до 0,3 мм	Не более 0,15 мм

Из данных, представленных на рис. 2, следует, что в целом процесс волочения поставляемой катанки трех поставщиков идет устойчиво (безобрывно) до степеней деформации 90 % и более с соблюдением требований НТД к проволоке.

Высокая технологичность катанки реализуется при микроструктуре, состоящей из пластинчатого перлита степени дисперсности 1–4 балла, при этом доля пластинчатого перлита

балла 1 составляла не менее 40–50 %. При наличии дефектов катанки (низкая доля пластинчатого перлита балла 1 - до 10 %, закаты с вкатанной окалиной и др.) ее технологичность значительно снижается. Переработка разных плавок ЗСМК показала, что волочение идет устойчиво лишь до суммарных деформаций  $\leq 60$  %. При более высоких степенях деформации отмечены обрывы, что связывается с несоответствием катанки требованиям ТУ 14-1-5317-95 (см. табл. 1).

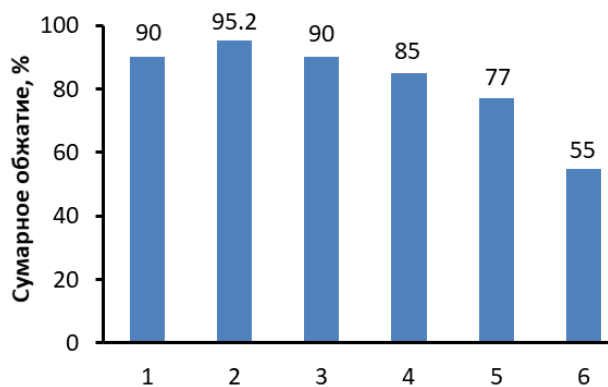


Рис. 2. Сравнительная характеристика максимальной степени деформации катанки различных поставщиков (без предварительной термической обработки).

1 – «Северсталь»; 2 – ММЗ; 3 – Белорецкий металлургический комбинат; 4 – МакМК; 5 – ММК; 6 – ЗСМК

Дефекты катанки ММК в виде овала и уса ограничивают возможную степень деформации до 80 %. Наличие дефектов катанки приводит к снижению выхода годного, отклонениям от требований НТД по временному сопротивлению разрыву, числу скручиваний [8]. Для повышения технологичности катанки указанных выше поставщиков необходима предварительная термическая обработка – патентирование. Структуры сорбитизированной (ПАО «Северсталь») и патентированной катанки с содержанием углерода 0,70 % приведены на рис. 3.

Фазовые составляющие после патентирования характеризуются высокой дисперсностью цементита и равномерным распределением мелких цементитных включений внутри зерен феррита (рис. 3, б). Феррит в структуре после патентирования в виде мелких равноосных зерен или тонких прослоек по границам скрытопластинчатого перлита. Величина слоя полной или частичной обезуглероженности (рис. 3, з) для патентированной катанки составляет до 0,12 мм, что соответствует установленным ТУ 14-1-5317-95 значениям 0,15 мм. Ферритно-перлитная зона частичного обезуглероживания достаточно протяженная, что свидетельствует о плавном снижении содержания углерода по мере приближения к поверхности. Для сорбитизированной катанки характерны значительно больший размер зерна скрытопластинчатого перлита и появление аномальных перлитных зерен с увеличенным расстоянием между легко обнаруживаемыми при оптической микроскопии с увеличением  $\times 500$  цементитными пластинами (рис. 3, а). Толщина зоны частичного или полного обезуглероживания у сорбитизированной катанки составляет 0,07–0,10 мм и имеет четкую границу с исходной структурой. В микрострuctуре зоны частичного обезуглероживания наблюдается ферритная сетка по границам перлитных зерен.

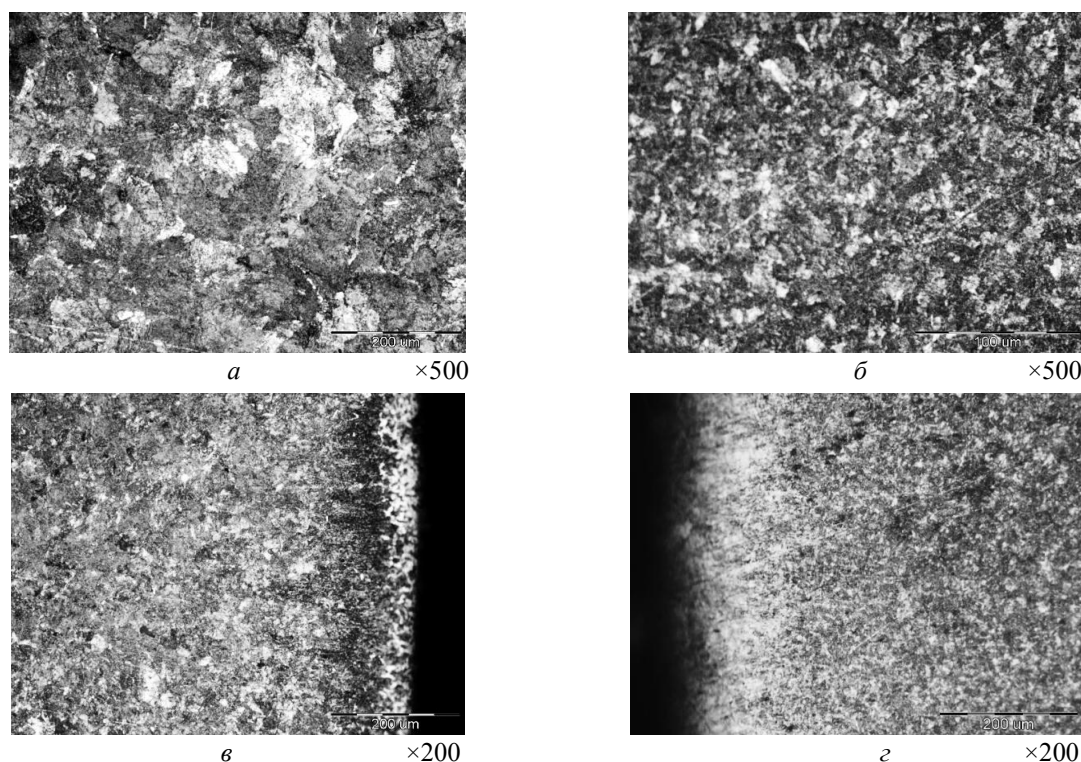


Рис. 3. Структура сорбитизированной (а, в) и патентированной (б, г) катанки: а, б – сердцевина; в, г – поверхность с обезуглероженным слоем

Для изучения возможности построения оптимального технологического процесса катанку ММЗ, соответствующую техническим условиям ТУ У 14-4-470-2000 «Катанка сорбитизированная для металлокорда», перерабатывали в металлокорд (трос, свитый из стальной латунированной проволоки) по следующим технологическим вариантам:

1) Серийное производство

5,5\* – (5,1) – [3,5] – [1,2] – латунирование – 0,27 мм;

2) Измененная технология

5,5\*\* – 2,0 – [1,2] – латунирование – 0,27 мм.

где: \* – удаление окалины в окалиноломателе с калибровкой на Ø 5,1 мм; \*\* – травление окалины; в круглых скобках – подготовка поверхности к волочению; в квадратных – патентирование передельных заготовок.

Суммарное обжатие при волочении катанки из высокоуглеродистой стали Ø5,5 мм с содержанием углерода 0,7 % (сталь 70) в передельную заготовку Ø1,2 мм составило 95,2 %, а латунированной заготовки Ø1,2 мм в кордовую проволоку Ø0,27 мм – 95 %. Следует отметить согласованность принятого значения суммарной деформации и определенного по критерию разрушения Кокрофта-Латама при волочении проволоки из стали 80 (содержание углерода 0,79 %) Ø1,75 мм под металлокорд из катанки Ø5,5 мм без операции промежуточного патентирования [11].

Наблюдение за устойчивостью процесса волочения проводили на всех переделах. Контролировали расход волок, количество обрывов и выработку. Поверхность рабочего канала волок, снятых с волочильных станов, исследовали под микроскопом. На проволоке Ø1,2 мм определяли временное сопротивление разрыву, относительное удлинение, массу латунного покрытия, содержание меди в латунном покрытии, фазовый состав покрытия. На проволоке Ø0,27 мм определяли временное сопротивление разрыву и проводили испытание на разрыв с узлом по ГОСТ 10446-80 (ИСО 6892-84).

Из проволоки, полученной по каждому варианту, на канатных машинах свивали металлокорд 9Л15/27А по ГОСТ 14311-85. При свивке контролировали прямолинейность, оста-

точное кручение, количество обрывов, а также исследовали причины обрывов под микроскопом. Пооперационный расход металла определяли на всех участках волочения и в канатном отделении путем взвешивания отходов. Отходы при травлении определяли в лабораторных условиях.

При волочении катанки на проволоку Ø1,2 мм наблюдались единичные обрывы. Металлографические исследования образцов с мест обрывов показали наличие микротрещин от неметаллических включений.

Результатами испытаний латунированной заготовки Ø1,2 мм и проволоки Ø0,27 мм установлено, что механические свойства для обоих вариантов схем практически одинаковы и удовлетворяют требованиям НТД. Так, для заготовки Ø1,2 мм, полученной по измененной технологии,  $\sigma_b = 1167-1245$  МПа,  $\delta = 6,5-10$  %; по серийной технологии  $\sigma_b = 1196-1225$  МПа,  $\delta = 6-10$  %. Согласно нормативной документации,  $\sigma_b = 1147-1245$  МПа,  $\delta$  – не нормируется. Микроструктура – сорбит, пластинчатый перлит, участки свободного феррита, обрывки ферритной сетки – одинакова для обоих вариантов.

Проволоку Ø0,27 мм перерабатывали в металлокорд 9Л15/27 Ø0,83 мм в соответствии с существующей технологией. Установлено, что количество обрывов в среднем на канат по вариантам 1 и 2 составляет 0,25 и 0,185 соответственно. Металлографический анализ показал, что причинами обрыва проволоки в готовом металлокорде являются дефекты в катанке (неметаллические включения – 16,6 %, раскатанные загрязнения – 16,6 %), нарушения при производстве проволоки (некачественная сварка – 16,6 %, неравномерная деформация по сечению проволоки – 50,2 %).

Сравнительные данные механических испытаний металлокорда по разрывному усилию, относительному удлинению, выносливости показали, что металлокорд из проволоки, изготовленной по измененной технологии, не отличается от металлокорда из проволоки, изготовленной по принятой на заводе технологии. Пооперационный расход металла при производстве металлокорда для различных вариантов технологических схем представлен в табл. 2.

Таблица 2

## Распределение отходов при производстве металлокорда

Технологические операции	Расход металла для различных вариантов, кг/т	
	1	2
Удаление окалины с катанки с калибровкой на Ø5,1 мм	5,16	–
Травление катанки Ø5,5 мм	–	3,28
Подготовка поверхности к волочению катанки Ø5,1 мм	3,0	–
Волочение проволоки Ø5,1 – 3,5 мм	5,95	—
Волочение проволоки Ø5,5 – 1,2 мм		
вязка	–	1,48
обсечка	–	4,5
Патентирование проволоки Ø3,5 мм	8,0	–
Волочение проволоки Ø3,5 – 1,2 мм	10,19	–
Патентирование проволоки Ø1,2 мм	5,0	–
Латунирование проволоки Ø1,2 мм	12,0	12,0
Волочение проволоки Ø1,2 – 0,27 мм	36,2	38,0
Свивка металлокорда	94,0	55,6
Итого	179,5	119,86

Таким образом, переработка сорбитизированной катанки позволяет изменить технологию производства проволоки для металлокорда за счет повышения суммарного обжата при волочении до 95–96 %. При этом исключается термическая обработка двух передельных заготовок Ø5,1 и 3,5 мм, что дает экономию газа, электроэнергии, металла (потери металла при патентировании могут составить до 10 кг/т). Расход металла при изготовлении металлокорда по измененной технологии уменьшился в 1,5 раза. Отметим, что при переработке катанки Молдавского металлургического завода под канатную проволоку с суммарными обжатами 84–90 % по сокращенной технологии (исключающей термическую обработку одного передела) выход годного составил примерно 95 %, расходный коэффициент уменьшился в 2,6 раза. Эти данные говорят о реальной возможности сокращения переделов при производстве основных видов проволоки при переработке сорбитизированной катанки.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Даненко, В. Ф. Роль масштабного фактора в формировании деформированного состояния деформационной зоны при волочении стальной проволоки / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков // Черные металлы (Chernye Metally). - 2019 - № 2 (1046). - С. 48-55.
2. Кулеша, В. А. Изготовление высококачественных метизов / В. А. Кулеша [и др.] // Коллективная монография. – Белорецк, 1999. – 328 с.

3. Даненко, В. Ф. О влиянии масштабного фактора на напряженно-деформированное состояние деформационной зоны при волочении проволоки в монолитных волоках / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 105–111.

4. Белалов, Х. Н. Формирование свойств канатной проволоки / Х. Н. Белалов // Стальные канаты : сб. науч. тр. / Международная ассоциация исследователей стальных канатов. – Одесса, 2001. – С. 105–116.

5. Демьянова, Л. И. Исследование качества катанки различных поставщиков при переработке под металлокорд / Л. И. Демьянова // Метизная промышленность 21 века: проблемы и перспективы: Сб. докл. 1-го науч.-практ. семинара, г. Харцызск, 18-20 сентября 2001 г. Укр. акад. метизной пром-сти. – Харцызск, 2001. С. 75-82.

6. Шахпазов, Х. С. Производство метизов / Х. С. Шахпазов [и др.]. – М: Металлургия, 1977. - 392 с.

7. Харитонов, В. А. Производство пружинной проволоки / В. А. Харитонов, Д. Э. Галлямов – Магнитогорск: Изд-во Магнитогорск. гос. техн. ун-та им. Г.И. Носова, 2013. – 151 с.

8. Гриднев, В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – Киев: Наукова думка, 1974. – 232 с.

9. Никифоров Б. А. Производство высокопрочной арматурной проволоки: учеб. пособие / Б. А. Никифоров, В. А. Харитонов, Е. М. Киреев. – Свердловск: УПИ им. С.М. Кирова, 1982. - 96 с.

10. Кукса, Л. В. Микродеформации и механические свойства поликристаллических сплавов при статических, динамических и высокотемпературных испытаниях / Л. В. Кукса // Физика металлов и материаловедение. – 1997. – Т. 84. - № . – С. 96–105.

11. Харитонов, В. А. Разработка конкурентоспособной технологии производства проволоки для металлокорда / В. А. Харитонов, А. Ю. Столяров // Металлург.- 2013.- №4.- С.77-81.



УДК 669.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-10-257-75-79

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин*

**ВЛИЯНИЕ НАПРАВЛЕНИЯ ЗАЛИВКИ НА КАЧЕСТВО  
ПОСТУПАЮЩЕГО В ФОРМУ РАСПЛАВА И ПОЛУЧЕНИЕ  
ГОДНОЙ СТАНДАРТНОЙ ЛИТОЙ ПРОБЫ ЧУГУНА**

**Волгоградский государственный технический университет**

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

В работе представлены результаты компьютерного моделирования (на примере серого чугуна марки СЧ 20) влияния направления заливки расплава на степень поражения дефектами усадочного происхождения осевой зоны шейки разрывного образца при заполнении полости формы стандартной литой пробы для оптимальных значений массового расхода расплава.

*Ключевые слова:* серый чугун, усадка, пористость, компьютерное моделирование.

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

**INFLUENCE OF THE POURING DIRECTION  
ON THE QUALITY OF THE MELT ENTERING THE MOLD  
AND OBTAINING A GOOD STANDARD CAST IRON SAMPLE**

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of computer simulation (on the example of grey cast iron of SCH 20 grade) of the influence of melt pouring direction on the degree of defects of shrinkage origin in the axial zone of the neck of a tensile sample when filling the mold cavity with a standard cast sample for optimal values of melt mass flow rate.

*Keywords:* grey cast iron, shrinkage, porosity, computer simulation.

В работе [1] показано, что свойства чугунных отливок в значительной степени зависят от способа подвода металла к ним. Так, например, образцы отлитые сифонным способом (восходящей струей металла) обладают лучшими механическими свойствами, чем отлитые обычным методом (нисходящей струей). При этом задача получения сифонным способом заливки песчаной формы стандартной литой пробы чугуна [2] с бездефектной зоной в объеме предполагаемого разрушения (шейка образца) остается в значительной степени не решенной [3, 4].

В производственных условиях (при заливке формы с литниковой чашей нисходящей струей) в случае отсутствия возможности корректировки и подбора рациональных конструкций литейной формы и коррекции химического состава чугунов (выплавляемых в рамках руководящих документов), литейщики используют возможность обеспечения качества отливки за счет выбора определенного направления заливки [1, 5, 6, 7]. При этом, информация по влиянию изменения направления заливки, при заполнении литниковой чаши сифонной литниковой системы, на качество поступающего в полость форм металла, динамику его потока и сам процесс заполнения формы практически отсутствует, что и обосновало цель данного исследования.

Постановка расчетной задачи для моделирования осуществлялась в среде программного комплекса LVMFlow (программа предоставлена ЗАО НПО «МКМ», версия 4.4г6 Time, лицензия T0027). С этой целью использовали 3D-модель литой пробы (рис. 1, а) спроектированную в среде программного комплекса Solid Works по

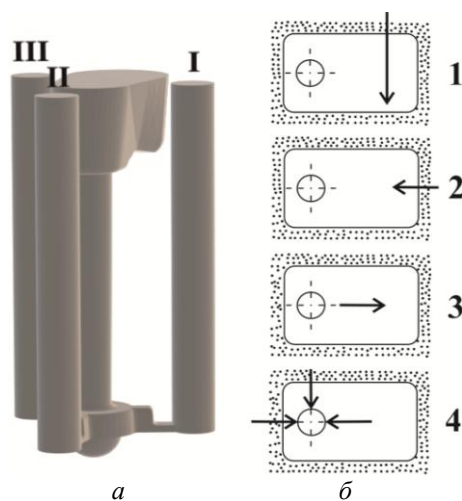


Рис. 1. Исходные данные для создания расчетной задачи: а – 3D-модель литой пробы: I – заготовка для первого образца, II – заготовка для второго образца, III – заготовка для третьего образца; б – основные схемы заливки литниковой чаши (вид сверху) стрелкой указано направление потока: 1 – заливка поперек чаши, 2 – заливка вдоль «по ходу», 3 – заливка вдоль «против хода», 4 – заливка непосредственно в стояк



размерам чертежа песчаной формы [2]. Точность моделирования определяли за счет задания размера элементарной ячейки (3 мм) и размера расчетной области с указанием положения отливки.

Моделирование осуществлялось для начальной температуры 20 °С окрашенной противопригарным покрытием формы [2]. Температура расплава при заполнении формы (1400 °С) была регламентирована руководящими документами штатной технологии литейного цеха и

соответствовала условиям разлива тонкостенных чугуновых отливок [11]. Основные данные об использованных для моделирования композициях чугуна, полученных из металла ваграночной плавки по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха (образцы, в которых при металлографических исследованиях [8] были обнаружены дефекты усадочного происхождения в объеме металла шейки образца) представлены в табл. 1.

Таблица 1

Основные данные о композициях чугуна, использованных для моделирования

Марка	Предел прочности σ <sub>b</sub> , МПа	Твердость по Бринеллю НВ	Содержание основных элементов, % масс					Наличие дефектов усадочного происхождения [8]	
			C	Si	Mn	P	S	раковины	пористость
СЧ20	200	202	3,18	1,51	0,78	0,05	0,05	-	+
СЧ20	200	217	3,52	2,24	0,79	0,05	0,14	+	+

Ранее в работе [8] были получены результаты, указывающие на то, что при заливке стандартной литой пробы чугуна (рис. 1, а) с увеличением массового расхода расплава в интервале от 1 до 6 кг/с следует ожидать отсутствия поражения осевых зон дефектами усадочного происхождения. Однако, в производственных условиях для заливки данной пробы наиболее распространен ручной литейный ковш объемом 12 кг, что ограничивает возможность увеличения расхода жидкого металла при заливке пробы чугуна (рис. 1, а) более чем 4 кг/с. При этом средняя скорость поворота ковша обеспечивает оптимальный, для данных условий, расход жидкого чугуна от 2 до 3 кг/с [9] (при компьютерном моделировании использовали 2 кг/с). Далее для этого значения массового расхода исследовали влияние основных схем заливки литниковой чаши (рис. 1, б) [1, 5, 6, 7, 10] на качество отливки стандартной литой пробы чугуна. Для каждой схемы заливки моделирование представляет собой среднее значение из 3 экспериментов, при этом уточнение расположения точки ввода расплава в объем литниковой чаши (литниковая точка) осуществлялось индивидуально на основе анализа потоков расплава.

Следует отметить, что по размерам песчаной формы, объему разливочного ковша и способу заливки система автоматически подобрала оптимальные параметры по подаче расплава в полость чаши, которые оставались постоянными с момента начала и до окончания заполнения формы: высота ковша над чашей 83 мм, и диаметр струи 22 мм.

По результатам анализа движения расплава в подводящих элементах литейной формы можно сделать вывод, что принципиальные отличия наблюдаются только при заливке непосредственно в стояк. Так, при заливке непосредственно в стояк, для среднего массового расхода 75–80 % жидкой фазы в общем объеме формы реализуется заполнение всех образцов, при этом литниковая чаша остается заполненной не более чем на 15 %. Далее система прекращает расчет и моделирование заполнения формы, так как в производственных условиях это приводит к переливу расплава во всех образцах. Остановка провоцирует максимальное проявление эффекта сообщающихся сосудов, поднятие уровня расплава в чаше и соответственное снижение его в образцах, которые затвердевают с существенно меньшей длиной и бракуются по признаку – недолив.

При подаче расплава в литниковую чашу свободно падающей струей вне зависимости от направления заливки (вдоль или поперек), дальнейшее заполнение литниковой системы и формы должно происходить под напором, определяемым уровнем жидкого чугуна в чаше [1, 5, 6, 7, 10].

Попадая в чашу, расплав теряет свой скоростной напор, затормаживаясь, при этом давление под струей у дна чаши повышается [6] и под его действием расплав растекается по дну чаши, рис. 2. При этом заливка в первые моменты характеризуется большой площадью растекания струи по боковым стенкам чаши, что вновь приводит к ее торможению (образуется

так называемый подпор струи, когда расплав переливается с более высокого уровня на более низкий), а далее расплав возвращается обратно, в направлении к падающей струе. Для заливки поперек чаши такой характер сохраняется максимально продолжительно, что увеличивает

площадь контакта с окружающим воздухом, окисление и разбрызгивание. Заполнение чаши на 10–15 % сопровождается возникновением зон завихрений с горизонтальной осью вращения, а также обеспечивает равномерное перекрытие стоякового отверстия расплавом.

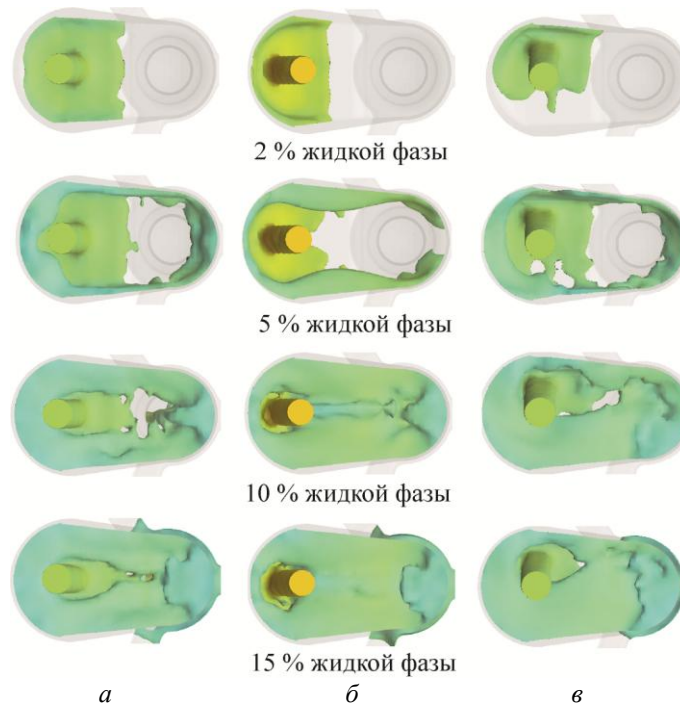


Рис. 2. Визуализация процесса заполнения литниковой чаши (вид сверху) для массового расхода расплава 2 кг/с:  
а – заливка вдоль «по ходу»; б – заливка вдоль «против хода»; в – заливка поперек чаши

Для всех условий заливки (кроме заливки непосредственно в стояк) движение расплава в стояке проходило при его частичном заполнении (рис. 3). После заполнения формы на 50–55 % жидкой фазой наблюдается постепенное заполнение стояка, что в максимально возможной (для данных условий) степени увеличивает напор, под которым происходит течение

из стояка в литниковый ход. Следует отметить, что при заполнении формы, формирование в стояке сплошного течения расплава происходит по образующей внутренней поверхности (рис. 3 схема для 20 % расплава в объеме формы), что характерно для движения свободно падающей струи [6, 7, 12].

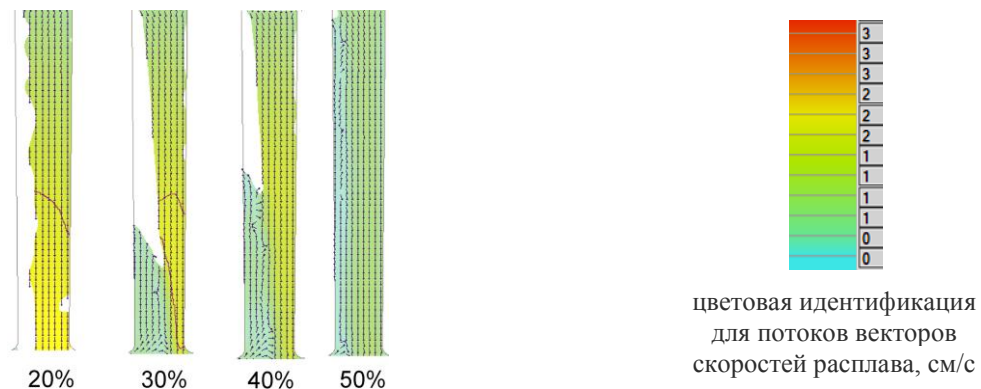


Рис. 3. Характерные этапы течения расплава в стояке с указанием жидкой фазы в объеме формы

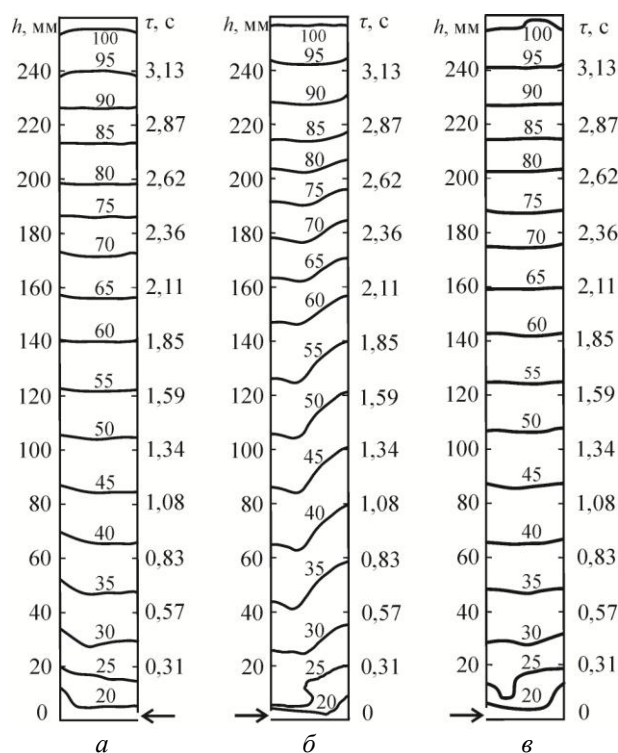


Рис. 4. Кривые изменения фронта потока при заполнении формы образцов с массовым расходом расплава 2 кг/с в различные моменты времени ( $\tau$ , с). Стрелка указывает подвод металла в полость формы для каждого образца формы (а – I образец; б – II образец; в – III образец);  $h$  – высота полости формы; цифры у кривых – процент заполнения расплавом всей полости формы литой пробы

При рассмотрении течения расплава в продольном и поперечном сечении, несмотря на малые скорости течения расплава в полости чаши и стояка (менее 1,5 и 1,0 см/с), фиксировались циркуляции и завихрения расплава.

Далее анализ продольных осевых сечений заполнения полости формы образцов из питателей, примыкающих к ее нижнему основанию,

и динамики потока восходящей струи расплава (для всех условий заливки, кроме заливки непосредственно в стояк) показал аналогию в продвижении фронта потока (рис. 4).

Траектории подъема фронта потока для образцов I и III аналогичны и соответствуют заполнению полости формы равномерно и плавно начиная с объема 30–35 % расплава с практически не отличающимся характером интенсивности процесса (более быстро в начальном периоде и медленнее после заполнения 70–75 % объема). Последнее наблюдается и для второго образца и обусловлено скорее работой сифонной литниковой системы, чем кристаллизацией расплава. При этом для образца II с момента поступления первых порций металла и до 75 % заполнения объема формы, сохраняется характерный профиль изгиба фронта, обусловленный подпором (гребнем) струи расплава, который образуется напротив входа расплава в полость формы второго образца. Потoki расплава, сформированные при заполнении после прекращения подачи расплава в форму, продолжают перемещаться и образуют по высоте характерные зоны с циркуляцией, при этом скорость перемещения расплава затухает и приближается к 0 см/с.

На основе анализа полученных результатов моделирования следует отметить, что при любых условиях моделирования, для данной конструкции песчаной формы (фиг. 1, а) и для модельных составов (табл. 1) избежать проявления усадочных дефектов не удастся (табл. 2). Поэтому в качестве бездефектной отливки принимали литую пробу, в образцах которой усадка сконцентрирована исключительно в верхней части и поражает металл на глубину не более 20–25 мм.

Таблица 2

**Результаты оценки эффективности выбора направления заливки для минимизации поражения дефектами усадочного происхождения осевой зоны шейки разрывного образца при заполнении полости формы стандартной литой пробы**

Массовый расход расплава $Q$ , кг/с	Баллы для оценки эффективного направление заливки			
	заливка поперек чаши	заливка вдоль «по ходу»	заливка вдоль «против хода»	Заливка непосредственно в стояк
2 (композиция № 1 табл. 1)	4	5	5	1
2 (композиция № 2 табл. 1)	3	5	4	1

Пятибалльная градация системы оценки возможности проявления усадки в контролируемых зонах литой пробы:

- «1» – неудовлетворительный выбор направления (от 75 до 100 % проб поражены усадкой);
- «2» – нерекомендуемое направление заливки (более половины проб с усадкой);
- «3» – удовлетворительный выбор направления при заливке (33 % проб поражены усадкой);
- «4» – хороший выбор направления при заливке (усадка обнаружена в 25 % литых проб);
- «5» – отличный выбор направления при заливке (усадка проявилась только в 8 % проб).

Все остальные проявления усадки в осевой зоне шейки разрывного образца относились к случаям дефектов литой пробы, которые, на наш взгляд, особенно опасны, так как, если после проведения механических испытаний не проводится визуальный осмотр поверхности разрушения [2, 4, 8] и не идентифицируется дефект, то полученные значения временного сопротивления разрыву не отражают реальной прочности залитых одновременно с пробой отливок.

### Заключение

Проведенное в работе компьютерное моделирование литой пробы серого чугуна показало, что при сифонном способе заливки песчаной формы стандартной литой пробы чугуна существует взаимосвязь направления заливки расплава в литниковую чашу с поражением дефектами усадочного происхождения осевой зоны шейки разрывного образца. Показано, что при прочих равных условиях, для массового расхода расплава при заливке 2 кг/с оптимальным можно считать эффективное направление поступления расплава вдоль полость литниковой чаши «по» и «против» хода.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Фундатор, В. И.* Литниковые системы и заливка металлов / В. И. Фундатор. - М.: МАШГИЗ, 1951 - 261 с.
2. ГОСТ 16818-85 Форма песчаная для получения заготовок образцов для испытания механических свойств серого чугуна с пластинчатым графитом. Размеры и технические требования - М.: Издательство стандартов, 2007. - 10 с.
3. *Барон, А. А.* Компьютерное моделирование процессов заливки и затвердевания стандартных литых проб серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. - Волгоград, 2021. - (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). - С. 64-71.
4. *Барон, А. А.* Компьютерное моделирование процесса заполнения расплавом песчаной формы для получения заготовок стандартных разрывных образцов чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 7 (254) / ВолгГТУ. - Волгоград, 2021. - (Серия «Металлургия»). - С. 73-80.
5. *Рабинович, Б. В.* Введение в литейную гидравлику / Б. В. Рабинович. - М.: Машиностроение, 1966- 420 с.
6. *Галдин, Н. М.* Литниковые системы и приборы для фасонных отливок / Н. М. Галдин, В. В. Чистяков, А. А. Шатульский. - М.: Машиностроение, 1992 - 256 с.
7. *Галдин, Н. М.* Литниковые системы для отливок из легких сплавов Н. М. Галдин. - М.: Машиностроение, 1978. - 196 с.
8. *Барон, А. А.* Результаты компьютерного моделирования распределения дефектов усадочного происхождения в объеме стандартной литой пробы серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ. - (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). - Волгоград, 2021.
9. Справочник по чугунному литью / под ред. Н. Г. Гиршовича - Л.: Машиностроение, 1978. - 758 с.
10. *Рабинович, Б. В.* Литниковые системы / Б. В. Рабинович // Вопросы теории литейных процессов / Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. - М. 1960. С. - 110 - 162.
11. ГОСТ 1412-85 Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. - М.: Издательство стандартов, 2004. - 3 с.
12. *Рабинович, Е. З.* Гидравлика / Е. З. Рабинович. - М.: НЕДРА, 1980 - 278 с.

Ответственный за выпуск редактор РИО  
**Н. Н. Кваша**

Компьютерная верстка:  
**Е. В. Макарова**

---

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.  
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий  
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

---

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

---

Темплан 2021 г. Поз. № 17ж. Дата выхода в свет 25.10.2021 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 9,3. Уч.-изд. л. 7,95.  
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 545.  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО издательства ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в типографии издательства ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.