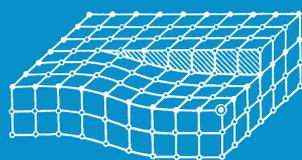


# ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского  
государственного  
технического  
университета

ISSN 1990-5297



Серия  
Проблемы материаловедения, сварки  
и прочности в машиностроении

16+

№ 6 (241)  
2020

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

**Редакционная коллегия:**

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

Серия  
«ПРОБЛЕМЫ  
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,  
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ  
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

# ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

## РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

**Гуревич Л. М.,**

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

*Багмутов В. П.,* д.т.н., проф.

*Зюбан Н. А.,* д.т.н., проф.

*Матлин М. М.,* д.т.н., проф.

*Кидалов Н. А.,* д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

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

Тел. издательства ВолгГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

## № 6 (241)

## Июнь

## 2020

УЧРЕДИТЕЛЬ  
ФГБОУ высшего образования  
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:  
Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.  
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00  
E-mail: president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,  
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2020

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

### **Editorial board:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

# IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL  
UNIVERSITY

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

## Editorial board:

Chairman

**Gurevich L. M.**,

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

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

**Tel. Of VSTU editorial office:**

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 6 (241)**  
**June**  
**2020**

**FOUNDER**

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

**Editorial office address:**

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Арисова В. Н. 6, 62  
Артемьев А. А. 71  
Богданов А. И. 14  
Годенко А. Е. 53  
Гринцов В. Д. 36  
Губаревич Г. П. 83, 86  
Гуревич Л. М. 6, 28, 41, 46, 62, 75  
Гурулев Д. Н. 67  
Даненко В. Ф. 41, 46  
Жуков Б. А. 53  
Изюмский В. А. 6, 62  
Истрати А. А. 46  
Казанкин В. А. 58  
Казанкина Е. Н. 58  
Канубриков Н. Н. 36  
Кулевич В. П. 14, 18, 24, 28, 36  
Липатов Е. Ю. 53  
Лойко П. В. 71  
Лысак В. И. 71  
Максимук В. С. 67  
Матлин М. М. 58  
Палаткина Л. В. 67  
Прияткин Д. В. 71  
Проничев Д. В. 36  
Савченко А. В. 83, 86  
Серов А. Г. 18, 24  
Слаутин О. В. 14, 18, 24, 28, 36  
Соколов Г. Н. 71  
Твердышева Д. Д. 6  
Тельдеков В. А. 75  
Тимофеев Е. К. 53  
Фомичев В. Т. 83, 86  
Харламов В. О. 6  
Шморгун В. Г. 14, 18, 24, 28

## СОДЕРЖАНИЕ

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Твердышева Д. Д., Изюмский В. А.</i> Формирование многослойного титаностального интерметаллидного композита.....	6
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Слаутин О. В., Кулевич В. П.</i> Фазовый состав оксидных пленок, формирующихся на поверхности покрытий системы Fe-Cr-Al.....	14
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Кулевич В. П.</i> Фазовый состав зоны взаимодействия, сформированной в композите системы Ti-Cu в присутствии жидкой фазы.....	18
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Кулевич В. П.</i> Оценка теплопроводности бинарных и легированных покрытий системы Ti-Cu.....	24
<i>Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Кулевич В. П.</i> Оценка формирующихся в процессе охлаждения уровня остаточных напряжений в титаностальном биметалле.....	28
<i>Проничев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Гринцов В. Д., Канубриков Н. Н.</i> Исследование коррозионной стойкости биметаллических переходных элементов АД1+Ст3.....	36

### II. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф.</i> Об особенностях процесса кругового пластического обжатия пряжи.....	41
<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Истрати А. А.</i> Моделирование напряженно-деформированного состояния кольцевого сварного соединения с непроваром.....	46
<i>Тимофеев Е. К., Жуков Б. А., Годенко А. Е., Липатов Е. Ю.</i> Анализ прочности разрезного кольца механизма блокировки подвески насосно-компрессорной трубы.....	53
<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i> Диагностика физико-механических свойств металла по параметрам упругопластического внедрения сферического индентора.....	58
<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Изюмский В. А.</i> Моделирование напряженно-деформированного состояния сваренного взрывом пятислойного титаностального композита после горячей прокатки.....	62
<i>Гурулев Д. Н., Максимук В. С., Палаткина Л. В.</i> Номограмма для определения усилия съема с пуансона поковок при выдавливании на горячештамповочном прессе.....	67

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

<i>Прияткин Д. В., Артемьев А. А., Лойко П. В., Соколов Г. Н., Лысак В. И.</i> Исследование структуры и свойств износостойкого наплавленного сплава системы Fe – C – Cr – Ni – Mn – Mo – Ti – Nb.....	71
<i>Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.</i> Влияние технологических режимов химико-термической обработки на качество упрочнения высоконагруженных шестерен.....	75
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Исследование осадков сплава кобальт–молибден, полученных при различных электрических режимах.....	83
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Исследование процесса электроосаждения сплава кобальт–молибден при стационарном и импульсном электролизе.....	86
К сведению авторов.....	92

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791.044+621.771:669.018.95  
DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-6-14

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

## ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОСЛОЙНОГО ТИТАНОСТАЛЬНОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований по формированию интерметаллидных прослоек в пяти-слойном сваренном взрывом композите титан VT-20+сталь 08X18N10T после термической обработки при температурах 800, 850 и 900 °С и временах выдержки 4 и 10 часов. Изучены структура, микротвердость, химический состав диффузионных зон композита с использованием оптической, электронной микроскопии и рентгеноспектрального анализа.

*Ключевые слова:* титаностальной интерметаллидный композит, сварка взрывом, термическая обработка, диффузионные зоны, микроструктура, химический состав, микротвердость.

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

## FORMATION OF A MULTI-LAYERED TITANO-STEEL INTERMETALLIC COMPOSITE

Volgograd State Technical University

The work presents the results of studies on the formation of intermetallic layers in a five-layer explosion-welded composite titanium VT-20+steel 08Cr18Ni10Ti after heat treatment at temperatures of 800, 850 and 900 °C and holding times of 4 and 10 hours. The structure, microhardness, chemical composition of the diffusion zones of the composite were studied using optic, electron microscopy and X-ray spectral analysis.

*Keywords:* titanostal intermetallic composite, explosion welding, heat treatment, diffusion zones, microstructure, chemical and phase.

### Введение

Технологический процесс изготовления заготовок, деталей и узлов из титаностальных КМ с использованием сварки взрывом (СВ) имеет целый ряд особенностей, открывающих широкое поле исследовательской деятельности для материаловедов и технологов [1, 2]. Из огромного числа работ, посвященных системе титан-сталь, немалое количество – о влиянии режимов и условий технологических операций на качество, структуру и свойства получаемого композита и изделий из него.

Выбор параметров одновременной СВ многослойных композиций практически из любых промышленных разнородных металлов и сплавов не представляет особых сложностей. Разра-

ботанный математический аппарат [1] и применение вычислительной техники позволяют рассчитывать требуемые значения скоростей контакта и соударения, энергии пластической деформации на межслойных границах, гарантирующих реализацию равнопрочности сварных соединений. Применяемые методики расчета оптимальных параметров СВ позволяют учитывать физико-химические и механические свойства свариваемых металлов, число и толщину слоев, конструкцию и жесткость основания, геометрические и детонационные характеристики применяемых взрывчатых веществ

В слоистых металло-интерметаллидных композитах (СМИК), получаемых с помощью комплексной технологии, включающей СВ и терми-

ческую обработку, металлические слои, контактирующие с хрупкой интерметаллидной прослойкой, увеличивают пластичность композита при комнатной температуре, а тонкие интерметаллидные слои обеспечивают высокие значения предела прочности и предела текучести при повышенных температурах. Значительное влияние на диффузионные процессы оказывает структура и накопленная деформация в околошовной зоне сварных соединений в состоянии после СВ и легирующие элементы, входящие в стали, свариваемые с титаном [1–3].

В [4–5] приведены результаты исследований структуры и свойств пятислойного слоистого композиционного материала (СКМ) состава титан ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т после СВ.

В [6] изучено протекание процессов диффузии на границах пятислойного титаностального композита ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т при температурах 800, 850 и 900 °С и времени выдержки 1 час. Однако такая длительность термической обработки не позволяет достичь объемной доли интерметаллидных прослоек, необходимой для успешной реализации высокой жаропрочности, возможной у СММК.

Данная работа является продолжением исследований по формированию многослойного

интерметаллидного композита ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т при вышеуказанных температурах с увеличением времени выдержки от 4 до 10 часов.

**Материалы и методы исследования**

СВ производили 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 800, 850 и 900 °С и временах выдержки 4 и 10 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**

На рис. 1, 2 приведены микроструктуры границ зон соединения после отжига при температурах 800, 850 и 900 °С при времени выдержки 4 ч (рис. 1) и 10 ч (рис. 2).

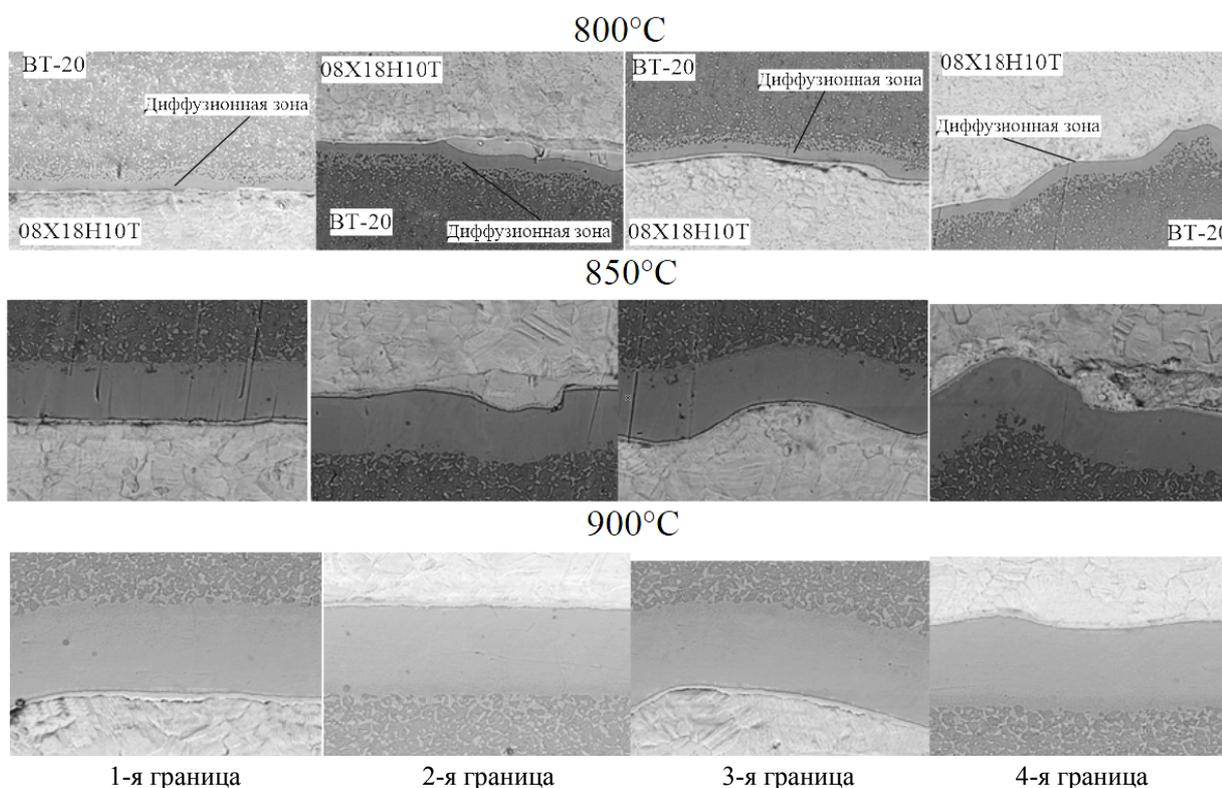


Рис. 1. Микроструктуры зон соединения пятислойного СММК ВТ20+08Х18Н10Т после различных температур при отжиге с выдержкой 4 часа,  $\times 2000$

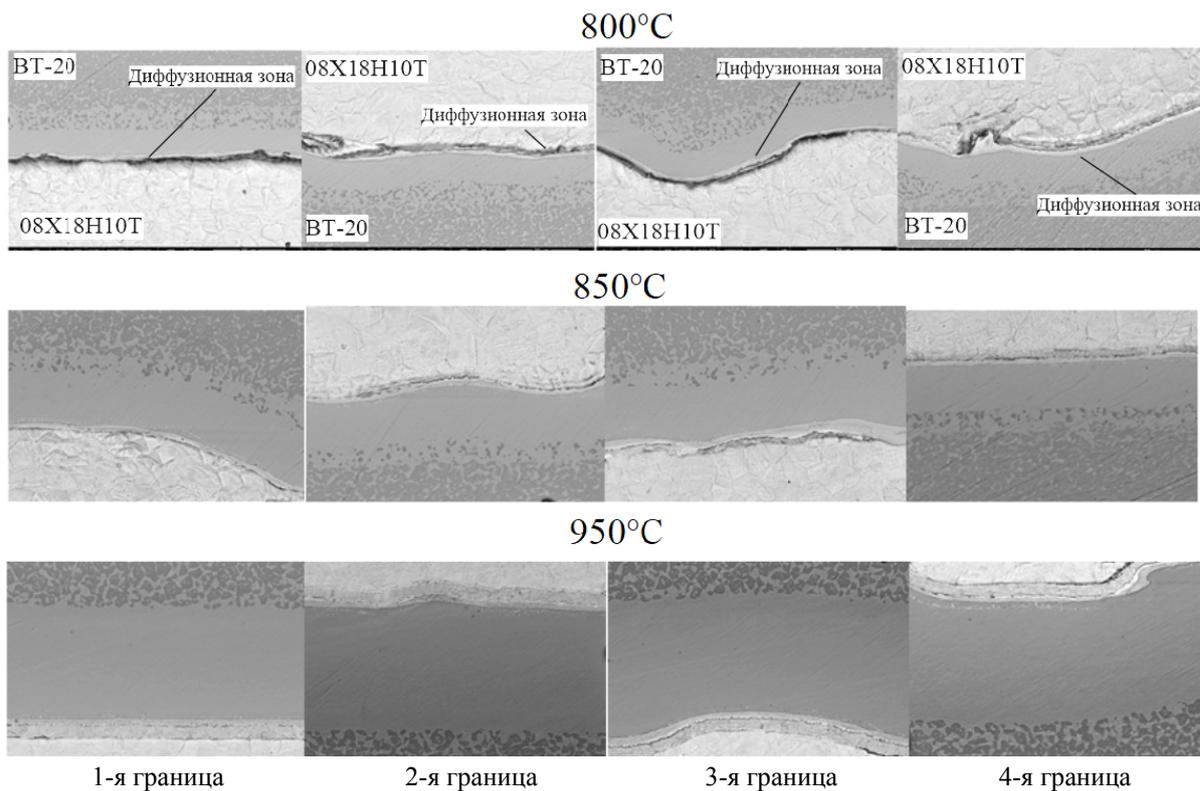


Рис. 2. Микроструктуры зон соединения пятислойного СММК VT20+08X18H10T после различных температур при отжиге с выдержкой 10 часов,  $\times 2000$

Анализ микроструктур (рис. 1 и 2) показал, что с увеличением температуры на всех границах происходит диффузия преимущественно в VT-20. При повышении температуры увеличивается толщина диффузионной зоны, которая при времени выдержки 4 ч состоит из двух

прослоек: первой – тонкой, прилегающей к стали и второй – значительно большей толщины; при времени выдержки 10 ч диффузионная зона состоит из трех прослоек – широкой и двух тонких (рис. 3).

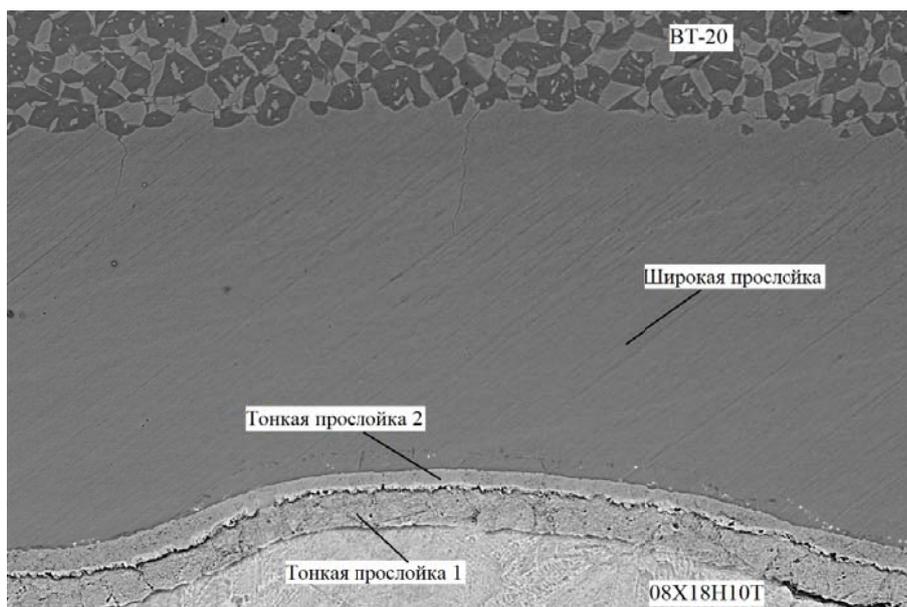


Рис. 3. Вид диффузионной зоны при времени выдержки 10 часов, состоящей из трех прослоек

При выдержке 4 часа тонкая прослойка имеет толщину ~ 1 мкм при температуре отжига 800 °С, 2 мкм при температуре 850 °С и увеличивается до 4 мкм при температуре 900 °С. Толщина широкой прослойки варьируется от 10–14 мкм при температуре 800 °С до 50–60 мкм при 900 °С (рис. 4, б), что ~ на 30–35 мкм больше, чем при времени выдержки 1 час (рис. 4, а). Увеличение времени вы-

держки до 10 ч привело к появлению третьей, тонкой прослойки 2 (рис. 3) 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 достигает размеров 6 мкм, 5 мкм и 12 мкм, а широкая – 21 мкм, 38 мкм и 117 мкм, при 800, 850, 900 °С соответственно (рис. 4, в).

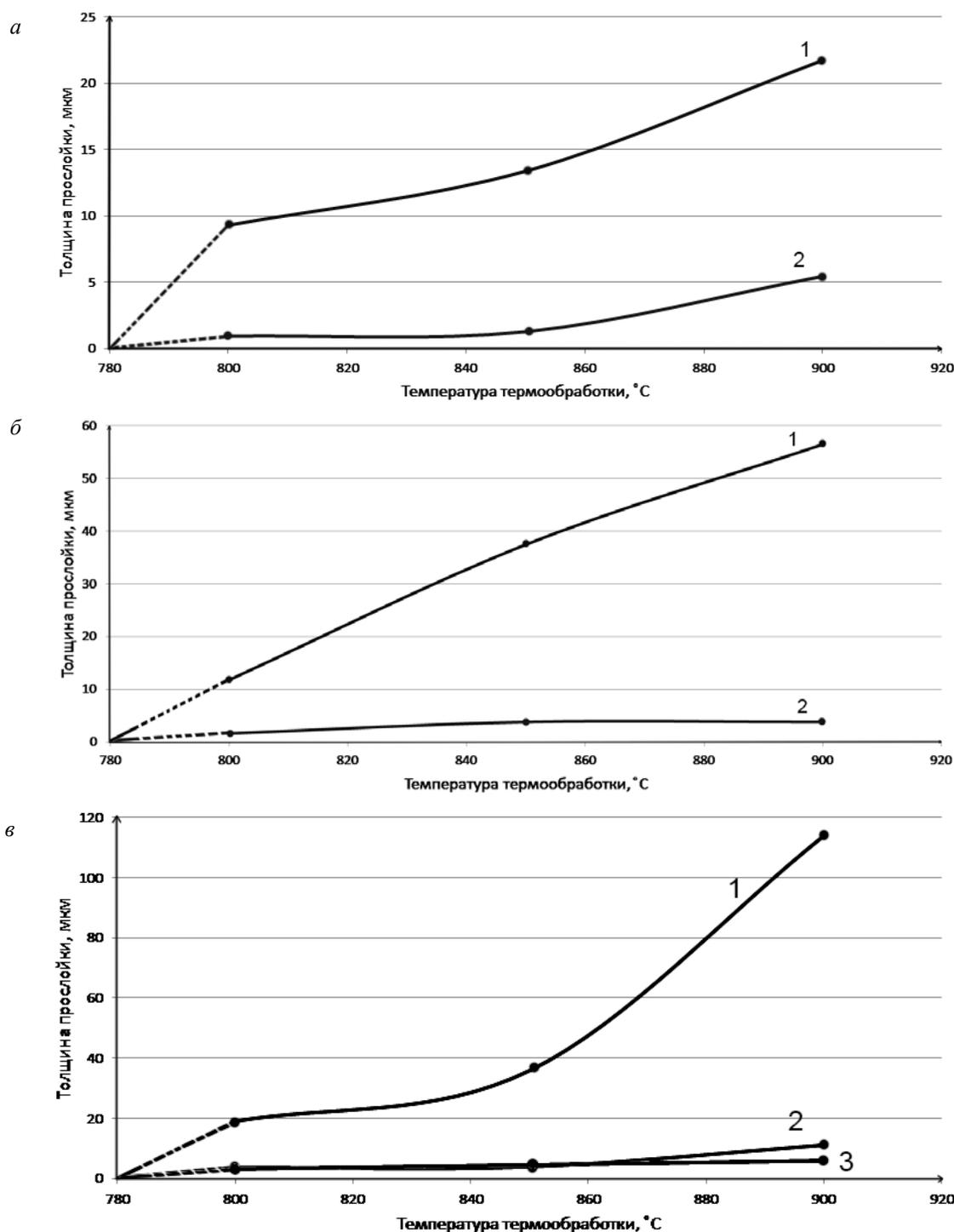


Рис. 4. Зависимость толщины диффузионных прослоек от температуры термообработки: а – 1 ч выдержки; б – 4 ч выдержки; в – 10 ч выдержки. 1 – широкая прослойка; 2 – тонкая прослойка 1; 3 – тонкая прослойка 2

Распределение микротвердости по сечению композиционного материала при исследованных температурах и времени выдержках 4 и 10 часов показано на рис. 5, 6.

Микротвердость диффузионных зон при времени выдержки 4 часа (рис. 5) составляет 3,5–3,8 ГПа, титановых слоев около 2,5 ГПа, стальных – 1,8–2,0 ГПа.

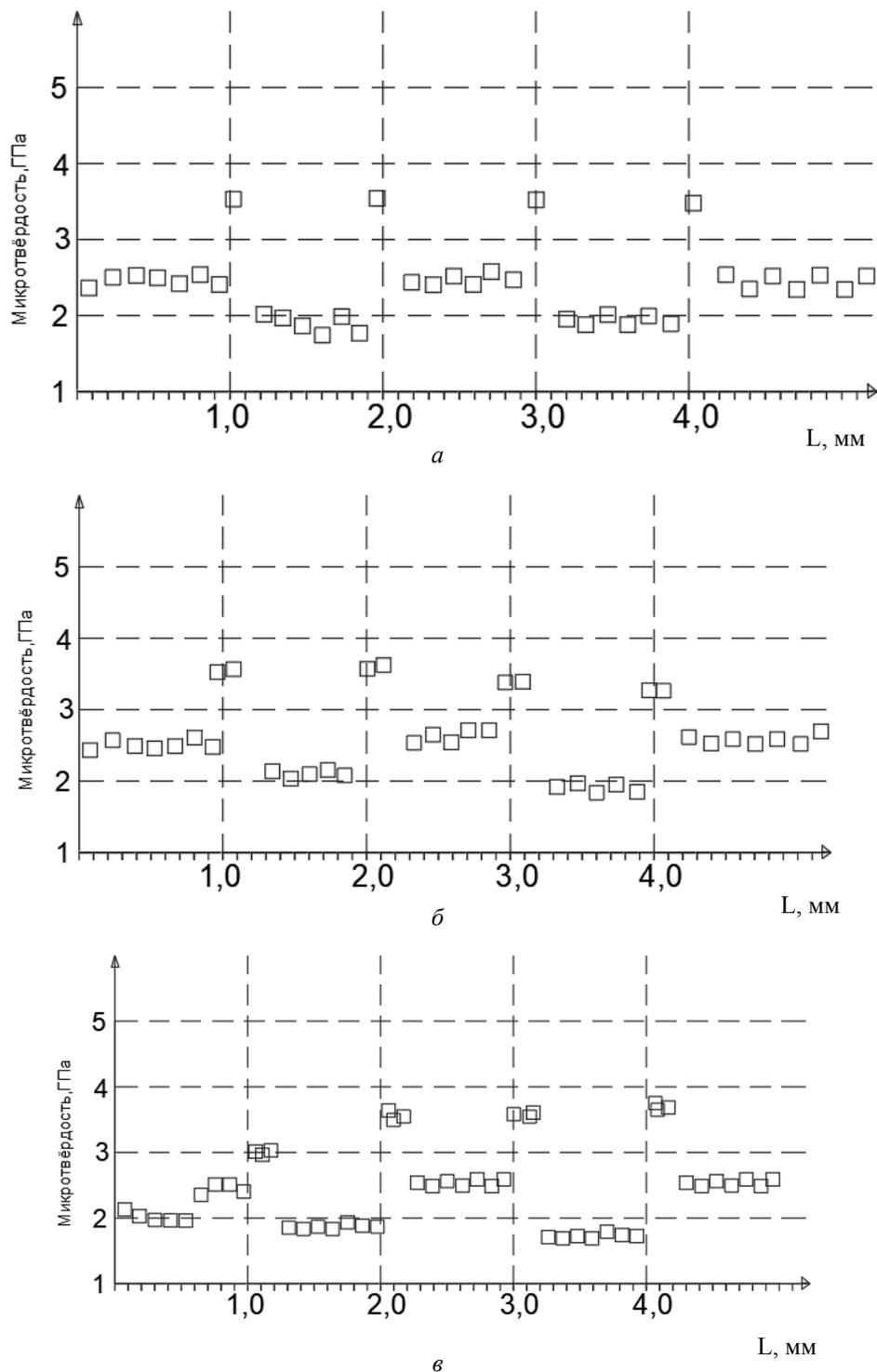


Рис. 5. Распределение микротвердости по сечению пятислойного композита ВТ20-08Х18Н10Т после отжига при температурах:  
а – 800 °С; б – 850 °С; в – 900 °С, время выдержки 4 часа

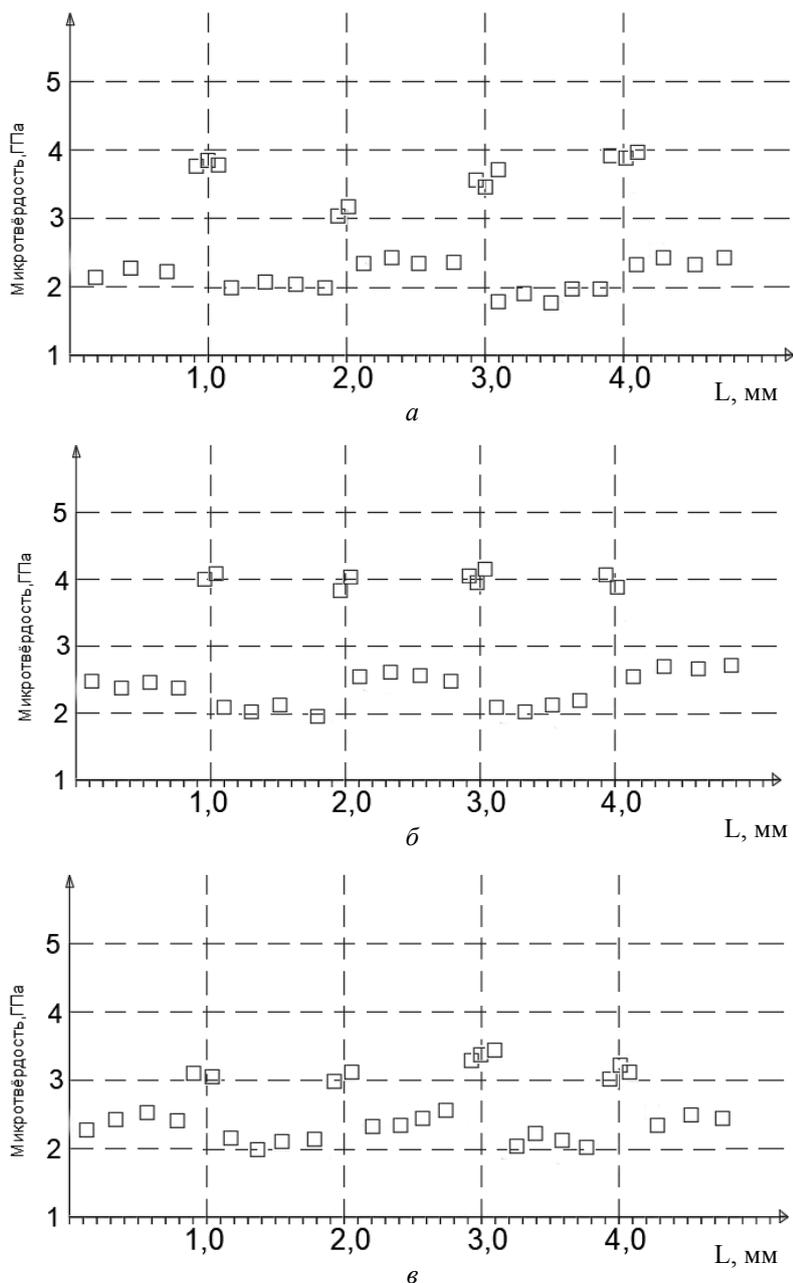


Рис. 6. Распределение микротвердости по сечению пятислойного композита BT20-08X18N10T после отжига при температурах: а – 800 °С; б – 850 °С; в – 900 °С; время выдержки 10 часов

При выдержке 10 часов микротвердость диффузионных зон составляет около 3,5–4,0 ГПа при температурах 800, 850 °С, и несколько ниже – 3,0–3,2 ГПа при температуре 900 °С, а микротвердость титановых слоев и коррозионно-стойкой стали около 2,5 и 2,1 ГПа соответственно (рис. 6).

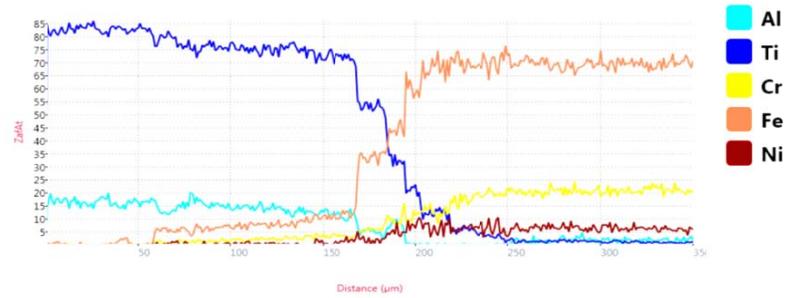
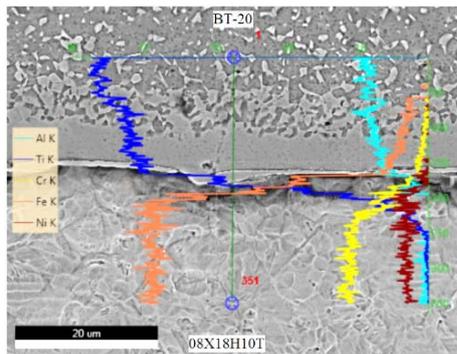
Распределения химических элементов в диффузионных зонах у границы 1 композита (рис. 1, 2), подвергнутого термической обработке со временами выдержки 4 и 10 ч, представлены на рис. 7, 8.

Проведенное исследование показало, что диффузионная прослойка насыщена компонентами, входящими как в состав коррозионно-стойкой стали, так и титанового сплава, а именно Fe, Ni, Cr, Ti и Al. При выдержке 4 часа (рис. 7) содержание титана в широкой диффузионной прослойке снижается при приближении к узкой прослойке с 85 % ат. до 55 % ат., и одновременно растет содержание железа с 55 % ат. до 70 % ат. Содержание алюминия широкой диффузионной прослойке близко к его концентрации в титановом сплаве (~ 18 % ат.), но снижается вблизи уз-

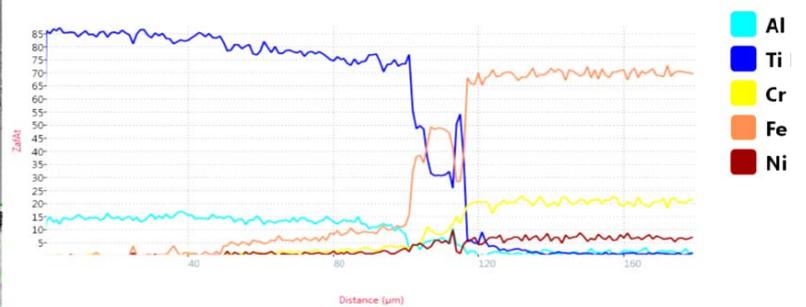
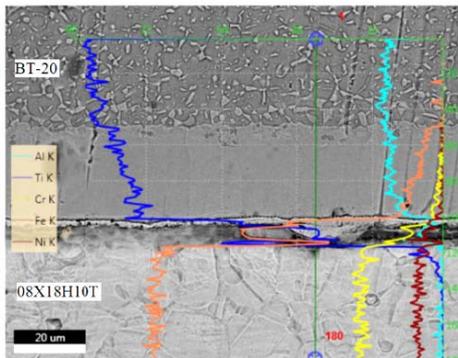
кой прослойки, что сопровождается одновременным увеличением содержания хрома и никеля.

При термической обработке со временем выдержки 10 часов (рис. 8) содержание алюминия в широкой диффузионной прослойке постоянно по толщине и немного меньше, чем при термообработке с выдержкой 4 ч (~ 15 % ат.) и по мере приближения к узкой прослойке оно

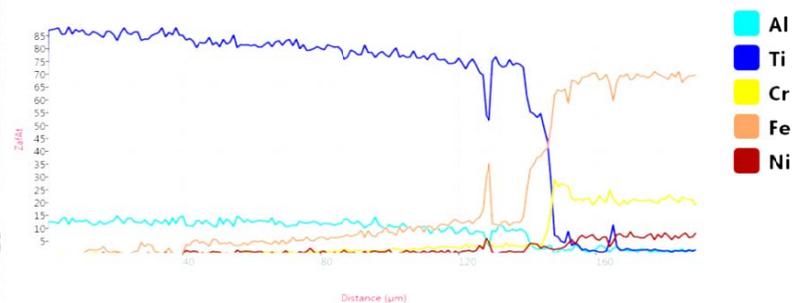
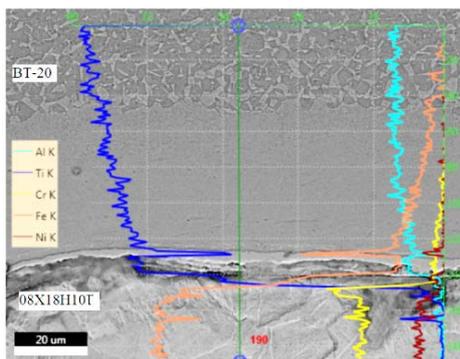
монотонно снижается, а содержание никеля увеличивается. Количество титана снижается при приближении к узкой диффузионной прослойке с ~87 % ат. до 45 % ат., и одновременно растет содержание железа с 45 % ат. до 70 % ат. Хром, достигая диффузионной прослойки, увеличивается с 5 % ат. до 25 % ат., а затем снижается примерно до 20 % ат.



а



б



в

Рис. 7. Распределение химических элементов на границе / в диффузионной зоне пятислоного титаностального композита после отжига при температурах: а – 800 °С; б – 850 °С; в – 900 °С, время выдержки 4 часа

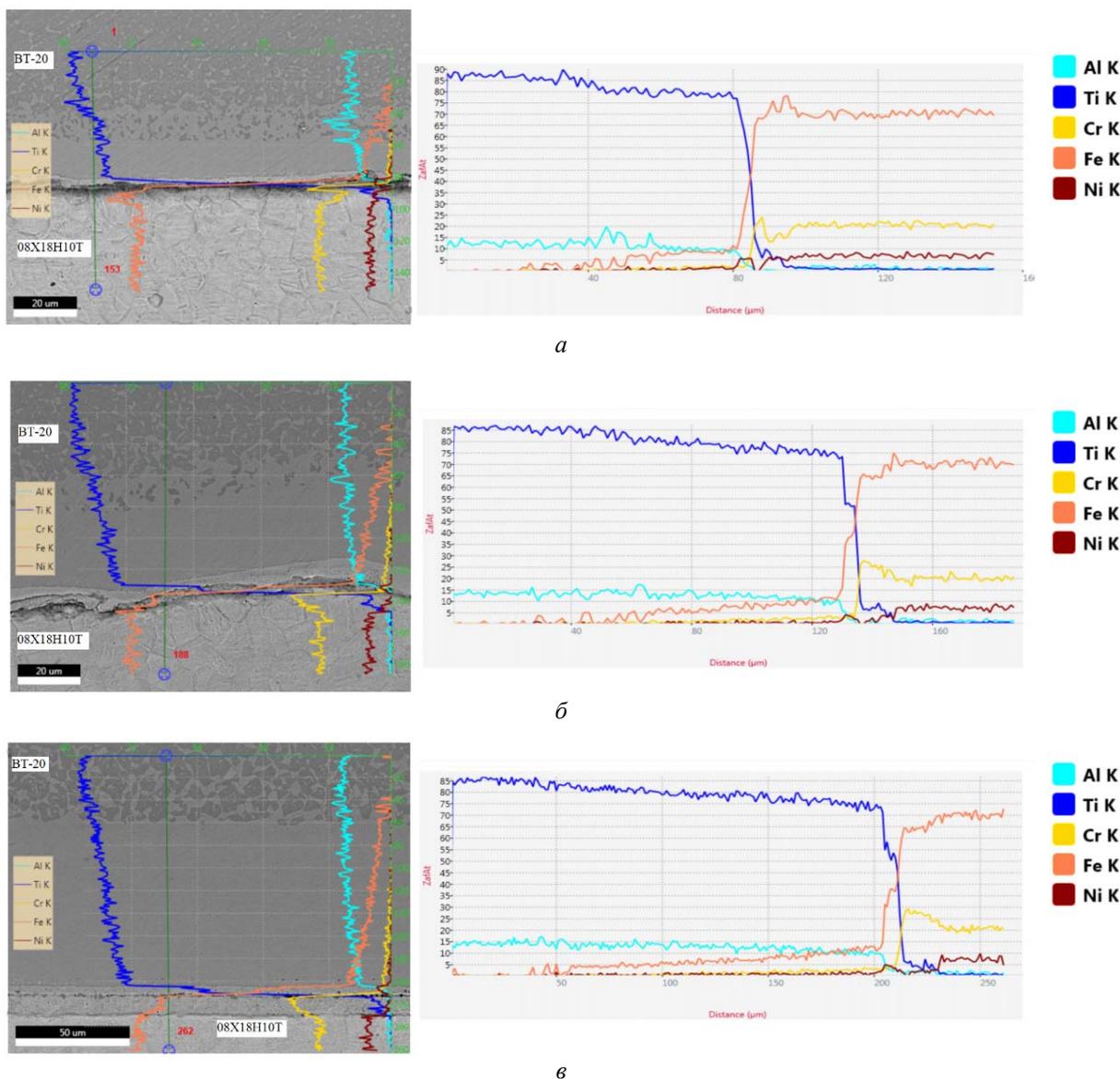


Рис. 8. Распределение химических элементов на 1-й границе в диффузионной зоне пятислойного титаностального композита после отжига при температурах: *a* – 800 °С; *б* – 850 °С; *в* – 900 °С, время выдержки 10 часов

В последующих исследованиях будут рассмотрены особенности распределения химических элементов в диффузионных зонах с последующим определением фазового состава с помощью рентгеноструктурного анализа при рассмотренных режимах термической обработки.

#### Выводы

Металлографические исследования и энергодисперсионный анализ диффузионных зон вблизи границ соединения пятислойного титаностального композита BT20+08X18H10T, сформировавшихся при температурах 800 °С, 850 °С и 900 °С и временах выдержки 4 и 10 ч, показали:

- с увеличением температуры на всех границах происходит рост диффузионных прослоек преимущественно в BT-20; диффузионная зона при времени выдержки 4 часа состоит из двух прослоек – тонкой возле коррозионно-стойкой стали и толстой – в титановом сплав; после увеличения времени выдержки до 10 часов обнаружена третья, узкая прослойка при одновременном резком увеличении толстой прослойки при росте температуры;
- микротвердость диффузионных зон, сформировавшихся при изученных температурах и временах выдержки, 3,5–4,0 ГПа, микротвердость стальных и титановых слоев составляет около 2,0 и 2,5 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. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова // ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 402 с.
4. 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.

5. 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.

6. 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.

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-14-18

*В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич*

#### ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ОКСИДНЫХ ПЛЕНОК, ФОРМИРУЮЩИХСЯ НА ПОВЕРХНОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Al\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследован фазовый состав оксидных пленок на поверхности покрытий системы Fe-Cr-Al с помощью рентгеноструктурного анализа по методу скользящего пучка. Показано, что при 900 °С фазовый состав формирующихся оксидных пленок  $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$ , к которым при длительной выдержке добавляется оксид  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ . Повышение температуры до 1100 °С интенсифицирует рост оксидных пленок, а увеличение содержания алюминия обеспечивает стабильный рост оксидов  $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ . При содержании в сплаве алюминия больше 10 ат. % на больших временах выдержки образуется метастабильный оксид алюминия  $\delta\text{Al}_2\text{O}_3$ , формирование которого связано со снижением в тонких поверхностных слоях концентрации хрома.

*Ключевые слова:* термообработка, алюминиды железа, покрытия, окисление, оксидные пленки, рентгеноструктурный анализ, фазовый состав.

*V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, O. V. Slautin, V. P. Kulevich*

#### PHASE COMPOSITION OF OXIDE FILMS FORMED ON THE SURFACE OF THE Fe-Cr-Al SYSTEM COATINGS

Volgograd State Technical University

The phase composition of the oxide films on the surface of the Fe-Cr-Al system coatings is studied using glancing angle X-ray diffraction. It is shown that at 900 °C the formed oxide films consist of  $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$ , to which  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$  oxide is added during long-term exposure. An increase in temperature to 1100 °C intensifies the growth of oxide films, and an increase in the aluminum content ensures a stable growth of  $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$  oxides. When the aluminum content in the coating is more than 10 at. % at large exposure times, metastable alumina  $\delta\text{Al}_2\text{O}_3$  is formed, the formation of which is associated with a decrease in the concentration of chromium in thin surface layers.

*Keywords:* heat treatment, iron aluminides, intermetallic, coatings, oxidation, oxide films, X-ray diffraction analysis, phase composition.

Жаростойкость сплавов системы Fe-Cr-Al обеспечивается за счет формирования на их поверхности защитных слоев оксидов Al и Cr [1–6].

В работе [7] предложена последовательность технологических операций получения на поверхности сплава X15Ю5 слоистого покрытия

FeAl(Cr, Si) / Fe<sub>3</sub>Al(Cr, Si) / Fe(Al, Cr, Si), содержание Al и Cr в поверхностном слое которого обеспечивает стабильное формирование оксидной пленки. В процессе эксплуатации таких покрытий из-за имеющегося градиента концентраций должно происходить диффузионное перераспределение химических элементов (Fe, Al, Cr и Si), что, в итоге, может привести к снижению содержания Al и Cr, а, следовательно, и изменению фазового состава защитных оксидных пленок.

В настоящей работе исследовано влияния температурно-временных условий термообработки (ТО) покрытий системы Fe-Cr-Al с различным химическим составом на фазовый состав оксидных пленок.

#### Материалы и методика эксперимента

Различный фазовый состав покрытий системы Fe-Cr-Al обеспечивали путем погружения сплава X15Ю5 (далее 10Al15Cr) в расплав силикона и последующей ТО [8]. После ТО по режиму 1100 °С, 20 ч на поверхности X15Ю5 было сформировано покрытие, содержащее 40 ат. % Al и 7 ат. % Cr (далее образец 40Al17Cr). После 100 ч выдержки – покрытие, содержащее 25 ат. % Al и 11 ат. % Cr (далее образец 25Al11Cr) и после 500 ч выдержки – покрытие, содержащее 18 ат. % Al и 13 ат. % Cr (далее образец 18Al13Cr).

Для исследования влияния температурно-временных условий ТО на фазовый состав оксидных пленок последнюю проводили в печи LOIP LF-7/13-G1 в воздушной атмосфере при 900 и 1100 °С с выдержкой до 20 ч. Перед каждой ТО поверхность образцов подвергалась механической очистке металлической щеткой и наждачной бумагой зернистостью 1000 с целью удаления оксидных пленок. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Электронно-оптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ по методу скользящего пучка выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга–Брентано с фиксированным углом скольжения от 0,5° до 2° в излучении медного анода ( $\lambda=1,5406\text{Å}$ ) с использованием никелевого К<sub>β</sub>-фильтра (щель 0,1 мм). Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детек-

тора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1).

#### Результаты и их обсуждение

Сравнительный анализ полученных дифракционных картин после съемки в геометрии Брегга–Брентано по общепринятой симметричной схеме и по методу скользящего пучка с углом падения 2°, 1° и 0,5° экспериментальных образцов позволил установить следующее. На дифракционной картине, снятой по симметричной схеме, рефлексы от подложки хорошо различимы и имеют высокую интенсивность, в то время, как рефлексы от оксидной пленки практически не различимы от фона. На дифрактограмме, полученной при съемке с фиксированным углом падения 2°, наблюдается четко различимые рефлексы, соответствующие оксидным фазам. Снижение угла падения сопровождается снижением интенсивности рефлексов от подложки, а интенсивность рефлексов от оксидных пленок остается практически неизменной (рис. 1). Поскольку четко различимые рефлексы, соответствующие оксидным фазам, наблюдались на дифрактограммах, полученных при съемке с фиксированным углом падения 2°, они и были использованы для определения фазового состава оксидных пленок.

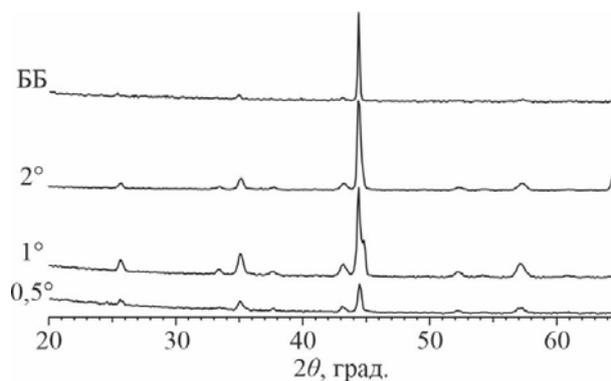


Рис. 1. Дифрактограммы, снятые по симметричной схеме Брегга–Брентано (ББ) и по методу скользящего пучка (2°, 1° и 0,5°) с поверхности образца 10Al15Cr после ТО по режиму 1100 °С, 10 мин

На рис. 2–5 (а–б) представлены дифрактограммы, снятые после ТО при 900 °С с поверхности образцов с различным содержанием Al. На поверхности образца 10Al15Cr (рис. 2, а) после 1 ч выдержки достоверно идентифициру-

ется твердый раствор Cr и Al в  $\alpha$ Fe. Также наблюдаются рефлексы, соответствующие корунду ( $\alpha$ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и поликристаллическому твердому раствору (FeCr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, имеющему аналогичную гематиту ( $\alpha$ Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) тригональную структуру. Увеличение времени выдержки до 20 ч (рис. 2, б) приводит к увеличению количества рефлексов, соответствующих корунду, исчезновению (FeCr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и появлению герценита FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

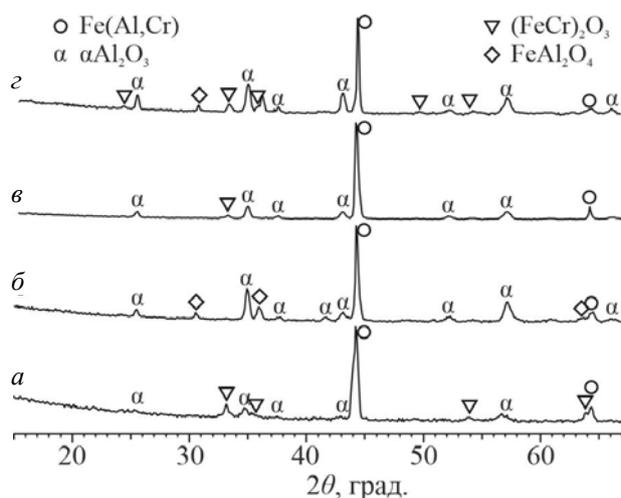


Рис. 2. Дифрактограммы, снятые с поверхности образца 10Al15Cr после ТО 900 °С 1 ч (а) и 20 ч (б); 1100 °С, 5 мин (в), 20 ч (з)

Увеличение концентрации Al на поверхности до 18 ат. % (18Al13Cr) (рис. 3, а–б) приводит к уменьшению количества рефлексов, соответствующих (FeCr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, после ТО в течение 1 ч, а количество рефлексов от  $\alpha$ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> увеличивается. После 20 ч, как и на образце 10Al15Cr, исчезают рефлексы, соответствующие (FeCr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>,

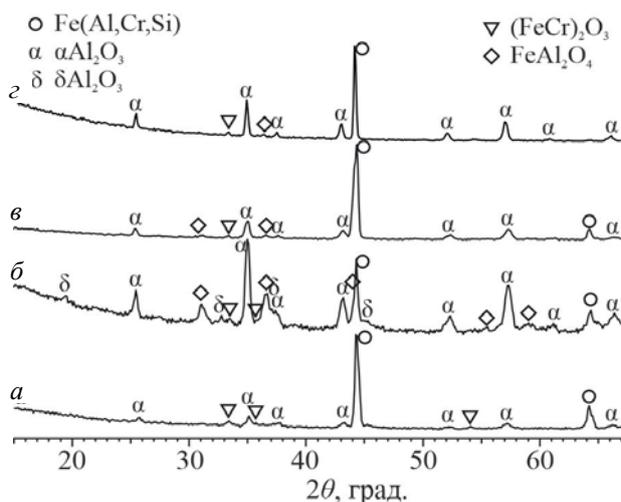


Рис. 3. Дифрактограммы, снятые с поверхности образца 18Al13Cr после ТО 900 °С 1 ч (а) и 20 ч (б); 1100 °С, 5 мин (в), 20 ч (з)

появляются рефлексы герценита FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> и растет интенсивность рефлексов корунда. Также наблюдаются отчетливые рефлексы, соответствующие метастабильной модификации оксида алюминия –  $\delta$ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Для образцов 25Al11Cr и 40Al7Cr (рис. 4–5) характер окисления при 900 °С полностью аналогичен рассмотренным выше. Возрастает интенсивность рефлексов от  $\alpha$ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, а также на больших временах сохраняются отдельные рефлексы (FeCr)<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

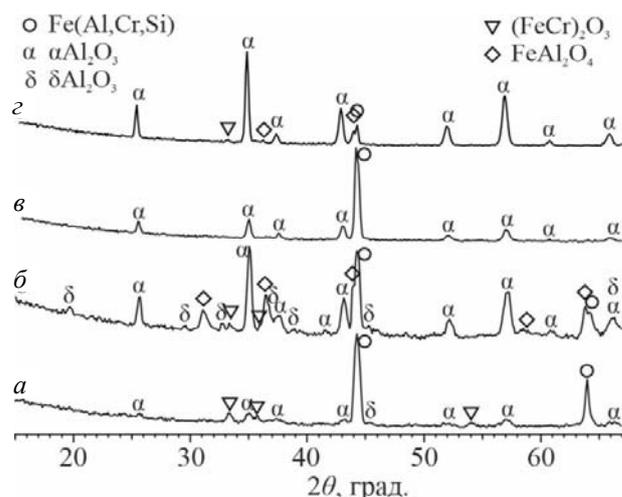


Рис. 4. Дифрактограммы, снятые с поверхности образца 25Al11Cr после ТО 900 °С 1 ч (а) и 20 ч (б); 1100 °С, 5 мин (в), 20 ч (з)

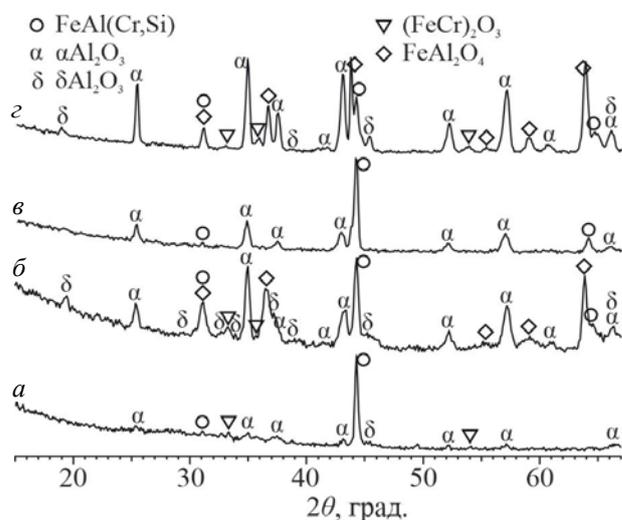


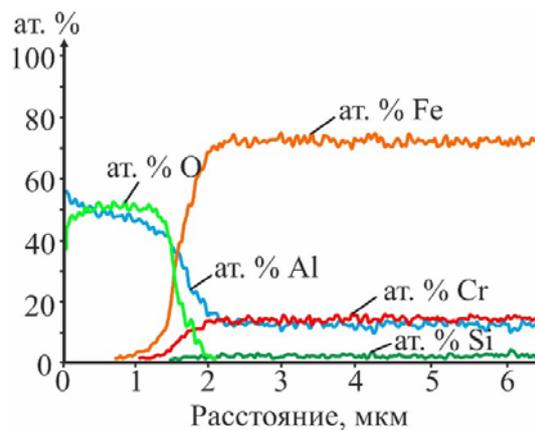
Рис. 5. Дифрактограммы, снятые с поверхности образца 40Al7Cr после ТО 900 °С 1 ч (а) и 20 ч (б); 1100 °С, 5 мин (в), 20 ч (з)

Нагревы при 1100 °С образцов 10Al15Cr с малыми временами выдержки показали, что на начальных стадиях окисление идет только с образованием корунда, с повышением време-

ни выдержки появляются рефлексы, соответствующие  $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$  (рис. 2, в–г). Нагревы образцов 18Al13Cr, 25Al11Cr и 40Al7Cr показали схожие результаты (рис. 3–5). На малых временах выдержки сначала появляются рефлексы корунда и герценита. С увеличением времени выдержки появляются  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ ,  $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$  и  $\delta\text{Al}_2\text{O}_3$ .



а



б

Рис. 6. СЭМ изображение оксидного слоя на образце 18Al13Cr и распределение химических элементов по его толщине

### Выводы

1. Применение при рентгеноструктурном анализе метода скользящего пучка позволяет за счет снижения вклада подложки в дифракционную картину определять фазовый состав тонких оксидных пленок, формирующихся при высокой температуре на поверхности покрытий системы Fe-Cr-Al.

2. При 900 °С на поверхности покрытия, содержащего 10 ат. % Al, образуется корунд ( $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$ ) и поликристаллический оксид  $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$ , который при больших временах выдержки заменяется на герценит  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ . С увеличением концентрации Al в поверхностном слое дополнительно формируется метастабильный оксид  $\delta\text{Al}_2\text{O}_3$ , а при 40 ат. % Al еще и хромшпинель  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$ . Увеличение температуры до 1100 °С интенсифицирует процесс окисления, при этом характер окисления образцов не изменяется.

3. Присутствие на поверхности покрытий системы Fe-Cr-Al метастабильных модификаций оксида Al связано со снижением в тонких поверхностных слоях при длительных выдержках концентрации Cr, обеспечивающего ускоренную трансформацию метастабильных оксидов в стабильный оксид  $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$ .

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Opila E. J.* Volatility of common protective oxides in high-temperature water vapor: current understanding and unanswered questions / E. J. Opila // *Materials Science Forum.* – Trans Tech Publications Ltd, 2004. – Т. 461. – С. 765-774.
2. *Lai G. Y.* High-temperature corrosion and materials applications / G. Y. Lai // *ASM international*, 2007. – 461 с.
3. *Kanthal A. B.* Kanthal Handbook–Heating Alloys for Electric Household Appliances / A. B. Kanthal // Box 502, SE-73427 Hallstahammar, Sweden. – 2001. 28 с.
4. *Handbook on the Material Properties of FeCrAl Alloys for Nuclear Power Production Applications (FY18 Version: Revision 1)* / K. G. Field et al. // Oak Ridge National Lab. (ORNL), Oak Ridge, TN (United States), 2018. – №. ORNL/SPR-2018/905.
5. *Коломыцев, П. Т.* Жаростойкие диффузионные покрытия / П. Т. Коломыцев. – Москва : Металлургия, 1979. – 272 с.
6. *Criteria for the formation of protective Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> scales on Fe–Al and Fe–Cr–Al alloys* / Z. G. Zhang et al. // *Corrosion Science.* – 2006. – Т. 48. – №. 3. – С. 741–765.
7. Алитирование поверхности сплава X15Ю5 погружением в расплав / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. Г. Фатыхова, Е. В. Журавлева // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ.* – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 88–91.
8. Трансформация химического и фазового состава в слоистом покрытии  $\text{FeAl}(\text{Cr},\text{Si})$  /  $\text{Fe}(\text{Al},\text{Cr},\text{Si})$  при высокотемпературных нагревах / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Е. В. Жу-

равлева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 21–24.

9. Comparison of the high-temperature oxidation of uncoated and CVD-FBR aluminized AISI-304 stainless steel / F. J. Pérez et al. // Oxidation of metals. – 2002. – Т. 58. – № 5–6. – С. 563–588.

10. Initial oxidation of Fe–Al and Fe–Cr–Al alloys: Cr as an alumina booster / M. H. Heinonen et al. // Oxidation of metals. – 2011. – Т. 76. – № 3–4. – С. 331.

11. High temperature oxidation of Fe–Al and Fe–Cr–Al alloys: The role of Cr as a chemically active element / E. Airiskallio et al. // Corrosion Science. – 2010. – Т. 52. – № 10. – С. 3394–3404.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-18-24

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. П. Кулевич*

### **ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ЗОНЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ, СФОРМИРОВАННОЙ В КОМПОЗИТЕ СИСТЕМЫ Ti-Cu В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Показано, что термообработка композитов системы Ti-Cu при температуре выше температуры плавления меди (медноникелевого сплава) приводит к формированию зоны взаимодействия, структура и фазовый состав которой определяются температурой и временем существования контактирующего с прослойкой твердого раствора жидкого расплава. При прочих равных условиях увеличение времени выдержки приводит к росту объема прореагировавшего титана и весовой доли богатых титаном интерметаллидов в ее структуре.

*Ключевые слова:* плавление, зона взаимодействия, фазовый состав, интерметаллиды.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. G. Serov, V. P. Kulevich*

### **PHASE COMPOSITION OF THE INTERACTION ZONE FORMED IN THE Ti-Cu SYSTEM COMPOSITE IN THE PRESENCE OF A LIQUID PHASE**

**Volgograd State Technical University**

It was shown that heat treatment of Ti-Cu system composites at temperatures above the melting temperature of copper (copper-nickel alloy) leads to the formation of an interaction zone, the structure and phase composition of which is determined by the temperature and time of existence of the liquid melt solid solution in contact with the interlayer. Other things being equal, an increase in the exposure time leads to an increase in the volume of reacted titanium and the weight fraction of titanium-rich intermetallic compounds in its structure.

*Keywords:* melting, interaction zone, phase composition, intermetallic compounds.

#### **Введение**

По данным ранее выполненных исследований [1–3] при создании металло-интерметаллических СКМ добиться значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов на их межслойных границах [4], можно за счет проведения термообработки (ТО) при температурах выше температуры эвтектического превращения [5].

В настоящей работе исследована структура и фазовый состав зоны взаимодействия (ЗВ), формирующейся на межслойной границе сваренных взрывом композитов VT1-0+M1, VT1-0+MN19 и VT1-0+MN45 после ТО на режимах, обеспечивающих жидкофазное взаимодействие.

#### **Материалы и методы исследования**

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом титана марки (2+0,25 мм) с медно-никелевыми сплавами MN19 и MN45 (2 + 2 мм). ТО композитов проводили в печи SNOOL 8.2/1100 при температуре 1100 °С с выдержкой 1–2 мин (VT1-0 + M1), 1200 °С, 2 мин (VT1-0 + MN19) и 1300 °С, 2 мин (VT1-0 + MN45). Образцы располагались внутри камеры титановым слоем вниз, охлаждение проводилось на воздухе.

Количественный и фазовый состав зоны взаимодействия (ЗВ) оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D.

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Кулевич В. П., 2020.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-38-20101.

**Результаты и их обсуждения**

Металлографические исследования ЗВ на межслойной границе биметалла ВТ1-0+М1 после ТО 1100 °С, 1 мин показали, что произошло расплавление медного слоя и формирование ЗВ

(рис. 1) толщиной ~400 мкм. С помощью энергодисперсионного (табл. 1, 2) и рентгеноструктурного (рис. 4) анализа установлено, что фазовый состав ЗВ:  $TiCu_4$ ,  $TiCu_3$  и  $Ti_2Cu_3$ .

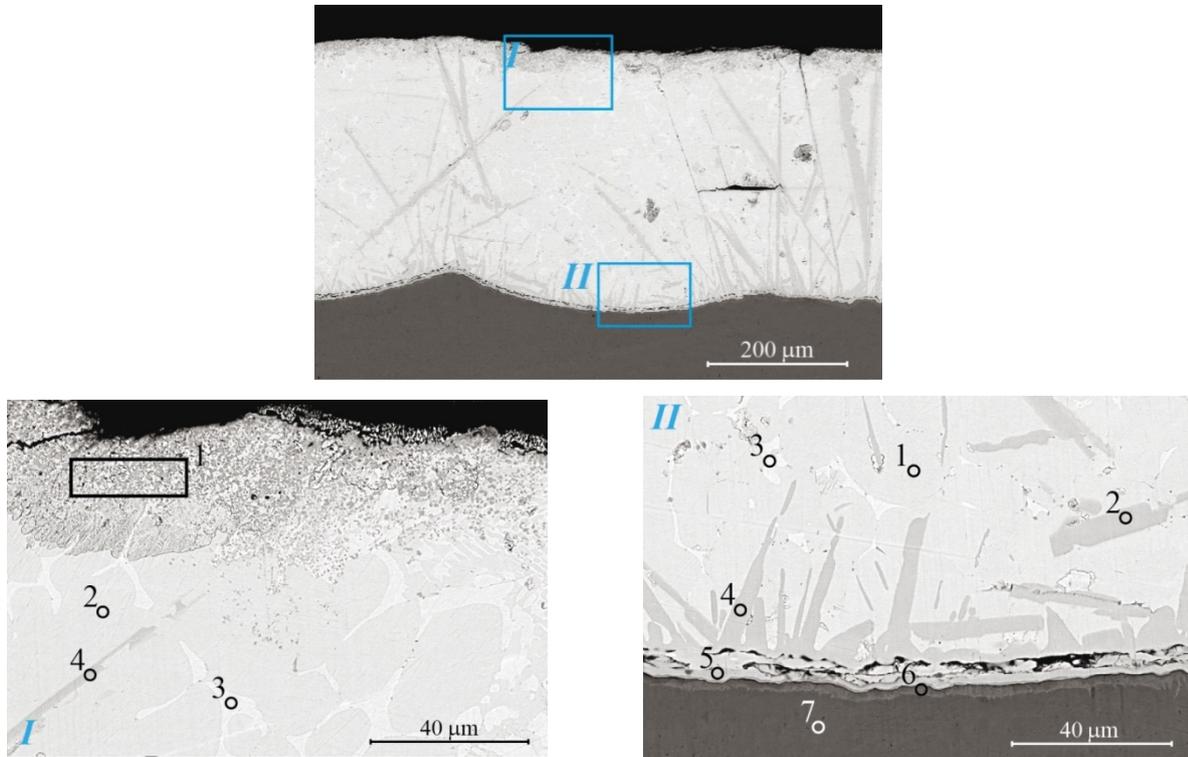


Рис. 1. СЭМ-изображение ЗВ в композите ВТ1-0+М1 после ТО 1100 °С, 1 мин

Таблица 1

**Результаты определения элементного состава в ЗВ после ТО по режиму 1100 °С, 1 мин (I – рис. 1)**

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%			
	1	2	3	4
Ti	17,61	30,48	20,74	39,03
Cu	65,7	69,52	79,26	60,97
N	3,11	–	–	–
O	13,58	–	–	–
Фаза	оксид, нитрид	$TiCu_3$	$TiCu_4$	$Ti_2Cu_3$

Таблица 2

**Результаты определения элементного состава в ЗВ после ТО по режиму 1100 °С, 1 мин (II – рис. 1)**

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%						
	1	2	3	4	5	6	7
Ti	30,15	41,07	20,73	41,85	49,27	91,3	100
Cu	69,85	58,93	79,27	58,15	50,73	8,7	–
Фаза	$TiCu_3$	$Ti_2Cu_3$	$TiCu_4$	$Ti_2Cu_3$	$TiCu$	$Ti(Cu)$	Ti

С увеличением времени выдержки до 2 минут происходит изменение стехиометрического состава структурных составляющих в ЗВ (рис. 2, табл. 3, 4), что связано с увеличением доли про-

реагировавшего титана с 30 до 70 % (рис. 2 и 3). Установлено, что в ЗВ образуются интерметаллиды с высоким содержанием титана (идентифицированы фазы  $TiCu$  и  $Ti_2Cu$ ) (рис. 4).

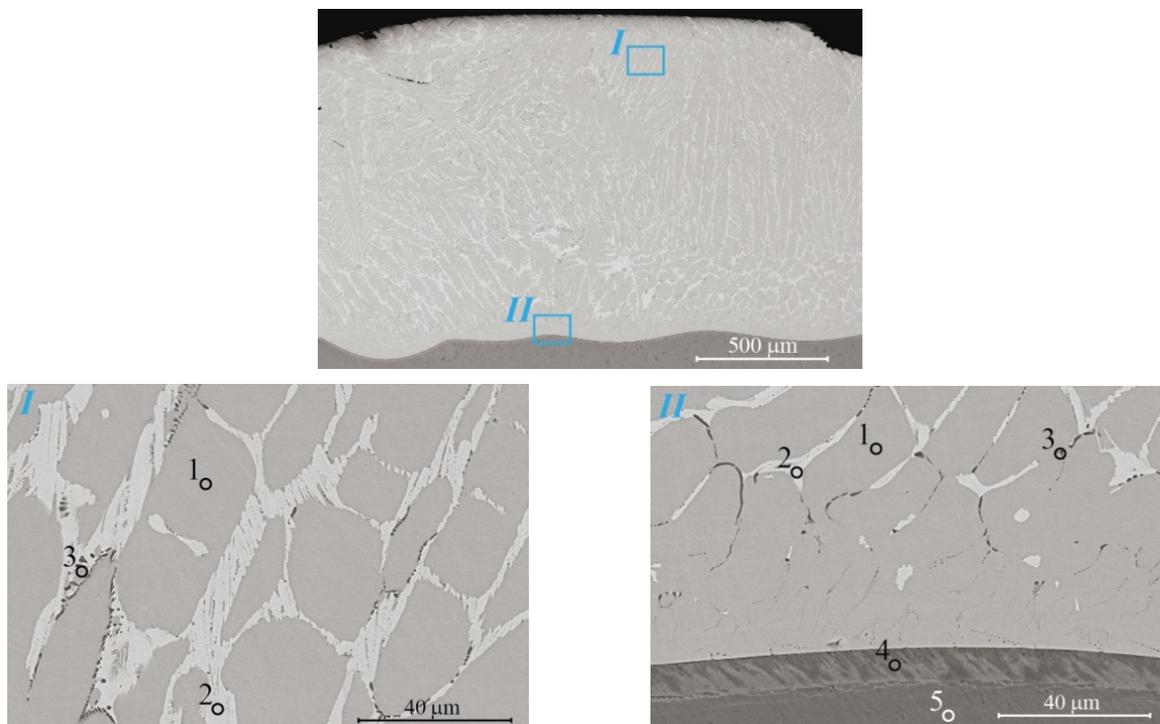


Рис. 2. СЭМ-изображение ЗП в СКМ ВТ1-0+М1 после ТО 1100 °С, 2 мин

Таблица 3

Результаты определения элементного состава в ЗВ после ТО по режиму 1100 °С, 2 мин (I – рис. 2)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%		
	1	2	3
Ti	66,13	50	53,69
Cu	33,87	50	17,45
N	–	–	15,02
O	–	–	17,45
Фаза	$Ti_2Cu$	$TiCu$	оксид, нитрид

Таблица 4

Результаты определения элементного состава в ЗВ после ТО по режиму 1100 °С, 2 мин (II – рис. 2)

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат.%				
	2	1	3	4	5
Ti	66,31	50,12	58,65	91,7	100
Cu	33,69	49,88	8,64	8,3	–
N	–	–	13,78	–	–
O	–	–	18,92	–	–
Фаза	$Ti_2Cu$	$TiCu$	оксид, нитрид	$Ti(Cu)$	Ti

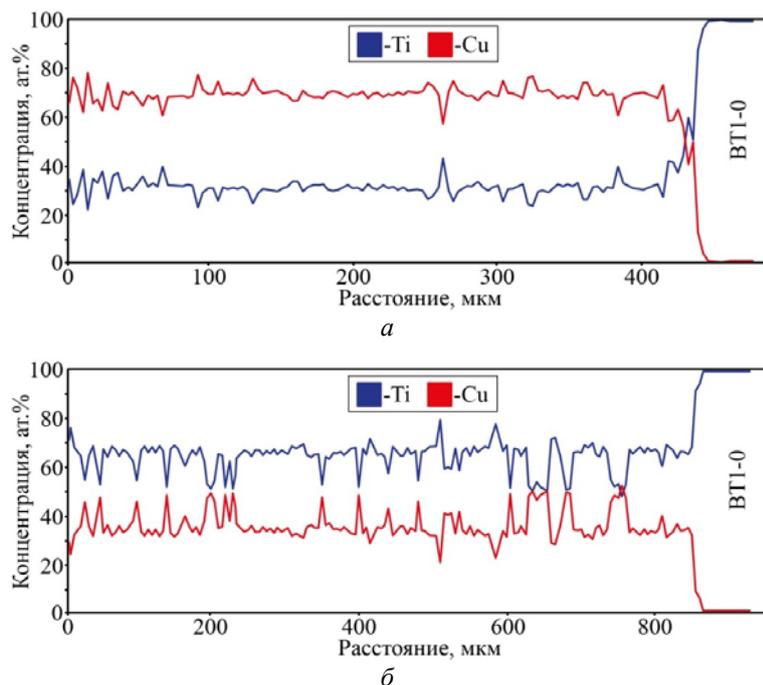


Рис. 3. Распределение химических элементов в 3В композита M1+BT1-0 после ТО 1100 °С, 1 и 2 мин

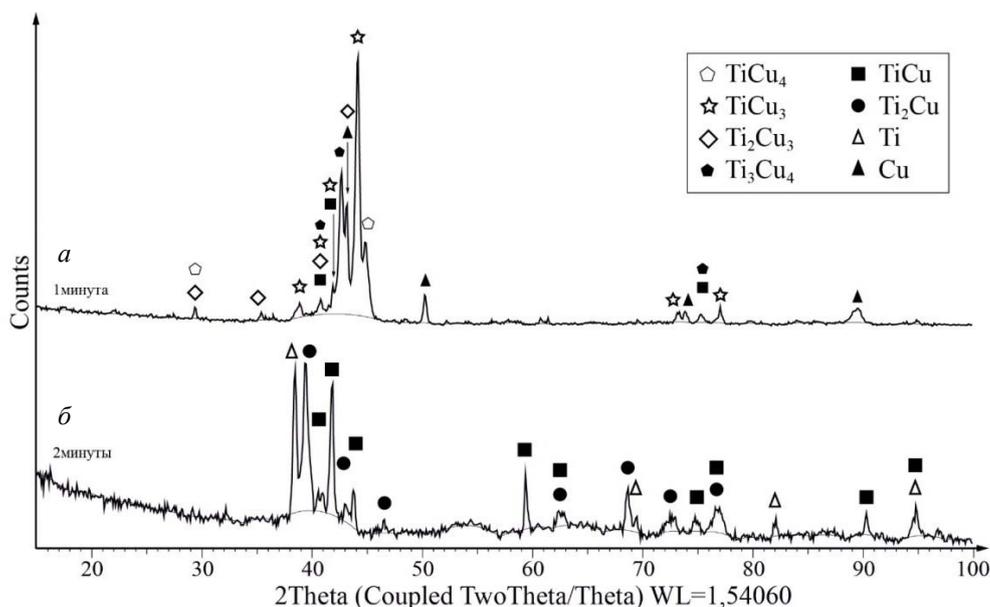


Рис. 4. Дифрактограммы 3В в композите M1+BT1-0 после ТО 1100 °С, 1 (а) и 2 (б) мин

Исходя из полученных экспериментальных данных можно предположить, жидкофазное взаимодействие на границе «расплав меди – титан» осуществляется в соответствии с представлениями, изложенными в работах [6–9]. В начальный момент времени на границе «расплав меди – титан» формируется зона твердофазного взаимодействия в виде интерметаллидных прослоек. Выделенная на реакционной поверхности теплота экзотермической реакции формирования интерметаллидных прослоек

увеличивает температуру продуктов реакции и контактирующего с ними расплава меди, что приводит к возникновению градиента температур и конвективных потоков расплава. Циркулирующие потоки расплава в восходящем направлении транспортируют отделившиеся фрагменты ближайших к расплаву меди интерметаллидных прослоек от зоны реакции. С увеличением времени выдержки интерметаллид не успевает образовываться на межслойной границе и жидкий расплав контактирует непосред-

ственно с прослойкой твердого раствора, через которую и осуществляется диффузия атомов титана в жидкий расплав. Объем прореагировавшего титана увеличивается, что, соответственно, ведет и к изменению его распределения по сечению зоны взаимодействия.

Для изучения влияния легирования никелем на структуру и фазовый состав ЗВ проводили ТО образцов с плакировкой из сплавов МН19 и МН45.

Металлографический анализ структуры сформированных ЗВ позволил установить, что они отличаются от ЗВ, сформированной в бинарной системе Ti-Cu фазовым составом.

Энергодисперсионный и рентгеноструктурный анализ показал, что после введения в ЗВ никеля до 19 % ее фазовый состав  $Ti_2Cu(Ni)$  и  $\beta Ti$  (рис. 5, 7, табл. 5). Увеличение содержания Ni до 45 % приводит к появлению в ЗВ интерметаллида  $Ti_2Ni$  (рис. 6, 7 табл. 6).

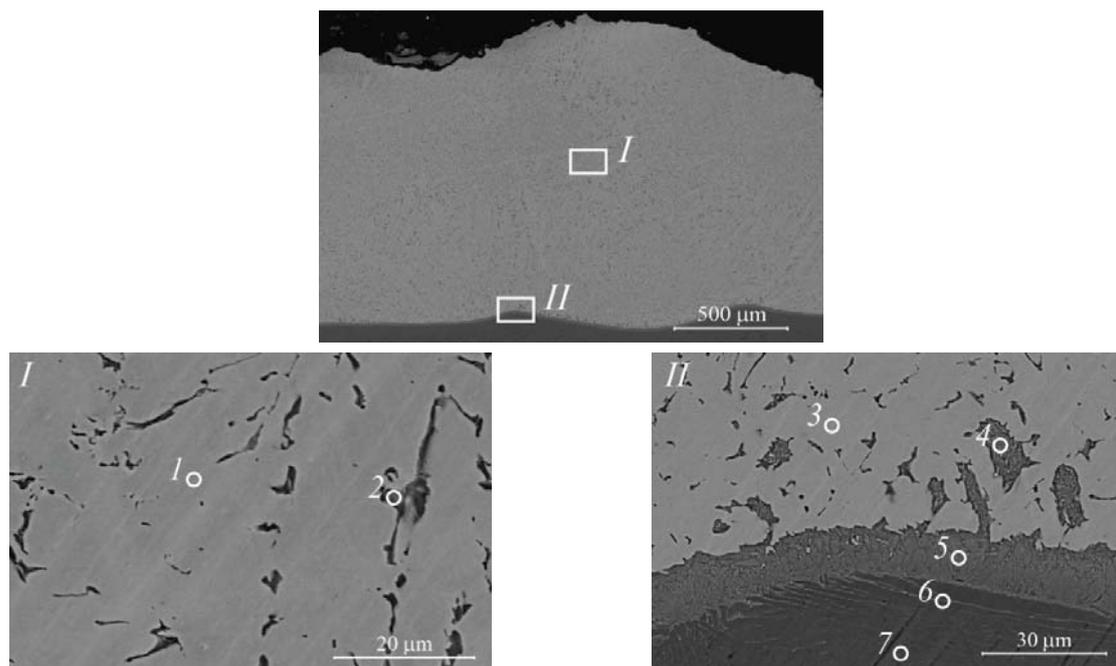


Рис. 5. СЭМ-изображение ЗВ в композите ВТ1-0+МН19 после ТО 1200 °С, 2 мин

Таблица 5

Результаты определения элементного состава ЗВ (рис. 5) после ТО композита МН19+ВТ1-0 по режиму 1200 °С, 2 мин

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат. %						
	1	2	3	4	5	6	7
Ti	66.54	83.73	66.7	87.06	90.06	96.37	100
Cu	27.66	10.54	28.54	8.66	8.15	1.19	–
Ni	5.8	5.73	4.76	4.28	1.79	2.44	–
Фаза	$Ti_2Cu(Ni)$	$\beta Ti$	$Ti_2Cu(Ni)$	$\beta Ti$	$\beta Ti$	$\alpha Ti$	Ti

Таблица 6

Результаты определения элементного состава ЗВ (рис. 6) после ТО композита МН45+ВТ1-0 по режиму 1300 °С, 2 мин

Элемент	Содержание в зоне анализа, ат. %					
	1	2	3	4	5	6
Ti	66.85	89.08	66.66	66.85	88.36	99.47
Cu	20.33	5.3	20.6	6.96	6.11	0.32
Ni	12.83	5.63	12.74	26.19	5.54	0.21
Фаза	$Ti_2Cu(Ni)$	$\beta Ti$	$Ti_2Cu(Ni)$	$Ti_2Ni(Cu)$	$\beta Ti$	$\alpha Ti$

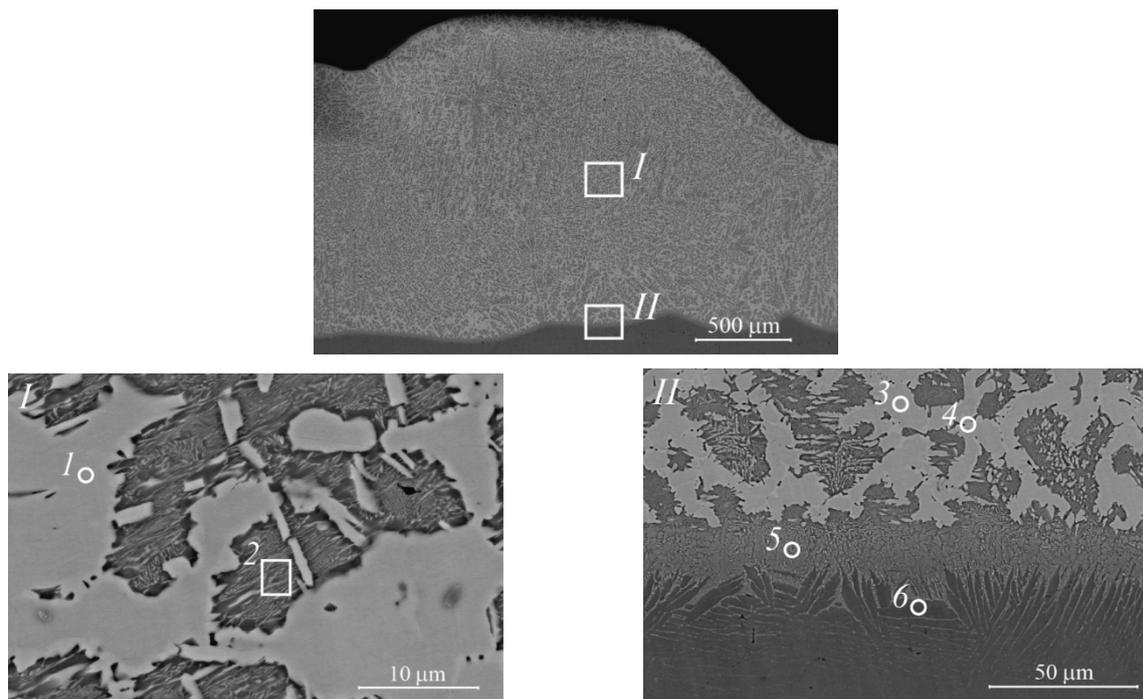


Рис. 6. СЭМ-изображение ЗП в СКМ ВТ1-0+МН45 после ТО 1300 °С, 2 мин

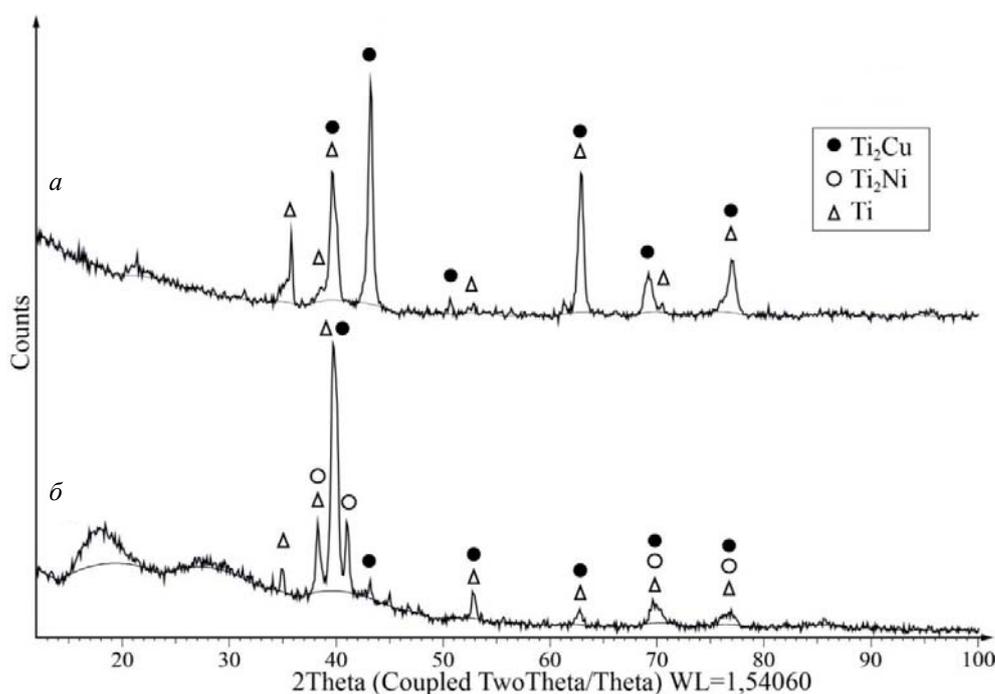


Рис. 7. Дифрактограммы ЗВ в композитах МН19+ВТ1-0 (а) и МН45+ВТ1-0 (б) после ТО

**Вывод**

Термообработка композитов системы Ti-Cu при температуре выше температуры плавления меди (медноникелевого сплава) приводит к формированию зоны взаимодействия, структура и фазовый состав которой определяется температурой и временем существования контактирующего с прослойкой твердого раствора жидкого

расплава. При прочих равных условиях увеличение времени выдержки приводит к росту объема прореагировавшего титана и весовой доли богатых титаном интерметаллидов в ее структуре.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

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

2. Шморгун, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 3. – С. 3–9.

3. Physical and chemical bases of reception layered metalintermetallic composites and coatings using billets welded by explosion / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. И. Богданов // XX Mendeleev Congress on general and applied chemistry (Ekaterinburg, Russia, 26–30 September, 2016). Five-volumes book. Vol. 2b. Chemistry and technology of materials and nanomaterials : abstracts / Ural Branch of the Russian Academy of Sciences. – Ekaterinburg, 2016. – С. 107.

4. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, Issue 9-10 (January 2016). – С. 974–979.

5. Шморгун, В. Г. Effect of Contact Melting Regime on

Structure and Properties of Coatings of the Copper–Titanium System / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Metallurgist. – 2016. – Vol. 60, No. 5–6. – С. 635–640.

6. Slama, G. Coating of niobium and niobium alloys with aluminium. Part II. Hot-dip-ped coatings / G. Slama, A. Vignes // Journal of the Less-common Metals. 1971. № 24. – P. 1–21.

7. Sujata, M. Microstructural Features of TiAl<sub>3</sub> Base Compounds Formed by Reaction Synthesis / M. Sujata, S. Bhargava and S. Sangal // Materials & Design. Volume 32. Issue 1. January 2011. – P. 207–216.

8. Harach, D. J. Microstructure Evolution in Metal-Intermetallic Laminate (MIL) Composites Synthesized by Reactive Foil Sintering in Air / David J. Harach and Kenneth S. Vecchio // Metallurgical and Materials Transactions A. – V. 32A. 2001. – P. 1493–1505.

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

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-24-28

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. П. Кулевич*

## ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ БИНАРНЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti-Cu\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В диапазоне 25–425 °С получена температурная зависимость коэффициента теплопроводности бинарных и легированных покрытий системы Cu-Ti, сформированных на поверхности титана при термообработке по режиму контактного плавления. Показано, что коэффициент теплопроводности покрытий на основе легированных купридов титана выше, чем у покрытий на основе бинарных купридов титана.

*Ключевые слова:* покрытие, теплопроводность, куприд титана, сварка взрывом, контактное плавление.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. G. Serov, V. P. Kulevich*

## EVALUATION OF THE THERMAL CONDUCTIVITY OF THE Ti-Cu SYSTEM BINARY AND DOPED COATINGS

Volgograd State Technical University

The temperature dependence of the thermal conductivity in the range of 25–425 °C was obtained for the Cu-Ti system binary and doped coatings formed on the titanium surface during heat treatment by contact melting. It is shown that the thermal conductivity of coatings based on alloyed titanium cuprides is higher than that on coatings based on binary titanium cuprides.

*Keywords:* coating, thermal conductivity, titanium cupride, explosion welding, contact melting.

### Введение

Известно [1], что интерметаллиды на основе купридов титана обладают значительно меньшей теплопроводностью, чем металлы их образующие. Значительная разница в теплофизических свойствах металлических и интерметаллидных слоев, приводящая к анизотропии теплопроводности, позволяет повысить равномерность распределения температурного поля в композиционных конструкциях, имеющих в своем со-

ставе слои титана, интерметаллида и меди.

Основным недостатком бинарных купридов титана является их хрупкость при пониженных и комнатных температурах [2, 3]. В работе [3] показано, что легирование купридов титана никелем (15–20 %) приводит к увеличению их пластичности. Поэтому для повышения надежности металлоинтерметаллидных композитов замена бинарных купридов титана легированными никелем представляется целесообразной.

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Кулевич В. П., 2020.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-38-20101.

Для задания граничных температурных условий при решении задач по оценке рабочей температуры конструкций, имеющих в своем составе легированные никелем куприды титана, необходимы данные по коэффициентам их теплопроводности.

Поскольку наиболее важным практическим применением купридов титана является их использование в качестве износостойких покрытий на поверхности медных и титановых деталей в условиях высоких температур [4, 5], то целью настоящей работы явилось определение теплопроводности бинарных и легированных покрытий системы Ti-Cu, сформированных на поверхности титана при термообработке (ТО) биметаллов титан ВТ1-0 + медь (медноникелевый сплав) по режиму контактного плавления (КП).

#### Материалы и методы исследования

Биметаллы были получены сваркой взрывом (СВ) титана ВТ1-0 (толщиной 2 мм) с медью М1 (5 мм) и медно-никелевыми сплавами МН19 (2 мм) и МН45 (2 мм). СВ всех композиций проводилась по плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих минимальный уровень структурной и химической микронеоднородности на межслойной границе. Биметаллические композиты прокатывали на стане «ДУО» при 600 °С для утонения меди или медно-никелевого сплава до 0,3 мм. Для получения интерметаллидных покрытий проводили ТО по режиму КП: 900 °С, 15 мин (ВТ1-0+М1), 950 °С, 15 мин (ВТ1-0+МН19 и ВТ1-0+М45) в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100.

Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Для обработки цифровых изображений применяли пакет программ «AnalySIS». Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4. Фазовый состав оценивали с помощью рентгенофазового анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М по методу восстановленного отпечатка вдавливанием алмазной четырехгранной пирамиды с квадратным основанием и углом при

вершине 136° (ГОСТ 9450–76) под нагрузкой 0,2–1 Н.

Поскольку эквивалентный коэффициент теплопроводности слоистого композита  $\lambda_{СКМ}$  зависит только от термического сопротивления составляющих его слоев и равен [6, 7]:

$$\lambda_{СКМ} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + \dots + \delta_n}{\frac{\delta_1}{\lambda_1} + \frac{\delta_2}{\lambda_2} + \dots + \frac{\delta_n}{\lambda_n}}, \quad (1)$$

коэффициент теплопроводности покрытия можно оценить по формуле:

$$\lambda_{покр} = \frac{\delta_{покр}}{\frac{\delta_{СКМ}}{\lambda_{СКМ}} - \frac{\delta_{Ti}}{\lambda_{Ti}}}, \quad (2)$$

где  $\delta_{покр}$  – толщина покрытия;  $\delta_{СКМ}$  – толщина всего композита;  $\delta_{Ti}$  – толщина титана ВТ1-0;  $\lambda_{СКМ}$ ,  $\lambda_{Ti}$  – экспериментальные значения коэффициентов теплопроводности композита и титана ВТ1-0, соответственно.

Исследование теплофизических свойств образцов из меди М1, медно-никелевых сплавов МН19 и МН45, титана ВТ1-0 и композиций на их основе проводили на анализаторе теплопроводности и теплопроводности LFA 427 фирмы Netzsch (Германия) в диапазоне температур 25–425 °С, используя образцы квадратного сечения 10×10 мм. Нагрев проводился в защитной атмосфере аргона. Теплопроводность образцов рассчитывали, используя полученные экспериментальные данные по их удельной теплоемкости и температуропроводности по формуле:

$$\lambda = a \cdot C_p \cdot \rho, \quad (3)$$

где  $a$  – коэффициент температуропроводности, м<sup>2</sup>/с;  $\rho$  – плотность, кг/м<sup>3</sup>;  $C_p$  – удельная теплоемкость, Дж/(кг · К).

#### Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ экспериментальных образцов после СВ, обработки давлением и ТО показал, что сформировавшееся на поверхности титана в биметалле ВТ1-0+М1 покрытие (рис. 1, а) состоит из смеси твердого раствора титана в меди с включениями TiCu<sub>2</sub>,  $\beta$ TiCu<sub>4</sub> и Ti<sub>3</sub>Cu<sub>4</sub>. В композициях ВТ1-0+МН19 и ВТ1-0+М45 (рис. 1, б, в), помимо указанных выше фаз, присутствуют интерметаллиды Ti<sub>2</sub>Cu, Ti<sub>2</sub>Ni, TiCu, TiNi и TiCuNi. Изменения в фазовом составе при легировании никелем приводят к увеличению средних значений твердости покрытия (рис. 1).

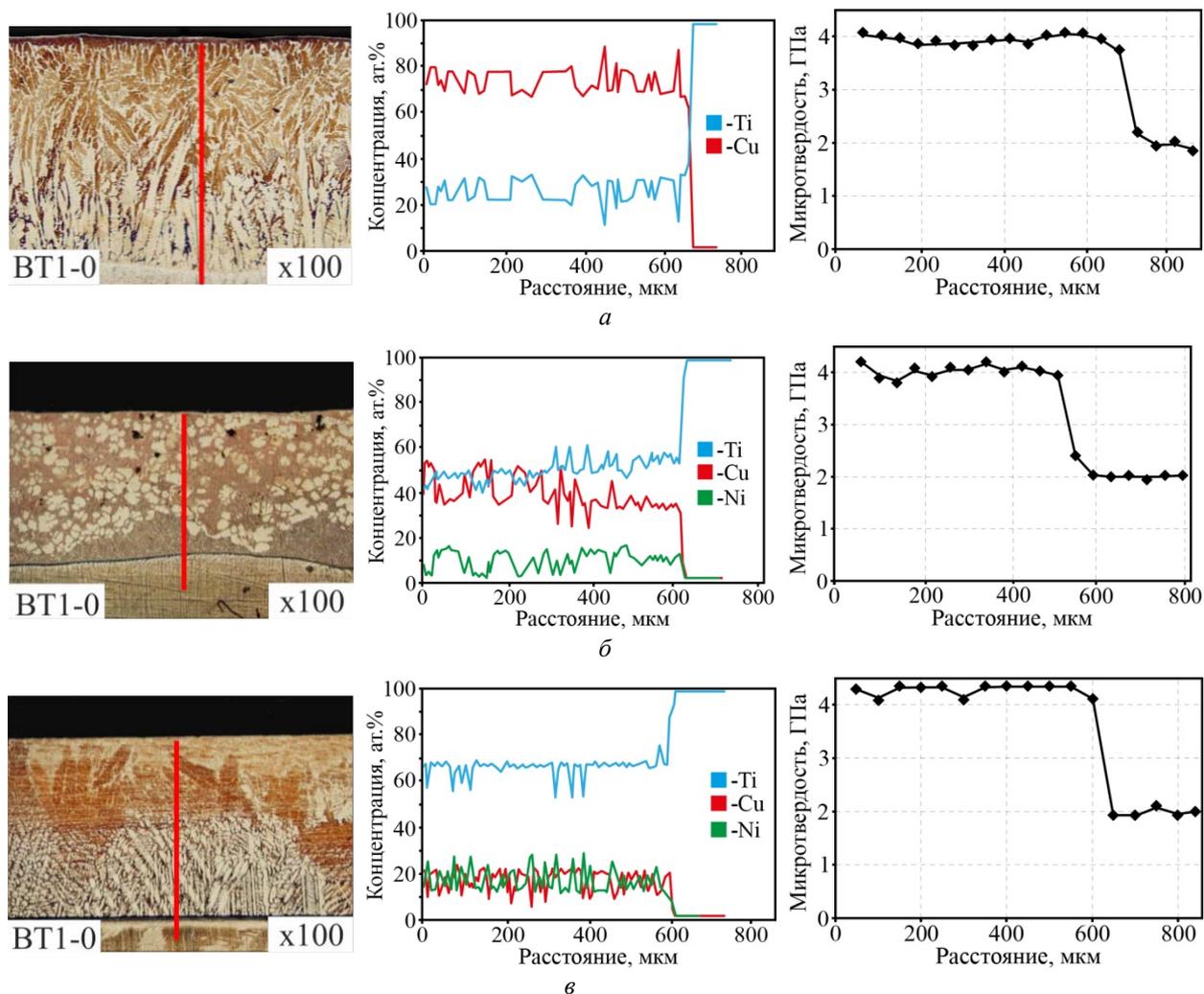


Рис. 1. Микроструктуры и кривые распределения химических элементов и микротвердости по толщине покрытия, сформированного на титановой подложке:  
*a* – VT1-0+M1; *б* – VT1-0+MN19; *в* – VT1-0+MN45

Экспериментальные данные по удельной теплоемкости и температуропроводности исследованных образцов представлены на рис. 2, а результаты расчетов коэффициента теплопроводности – на рис. 3. Анализ полученных экспериментальных результатов указывает на значительное различие коэффициентов теплопроводности композиций в зависимости от их со-

става и состояния (после СВ или после ТО).

ТО композиций приводит к снижению значений теплопроводности относительно значений после СВ. Причем, после ТО образцы M1+VT1-0 показали более низкие значения коэффициента теплопроводности, чем образцы с медно-никелевыми сплавами MN19+VT1-0 и MN45+VT1-0.

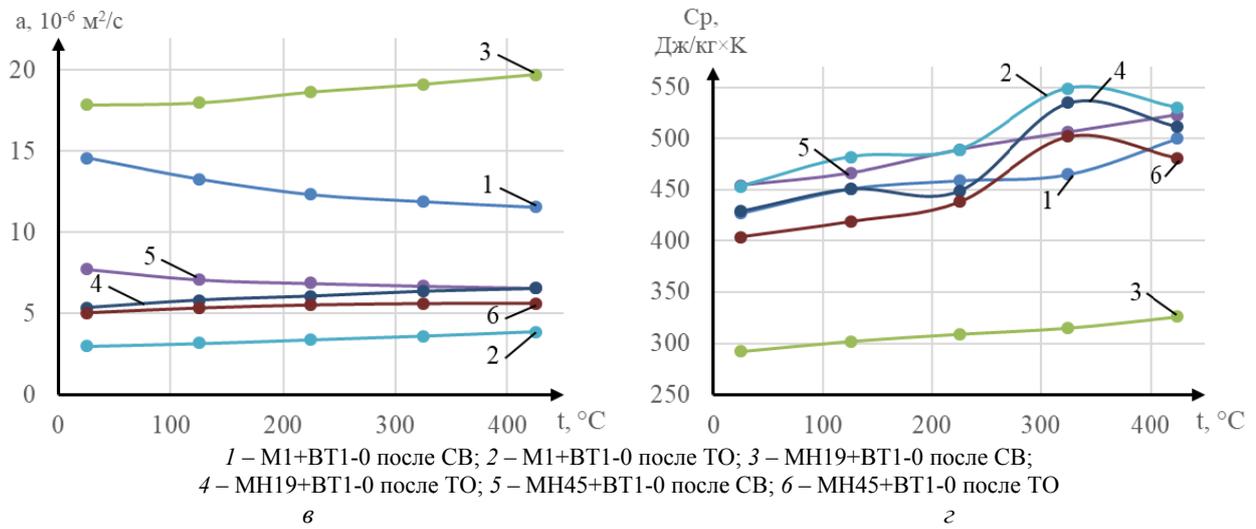
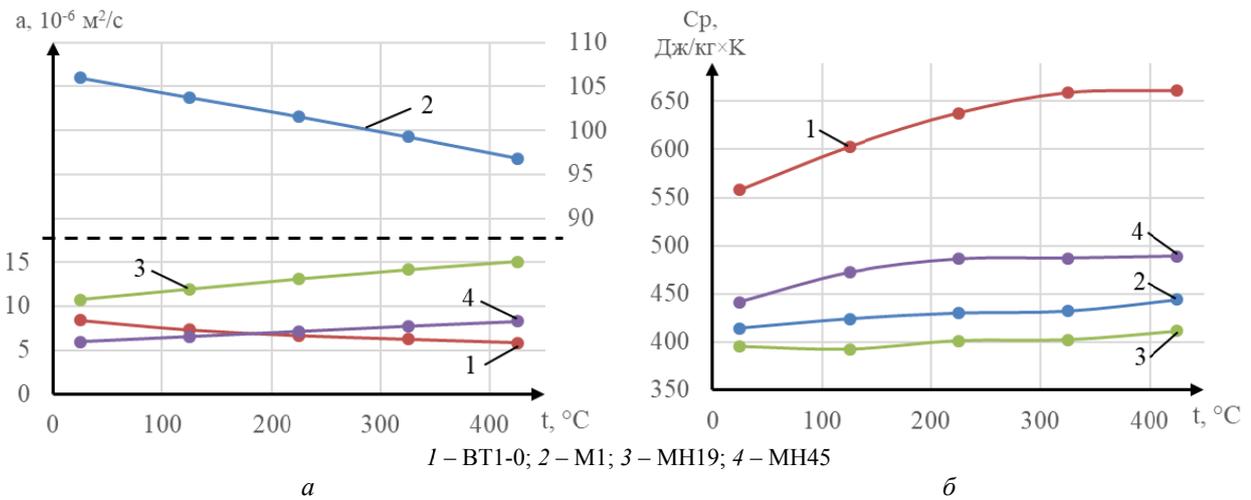


Рис. 2. Результаты измерений температуропроводности (а, в) и удельной теплоемкости (б, г) исходных материалов (а, б) и композиций на их основе после СВ и ТО (в, г)

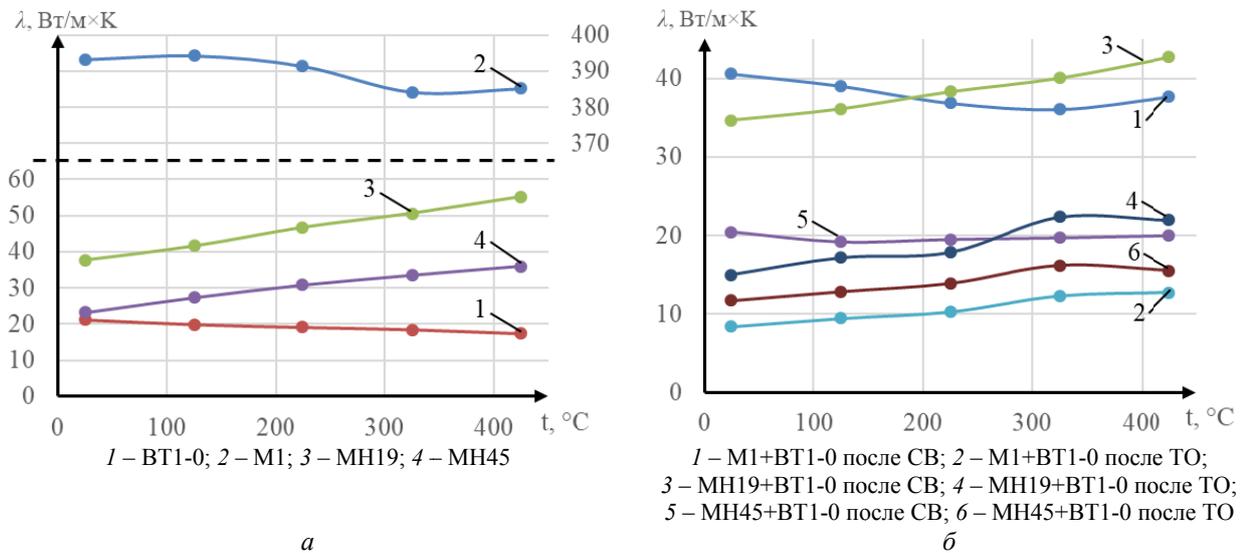


Рис. 3. Зависимость коэффициента теплопроводности исходных материалов (а) и композиций на их основе после СВ и ТО (б) от температуры

Рассчитанный по правилу смеси коэффициент теплопроводности покрытий, сформированных на поверхности титана после ТО композитов М1+ВТ1-0, МН19+ВТ1-0 и МН45+ВТ1-0 увеличивается с ростом температуры (рис. 4) от 5,2 до 9,0 Вт/(м · К) (М1+ВТ1-0), от 11,7 до 17,9 Вт/(м · К) (МН19+ВТ1-0) и от 11,7 до 15,5 Вт/(м · К) (МН45+ВТ1-0).

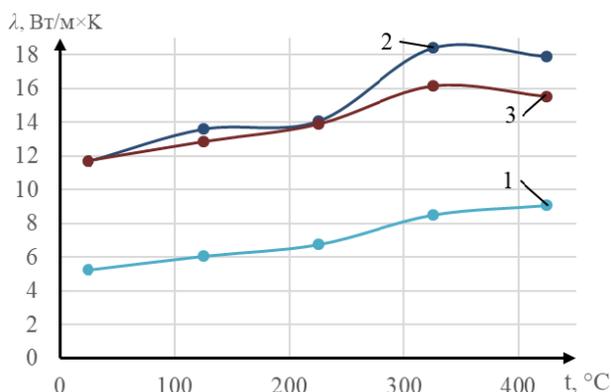


Рис. 4. Температурная зависимость коэффициента теплопроводности покрытий, сформированных на поверхности титана после ТО композитов:

1 – М1+ВТ1-0; 2 – МН19+ВТ1-0; 3 – МН45+ВТ1-0

#### Вывод

При термообработке по режиму контактного плавления титана, плакированного медью и медноникелевыми сплавами, на его поверхности формируются покрытия на основе купридов титана. При этом теплопроводность покрытий на основе легированных купридов титана выше, чем покрытий на основе бинарных купридов титана.

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-28-35

### В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич ОЦЕНКА ФОРМИРУЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ОХЛАЖДЕНИЯ УРОВНЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ТИТАНОСТАЛЬНОМ БИМЕТАЛЛЕ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами конечно-элементного моделирования произведена оценка уровня внутренних напряжений, возникающих в биметалле титан ВТ1-0 + сталь 08кп в процессе охлаждения. Показано, что интерметаллидная прослойка, сформировавшаяся при диффузионном отжиге, приводит к резкому локальному росту остаточных внутренних эквивалентных напряжений Мизеса при некотором снижении напряжений, нормальных к плоскости границы раздела.

**Ключевые слова:** титан, сталь, сварка взрывом, термообработка, диффузионная прослойка, интерметаллид, остаточные напряжения, метод конечных элементов.

© Шморгун В. Г., Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Кулевич В. П., 2020.

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-38-20101.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исследование теплофизических свойств интерметаллидного композита титан-медь / В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). – С. 12–14.
2. Формирование покрытия на поверхности медных деталей при жидкофазном взаимодействии в слоистой системе Al-Ti-Cu / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–19.
3. Формирование диффузионной зоны при контактном плавлении на межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0 + МН19 / В. Г. Шморгун, А. Г. Серов, В. П. Кулевич, О. В. Слаутин, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–14.
4. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов // Металлург. – 2015. – № 10. – С. 88–92.
5. Влияние режимов контактного плавления на структуру и свойства покрытий системы медь-титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Металлург. – 2016. – № 6. – С. 83–86.
6. Трыков, Ю. П. Теплопроводность медно-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, А. В. Волчков // Технология металлов. – 2007. – № 7. – С. 31–35.
7. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва: Металлургиздат, 2016. – 346 с.

*V. G. Shmorgun, L. M. Gurevich, O. V. Slautin, V. P. Kulevich*

## EVALUATION OF THE RESIDUAL STRESSES LEVEL FORMED DURING THE COOLING OF THE TITANIUM-STEEL BIMETAL

Volgograd State Technical University

The level of internal stresses arising in the titanium VT1-0 + steel 08kp bimetal during cooling was estimated by methods of finite element modeling. It is shown that the intermetallic layer formed during diffusion annealing leads to a sharp local increase in the residual internal equivalent Mises stresses with a slight decrease in the stresses normal to the interface.

*Keywords:* titanium, steel, explosion welding, heat treatment, diffusion layer, intermetallic compound, residual stresses, finite element method.

### Введение

Композиционные материалы системы титан-сталь широко применяются в приборостроении, энергетическом, криогенном, химическом машиностроении и других высокотехнологических отраслях промышленности [1–3]. Многочисленные попытки получения таких соединений традиционными способами сварки плавлением или прокатки, приводящими к нагреву границы раздела до расплавления или пластического состояния, не увенчались успехом из-за образования хрупких интерметаллидов и карбидов Ti, делающих соединение неработоспособным. Интерметаллидная прослойка резко охрупчивает границу соединения слоев биметалла, а выделяющиеся цепочки карбидов дополнительно способствуют разупрочнению, являясь зародышами некогерентного типа, усиливающими искажение кристаллических решеток титана и стали на межфазной границе. Проводимые в ВолгГТУ исследования в области сварки взрывом позволили разработать научные основы технологических процессов получения качественных титаностальных композитов многоцелевого назначения, включающих сварку взрывом (СВ) в сочетании с последующей обработкой давлением и термообработкой. В сваренных на оптимальных режимах титаностальных соединениях отсутствуют хрупкие фазы и реализуется равнопрочность основному металлу [4].

Тем не менее, даже в том случае если сварное соединение качественное, в процессе последующих технологических или эксплуатационных нагревов (выше 600 °С) оно может потерять работоспособность в результате образования на границе раздела металлов диффузионной зоны (ДЗ). После нагревов при 700–1000 °С прочность соединений Ti со сталями практически может падать практически до нуля вследствие возникновения в этой зоне микротрещин и нарушения когерентного соответствия между кристаллическими решетками матрицы исходных фаз и фаз, входящих в состав ДЗ [5].

Многочисленные исследования российских и зарубежных ученых показывают, что существенное влияние на работоспособность сварных композиционных конструкций при различных условиях эксплуатации оказывают остаточные напряжения [6, 7]. Остаточные сварочные напряжения отрицательно сказываются на прочности, долговечности, устойчивости, размерной стабильности сварной конструкции и особенно опасны для конструкций с небольшим запасом пластичности, имеющих концентраторы напряжений или хрупкие интерметаллидные прослойки на границе соединения. Задача снижения или благоприятного перераспределения остаточных напряжений не может быть грамотно решена без данных о распределении остаточных сварочных напряжений.

На современном этапе развития параллельно используются достаточно простые инженерные и более строгие численные методы определения сварочных деформаций и напряжений. Инженерные методы не всегда позволяют получить результаты, подтверждаемые экспериментами. Результаты оценки остаточных напряжений в титано-стальных композитах различного состава, полученных сваркой взрывом, приведены в работе [7]. Основанные на теории термопластичности методы моделирования позволяют учитывать изменение свойств металла при нагреве, однако трудоемкость и сложность расчетов до недавнего времени являлась существенным препятствием для широкого практического использования.

Целью данной работы являлось определение уровня остаточных напряжений в титано-стальном композите VT1-0 + сталь 08kp в процессе охлаждения в зависимости от наличия диффузионной прослойки.

### Материалы и методы исследования

Исследование выполняли на образцах биметалла титан VT1-0 + сталь 08kp с исходными толщинами слоев 4,5 и 8 мм соответственно, полученном 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 оплавов на межслойных границах не превышало  $\approx 5\%$  от общей протяженности границы соединения (рис. 1, а). Изотермический отжиг проводили в вакуумной печи СВШЛ 0,6-2/16 в широком температурном (750 °С–1000 °С) и временном (0,25–10 ч) интервале.

Измерение микротвердости производили на приборе ПМТ – МЗ, травление стали осуществляли в 10 %-ном растворе  $\text{HNO}_3$  и  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ , титана – в реактиве состава 11,2 %  $\text{HF}$ ; 33,3 %  $\text{HNO}_3$ ; 55,5 %  $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ . Анализ микроструктуры проводили на материаловедческом агрегатном микроскопе OLYMPUS BX 61 с программным пакетом «AnalySIS» фирмы Soft Imaging System GmbH, химический анализ изучали с применением сканирующего электронного микроскопа Versa 3D Dual Beam.

Моделирование процесса формирования напряжений и изменения объемов многослойного композита при охлаждении в диапазоне температур 1000 – 20 °С проводилось с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), в котором

реализован метод конечных элементов (МКЭ), модуль Abaqus/Explicit, использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали модель пластичности Джонсона–Кука [8]. Значения параметров модели пластичности Джонсона–Кука для исходных слоев материалов, взятые из работ [8, 9], приведены в табл. 1. Значения предела текучести формирующейся интерметаллидной прослойки, состоящей преимущественно из интерметаллидов  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  и  $\text{FeTi}$ , оценивали по ее микротвердости. Физические коэффициенты линейного термического расширения для выбранных материалов слоев (стали 08кп, титана ВТ1-0) [10] приведены в табл. 2. Зависимость модуля упругости от температуры для стали 08кп и титанового сплава ВТ1-0 использовались в соответствии с литературными источниками [11, 12]. Коэффициент линейного термического расширения интерметаллида  $\text{TiFe}_2$  принимали по данным М. Lehtin и соавторов [13], а изменение остальных физических свойств по [14, 15].

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [8, 9]

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука						
	A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0, \text{c}^{-1}$	$T_m, \text{K}$	$T_r, \text{K}$
Сталь 08кп	198	275	1,0	0,36	1	1812	293
Титановый сплав ВТ1-0	309	800	1,58	0,16	1	1943	293

Таблица 2

Термические коэффициенты линейного расширения ТКЛР ( $\alpha, 10^6 1/^\circ\text{C}$ )

Марка стали	Температурный интервал от 20 °С										
	200	300	400	500	600	700	800	850	900	950	1000
08кп	14,1	15,4	15,9	16,1	15,5	13,3	12,0	11,7	- 64,4	20,4	19,7
ВТ1-0	8,9	9,3	9,5	9,7	9,9	10,1	10,3	10,4	10,7	10,8	10,9

При моделировании использовали двуслойную систему из пластин стали 08кп и титана ВТ1-0 размерами в плане 40 × 40 мм и толщиной пластин слоев 8 и 4,5 мм соответственно. В части вариантов расчета между титаном и

сталью располагалась интерметаллидная прослойка толщиной 10 мкм. Соответствующие поверхности пластин прочно соединены (условие Tie). Пакет располагался на горизонтальной абсолютно жесткой пластине. Для снижения

времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по длине и ширине пластин – 1,0 мм; по толщине пластин исходных материалов и интерметаллидной прослойки – 50 слоев.

При моделировании делалось допущение, что за время нагрева или охлаждения не успевают произойти рекристаллизационные процессы, приводящие к перераспределению напряжений.

#### Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ показал, что при высокотемпературной термообработке ВТО в сваренном взрывом биметалле титан ВТ1-0 + сталь 08кп формируется диффузионная прослойка, увеличивающаяся по толщине пропорционально как температуре, так и времени (рис. 1).

Так, например, ВТО при 950 °С (5 ч) позволила получить диффузионный слой на границе титана со сталью толщиной около 180 мкм и твердостью 4,75–4,8 ГПа на расстоянии

5÷10 мкм от стали и на расстоянии 90÷100 мкм от стали - около 3,5÷3,8 ГПа (рис. 1, в; рис. 2).

Анализ оптических (рис. 1) и электронных микроструктур биметалла ВТ1-0 + 08кп после ВТО свыше 800 °С, а также распределения химических элементов в поперечном сечении диффузионной зоны (ДЗ) (рис. 2) позволил идентифицировать составляющие многослойной ДЗ, что подтверждается данными, изложенными ранее в работе [16]: на границе раздела образуется прослойка белого цвета, состоящая из интерметаллидов  $Fe_2Ti$  и  $FeTi$  твердостью 4,3–4,5 ГПа. Со стороны стали, к ней примыкает тонкая прослойка  $TiC$ . Со стороны титана – игольчатая  $\alpha+\alpha'$ -Ti структура, твердость которой уменьшается с удалением от границы раздела с 3,4 до 3,2 ГПа (рис. 3). В стальном слое образуется твердый раствор титана в  $\alpha$ -Fe твердостью 2,2–2,4 ГПа. Далее зафиксирован обезуглероженный слой с зернами, вытянутыми в направлении перпендикулярном границе соединения.

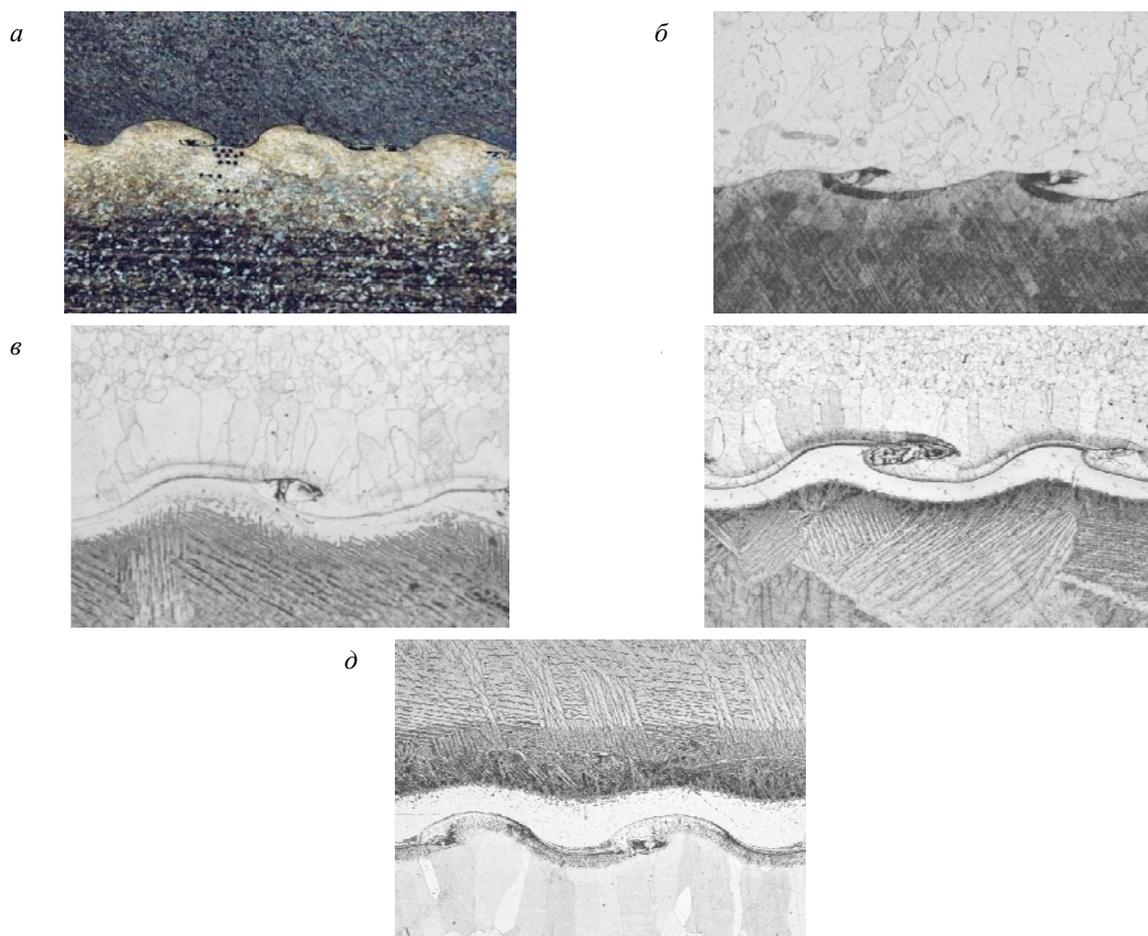


Рис. 1. Микроструктуры биметалла состава ВТ1-0 + сталь 08кп: а – СВ ( $\times 50$ ); б – после ТО при 750 °С ( $\times 50$ ) 0,25 ч; в – 950 °С ( $\times 100$ ) 5 ч; г и д – после ТО при 1000 °С ( $\times 50$ ) 1 и 10 ч, соответственно ( $\times 100$ )

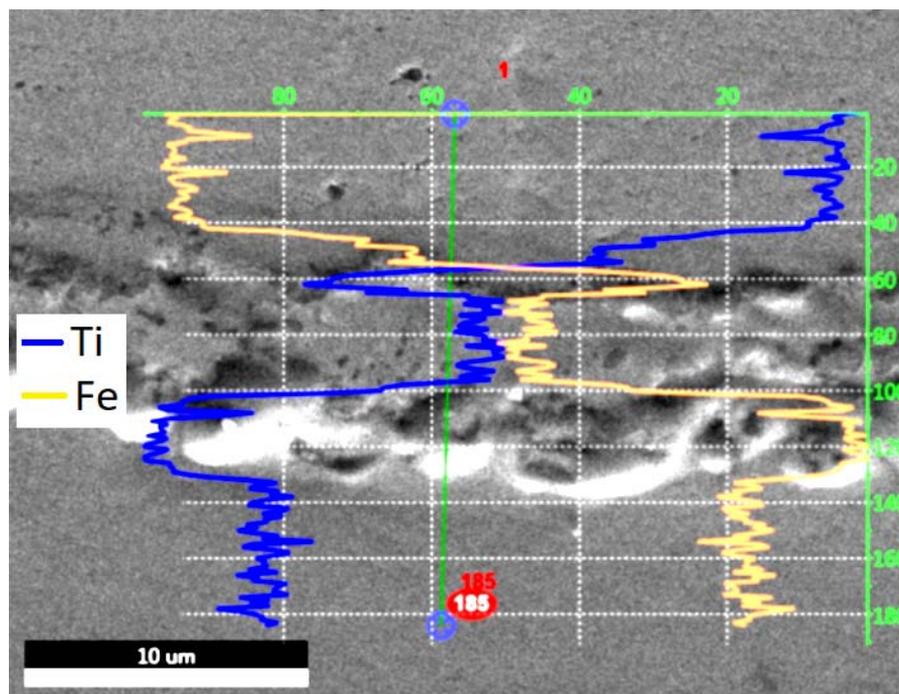


Рис. 2. СЭМ-изображение диффузионной зоны биметалла титан ВТ1-0 + сталь 20 после ВТО (950 °С, 5 ч)

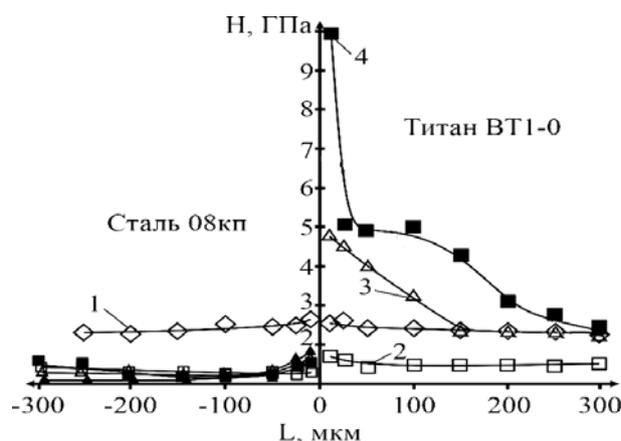


Рис. 3. Распределение микротвердости в поперечном биметалла состава ВТ1-0 + сталь 08кп после СВ (1) и ВТО: 2 – при 750 °С (0,25 ч); 3 – при 950 °С (5 ч); 4 – при 1000 °С (10 ч)

Как показало моделирования, эквивалентные напряжения Мизеса вблизи границы раздела слоев в титане ВТ1-0 и стали 08кп в случае отсутствия диффузионной прослойки при охлаждении от 1000 до 20 °С достигает 340 МПа в титана и 280 МПа в стали (рис. 4) со сложным характером их изменения по мере удаления от поверхности раздела и центра пластины. Напряжения  $S_{22}$ , направленные нормально к поверхности раздела, составляют около 60 МПа в зонах вблизи углов пластины (рис. 5). Характер распределения напряжения Мизеса по высоте с резким скачком на границе соединения

близок как в центре пластины, так и в зонах вблизи углов пластины (рис. 6, а), а характер распределения вертикальной составляющей напряжения в этих зонах кардинально отличаются (рис. 6, б): в центральной части пластины вертикальная составляющая напряжений близка к нулю, а в углах пластины на расстояниях 1,5–3,0 мм от поверхности раздела достигает 58 МПа.

Если в процессе диффузионном отжига сформировалась диффузионная интерметаллидная прослойка, картина распределения остаточных напряжений после охлаждения значительно меняется (рис. 7). Эквивалентные напряжения в стали и титане снизились (в ВТ1-0 напряжения достигали 320 МПа лишь в локальных участках преимущественно удаленных от центра пластины), зато напряжения Мизеса в интерметаллиде достигали 1500 МПа. Вертикальная составляющая напряжений в зонах вблизи углов пластины в титане достигла 73 МПа (рис. 8), но значительно снизились на контактной площадке стального слоя.

Уровень эквивалентных напряжений Мизеса в десятки раз больше, чем вертикальная составляющая напряжений, как в центральной части пластины (рис. 9, а), так и вблизи краев пластины (рис. 9, б), что указывает на преобладание сдвиговых напряжений в интерметаллидной прослойке вблизи границы соединения, которые могут привести к возникновению тре-

щин, с высокой скоростью распространяющихся в хрупком материале.

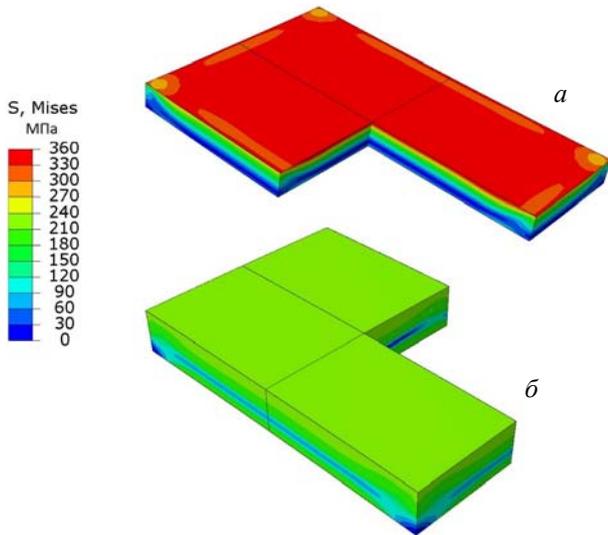


Рис. 4. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса вблизи поверхности раздела в композите ВТ1-0 + 08кп без диффузионной прослойки:  
*a* – пластина ВТ1-0 (условно повернута); *б* – сталь 08кп

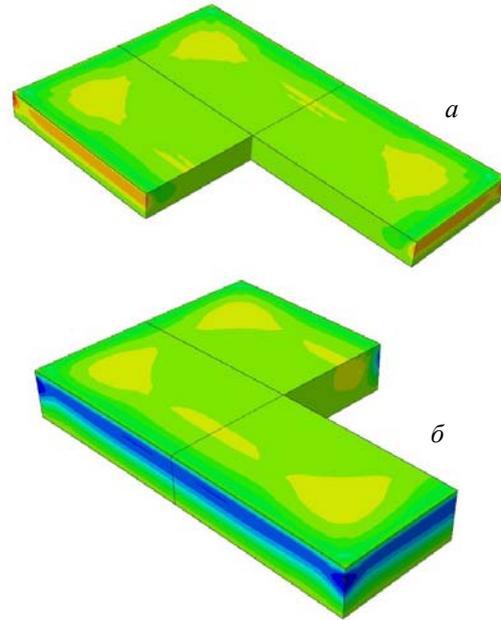


Рис. 5. Распределение напряжений, нормальных к поверхности раздела в композите ВТ1-0 + 08кп без диффузионной прослойки:  
*a* – пластина ВТ1-0 (условно повернута); *б* – сталь 08кп

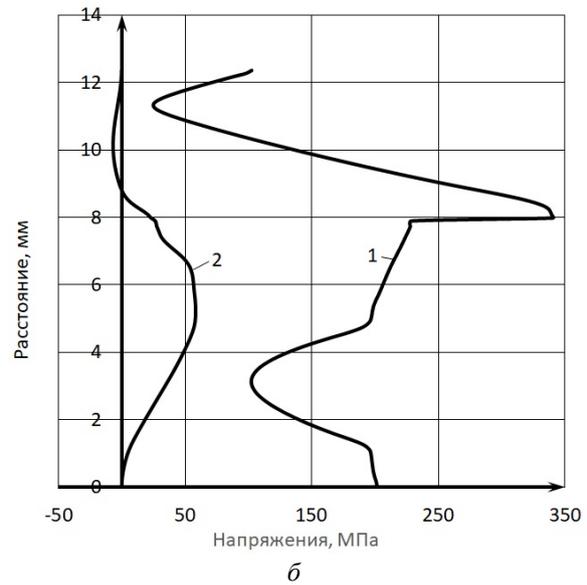
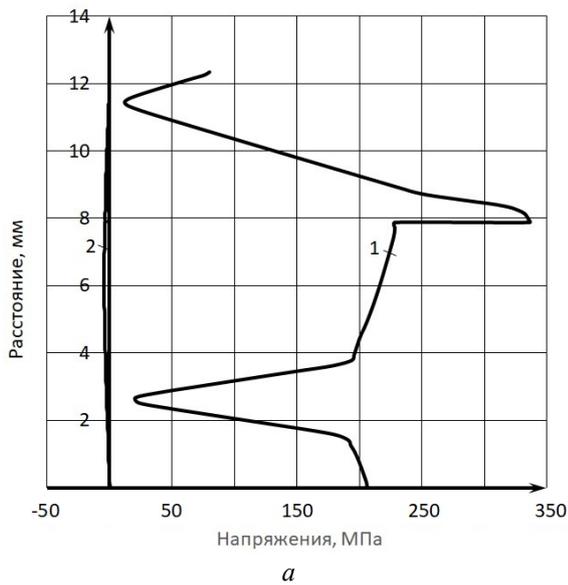


Рис. 6. Распределение по толщине напряжений в центре пластины (*a*) и в зонах вблизи углов пластины (*б*) в композите ВТ1-0 + 08кп без диффузионной прослойки:  
 1 – эквивалентных напряжений Мизеса; 2 – вертикальная составляющая

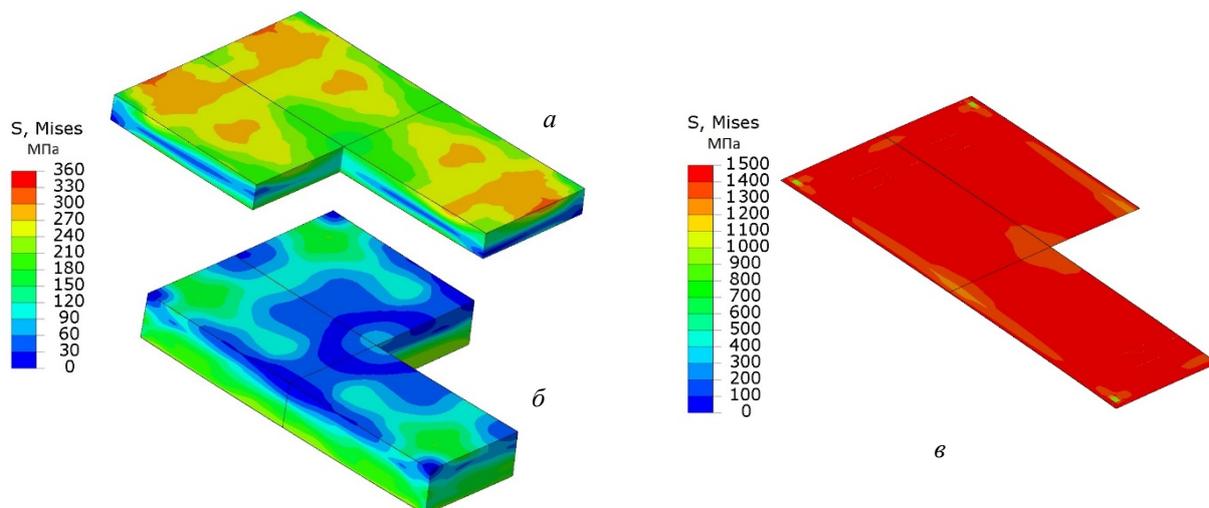


Рис. 7. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса вблизи поверхности раздела в композите ВТ1-0 + 08кп с интерметаллидной прослойкой толщиной 10 мкм:  
*a* – пластина ВТ1-0 (условно повернута); *б* – сталь 08кп; *в* – интерметаллидная прослойка

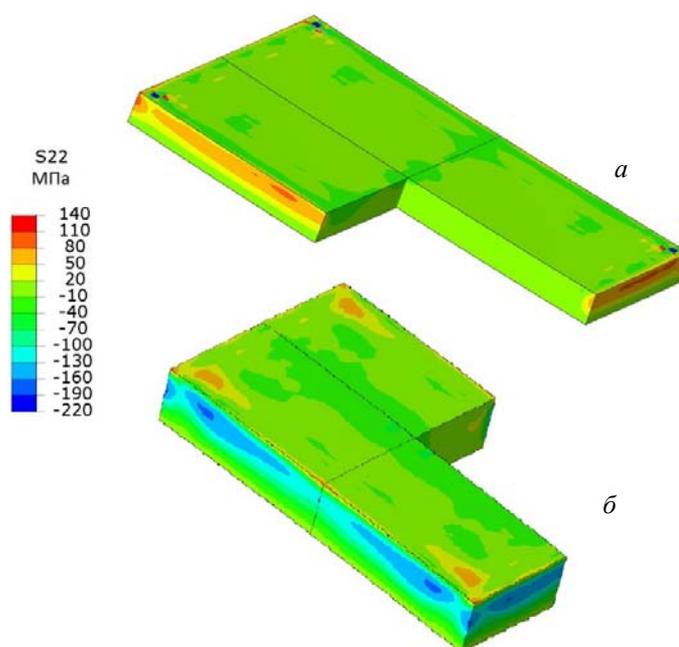


Рис. 8. Распределение напряжений, нормальных к поверхности раздела в композите ВТ1-0 + 08кп с интерметаллидной прослойкой толщиной 10 мкм:  
*a* – пластина ВТ1-0 (условно повернута); *б* – сталь 08кп

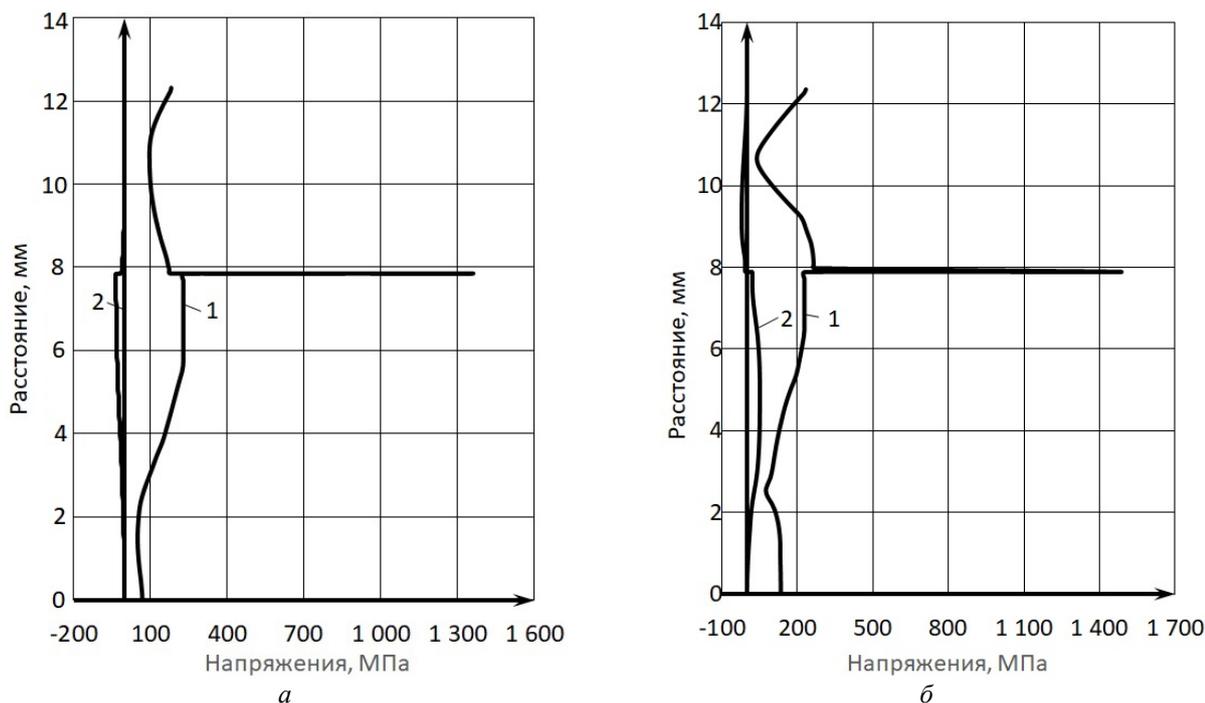


Рис. 9. Распределение по толщине напряжений в центре пластины (а) и в зонах вблизи углов пластины (б) в композите ВТ1-0 + 08кп с интерметаллидной прослойкой толщиной 10 мкм:  
1 – эквивалентных напряжений Мизеса; 2 – вертикальная составляющая

**Выводы**

1. Методом конечно-элементного моделирования изучено изменение остаточных внутренних эквивалентных напряжений Мизеса в биметалле титан-сталь в процессе охлаждения от 1000 °С. Показано, что наличие сплошной интерметаллидной прослойки приводит к формированию локальных остаточных эквивалентных напряжений Мизеса, достигающих 1,5 ГПа.

2. Уровень формирующихся при охлаждении эквивалентных напряжений Мизеса в десятки раз больше, чем нормальной к границам раздела составляющей напряжений как в центральной части пластины, так и вблизи ее краев, что указывает на преобладание сдвиговых напряжений

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Трыков, Ю. П. Титан-сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – Т. 2. – С. 5–14.
2. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – Волгоград, ВолгГТУ. – 2013. – 344 с.
3. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 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. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах :

- монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова. – Волгоград: РПК «Политехник». – 2006. – 402 с.
6. Винокуров, В. А. Теория сварочных деформаций и напряжений / В. А. Винокуров, А. Г. Григорьянц. – М. : Машиностроение, 1984. – 280 с.
7. Остаточные напряжения в слоистых композитах / Ю. П. Трыков, Е. П. Покатаев, В. Г. Шморгун, А. А. Храпов; ВолгГТУ. – М. : Metallurgizdat, 2010. – 237 с.
8. Johnson G. R., Cook W. H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. P. 541–547.
9. Круглов, П. В. Закономерности взрывного формирования удлиненных высокоскоростных элементов из стальных сегментных облицовок / П. В. Круглов, В. И. Колпаков // Инженерный журнал: наука и инновации. – 2017. – № 12. – С. 1–19.
10. Свойства материалов [Электронный ресурс] <http://thermalinfo.ru/svoystva-materialov/metally-i-splavy/>.
11. Теория сварочных процессов / под ред. В. В. Фролова. – М. : Высшая школа, 1988. – 559 с.
12. Физические величины : справочник / А. П. Бабичев [и др.] ; под ред. И. С. Григорьева, Е. З. Мейлихова. – М. : Энергоатомиздат, 1991. – 1231 с.
13. Lehtinen M., Parviainen S., Stenholm H. Thermal expansion and magnetoelastic effects in  $TiFe_xCo_{1-x}$  // Physica status solidi (a), Wiley Online Library – 1980. – V. 59. – № 1. – Pp. 251–257.
14. W. Steurer and J. Dshemuchadse Intermetallics: Structures, Properties, and Statistics. – Oxford University Press, 2016 – 570 p.
15. Alloys and intermetallic compounds: from modeling to engineering. Editor Cristina Artini. CRC Press. Taylor & Francis Group. 2017. 368 p.
16. Трыков, Ю. П. О взаимодействии компонентов в титано-стальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун // Перспективные материалы. – 2004. – № 6. – С. 43–47.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-36-40

*Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, В. Д. Гринцов, Н. Н. Канубриков***ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ  
БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ АД1+СТ3****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследована коррозионная стойкость биметалла АД1+Ст3 и слоистого интерметаллидного композита той же системы. Установлено, что при воздействии агрессивной среды, имитирующей воздействие влажной морской атмосферы, наличие интерметаллидных включений и прослоек на границе соединения способствует замедлению коррозионных процессов.

*Ключевые слова:* коррозия, сварка взрывом, интерметаллиды, сталеалюминиевый композит.

*D. V. Pronichev, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, V. D. Grintsov, N. N. Kanubrikov***RESEARCH OF THE CORROSION RESISTANCE  
OF BIMETALLIC TRANSITION ADLEMENTS AD1 + ST3****Volgograd State Technical University**

The corrosion resistance of AD1 + St3 bimetall and a layered intermetallic composite of the same system was studied. It has been established that under the influence of an aggressive environment simulating the effect of a moist marine atmosphere, the presence of intermetallic inclusions and interlayers at the junction boundary helps to slow down corrosion processes.

*Keywords:* corrosion, explosion welding, intermetallic compounds, steel-aluminum composite.

**Введение**

В судостроении для облегчения конструкции судов, повышения их грузоподъемности, увеличения дальности плавания, скорости, остойчивости и т. п. активно применяется изготовление палубных надстроек из легких сплавов алюминия [1, 2].

Традиционный способ соединения элементов стальных судовых конструкций и палубных надстроек – сварка плавлением, в данном случае вызывает образование в зоне сварного шва хрупких интерметаллидных соединений алюминия и железа, что приводит к значительной потере прочности [3–5]. В связи с этим была разработана технология применения биметаллических сталеалюминиевых переходных элементов, полученных сваркой взрывом [6–9]. Эффективность этой технологии основана на том, что, благодаря высокой скорости процесса, при сварке взрывом алюминия со сталью на оптимальных режимах на границе соединения практически не образуются сплошные хрупкие интерметаллиды, а только локальные включения оплавленного металла [6–9].

Однако в дальнейшем соединении конструкций через биметаллический переходный элемент происходит по-прежнему сваркой плавлением, что при неправильно подобранной геометрии переходника может сопровождаться

прогревом зоны соединения до температур, достаточных для активации диффузионных процессов и образования хрупких интерметаллидных включений.

Полученные соединения практически весь жизненный цикл своей работы подвергаются воздействию влажной морской атмосферы, способной привести к коррозионному поражению стале-алюминиевых элементов из-за значительной разницы электрохимических потенциалов алюминия и железа.

В связи с этим, целью данной работы было исследование влияния воздействия влажной морской атмосферы на коррозионную стойкость биметаллических переходных элементов системы АД1+Ст3 в различных структурных состояниях.

**Методика исследований**

В качестве материала для исследования был выбран биметалл состава АД1+Ст3, полученный сваркой взрывом на режимах, обеспечивающих формирование прочного соединения слоев с образованием на границе минимального количества оплавов (не более 10 % по длине).

Кроме того, для определения влияния диффузионных прослоек на коррозионную стойкость биметалла и его протекторные свойства, были испытаны образцы после высокотемпера-

турной термообработки в печи SNOL 8.2/1100 (температура 640 °С в течение 5 часов). Такой режим позволил сформировать на границе соединения диффузионную прослойку суммарной толщиной 80–100 мкм, а сама конструкция композиции представляла собой слоистый металл-интерметаллидный композит (СМИК) [10, 11].

Коррозионные испытания в соответствии с ГОСТ 9.919–90 проводились на установке типа «штоковое коромысло» в среде 3 %-ного раствора NaCl с переменным погружением по циклу 10/50 минут (погружение/извлечение) в течение 90 суток при температуре 20–25 °С.

В испытаниях участвовали два типа образцов из композиционных материалов: биметалл после сварки взрывом и СМИК системы Al-Fe. Одновременно, в качестве базы для сравнения, аналогичному коррозионному испытанию подверглись образцы из Ст3 и АД1, погружаемые в общую коррозионную среду и образцы из Ст3 испытываемые в изолированной ванне.

Коррозионное поражение оценивалось металлографическим способом с применением оптической микроскопии (модульный моторизованный микроскоп Olympus VX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12). Методика оценки заключалась в установлении глубины коррозионных язв и относительной протяженности поражения вдоль границы соединения.

Кроме того, в соответствии с ГОСТ 9.919–90 [12] на весах ViBRA HT 224 RCE с точностью до 0,001 г оценивалась потеря массы и за-

тем рассчитывалась скорость коррозионного поражения.

### Результаты и их обсуждение

Длительное воздействие коррозионной среды, имитирующей влажную морскую атмосферу, на биметалл состава АД1+Ст3 вызвало развитие коррозионного поражения (рис. 1) как по длине границы соединения, так и, по мере развития процесса, по всей поверхности алюминиевого слоя. На 30 суток разрушение охватило 75 % границы соединения и достигло 93 % к концу эксперимента (рис. 2). На начальном этапе коррозия концентрировалась на участках оплавленного металла, что характерно для этой системы [13], затем распространялась по всей поверхности слоя АД1. Глубина язв росла от 180–200 мкм после 30 суток испытания до 450–460 мкм к концу эксперимента (рис. 3, 4). При этом практически не происходило разрушения стального слоя, несмотря на образование на поверхности небольшого количества продуктов коррозии железа.

В СМИК присутствие между слоями алюминия и стали диффузионной интерметаллидной прослойки привело к тому, что коррозионное поражение начало развиваться на границе соединения алюминия с диффузионной прослойкой. При этом разрушение концентрировалось в слое АД1, сама же диффузионная прослойка не страдала. На границе между сталью и диффузионной прослойкой также следов коррозионного поражения, металлографически не обнаружено (рис. 1, в, з).

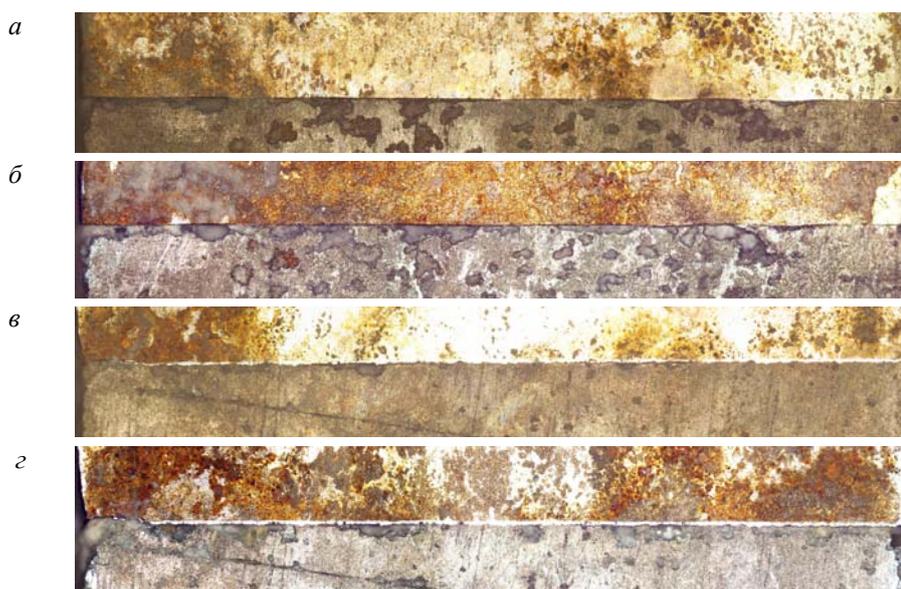


Рис. 1. Коррозионное поражение биметалла состава АД1+Ст3 (а, б) и СМИК системы Al-Fe (в, з) после воздействия агрессивной среды в течение 30 (а, в) и 90 (б, з) суток

В СМИК развитие коррозии по длине границы соединения проходило так же, как и на биметалле (рис. 2), но скорость процесса оказа-

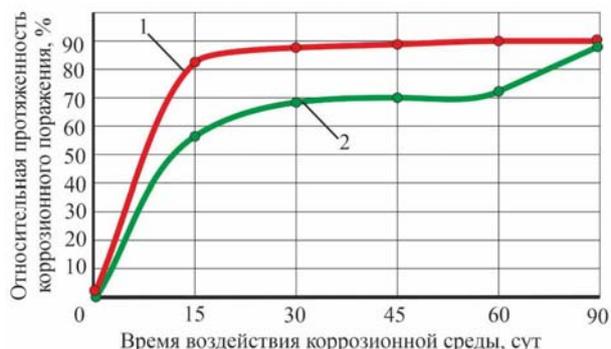


Рис. 2. Изменение относительной протяженности коррозионного поражения по длине границы соединения слоев за время испытания:

1 – биметалл состава АД1+Ст3; 2 – СМИК системы Al-Fe

лась несколько ниже (на 15–25 %). Аналогично наблюдается замедление развития коррозионных язв на 17–27 % (рис. 3, 4).

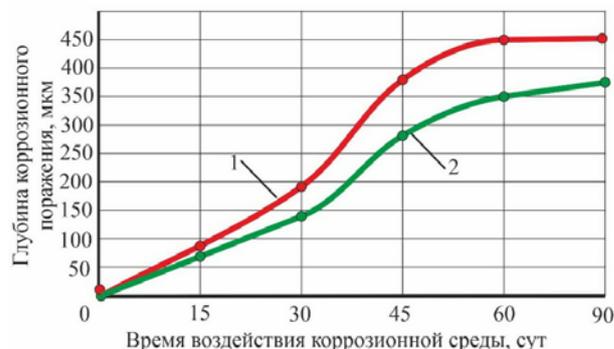
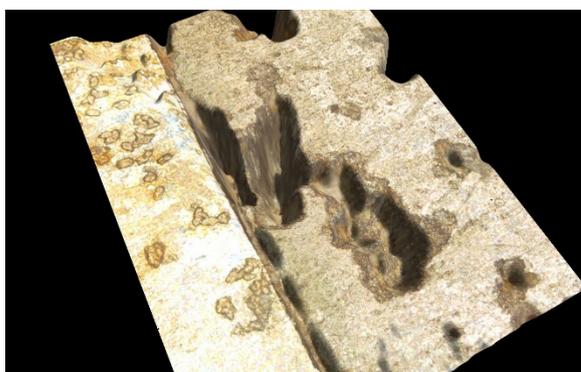
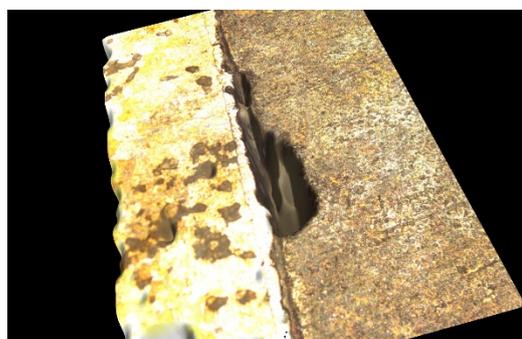


Рис. 3. Изменение глубины коррозионного поражения по длине границы соединения слоев за время испытания:

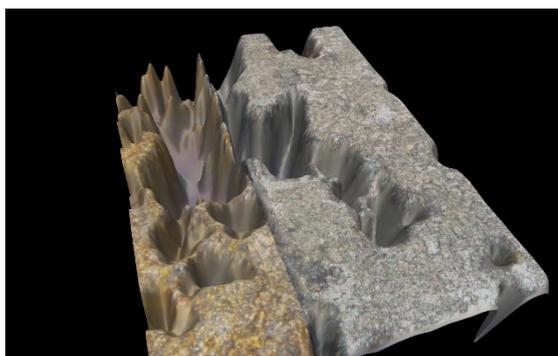
1 – биметалл состава АД1+Ст3; 2 – СМИК системы Al-Fe



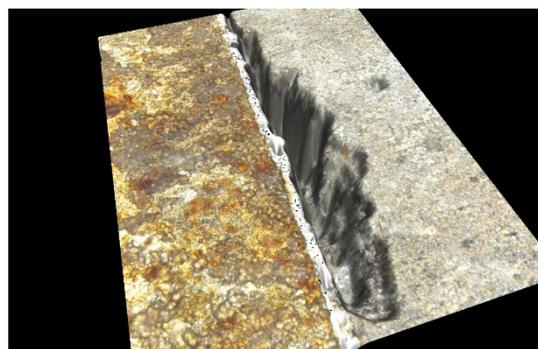
а (185 мкм)



б (135 мкм)



в (460 мкм)



г (380 мкм)

Рис. 4. 3d-реконструкция коррозионных язв, образовавшихся после воздействия агрессивной среды в течение 30 (а, б) и 90 (в, г) дней на биметалл состава АД1+Ст3 (а, в) и СМИК (б, г) системы Al-Fe

Расчетная оценка потери массы и скорости коррозии также показала, что в обоих переходных элементах (биметалл состава АД1+Ст3 и СМИК системы Al-Fe) развивается коррозионный процесс, однако его интенсивность гораздо ниже, чем у углеродистой стали Ст3, разница в потере массы составляет 101–107 % (рис. 5, а), замедление коррозии достигает 93–97 % (рис. 6, а).

Анализ полученных данных позволил установить, что разрушение элемента, изготовленного из биметалла состава АД1+Ст3 с оплавками на границе происходит быстрее, чем элемента из СКМ с интерметаллидной прослойкой системы (Al-Fe) на границе соединения как по потере массы (на 60–80 %), так и по скорости поражения (40–80 %).

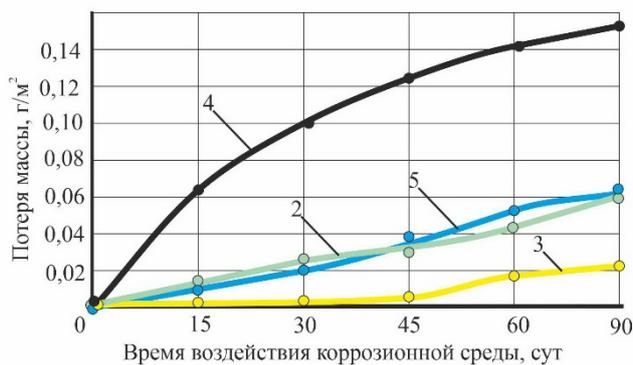


Рис. 5. Потеря массы образцов в процессе коррозионных испытаний:

1 – Ст3; 2, 3 – Ст3 и АД1, погружаемые в общую коррозионную среду; 3 – биметалл состава АД1+Ст3; 4 – СМИК системы Al-Fe

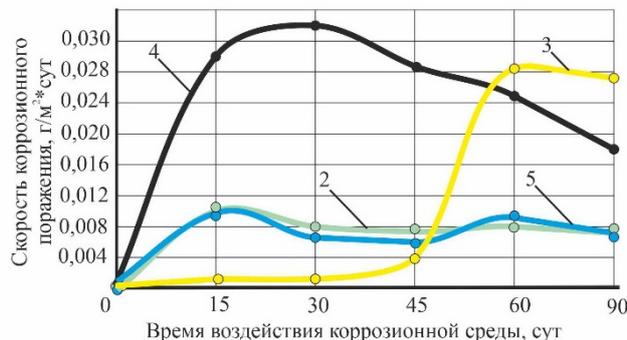
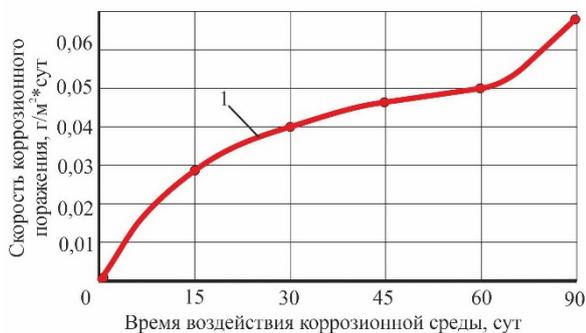


Рис. 6. Скорость коррозионного поражения в процессе испытаний:

1 – Ст3; 2, 3 – Ст3 и АД1, погружаемые в общую коррозионную среду; 4 – биметалл состава АД1+Ст3; 5 – СМИК системы Al-Fe

Такая разница в скорости разрушения переходных элементов, по-видимому, связана с тем, что оплавки, находящиеся на границе соединения слоев биметалла, содержат большое количество мелкодисперсных включений, обладающих значительной разницей в электрохимических потенциалах, которые ускоряют коррозионные процессы [13, 14]. Интерметаллидная прослойка имеет другую структуру [15] и в условиях воздействия коррозионной среды более устойчива.

Таким образом, можно утверждать, что интерметаллидные прослойки наряду с ухудшением прочностных характеристик, несколько повышают стойкость биметаллов состава АД1+Ст3 к коррозии.

**Выводы**

1. Воздействие влажной морской атмосферы на сталеалюминиевые переходные элементы, применяемые для соединения палубных конструкций, может приводить к активации коррозионных процессов. Наиболее подвержены разрушению границы соединения с участками оплавленного металла, образовавшиеся при сварке взрывом и состоящие из структур-

ных элементов со значительной разницей электрохимических потенциалов, при этом общая скорость коррозии для переходного элемента составляет 0,030 г/м<sup>2</sup> сут.

2. Появление на границе соединения алюминия и стали интерметаллидных прослоек замедляет коррозионные процессы, скорость разрушения снижается до 0,008 г/м<sup>2</sup> сут. Таким образом установлено, что сплошные интерметаллидные включения, в отличие от включений оплавленного металла, не являются центрами коррозионного разрушения, а, напротив, замедляют коррозию.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Александров, В. Л. Судостроительное предприятие в условиях рынка / В. Л. Александров, А. В. Перельгин, В. Ф. Соколов. – СПб. Судостроение. – 2003. – 427 с.
2. Доброленский, В. П. Плазовые работы. Изготовление деталей корпуса. Секционная и стапельная сборка. КТС – 4 / В. П. Доброленский, А. В. Догадин, Е. И. Никитин, А. С. Роганов [и др.]. – СПб. : Изд. центр СПбГМТУ, 1997. – 72 с.
3. Современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталями (Обзор) / Д. М. Калеко // Автоматическая сварка. – 2012. – № 10 (714). – С. 29–36.
4. Биметаллические сталеалюминиевые соединения в судостроительных корпусных конструкциях / А. С. Оры-

- щенко, Е. П. Осокин, В. И. Павлова, С. А. Зыков // Автомат. сварка. – 2009. – № 10. – С. 43–47.
5. *Рябов, В. Р.* Сварка плавлением алюминия со сталью / В. Р. Рябов. – Киев : Наук. думка, 1969. – 232 с.
6. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М., 2004. – 230 с.
7. *Трыков, Ю. П.* Композиционные переходники : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 328 с.
8. *Трыков, Ю. П.* Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 402 с.
9. *Трыков, Ю. П.* Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 189 с.
10. *Шморгун, В. Г.* Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов, 2005. – № 3. – С. 3–10.
11. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва, 2016. – 346 с.
12. ГОСТ 9.913–90 Единая система защиты от коррозии и старения (ЕСЗКС). Алюминий, магний и их сплавы. Методы ускоренных коррозионных испытаний, Дата введения 01.07.91.
13. Investigation on the corrosion resistance of Al-Steel laminated composite Pronate D Garioch L Trinova M Mastrov V, Contemporary Engineering Sciences (2015) 8(21-24) 1083-1090
14. Коррозия алюминия и алюминиевых сплавов / под ред. Джозефа Р. Дейвиса ; пер. с англ. – М. : НП «АПРАЛ», 2016. – 315 с.
15. *Гуревич, Л. М.* Исследование коррозионной стойкости интерметаллидного покрытия на стальной подложке / Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, С. П. Писарев, А. Г. Серов, Н. А. Артемьев, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал №10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 21–26.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.778:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-41-46

*Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко*

### ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ПРОЦЕССА КРУГОВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ ПРЯДИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование процесса кругового пластического обжатия пряди конструкции 1+6 протягиванием в четырех парах роликов. Установлено вспучивание проволок наружного слоя пряди перед входом в первую пару роликов, а также выборочное образование локальных участков резко увеличенной пластической деформации на наружной поверхности проволок.

*Ключевые слова:* прядь, проволока, круговое пластическое обжатие, роликовая волока, пара роликов, моделирование, поперечная деформация, вспучивание.

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

### ABOUT THE FEATURES OF THE PROCESS OF CIRCULAR PLASTIC COMPRESSION STRANDS

Volgograd State Technical University

A simulation of the process of circular plastic compression of a strand of construction 1+6 by stretching in four pairs of rollers is carried out. It is established that the wires of the outer layer of the strand swell before entering the first pair of rollers, as well as selective formation of local areas of sharply increased plastic deformation on the outer surface of the wires.

*Keywords:* strand, wire, circular plastic compression, roller drawing, pair of rollers, modeling, transverse deformation, swelling.

Стальные канаты из пластически обжатых прядей, благодаря ряду преимуществ [1] по сравнению со стандартными канатами, нашли широкое применение в различных отраслях народного хозяйства [2]. Круговое пластическое обжатие прядей и канатов наиболее просто и легко осуществляется их протягиванием в монолитных или роликовых волоках.

В процессе обжатия пряди ось проволок наружного слоя, представляющая собой винтовую линию, переходит в новое положение (рис. 1). Центры тяжести проволок, составляющих сечение пряди, смещаются радиально на величину  $\Delta r = r_1 - r_2$  и переходят из точки  $C_1$  в точку  $C_2$  ( $C_1$  и  $C_2$  – центры тяжести круглой и деформированной проволок, соответственно).

Радиальное смещение центров тяжести должно сопровождаться удлинением проволок пряди

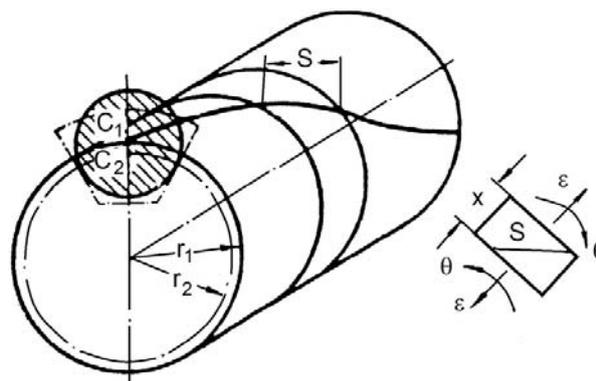


Рис. 1. Схема радиального обжатия пряди [3]

ди в целом. Такой вывод следует из анализа уравнения деформации для линейно контактирующих элементов, полученного М. Ф. Глушко [4]

$$\epsilon_s = \epsilon \cos^2 \alpha + \theta r \sin \alpha \cos \alpha - \epsilon_r \sin^2 \alpha, \quad (1)$$

где  $\varepsilon_s = \Delta s / s$  – относительное удлинение оси проволоки каната (кроме центральной);  $\varepsilon = \Delta l / l$  – относительное осевое удлинение каната ( $l$  – длина отрезка каната);  $\varepsilon_r = \Delta r / r$  – относительная радиальная (поперечная) деформация каната;  $\theta = \Delta \varphi / \varphi$  – относительный угол скручивания каната;  $r$  – радиус центра тяжести проволоки;  $\alpha$  – угол свивки.

При круговом обжатии каната без его удлинения ( $\varepsilon = 0$ ) и скручивания ( $\theta = 0$ ) из уравнения (1) следует

$$\varepsilon_s = -\varepsilon_r \sin^2 \alpha \quad (2)$$

Отрицательное значение относительного удлинения  $\varepsilon_s$  указывает, что при круговом обжатии проволока как винтовой элемент должна сжиматься в осевом направлении, но т. к. сжатия не происходит, то образуется излишняя длина, которая вытесняется из роликов и скапливается перед ними, что приводит к выпучиванию (фонарению) пряжи [3]. Устранение фонарения может быть обеспечено *противонатяжением* или *подкруткой* каната. Все необходимые параметры противонатяжения и подкрутки могут быть рассчитаны из условия

$$\varepsilon \cos^2 \alpha + \theta r \sin \alpha \cos \alpha \geq \varepsilon_r \sin^2 \alpha. \quad (3)$$

При этом надо учитывать, что различные слои проволоки в канате получают различное радиальное обжатие  $\Delta r$  и укорочение  $\varepsilon_s$ . Расчет деформаций  $\varepsilon$  и  $\theta$  следует производить по наибольшей величине  $\varepsilon_s$  (наружный слой).

Частные случаи режима обжатия:

а) обжатие без противонатяжения ( $\varepsilon = 0$ ;  $\theta \neq 0$ ). Излишняя длина проволок расходуется на подкрутку

$$\theta_{\min} \geq \frac{\Delta r}{r^2} \operatorname{tg} \alpha \quad (4)$$

б) обжатие без подкрутки ( $\theta = 0$ ;  $\varepsilon \neq 0$ ). Излишняя длина проволок выбирается за счет противонатяжения

$$\varepsilon_{\min} \geq \frac{\Delta r}{r} \operatorname{tg}^2 \alpha \quad (5)$$

Для оптимизации режимов обжатия пряжей в последние десятилетия начали использовать методы компьютерного моделирования, позволяющие определить распределение деформации по сечению проволок, профиль получаемой пряжи [5–7].

Целью работы является анализ методом компьютерного моделирования причин и выбор методов устранения выпучивания (фонарения) проволок в слоях при пластическом обжатии пряжи.

### Материалы и методы исследования

Моделирование процесса формирования напряжений и изменения деформации в обжимаемой пряжи проводилось с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), в котором реализован метод конечных элементов (МКЭ), модуля Abaqus/Explicit, использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации. Для моделирования использовали фрагмент пряжи конструкции 1+6 длиной  $l_0 = 400$  мм. Процесс обжатия пряжи моделировали для клетки с четырьмя парами роликов. В связи с неоднородностью деформации проволоки в различных направлениях при прохождении ручья роликовой волоки, изменение размеров в поперечном сечении пряжи фиксировали в трех направлениях (рис. 2).

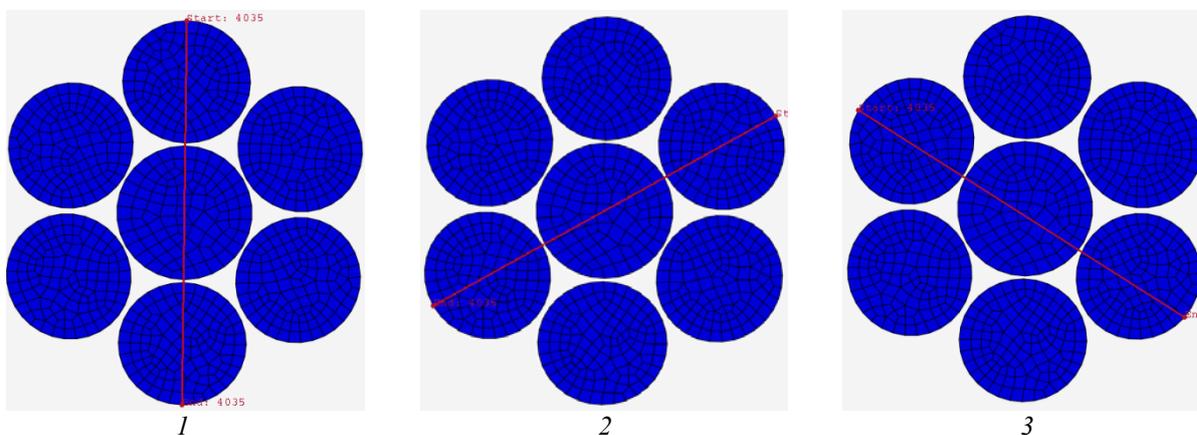


Рис. 2. Направления измерения размеров в поперечном сечении пряжи

Диаметры проволок моделируемой пряжи: центральной 1,1 мм, наружного слоя 1,03 мм. Маркировочная группа прочности проволок наружного слоя 1960 МПа. При создании геометрического образа наружного слоя учитывали, что проволока с шагом свивки  $t = 26$  мм наклонена к продольной оси, поэтому моделировалось ее сечение плоскостью, нормальной к оси пряжи, в виде эллипса с малой осью 1,05 мм и большой 1,086 мм.

Внешний вид модели из четырех пар роликов показан на рис. 3. Первая пара роликов горизонтальная, затем плоскости роликов чередуются. Расстояние между осями деформации каждой пары роликов 80 мм. На обоих концах фрагмента пряжи «приклеены» к проволокам наружного слоя жесткие диски диаметром  $\varnothing 2,92$  мм, позволяющие исключить расплетание наружного слоя и перемещать фрагмент по заданному режиму.

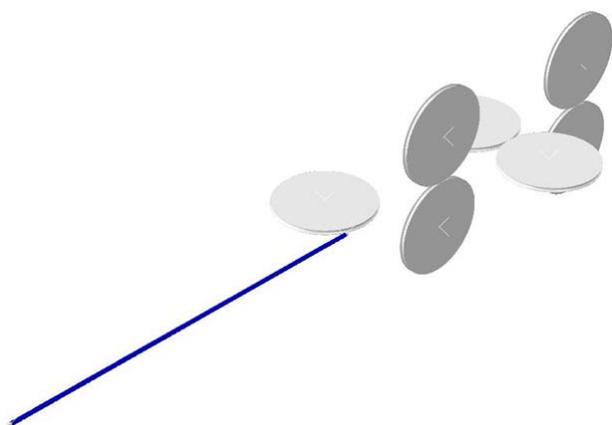


Рис. 3. Внешний вид модели (один из роликов первой пары условно не показан)

При моделировании обжатия скорость вращения роликов составляла  $n = 1$  об/с, осевого перемещения пряжи относительно роликов  $v = 0,25$  м/с. Вращение обоих дисков вокруг оси пряжи исключалось.

Для исключения попадания витков в зазор между наружными цилиндрами пары роликов были добавлены фигурные сектора (рис. 4).

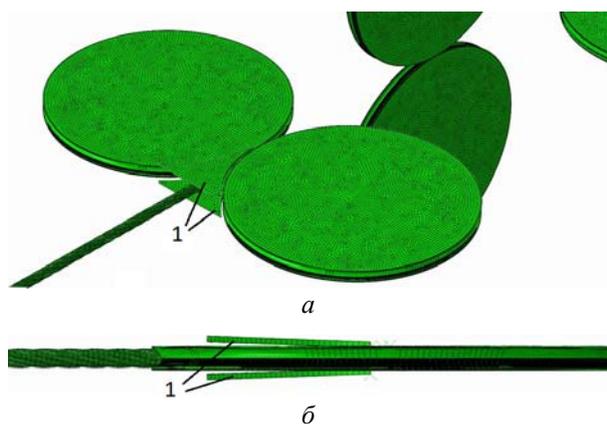


Рис. 4. Добавленные фигурные сектора (1) на входе в первую пару обжимающих роликов в горизонтальной (а) и вертикальной (б) плоскостях

### Результаты и их обсуждение

На рис. 5 показано изменение пластической деформации пряжи при прохождении первой пары роликов без противонапряжения и скручивания ( $\epsilon = 0$ ;  $\theta = 0$ ) вплоть до разрушения витков вследствие попадания в зазор между наружными цилиндрами пары роликов и раздавливания.

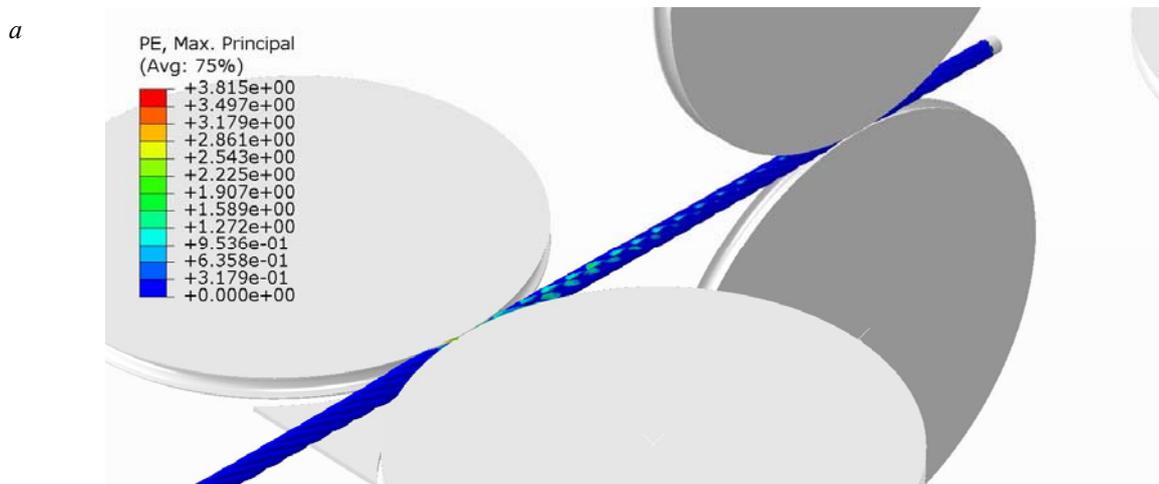


Рис. 5. Изменение пластической деформации пряжи при прохождении первой пары роликов: а – участок с сильно выраженной локальной деформацией; б – участок раздавливания одного из витков локальной деформацией (по стрелке); в – увеличенный участок раздавливания при условном удалении одного из роликов первой пары и верхнего фигурного сектора См. также на с. 44

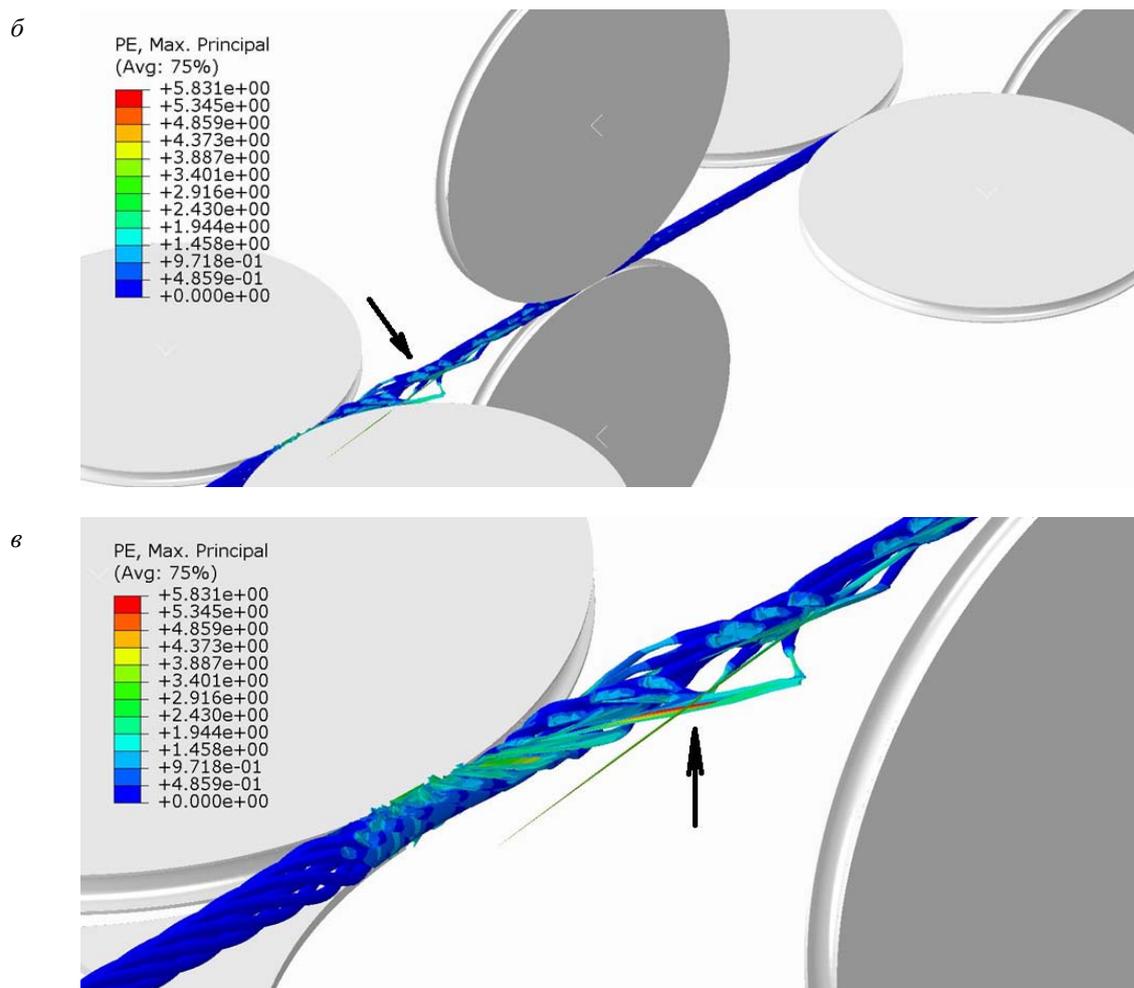


Рис. 5. Окончание

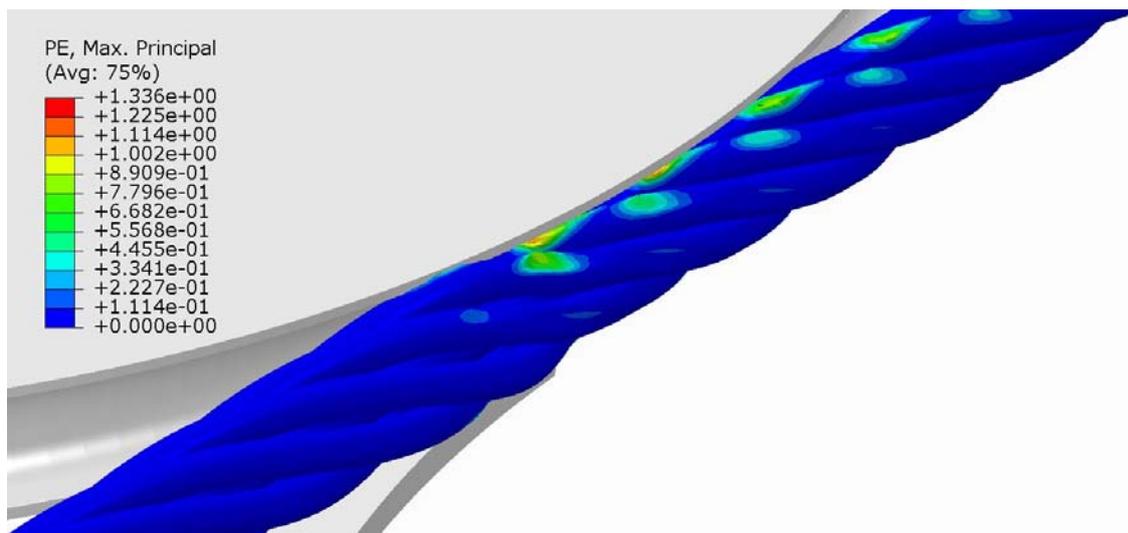
На начальном участке фрагмента пряжи при прохождении первой пары роликов окраска при визуализации пластической деформации практически однородно синяя, что указывает на незначительную локальную величину деформации. В дальнейшем на картине визуализации пластической деформации на верхних и нижних участках витков наружного слоя появляются зоны голубовато-зеленоватого цвета, свидетельствующие о локальных деформациях до 160 %, происходит искажение укладки витков (фонаренье) (рис. 5, а) и раздавливание проволок (рис. 5, б и в). Как видно из рис. 6, участки резко увеличенной локальной деформации наблюдаются при контакте с клиновым участком профиля ручья в ролике и его перехода в наружный цилиндр. Происходит это до входа в зону максимальной деформации и во многом связано с началом вспучивания проволок.

Наблюдаемая задержка образования «фонаря» при обжати в первой паре роликов может быть связана с накоплением излишней длины винтового элемента пряжи перед входом в ролики  $\Delta S$ . Избыток длины  $\Delta S$  при обжати пряжи конструкции 1+6 может быть определен также аналитически [3]. Необходимые для расчета данные приведены в таблице.

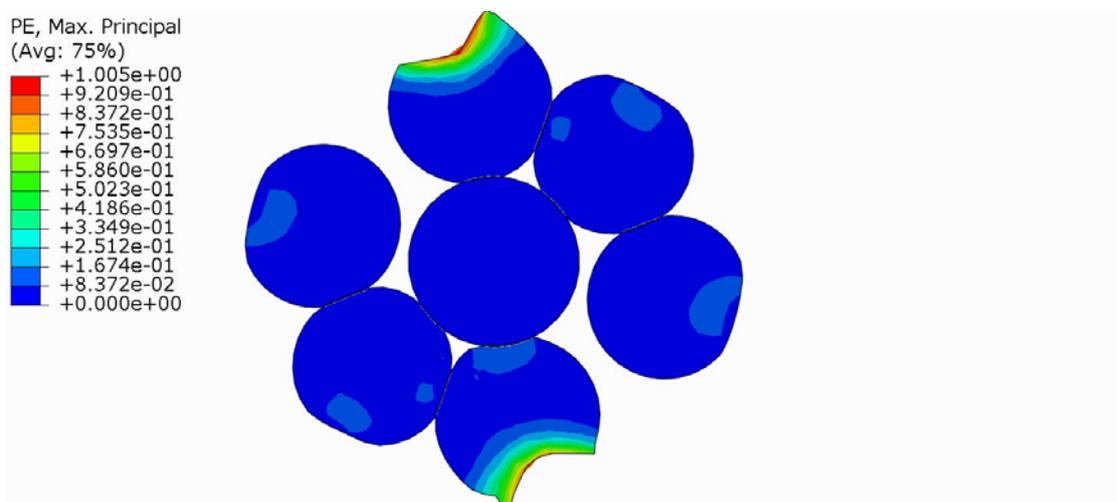
Значение относительной поперечной деформации пряжи в направлении 1 (степени линейного обжатия)

$$\varepsilon_r = \frac{\Delta r}{r_1} = \frac{0,0924}{1,065} = 0,087,$$

где  $r_1 = r_b + r_{ц} = 0,515 + 0,55 = 1,065$  мм – радиус центра тяжести проволок наружного слоя до обжатия. Следует отметить, что при обжати пряжи конструкции 1+6 до значения степени линейного обжатия  $\approx 7,5$  % преобладают поперечные деформации проволок за счет зазоров [3].



*a*



*б*

Рис. 6. Начало фонарения (*a*) и увеличенное поперечное сечение обжимаемой пряди (*б*) при входе в первую пару роликов

**Геометрические характеристики обжатия пряди конструкции 1+6 в заданных направлениях**

Направление измерения	Радиус центральной проволоки, $r_c$ , мм	Радиус проволоки наружного слоя, $r_b$ , мм	Радиус исходной пряди, $r_i$ , мм	Радиус пряди после обжатия в первой паре волок, $r_o$ , мм	Степень радиального обжатия пряди, $\Delta r$ , мм
1	0,55	0,515	1,6494	1,557	0,0924
2			1,6494	1,622	0,0274
3			1,6454	1,610	0,0354

При угле свивки наружного слоя  $\alpha=15,2^\circ$  имеем  $\sin^2\alpha=0,0687$ . Тогда уравнение (2) для пряди конструкции 1+6 примет вид

$$\epsilon_s = \frac{\Delta S}{S} = 0,087 \cdot 0,0687 = 0,006,$$

откуда  $\Delta S=0,006 S$ .

Выразив  $S = l/\cos\alpha$ , где  $l = 120$  мм – длина отрезка пряди, пропущенной через первую и вторую пару роликов (рис. 5, *a*), а  $\cos \alpha = 0,965$ ,

получим  $\Delta S=0,006 \cdot 124,35 \approx 0,75$  мм – значение избытка длины пряди перед первой парой волок. Полученное значение может быть достаточным для начала вспучивания проволоки наружного слоя. С увеличением длины протянутой пряди (протягиванием через третью и четвертую пару роликов) величина  $\Delta S$  возрастает.

Таким образом, круговое обжатие пряди конструкции 1+6 в четырех парах роликов без

противонапряжения и подкрутки перед входом в первую пару роликов не позволило полностью исключить вспучивание проволок наружного слоя. Даже при наличии фигурных направляющих секторов, при обжати в первой паре роликов в наружном слое пряди в конце очага деформации появляются локальные участки резко увеличенной пластической деформации. Для устранения нежелательных факторов предлагается использование трех- или четырехроликковой волоки [8], а также дополнительное подкручивание наружного слоя.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Скалацкий, В. К. Канаты из обжатых прядей / В. К. Скалацкий // Стальные канаты. – Вып. 1. – Киев : Техника, 1964. – С. 152–158.
2. Даненко, В. Ф. Повышение физико-механических и служебных свойств пластически обжатых стальных прядей и изготовленных из них канатов / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, С. Ю. Шаталин, И. С. Кишечникова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. –

Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 72–76.

3. Скалацкий, В. К. Геометрия деформации проволок при круговом обжати прядей / В. К. Скалацкий // Стальные канаты. – Вып. 2. – Киев : Техника, 1965. – С. 254–260.

4. Глушко, М. Ф. Стальные подъемные канаты / М. Ф. Глушко. – Одесса : Астропринт, 2013. – 336 с.

5. Харитонов, В. А. Формирование геометрии контактной поверхности проволок при пластическом обжати пряди / В. А. Харитонов, А. Б. Иванцов, Т. А. Лаптева // Обработка сплошных и слоистых материалов. – 2016. – № 1 (44). – С. 53–59.

6. Харитонов, В. А. Расчет распределения деформаций по сечению пряди при круговом обжати / В. А. Харитонов, Т. А. Лаптева // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. – 2012. – № 4. – С. 47–51.

7. Харитонов, В. А. Повышение эффективности производства стальных подвижных канатов применением калибрующего обжати прядей / В. А. Харитонов, Т. А. Лаптева // Обработка сплошных и слоистых материалов. – 2014. – № 2 (41). – С. 13–19.

8. Гуревич, Л. М. Об особенностях моделирования кругового пластического обжати спирального каната / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (188) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 52–55.

УДК: 621.791: 519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-46-52

*Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, А. А. Истрати*

### МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОЛЬЦЕВОГО СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ С НЕПРОВАРОМ

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

Проведено компьютерное моделирование изменения напряжений и деформаций в условиях осевого растяжения труб с кольцевым механически неоднородным сварным соединением с дифференцированными механическими свойствами шва, зоны термического влияния и основного металла. В сварном соединении имеются дефект типа непровара различных геометрических размеров. Показано, что при осевом растяжении максимальные напряжения развиваются в зоне непровара, являющегося концентратором напряжений. Определены величины концентрации напряжений при различной протяженности дефекта. Исследовано распределение напряжений и деформаций в сварных швах при различных величинах дефекта.

*Ключевые слова:* труба, сварное соединение, шов, зона термического влияния, конечно-элементное моделирование, растяжение, деформация, напряжение, непровар.

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

### SIMULATION OF THE STRESSED-DEFORMED STATE OF A RING WELDED CONNECTION WITH LACK OF FUSION

Volgograd State Technical University

Computer modeling of changes in stresses and strains under axial tension of pipes with a ring mechanically inhomogeneous welded joint was carried out. Annular mechanically inhomogeneous welded joint had an different mechanical properties of the joint, heat-affected zone and base metal. A defect of the type of lack of fusion of various geometric sizes is present in the welded joint. The maximum stresses during axial tension develop in the zone of lack of penetration, which is a stress concentrator. The stress concentration values for various extent of the defect are determined. The distribution of stresses and strains in welds at various defect values is investigated.

*Keywords:* tube, welded joint, seam, heat-affected zone, finite element simulate, elongation, deformation, stress, lack of fusion.

Образцы сварных соединений характеризуются наличием концентраторов напряжений, связанных с формой шва, технологическими дефектами, остаточными напряжениями, неоднородностью микроструктуры и физико-механических свойств в областях шва, зоны термического влияния и основного металла [1].

В нормативных документах установлены требования к качеству сварных соединений, допустимости наличия и величины дефектов. Например, согласно ГОСТ 34347–2017 «Сосуды и аппараты стальные сварные. Общие технические условия» допускаются местные подрезы в стальных сосудах 3, 4 и 5-й групп, предназначенных для работы при температуре выше 0 °С. При этом их глубина не должна превышать 5 % толщины стенки, но не более 0,5 мм, а протяженность – 10 % длины шва. В сварных соединениях не допускаются следующие внутренние дефекты: трещины всех видов и направлений, в том числе микротрещины, выявленные при металлографическом исследовании; свищи; смещение основного и плакирующего слоев в сварных соединениях двухслойных сталей выше норм, предусмотренных стандартом; непровары (несплавления), расположенные в сечении сварного соединения; поры, шлаковые и вольфрамовые включения, выявленные радиографическим методом, выходящие за пределы норм, установленных допустимым классом дефектности сварного соединения по ГОСТ 23055.

Существующие нормативные документы, основанные на инженерных методиках или накопленном опыте эксплуатации сварных конструкций с различными дефектами, позволяют оценивать их остаточный ресурс, но, по мнению ряда авторов, они иногда предъявляют завышенные требования, запрещая эксплуатацию опасных технических устройств, которые могли бы успешно эксплуатироваться в течение значительного срока. Поэтому необходимы методы оценки опасности дефектов, учитывающие особенности работы сосудов и трубопроводов, их конструкцию, размер и ориентацию дефектов.

Авторы [2] считают, что вследствие случайной природы дефектов, статистической структурно-механической неоднородности металла, разброса характеристик механических свойств, пульсации рабочих давлений необходима вероятностная постановка задачи оценки опасности дефектов. При многообразии типо-

размеров труб, методов монтажа, используемых видов неразрушающего контроля, условий эксплуатации, внешней среды наиболее эффективным методом ее решения является численное вероятностное моделирование предельных состояний сварных соединений. Предлагаемый подход, по мнению авторов, позволяет проводить оценки надежности сварных соединений трубопроводов на основе статистических расчетов трещиностойкости с учетом случайной природы нагруженности и дефектности.

В статье [3] выполнено моделирование образования дефектов типа цепочки пор при диффузионной сварке. Методами математического моделирования показано, что ориентация таких дефектов в области сварки существенно влияет на циклическую долговечность соединения. Моделирование частично подтвердило предположение, что распространение трещины затруднено в образце, обладающем неоднородной структурой, по сравнению с однородным образцом из «мягкого» материала. Авторы считают, что результаты моделирования могут стать основой для настройки диагностического оборудования по оценке качества и ресурса высоконагруженных изделий.

Авторы [4] экспериментально показали, что наличие в сварном шве трещиноподобных дефектов с размерами, в разы превышающими нормативный допуск, приводит к снижению прочности соединения не более чем на 20 % по сравнению с бездефектным металлом. В случаях, когда величина дефекта соответствует нормам, значение снижения разрушающего напряжения относительно временного сопротивления основного металла составляет порядка 9 %. Проведение более детальных исследований в этой области, по мнению авторов, позволит подробно изучить вопрос влияния дефектов на прочностную надежность сварных соединений и разработать дополнительные критерии и методики количественной оценки качества таких соединений для стальных сосудов и аппаратов с учетом специфики условий их эксплуатации. Оценка опасности сварочных дефектов, основу которой составят экспериментальные исследования, даст возможность несколько смягчить требования допустимой дефектности, что приведет к снижению объема работ и соответствующих затрат как на стадии изготовления, так и при проведении периодических освидетельствований эксплуатируемого оборудования.

В работе [5] в результате проведенного анализа в упругопластической постановке конструкций, содержащих дефекты несплошности, уточнен универсальный критерий, позволяющий с достаточной точностью оценить реальную опасность дефекта, не прибегая к сложному численному упругопластическому моделированию напряженно-деформированного состояния конструкции в зоне дефекта. Для оценки опасности несплошности в сварном шве при статическом нагружении использована информация о ее относительном размере и данных о прочностных характеристиках основного и наплавленного металла.

В статье [6] на основе подходов механики разрушения получено решение оценки опасности углового концентратора в сварных соединениях, которое учитывает глубину данного дефекта и угол его раскрытия. Учитывая проведенный анализ опасности углового концентратора по сравнению с трещиной, необходимо отметить, что при равных номинальных напряжениях и глубине дефекта острый угловой концентратор до значений угла раскрытия  $\beta \leq 45^\circ$  работает практически как трещина; при  $\beta > 45^\circ$  необходимо учитывать снижение опасности рассматриваемого концентратора по сравнению с трещиной коэффициентом  $R$ , который при  $\beta = 45^\circ$  равен 1,054.

В статье [7] с помощью моделирования нестационарных процессов в сварных соединениях трубопроводов определено влияние нематаллических включений на изменение напряжений в металле шва, теоретический коэффициент концентрации напряжений равен 1,3. Вблизи включений на границе раздела с матрицей напряжения растут из-за различия физических характеристик стальной матрицы и нематаллических включений. Максимальные значения напряжений создаются на границе перехода основного металла к усилению корня шва с коэффициентом концентрации напряжений 1,8.

Авторами [8] проведено 2D моделирование методом конечных элементов с помощью пакета SIMULIA/Abaqus поведения при осевом растяжении плоского образца сварных соединений с различными видами дефектов сварного шва, определена их прочность при варьировании формы и положения дефекта. Наибольшее снижение величины деформации, при котором начиналось разрушение, характерно для подре-

зов у облицовочного шва. Моделированием показано, что в зоне усиления шва напряжения значительно ниже, чем в остальных участках сварного шва.

В настоящей статье приведены результаты компьютерного 3D моделирования изменения напряжений и деформаций в трубопроводе из теплостойкой стали 15X5M с кольцевым механически неоднородным сварным соединением в условиях нагружения постепенно повышающимся растягивающим усилием.

Моделирование процесса одноосного растяжения сварного соединения из труб с внутренним диаметром  $\varnothing 151$  мм с кольцевым сварным швом методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Для обеспечения необходимой точности расчетов размер сторон кубической ячейки конечно-элементной сетки в цилиндрических деталях выбирался равным 0,4 мм. При моделировании свойств труб, одностороннего шва с узкой разделкой (угол разделки  $15^\circ$ ) и зоны термического влияния (ЗТВ) использовались значения, полученные при экспериментальном исследовании свойств однородного сварного соединения из стали 15X5M [9–11]. Упрочнение стали в процессе пластического деформирования учитывали по кривым упрочнения.

Толщина стенок труб составляла 10 мм, а длина моделируемого фрагмента – 40 мм. Толщина зоны термического влияния – 5 мм. Ширина валика усиления шва 20 мм, высота валика усиления шва 4,0 мм, высота усиления корня шва 1,0 мм. При соединении зон термического влияния с трубами и швом использовался вариант Tie, при котором прочность равна прочности соединяемых материалов. При моделировании глубина непровара равнялась 2 мм, радиус закругления равен 0. Изменялись в процессе моделирования исходные углы раскрытия непроваров и их протяженность. На рис. 1 представлен общий вид сварного соединения в сборе. Образцы сварного соединения подвергались осевому растяжению со скоростью 3 мм/с. Опасность дефекта определяли сравнением получаемых локальных деформаций и напряжений с аналогичными величинами в бездефектном соединении при тех же величинах растяжения.

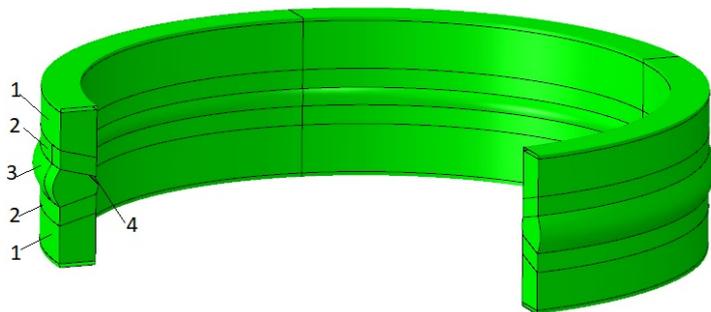


Рис. 1. Моделируемое сварное соединение:  
1 – трубы; 2 – зоны термического влияния; 3 – шов; 4 – непровар

В процессе моделирования фиксировалось изменение осевого усилия, напряжений и пластических деформаций в различных участках сварного соединения при варьировании величины растяжения.

Протяженность непровара в сварном соединении с углом раскрытия дефекта равным 30° при различных вариантах моделирования приведены в таблице. Визуализация полученных при моделировании распределений напряжений

Мизеса в стенках трех вариантов сварного соединения при величинах осевого растяжения показана на рис. 2.

Протяженность непровара при различных вариантах моделирования

Протяженность непровара градус, мм	Вариант моделирования			
	<i>a</i>	<i>б</i>	<i>в</i>	<i>г</i>
60	7	3	отсутствует	
52,3	6,1	3,5		

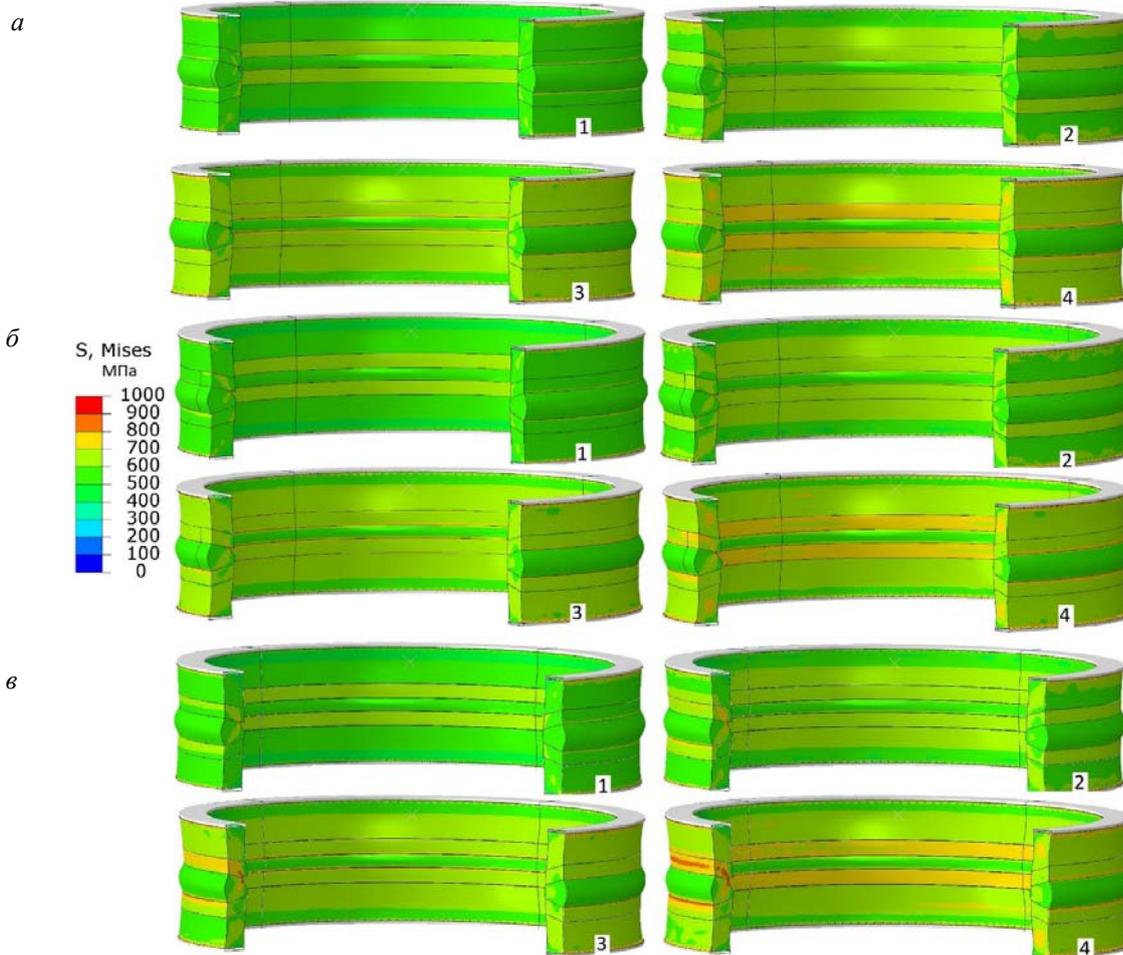


Рис. 2. Визуализация распределений напряжений Мизеса в стенках различных вариантов сварного соединения в средней части дуги непровара:  
*a* – вариант *a*; *б* – вариант *б*; *в* – вариант *в*; при величинах осевой деформации 1–6; 2–9; 3–12 и 4–15 %, соответственно

Как видно из рис. 2, непровар с протяженностью  $3^\circ$  практически не влияет величину напряжений Мизеса в сварном соединении, а максимальные значения напряжений локализуются только в вершине непровара даже при величине осевой деформации 15 %. Увеличение длины дуги непровара до  $7^\circ$  приводит к формированию локальной зоны повышенных напряжений, начинающихся от вершины угла непровара уже при осевой деформации 12 %, а при 15 % осевой деформации эта зона с величиной напряжений 700–800 МПа выходит практически на внеш-

нюю поверхность зоны термического влияния.

При длине дуги непровара  $60^\circ$  напряжения величиной 700–800 МПа формируются практически на всей внешней цилиндрической поверхности ЗТВ при осевой деформации 12 %, а при 15 % эквивалентные напряжения достигают 900–1000 МПа.

На рис. 3 и 4 показано распределение в осевом направлении эквивалентных напряжений Мизеса и пластической деформации на внутренней поверхности сварного соединения по середине непровара.

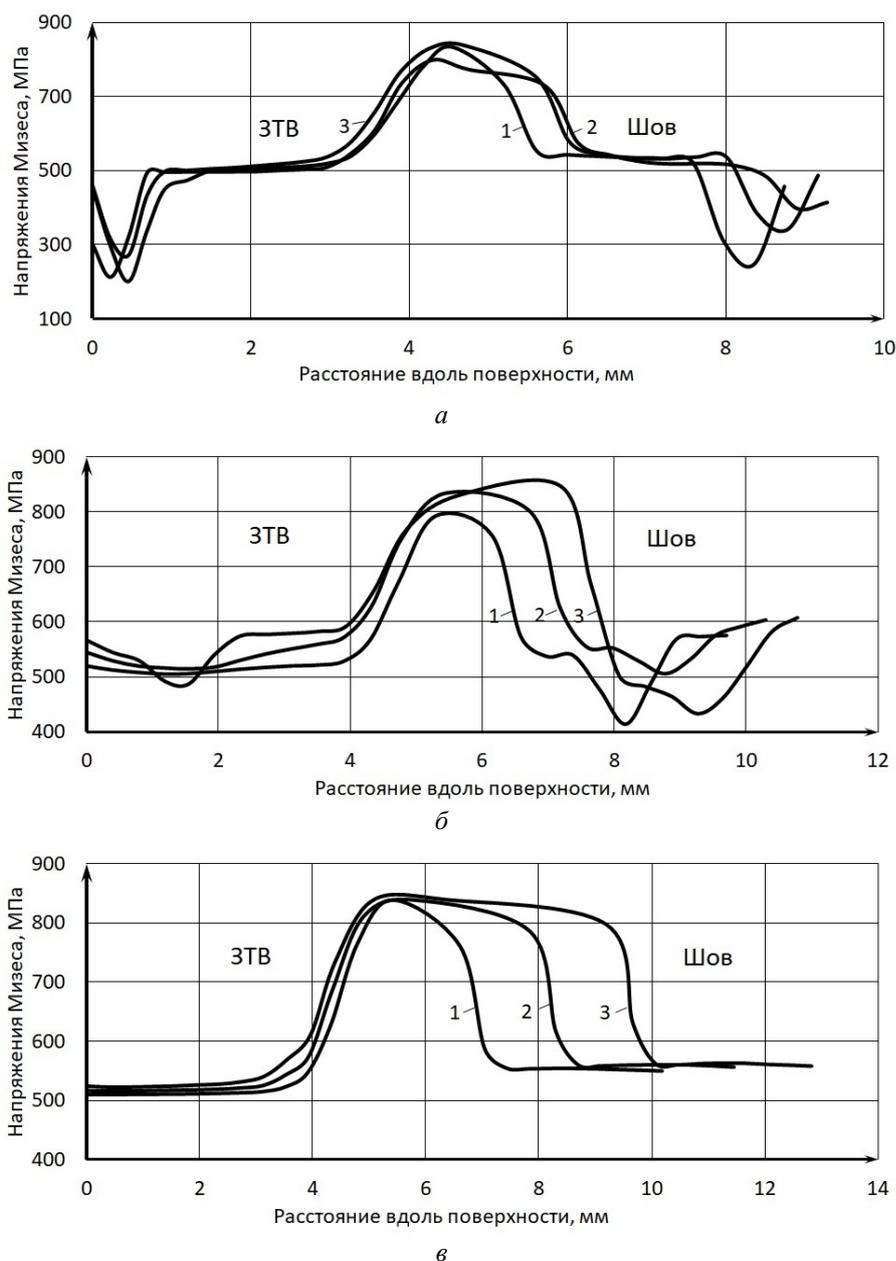


Рис. 3. Распределение напряжений Мизеса на внутренней поверхности сварного соединения в середине непровара, при различных длинах дуги:

*a* –  $3^\circ$ ; *б* –  $7^\circ$ ; *в* –  $60^\circ$  при средней осевой деформации 1 – 9,4%; 2 – 16,9%; 3 – 22,5 %

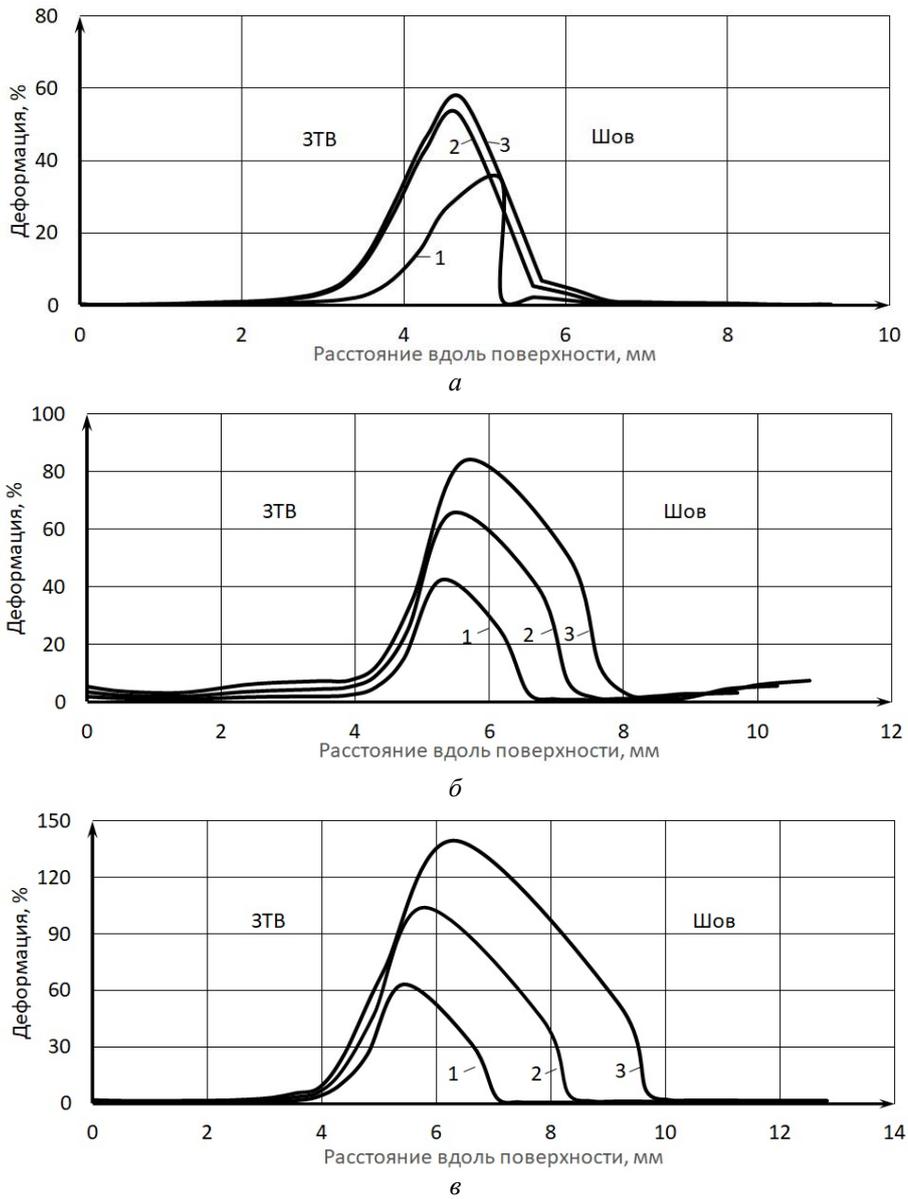


Рис. 4. Распределение пластических деформаций на внутренней поверхности сварного соединения в середине непровара, при различных длинах дуги:  
 а – 3°; б – 7°; в – 60° при средней осевой деформации 1 – 9,4 %; 2 – 16,9 %; 3 – 22,5 %

Увеличение дин дуги непровара заметно увеличивает величину пластической деформации в зоне дефекта и ширину деформируемой зоны при одних и тех же параметрах осевого деформирования. При моделировании намеренно не вводились критерии разрушения, однако достигнутые значения пластической деформации в вершине непровара 84 и 140 % при суммарной осевой деформации 16,9 и 22,5 %, соответственно, свидетельствует о высокой вероятности зарождения трещин.

Сравнение полученных диаграмм «осевое усилие растяжение – осевая деформация» (рис. 5) для моделируемых сварных соединений с различными размерами непровара показало, что в вариантах б и в диаграммы практически не имеют отличия от диаграммы для бездефектного варианта а, а при наличии непровара протяженностью 60° усилие, необходимое для сопоставимой деформации, снижается на 1,0–1,5 %.

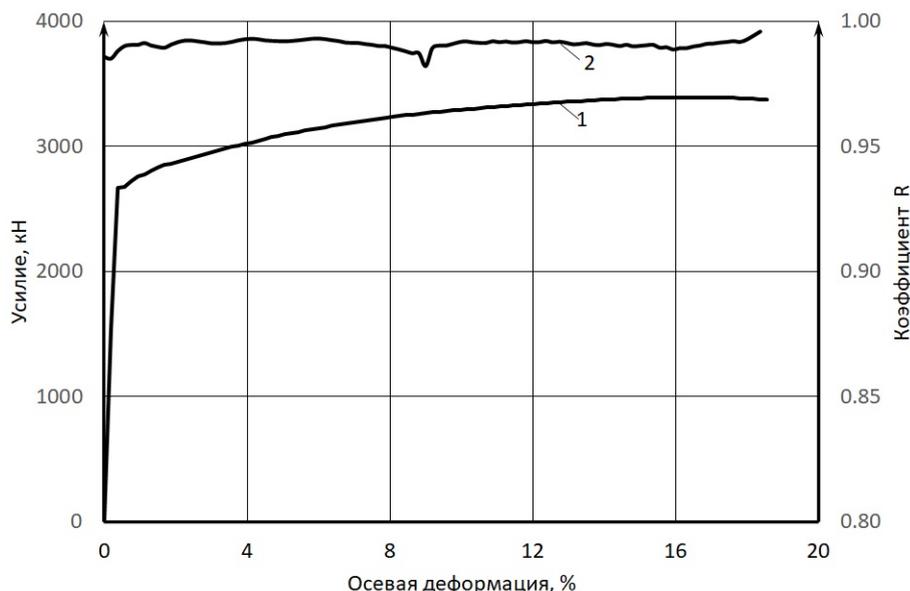


Рис. 5. Диаграмма «осевое усилие растяжение – осевая деформация» для варианта с непроваром протяженностью  $3^\circ$  (1) и коэффициент К (2), показывающий снижение необходимого усилия при сопоставимых деформациях при наличии подреза протяженностью  $60^\circ$

### Выводы

1. Проведенное компьютерное моделирование изменения напряжений и деформаций в кольцевом сварном механически неоднородном соединении фрагментов труб из стали 15X5M в условиях нагружения постепенно повышающимся осевым усилием показало, что непровар с длиной дуги  $3^\circ$  практически не влияет на распределение эквивалентных напряжений Мизеса в сварном соединении, максимальные значения которого локализуются только в вершине непровара. При длине дуги непровара  $60^\circ$  напряжения величиной 700–800 МПа формируются практически на всей внешней цилиндрической поверхности ЗТВ при осевой деформации 12 %, а при 15 % эквивалентные напряжения достигают 900–1000 МПа.

2. Сравнение полученных диаграмм «осевое усилие растяжение – осевая деформация» для моделируемых сварных соединений с различными размерами непровара показало, что непровар протяженностью  $7^\circ$  практически не влияет на диаграмму, а при протяженности непровара  $60^\circ$  усилия, необходимые для сопоставимой деформации, снижаются на 1,0–1,5 %.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Плешанов, В. С. Мезомасштабный механизм локализации деформации при растяжении поликристаллов низкоуглеродистой стали с линейными концентраторами напряжений / В. С. Плешанов, В. Е. Панин, С. А. Кобзева, Н. А. Лебедева, А. В. Козлов // Физическая мезомеханика. – 2001. – Т. 4. – № 6. – С. 95–104.
2. Лепихин, А. М. Вероятностное моделирование предельных состояний и оценка ресурса и надежности трубо-

проводов / А. М. Лепихин, Е. В. Москвичев // Вычислительные технологии. – 2008. – Т. 13. – № S2. – С. 47–51.

3. Темис, Ю. М. Моделирование влияния дефектов диффузионной сварки на малоцикловую усталость неоднородных материалов / Ю. М. Темис, Х. Х. Азметов, Д. С. Тимофеев // Известия Тульского государственного университета. Естественные науки. – 2012. – № 2. – С. 145–156.

4. Захаров, М. Н. Оценка влияния дефектов сварных соединений на прочностную надежность стальных сосудов и аппаратов / М. Н. Захаров, В. А. Насонов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2013. – № 4. – С. 68–72.

5. Рыжиков, И. Н. Уточнение критерия оценки прочности сварных соединений с дефектами / И. Н. Рыжиков, К. А. Вагнер // Baikal Letter DAAD. – 2019. – № 1. – С. 73–77.

6. Шахматов, Д. М. Оценка опасности угловых концентраторов в сварных соединениях из хрупких материалов / Д. М. Шахматов, М. В. Шахматов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия: Металлургия. – 2012. – № 39 (298). – С. 148–149.

7. Шестаков, А. П. Моделирование нестационарных процессов в сварном соединении трубопровода / А. П. Шестаков // Сетевое издание «Нефтегазовое дело». – 2011. – № 5. – С. 376–387.

8. Гуревич, Л. М. Моделирование разрушения сварного соединения при растяжении / Л. М. Гуревич, В. М. Букин, А. А. Григорян // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 12 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 83–87.

9. Тришкина, И. А. Микроструктуры хромомолибденовых сталей, используемых в нефтепереработке / И. А. Тришкина, Л. Е. Ватник, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Прочность неоднородных структур : тез. III Евразийской науч.-практич. конф. – М., 2006. – С. 36.

10. Ватник, Л. Е. Структура хромомолибденовых сталей змеевиков технологических печей нефтеперерабатывающих установок / Л. Е. Ватник, Л. А. Тришкина, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2007. – № 5. – С. 48–53.

11. Гуревич, Л. М. Моделирование напряженно-деформированного состояния в сварных сосудах с кольцевым сварным соединением / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, А. А. Истрати, В. А. Соннова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 35–42.

УДК 621.887.663::622.324.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-53-58

*Е. К. Тимофеев, Б. А. Жуков, А. Е. Годенко, Е. Ю. Липатов***АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ РАЗРЕЗНОГО КОЛЬЦА МЕХАНИЗМА БЛОКИРОВКИ  
ПОДВЕСКИ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНОЙ ТРУБЫ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: dvr@vstu.ru

В статье рассмотрен анализ напряженно-деформированного состояния разрезного кольца механизма блокировки подвески насосно-компрессорной трубы в разжатом положении аналитическим и численным методами. При анализе численным методом приведено обоснование использования упруго-пластической модели материала и произведена оценка прочности конструкции.

*Ключевые слова:* механизм блокировки, разрезное кольцо, напряженно-деформированное состояние, эквивалентная пластическая деформация, подводная скважина.

*Е. К. Timofeev, B. A. Zhukov, A. E. Godenko, E. Yu. Lipatov***STRENGTH ANALYSIS OF THE SPLIT RING  
OF THE TUBING HANGER LOCKDOWN MECHANISM****Volgograd State Technical University**

The article discusses the analysis of the stress-strain state of the split ring of the locking mechanism of the pump and compressor pipe suspension in the unpressed position by analytical and numerical methods. In the analysis by numerical method, the rationale for using an elastic-plastic model of the material is given and the structural strength is estimated.

*Keywords:* locking mechanism, split ring, stress-strain state, equivalent plastic deformation, offshore well.

**Введение**

Подвеска насосно-компрессорной трубы (ПНКТ) применяется в системах подводной добычи сложных углеводородов и является чрезвычайно сложным наукоемким оборудованием. В настоящее время на предприятии АО «ФНПЦ «ТИТАН-БАРИКАДЫ»» ведется разработка проектно-конструкторской документации и изготовление опытного образца ПНКТ. Основным назначением данной конструкции является удержание колонны из свинченных труб, длина которой может достигать до 3000 м, а вес до 300 тс, а также перенаправление добываемого флюида из добычного канала в каналы подводной фонтанной арматуры. ПНКТ подвержена действию скважинного давления и является противовыбросным барьером в случае различных аварийных ситуаций, включая обрыв колонны насосно-компрессорной трубы (НКТ). Действующее давление в скважине вызывает вертикальное усилие, которое стремится сместить ПНКТ в осевом направлении, что может вызвать нарушение герметичности в уплотнении между ПНКТ и клапанным блоком подводной фонтанной арматуры (ПФА). Следует отметить, что при проектировании данной конструкции стоит острый вопрос о надежном закреплении ПНКТ в клапанном блоке ПФА. Дан-

ную функцию берет на себя так называемый механизм блокировки, конструкция которого приведена на рис. 1.

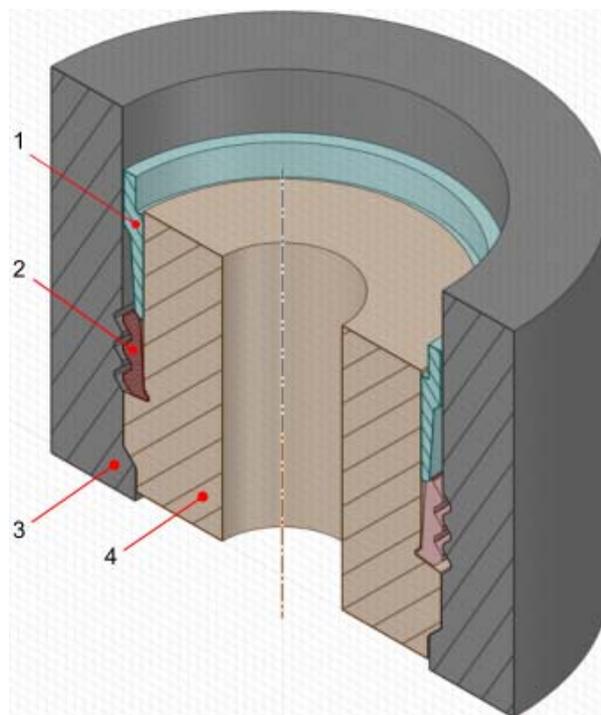


Рис. 1. Механизм блокировки в аксонометрическом разрезе: 1 – коническая втулка; 2 – разжимное кольцо; 3 – корпус клапанного блока ПФА; 4 – корпус ПНКТ

Блокировка ПНКТ осуществляется с помощью разжимного кольца 2, активация которого производится перемещением конической втулки 1 на 95 мм вниз посредством инструмента для спуска. Разжимное кольцо 2 при его активации перемещается по конической поверхности корпуса ПНКТ 4, имеющей угол конуса  $4^\circ$ . В конце хода конической втулки 1 разжимное кольцо 2 своим волнистым профилем попадает в ответные канавки, расположенные на корпусе клапанного блока ПФА 3. Работу механизма блокировки условно можно разделить на два этапа. На первом этапе происходит разжатие разрезного кольца до касания с ответной частью клапанного блока ПФА. На втором этапе происходит выборка зазоров между деталями и последующая запрессовка кольца конической втулкой. Разрезное кольцо в заблокированном состоянии подвержено достаточно сложному силовому воздействию. Статья посвящена исследованию напряженно-деформированного состояния кольца на первом этапе работы механизма блокировки с целью предоставления в ходе проектных работ заключения о прочности и работоспособности конструкции.

### Аналитическое решение

Общий вид разрезного кольца приведен на рис. 2.

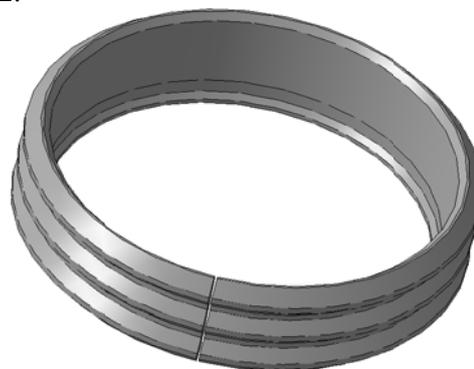


Рис. 2. Общий вид разрезного кольца

Существует достаточно большое количество расчетных схем разрезных колец, одна из которых для примера описана в [1, 2]. В нашей статье в качестве аналитического метода решения была выбрана расчетная схема согласно [3]. Для такой схемы в процессе разжатия кольцо не будет соприкасаться с конической втулкой по всему контуру. На участках АВ кольцо отстает от втулки, и полное соприкосновение будет только на участке ВВ (рис. 3).

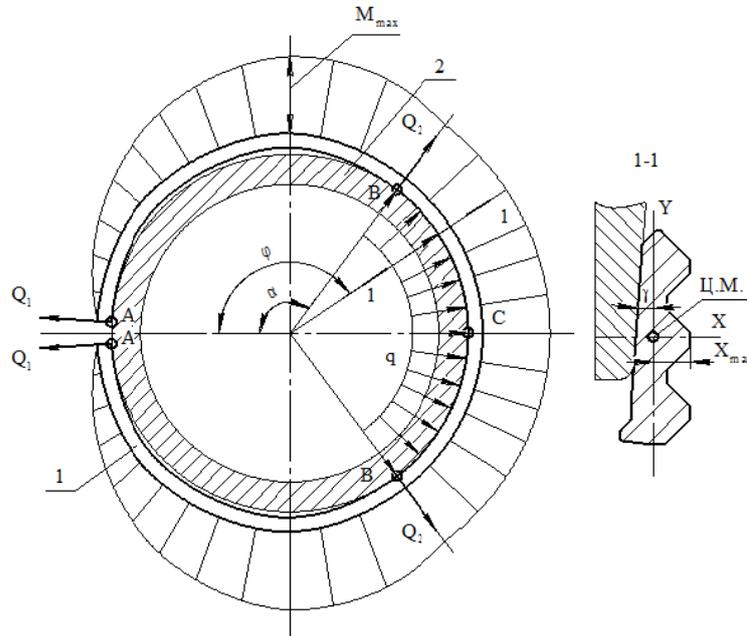


Рис. 3. Расчетная схема разжимного кольца:  
1 – разжимное кольцо; 2 – коническая втулка

$$Q_1 = 4,75 \frac{EJ_y \Delta}{D^3} = 4,75 \frac{205000 \cdot 136552 \cdot 28}{420^3} = 50253 \text{ Н,}$$

$$Q_2 = 2,56 \frac{EJ_y \Delta}{D^3} = 2,56 \frac{205000 \cdot 136552 \cdot 28}{420^3} = 27083 \text{ Н,}$$

где  $E = 205000$  МПа – модуль упругости разрезного кольца;  $J_y = 136552$  мм<sup>4</sup> – момент инерции поперечного сечения разрезного кольца;  $\Delta = 28$  мм – деформация кольца в радиальном направлении необходимая для полного контак-

та с корпусом подводной фонтанной арматуры;  $D = 420$  мм – внутренний диаметр кольца.

Усилие, созданное распределенной нагрузкой интенсивности  $q$

$$Q_3 = \frac{8EJ_1 \Delta l}{D^4} = \frac{8 \cdot 205000 \cdot 136552 \cdot 28 \cdot 447}{420^4} = 90076 \text{ Н,}$$

$$Q = 2(Q_1 + Q_2) + Q_3 = 2(50253 + 27083) + 90076 = 244748 \text{ Н.}$$

Максимальные напряжения, вызванные изгибом кольца

$$\sigma_{\max} = 2,37 \frac{E \Delta \cdot x_{\max}}{D^2} = 2,37 \frac{205000 \cdot 28 \cdot 16,42}{420^2} = 1266 \text{ МПа,}$$

где  $x_{\max} = 16,42$  мм – максимальное расстояние от центра масс сечения 1-1 до края (рис. 1).

Коэффициент запаса прочности для кольца при разжатии

$$n = \frac{\sigma_T}{\sigma_{\max}} = \frac{883}{1266} = 0,697$$

где  $\sigma_T = 883$  МПа – предел текучести материала кольца.

Полученный результат аналитического решения показал, что при деформации кольца в радиальном направлении на 28 мм в попереч-

где  $l = \frac{\pi D \cdot \alpha}{360} = \frac{3,14 \cdot 420 \cdot 122^\circ 35'}{360} = 447$  мм – длина дуги ВВ.

Общее радиальное усилие, необходимое для разжатия кольца

ном сечении возникают напряжения, которые превышают предел текучести материала. Следует отметить, что аналитическое решение выполнено в рамках линейной постановки и не учитывает возникновение пластических деформаций. В связи с этим было принято решение использовать численный метод с привлечением упруго-пластического модели материала кольца. Кривая деформирования упруго-пластического материала разжимного кольца была построена на основании методики, указанной в [4]. Она приведена на рис. 4.

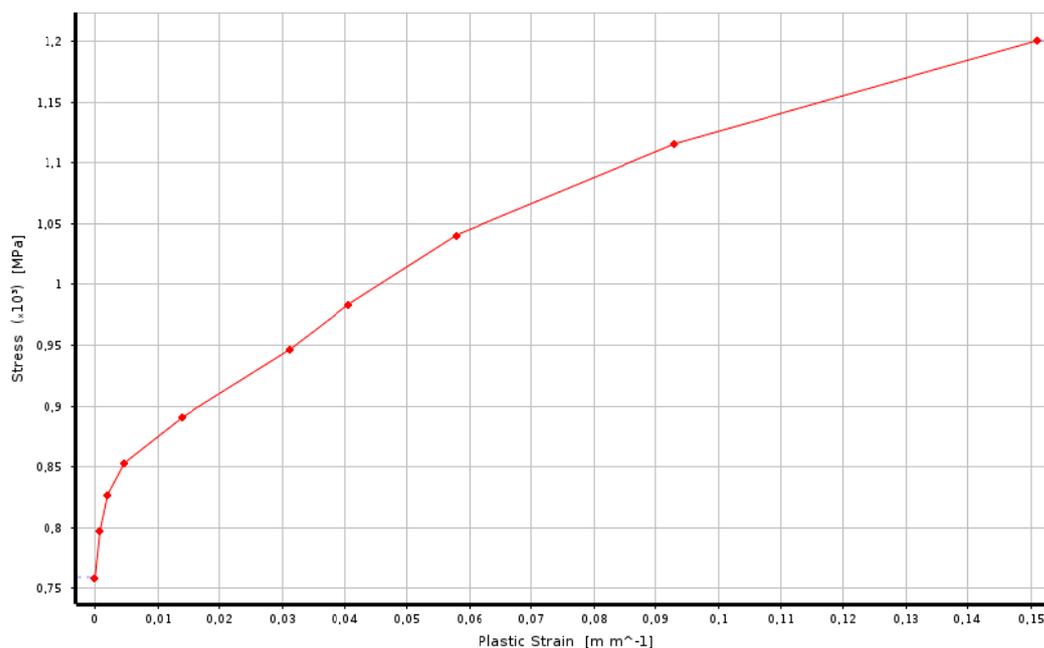


Рис. 4. Кривая деформирования упруго-пластического материала

### Численное решение

Численное решение выполнялось в программном пакете ANSYS® Mechanical, Release 18.1. На основе рабочих чертежей технического проекта была создана трехмерная

CAD – модель разрезного кольца. В качестве граничных условий было установлено на кромке  $D$ , согласно рис. 5, ограничение на перемещение по оси  $ox$ , также запрещено перемещение вдоль нормали поверхности  $S$ .

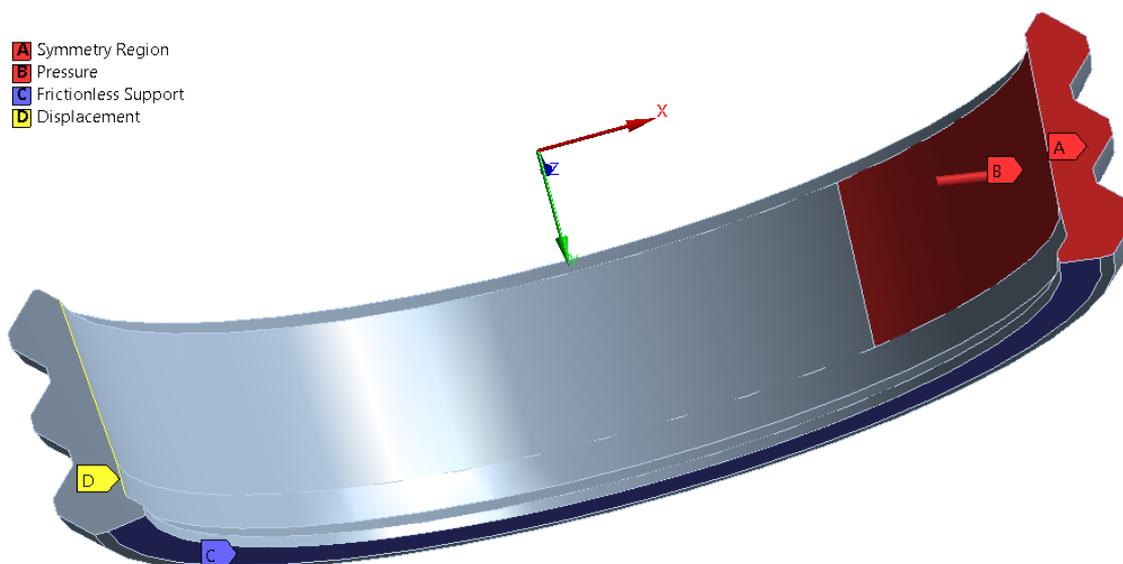


Рис. 5. Граничные условия численной модели

С целью сокращения времени, необходимо на численный счет, рассматривалась половина кольца: на поверхности А было установлено условие его симметрии. Нагрузка на разжимное кольцо была приложена как равномерно распределенное давлением на поверхности В. Значение давления было определено методом подбора, который осуществлялся до тех пор,

пока радиальная деформация кольца вдоль оси ох не составила 28 мм. Для оценки напряженно-деформированного состояния в постпроцессоре расчетного комплекса ANSYS®, согласно рис. 6, были выведены картины распределения нормальных напряжений, вызванные действием изгиба кольца.

Normal Stress  
Type: Normal Stress(X Axis)  
Unit: MPa  
Global Coordinate System  
Time: 6  
23.03.2020 15:00

901,36 Max  
743,35  
520,02  
296,69  
73,351  
-149,98  
-373,32  
-596,65  
-819,99  
-1043,3 Min

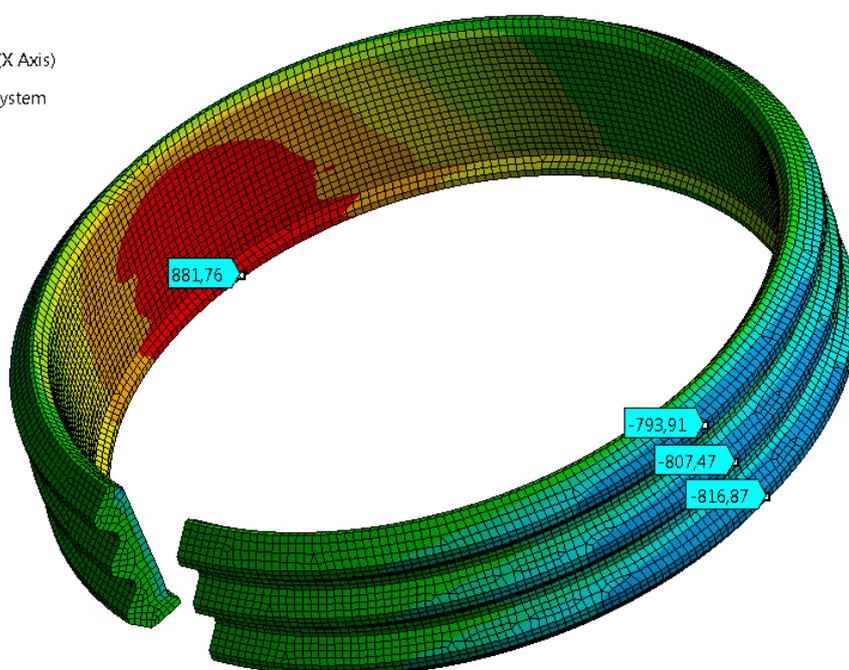


Рис. 6. Нормальные напряжения в кольце в МПа

Как можно заметить, зона действия максимальных напряжений в численной модели кольца совпадает с максимальной зоной на

эпюре, приведенной на рис. 3. Значение максимального сжимающего напряжения на наружной поверхности кольца составляет 817 МПа,

что на 37 % меньше, чем при аналитическом счете, что объясняется учетом в численной модели упруго-пластических свойств материала.

Распределение эквивалентных пластических деформаций в кольце показано на рис. 7.

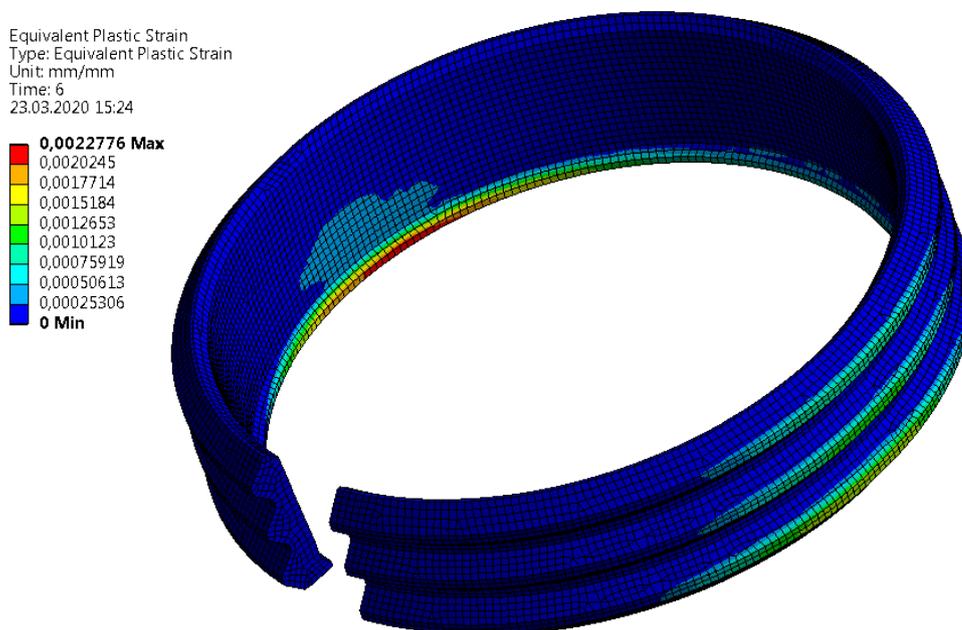


Рис. 7. Эквивалентная пластическая деформация

Для оценки прочности использовался критерий локального разрушения в соответствии с системой стандартов ISO 13628, описанный в [5], согласно которому эквивалентная пластическая деформация по теории Мизеса в любой точке тела не должна превышать следующего значения

$$\epsilon_{\text{req}} \leq \min \left[ 0,1; 0,5 \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_y}{\sigma_u} \right) \right],$$

где  $\epsilon_{\text{req}}$  – эквивалентная пластическая деформация;  $\sigma_y$  – расчетный предел текучести материала при проектной температуре;  $\sigma_u$  – расчетный предел прочности на растяжение материала при проектной температуре.

Допускаемые пластические деформации для материала кольца согласно критерию локального разрушения:

$$[\epsilon] = 0,5 \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_y}{\sigma_u} \right) = 0,5 \cdot \left( 1 - \frac{827}{1034} \right) = 0,1 \text{ отн. ед.}$$

Как видно из рис. 6, максимальная эквивалентная пластическая деформация составляет 0,0022 отн. ед., что не превышает допустимое значение 0,1 отн. ед., то есть критерий допустимых деформаций выполнен. Результат численного моделирования показал, что при полном разжатии прочность разрезного кольца механизма блокировки обеспечена.

### Выводы

1. В результате анализа напряженно-деформированного состояния кольца аналитическим методом было установлено, что возникающие напряжения превышают предел текучести материала, коэффициент запаса прочности при этом составил – 0,697.

2. Для обеспечения более точной аппроксимации фактического поведения конструкции кольца была разработана численная модель, в которой были учтены упруго-пластические свойства материала.

3. Анализ численного решения показал, что при полном разжатии разрезного кольца, возникают пластические деформации, которые составляют 0,22 %. Согласно критерию, регламентируемому системой стандартов ISO 13628, это на работоспособность конструкции не влияет.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Глинникова, Т. П. Определение профиля сечения самопружинящего запорного органа клапана поршневого компрессора / Т. П. Глинникова, М. Л. Хазин, С. А. Волегов // Изв. вуз. Горный журнал, 2011. – № 3. – С. 23–26.  
 2. Петров, А. Л. Выявление деформаций разрезного упорного кольца уплотнения гребного вала при разведении на монтажную величину / А. Л. Петров, Л. С. Баева, В. И. Колодажный, Ж. В. Кумова, Н. Е. Петрова // Современные наукоемкие технологии. – 2019. – № 5. – С. 69–74.

3. Феодосьев, В. И. Избранные задачи и вопросы по сопротивлению материалов / В. И. Феодосьев. – Москва, 1967. – 376 с. с ил.

4. 2015 ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Section VIII Rules for Construction of Pressure Vessels, Division 2 Alternative Rules. – New York. – 2015. – 315 p.

5. ISO 13628-7:2005 (Identical) Petroleum and Natural Gas Industries – Design and Operation of Subsea Production Systems—Part 7: Completion/workover riser systems. – Recommended Practice for Completion/Workover Risers: ANSI/API recommended practice 17G. – Second Edition, 2006. – Washington, D.C. – 242 p.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-58-62

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

### ДИАГНОСТИКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ПО ПАРАМЕТРАМ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ВНЕДРЕНИЯ СФЕРИЧЕСКОГО ИНДЕНТОРА\*

Волгоградский государственный технический университет

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

В работе описаны неразрушающие методы определения физико-механических свойств металлов, основанные на закономерностях упругопластического внедрения сферического индентора в испытуемый материал. Использование предложенных методов дает возможность построения диаграммы истинных напряжений при растяжении по результатам однократного вдавливания сферического индентора.

*Ключевые слова:* сферический индентор, неразрушающий контроль, диаграмма истинных напряжений, внедрение, пластическая твердость.

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

### DIAGNOSTICS OF THE PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE METAL BY THE PARAMETERS OF THE ELASTIC-PLASTIC INDENTATION OF A SPHERICAL INDENTER

Volgograd State Technical University

The paper describes non-destructive methods for determining the physical and mechanical properties of metals based on the regularities of elastic-plastic indentation of a spherical indenter into the test material. Using the proposed methods makes it possible to construct a diagram of true tensile stresses based on the results of a single indentation of a spherical indenter.

*Keywords:* spherical indenter, non-destructive testing, diagram of true stresses, indentation, plastic hardness.

Для определения механических характеристик металлов в основном используют экспериментальное построение кривой деформационного упрочнения [1] путем растяжения образцов. Очевидно, что это разрушающий метод контроля. В тех случаях, когда необходимо диагностировать техническое состояние изделия в процессе эксплуатации или ремонта целесообразно использовать неразрушающие методы контроля. В последнее время достаточное развитие получили методы кинетического индентирования, предусматривающие построение диаграммы внедрения индентора. Так, в работе [2] предложено для построения кривой растяжения использовать зависимость твердости по Бринеллю НВ от отношения диаметра

остаточного отпечатка к диаметру сферического индентора. В работе [3] предложено строить диаграмму условных напряжений растяжения по диаграмме внедрения трехгранного индентора, а в работе [4] описана методика определения предела текучести и пластичности материалов методом индентирования. В работе [5] описан метод, базирующийся на сопоставлении коэффициентов, входящих в уравнения описывающих диаграммы внедрения индентора и растяжения. В работе [6] предложен метод кинетического индентирования конического индентора. В работе [7] показано, что при испытаниях материалов вдавливанием или растяжением имеются общие характерные области деформации и сопротивления нагружению: об-

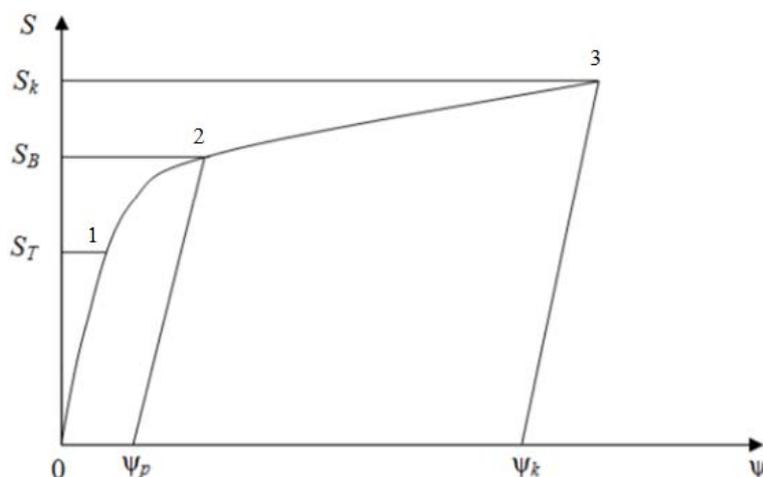
© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., 2020.

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

ласть упругой и область упругопластической деформации, затем область потери устойчивости и область разрушения; сходство диаграмм вдавливания и растяжения подтверждает обоснованность количественной связи характерных точек этих диаграмм. В работе [8] предложен метод определения пластичности металлов по графику зависимости глубины внедрения сферического индентора от динамической контактной нагрузки. В работе [9] описан метод неразрушающего контроля модуля нормальной упругости и динамической твердости для широкого класса материалов от металлов до полимеров путем динамического индентирования с построением диаграммы вдавливания (сферического, конического, пирамидального или клинового индентора из карбида вольфрама) в координатах контактное усилие – глубина вдавливания.

Построение диаграмм вдавливания индентора предполагает дополнительное использование специального оборудования. В связи

с этим ниже изложены методы [10, 11] определения координат характерных точек на диаграмме растяжения по параметрам упругопластического внедрения сферического индентора. При этом строили диаграмму в координатах относительное сужение – истинные напряжения. Ординаты истинной диаграммы характеризуют способность материала сопротивляться пластической деформации, а абсциссы – способность материала к пластической деформации. Такая диаграмма наиболее полно характеризует прочностные и пластические свойства материала детали потому, что истинные напряжения имеют больший физический смысл, чем условные, а относительное сужение не зависит от длины образца (в отличие от относительного удлинения) и может быть использовано как на участке равномерной деформации, так и при образовании сосредоточенной деформации вплоть до разрушения образца. Схематизированная диаграмма истинных напряжений при растяжении показана на рисунке.



Схематизированная диаграмма истинных напряжений при растяжении

Первый участок диаграммы имеет линейный характер и соответствует чисто упругой деформации образца. При этом тангенс угла наклона  $\beta$  этой прямой равен модулю нормальной упругости  $E_2$  материала детали, который можно определить неразрушающим методом [11, 12]. В отличие от известных, этот метод предусматривает не упругое, а упругопластическое внедрение сферического индентора в поверхность испытуемого материала. При этом в формулу Г. Герца [13] введена специальная поправка, зависящая от параметров упругопластического контакта. В основу метода положен закон упругой разгрузки, согласно которому

при наличии остаточного отпечатка глубиной  $h$  обратимая упругая часть  $\alpha_v$  полного сближения  $\alpha$  в контакте также определяется формулой Г. Герца, но с учетом того обстоятельства, что сферический индентор контактирует уже не с плоской поверхностью детали, а со сферической поверхностью остаточного отпечатка. В результате получена зависимость для определения модуля нормальной упругости  $E_2$  испытуемого материала

$$E_2 = \frac{1 - \mu_2^2}{1,34(\alpha - h)\sqrt{R(\alpha + h)} - \frac{1 - \mu_1^2}{E_1} F}, \quad (1)$$

где дополнительно  $\alpha$  – полное сближение в контакте,  $h$  – глубина остаточного отпечатка,  $R$  – радиус сферического индентора,  $F$  – контактная нагрузка,  $E_1$  – модуль нормальной упругости материала индентора,  $\mu_{1,2}$  – коэффициент Пуассона (индексы 1 или 2 относятся к материалам индентора и испытуемого материала соответственно).

При дальнейшем увеличении нагрузки, растягивающей образец, в его материале возникает пластическая деформация. Отметим, что в начале испытаний площадь поперечного сечения растягиваемого образца практически не уменьшается до напряжений, равных пределу текучести; то есть в этот момент истинные напряжения  $S_T$ , отвечающие пределу текучести равны условному пределу текучести  $\sigma_{0,2}$ . Величину этого напряжения можно определить неразрушающим методом по параметрам упругопластического внедрения сферического индентора по формуле [11, 14]

$$S_T = \sigma_{0,2} = \frac{0,955(1-2\mu_2)F}{d^2(78u)^{245/НД}}, \quad (2)$$

где

$$u = \left( \frac{d}{2R} - 9,43K_1 \frac{F}{d^2} \right) (1-\mu_2), \quad (3)$$

$$K_1 = (1-\mu_1^2) / \pi E_1. \quad (4)$$

$F$  – контактная нагрузка;  $d$  – диаметр остаточного отпечатка; НД – пластическая твердость [15];  $R$  – радиус сферического индентора;  $E_2$  и  $\mu_2$  – модуль нормальной упругости и коэффициент Пуассона испытуемого материала.

Ординате этой точки на диаграмме растяжения соответствует абсцисса, значение которой равно допуску на остаточную деформацию относительного удлинения  $\varepsilon = 0,2$  %. При этом значение относительного сужения на основании закона постоянства объема и плотности материала при пластической деформации можно определить по формуле

$$\psi = \frac{\varepsilon}{1+\varepsilon}. \quad (5)$$

Далее, по параметрам контактного внедрения определяют истинное временное сопротивление  $S_B$ . На стадии равномерного удлинения истинное временное сопротивление  $S_B$  и условное временное сопротивление (предел прочности)  $\sigma_B$  функционально связаны между собой  $S_B = \sigma_B / (1-\psi)$ . Значение  $\sigma_B$  можно определить согласно [11, 16]

$$\sigma_B = \frac{0,955(1-2\mu_2)F}{d^2(0,0017u \cdot НД)^{245/НД}}. \quad (6)$$

Соответствующее этому напряжению предельное равномерное относительное сужение  $\psi_p$  (абсциссу диаграммы) определяют по формуле

$$\psi_p = 100 / (1 + 0,0041q), \quad (7)$$

где  $q = F/A$  – среднее давление на поверхности остаточного отпечатка;  $F$  – нагрузка на сферический индентор;  $A = \pi Dh$  – площадь боковой поверхности остаточного отпечатка;  $D$  – диаметр сферического индентора;  $h$  – глубина остаточного отпечатка.

Формула (7) в новой форме устанавливает взаимосвязи между основными параметрами, определяющими величину предельного равномерного сужения: пластические свойства материала при контактной деформации (от них зависит глубина остаточного отпечатка), прочностные свойства материала (от них зависит среднее давление на поверхности остаточного отпечатка).

Ординату третьей заключительной характерной точки диаграммы истинных напряжений растяжения – истинное сопротивление разрыву  $S_k$  определяют согласно [11, 17] по формуле

$$S_k = a \cdot q_n + b, \quad (8)$$

где

$$q_n = \frac{F}{2\pi R_n (h + 0,25\alpha_y)}, \quad (9)$$

$h$  – остаточная, а  $\alpha_y$  – упругая части полного сближения сферического индентора с поверхностью испытуемого материала;  $R_n$  – радиус кривизны поверхности отпечатка сферического индентора под нагрузкой;  $q_n$  – истинное давление под нагрузкой на поверхности отпечатка;  $a$  и  $b$  – коэффициенты, зависящие от химического состава испытуемого материала детали.

Формулы (8) и (9) в новой форме устанавливают взаимосвязи между всеми существенными параметрами, определяющими величину истинного сопротивления разрыву: пластические и упругие свойства испытуемого материала (от них зависят остаточная  $h$  и упругая  $\alpha_y$  части полного сближения сферического индентора с поверхностью испытуемого материала и, следовательно, радиус кривизны поверхности отпечатка сферического индентора под нагрузкой), величина истинного давления  $q_n$  под нагрузкой на поверхности отпечатка,

а также коэффициенты  $a$  и  $b$ , значения которых зависят от химического состава испытуемого материала. Установлено, что для углеродистых и легированных конструкционных сталей  $a = 0,257$ ,  $b = 635$  МПа.

Абсциссу этой точки диаграммы растяжения, то есть относительное сужение после разрыва  $\Psi_k$  определяют согласно [11, 18]

$$\Psi_k = \frac{S_k}{M} = \frac{S_k}{z \cdot \text{НД}^\lambda}, \quad (10)$$

где дополнительно  $M$  – модуль пластичности испытуемого материала.

Зависимость (10) устанавливает взаимосвязи между всеми существенными параметрами, определяющими величину относительного сужения после разрыва: пластические свойства материала при контактной деформации (от них зависит контактный модуль упрочнения НД), прочностные свойства материала (от них зависит истинное сопротивление разрыву  $S_k$ ), пластические свойства материала при растяжении (от них зависит относительное сужение после разрыва и, следовательно, модуль пластичности  $M$ ), а также коэффициенты  $a$  и  $b$ , значения которых зависят от химического состава испытуемого материала. Авторами установлено, что для углеродистых и легированных конструкционных сталей  $z = 0,12$ ,  $\lambda = 0,65$ .

Следует отметить, что полученные результаты справедливы для стандартных образцов [1]. Очевидно, что для конкретных деталей следует учитывать известными методами (например, приведенными в работе [19]) влияние концентраторов напряжений и масштабного фактора.

В качестве примера рассмотрим построение диаграммы истинных напряжений (при растяжении) по трем характерным точкам (кроме начала координат) путем однократного вдавливания сферического индентора в образец из стали 20 с пластической твердостью НД 1570 МПа. В качестве сферического индентора использовали стальной закаленный шарик с диаметром  $D = 5$  мм. Величину нагрузки назначали согласно [15]:  $F = 7358$  Н. Нагружение проводили с помощью прессы Бринелля. Упругое сближение  $\alpha_y$  в контакте и глубину  $h$  остаточного отпечатка измеряли индикатором часового типа (с ценой деления 1 мкм), установленного в прибор для измерения контактных деформаций, конструкция которого аналогична, описанной в работе [20]. Диаметр остаточного отпечатка измеряли с помощью инструментального микроскопа МИМ-2 (с ценой деления 0,005 мм). Для сравнения строили диаграмму истинных напряжений путем стандартных [1] испытаний десятикратных образцов на растяжение с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов ИР 5143-200. Для построения первого линейного участка диаграммы вычислили по параметрам упругопластического внедрения сферического индентора (формула 0) модуль нормальной упругости испытуемого материала  $E_2 = 2 \cdot 10^5$  МПа. Значение  $E_2$ , определенное путем растяжения образца –  $E_2 = 2,02 \cdot 10^5$  МПа (разница  $\approx 1$  %). Результаты сравнения остальных механических свойств показаны в таблице.

**Сопоставление результатов определения механических свойств стали 20 (НД 1570) путем вдавливания сферического индентора ( $D = 5$  мм) и растяжением стандартных образцов [1]**

Номер характерной точки	Механические свойства	По результатам внедрения сферического индентора	По результатам растяжения образца	Разница, %
1	$S_T$ , МПа	313	320	2,19
	$\Psi_{0,2}$ , %	$\approx 0,2$	$\approx 0,2$	0
2	$S_B$ , МПа	528	490	-7,75
	$\Psi_p$ , %	13,5	13,9	2,88
3	$S_k$ , МПа	1000	1000	0
	$\Psi_k$ , %	67,6	65	-4,00

Как видно из таблицы, погрешность определения механических свойств не превышает 8 %. Таким образом, создана возможность построения диаграммы истинных напряжений при растяжении по результатам однократного вдавливания сферического индентора. Необходи-

мо подчеркнуть, что поскольку значение пластической твердости не зависит от диаметра индентора и контактной нагрузки в широком диапазоне их изменения, то это не требует специального испытательного оборудования, кроме приборов для измерения твердости.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 1497-84, ИСО 6892-84. Металлы. Методы испытания на растяжение. Введ. 16.07.1984.
2. *Марковец, М. П.* Определение механических свойств материалов по твердости / М. П. Марковец. – М. : машиностроение, 1979. – 191 с.
3. *Мильман, Ю. В.* Новые методики микромеханических испытаний материалов методом локального нагружения жестким индентором / Ю. В. Мильман // Современное материаловедение XXI столетия. – Киев : Наукова думка, 1998. – С. 637–656.
4. *Мильман, Ю. В.* Теория и методика определения предела текучести и пластичности материалов методом индентирования / Ю. В. Мильман, С. И. Чугунова, И. В. Гончарова // Актуальные проблемы прочности : сб. матер. Междунар. науч.-техн. конф. – Витебск. Беларусь, 2018. – С. 58–60.
5. РД ЭО 0027-2005. Инструкция по определению механических свойств металла оборудования атомных станций безобразцовыми методами по характеристикам твердости. Введен 19.09.2006 – 53 с.
6. *Бульчев, С. И.* Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора / С. И. Бульчев, В. П. Алехин. – М. : Машиностроение, 1990. – 224 с.
7. *Матюнин, В. М.* Индентирование в диагностике механических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М. : Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.
8. *Рудницкий, В. А.* Оценка пластичности металлических материалов методом динамического индентирования / В. А. Рудницкий, А. П. Крень, Г. А. Ланцман // Литье и металлообработка. – 2017. – № 2 (87). – С. 81–87.
9. ГОСТ Р 56474-2015 Системы космические. Контроль неразрушающий физико-механических свойств материалов и покрытий космической техники методом динамического индентирования. Общие требования. Введ. 01.01.2016.
10. *Матлин, М. М.* Математические модели для неразрушающего контроля индентированием физико-механических свойств металлоизделий / М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин, А. И. Мозгунова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (229) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–46.
11. *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.
12. А.с. 1147951 СССР, МКИ<sup>4</sup> G01N3/40. Способ определения физико-механических свойств материалов / М. С. Дрозд, М. М. Матлин. Оpubл. 30.03.95. Бюл. № 12.
13. *Hertz H.* Ueber die Berührung fester elastischen Körper, Gesammelte Werke, Bd.1. Leipzig, 1895, s. 155-196.
14. Патент 2086947 Российская Федерация, МКИ<sup>6</sup> G01N 3/00. Способ определения предела текучести материалов / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Оpubл. 10.08.1997. Бюл. № 22.
15. 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.).
16. Патент 2011182 Российская Федерация, МКИ<sup>5</sup> G01 N3/40 Способ определения предела прочности материала / Ю. И. Славский, М. М. Матлин. – Оpubл. 10.08.1994. Бюл. №7.
17. Патент 2680111 Российская Федерация, МПК G01N3/42 Способ определения истинного сопротивления разрыву / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. Оpubл. 15.02.2019. Бюл. №5.
18. Положительное решение по заявке на патент № 2019109586 (от 06.12.2019). Способ определения относительного сужения после разрыва / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин.
19. *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.
20. *Демкин, Н. Б.* Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Демкин, Э. В. Рыжов. – М. : Машиностроение, 1981. – 244 с.

УДК: 621.791: 519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-62-67

*Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, В. А. Изюмский*

**МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ  
СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ ПЯТИСЛОЙНОГО ТИТАНОСТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА  
ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

С использованием экспериментальных данных проведена верификация вариантов 3D-моделирования при горячей прокатке пятислойного титаностального композита, базирующихся на вариационных принципах механики сплошных сред и методе конечных элементов.

*Ключевые слова:* титан, сталь, слоистые композиты, прокатка, деформация, моделирование, прогнозирование.

L. M. Gurevich, V. N. Arisova, V. A. Izyumsky

**SIMULATION OF THE STRESSED-DEFORMED STATE  
OF THE EXPLOSION-WELDING FIVE LAYERS TITANO-STEEL  
COMPOSITE AFTER HOT ROLLING**

Volgograd State Technical University

Using experimental data, 3D modeling options were verified, which describe the strain during rolling of layers of a titanium-steel composite and based on the variational principles of continuum mechanics and the finite element method.

*Keywords:* titanium, steel, layered composites, rolling, deformation, forecasting.

На протяжении многих лет ведутся работы по изучению процессов деформирования композитов с сильно различающимися свойствами [1–3]. Благодаря техническому прогрессу и большому скачку в области компьютерных технологий стало возможным моделирование процессов деформирования анизотропных композитных материалов с целью изучения их поведения, а также прогнозирования конечных свойств без значительных финансовых и материальных затрат.

Неравномерность деформации слоистых композитов при прокатке, зависящая от соотношения сопротивлений деформации его составляющих, толщин и расположения слоев, параметров очага деформации, сил трения между валками и поверхностью композита, напряжений на границах соединения слоев, нарушает соотношение толщин слоев и приводит к возникновению значительных остаточных напряжений, которые могут вызывать изгиб, расслоение и разрыв по границам соединения или внутри хрупких слоев.

Целью настоящей работы являлось выяснение возможностей использования моделей, полученных с использованием метода конечных элементов, для прогнозирования деформации слоев при прокатке пятислойного титаностального композита ВТ-20+08Х18Н10Т из трех титановых (1,2 мм) и двух стальных (1 мм) слоев, полученных сваркой взрывом и подвергнутых отжига для снятия упрочнения околошовных зон. Прочная связь между слоями, характерная для заготовок, полученных сваркой взрывом, препятствует взаимному смещению частиц металла на границе раздела слоев и оказывает существенное влияние на характер напряженно-деформированного состояния. Деформация в таких заготовках более равномерная, чем при отсутствии межслойной связи, но различия в деформации мягкого и твердого слоев могут

приводить к изгибу биметалла и накапливанию напряжений вблизи линии соединения. При создании условий, препятствующих изгибу, неравномерность деформации проявляется в виде наплывов мягкого слоя на краевых частях полосы, идущих в отходы.

Для 3D-моделирования процессов прокатки пятислойного титано-стального композита применили программный комплекс SIMULIA/Abaqus, предназначенный для конечно-элементных прочностных расчетов и содержащий модуль Abaqus/Explicit, использующий явную схему интегрирования методом конечных элементов для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Верификация расчетных моделей проводилась с использованием экспериментальных данных по распределению деформаций в поперечном сечении сваренного взрывом пятислойного титаностального композита после прокатки при температурах 800, 850 и 900 °С, аналогично представленным в [4]. При задании расчетных схем материала слоев использовали модель пластичности Джонсона–Кука (коэффициенты представлены в таблице), позволяющей учитывать изменение предела текучести как за счет изменения величины деформации, так и температуры [5]:

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

где  $\varepsilon_p$  – эффективная пластическая деформация;  $T_m$  – температура плавления;  $T_r$  – комнатная температура;  $T$  – температура прокатки;  $A$  – предел текучести неупрочненного материала,  $B$  – коэффициент упрочнения при деформировании,  $C$  – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования,  $n$ ,  $m$ ,  $\varepsilon_0$  – параметры модели;  $\dot{\varepsilon}_0$  и  $\dot{\varepsilon}_p$  – первые производные по времени величин  $\varepsilon_0$  и  $\varepsilon_p$ .

Таблица 1

Использованные коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [5]					
	A, МПа	B, МПа	<i>m</i>	<i>n</i>	T <sub>m</sub> , К	T <sub>r</sub> , К
Сталь 08X18H10T	280	1215	0.61	0.517	1773	273
Титановый сплав BT-20	900	510	0.421	0.577	1940	273

В 3D-модели прокатки (рис. 1) с неизменным идеализированным очагом деформации вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных проходах экспериментальной прокатки по аналогии с [6]. Образец проходил через шесть последовательно установленных пар валков с постоянно уменьшающимся зазором между валками (табл. 2), что позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 20 радиан/с валками и поверхностями полосы сло-

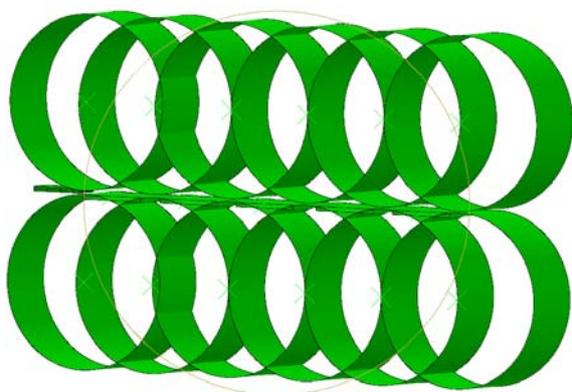


Рис. 1. 3D-схема моделирования прокатки композита BT-20+08X18H10T с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus

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

Проведенное моделирование показало изменение распределения деформации в различных зонах титаностального композиционного материала. Рассчитанные с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus по 3D-модели относительные деформации пятислойного композиционного материала на различных стадиях прокатки приведены на рис. 2 и 3. Деформация слоев композита из стали 12X18H10T несколько выше, чем из титанового сплава. Изменение температуры прокатки практически не изменили соотношения высотной деформации слоев.

Таблица 2

Используемые при моделировании зазоры между валками

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

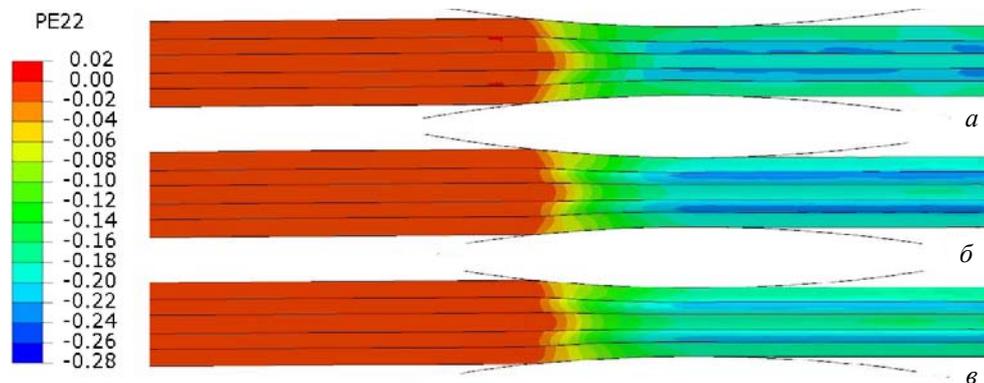


Рис. 2. Высотная деформация слоев после 1-й пары валков при различных температурах прокатки: а – 800 °C; б – 850 °C; в – 900 °C

Различия в исходных прочностных характеристиках составляющих композита и неравномерность распределения между ними высотной деформации привели после прокатки к нарушению соотношения толщин слоев и величины обжатия слоев практически во всем промоделированном диапазоне (рис. 4). При температуре про-

катки 800 °С и общем высотном обжатии СКМ до 69 % обжатие обладающих меньшим сопротивлением пластическому деформированию слоев коррозионностойкой стали возростала до 73 % при обжатии титанового сплава не более 67 %. При температуре прокатки 900 °С различия в обжатии слоев еще больше возрастают.

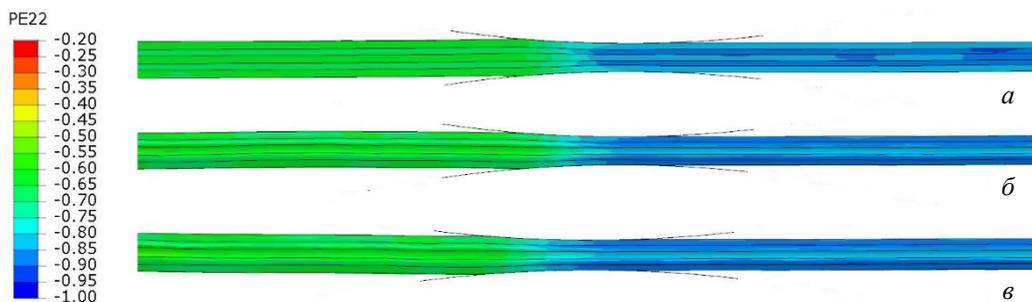


Рис. 3. Высотная деформация слоев после 5-й пары валков при различных температурах прокатки: а – 800 °С; б – 850 °С; в – 900 °С

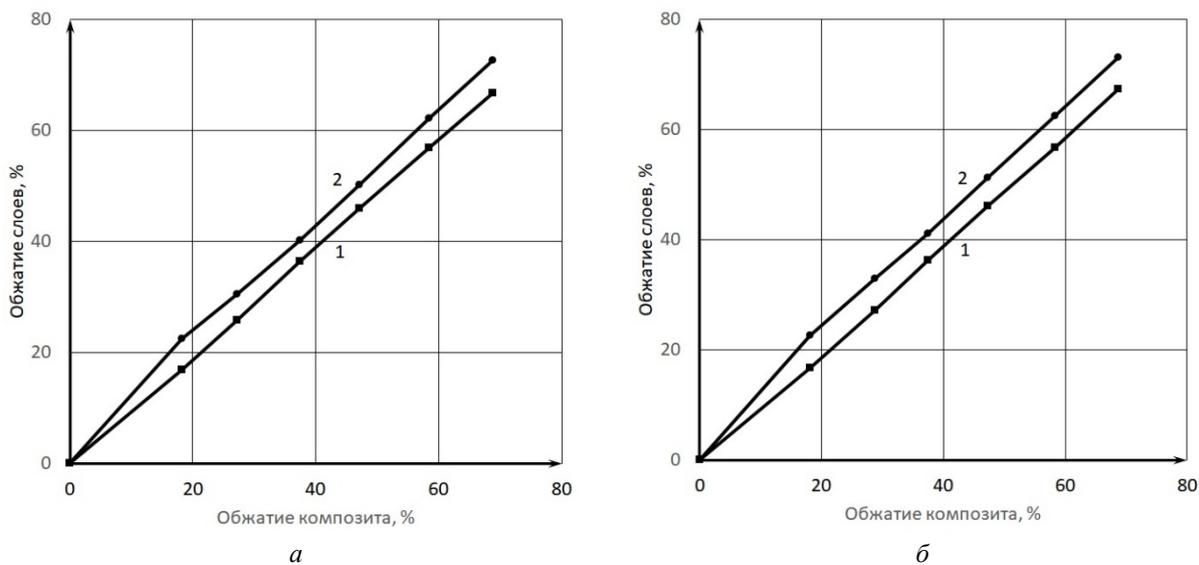


Рис. 4. Зависимость обжатия слоев от общего обжатия композита: а – 800 °С; б – 900 °С; 1 – VT-20; 2 – 08X18N10T

При прохождении композиционного материала через очаг деформации слои титана вовлекаются в деформацию последовательно от прилегающих к зоне контакта с валком до глубинных, которые испытывают сдерживающее воздействие труднодеформируемых стальных слоев.

На рис. 6 представлены изменения распределения напряжений Мизеса в титаностального

композите в процессе прокатки по данным моделирования с помощью пакета SIMULIA/Abaqus при прохождении через 1-ю и 5-ю пары валков. Повышение температуры прокатки практически не приводило к снижению эквивалентных напряжений Мизеса. Во многом это объясняется тем, что при моделировании не учитывали протекание процессов рекристаллизации, которые должны ускоряться с ростом температуры.

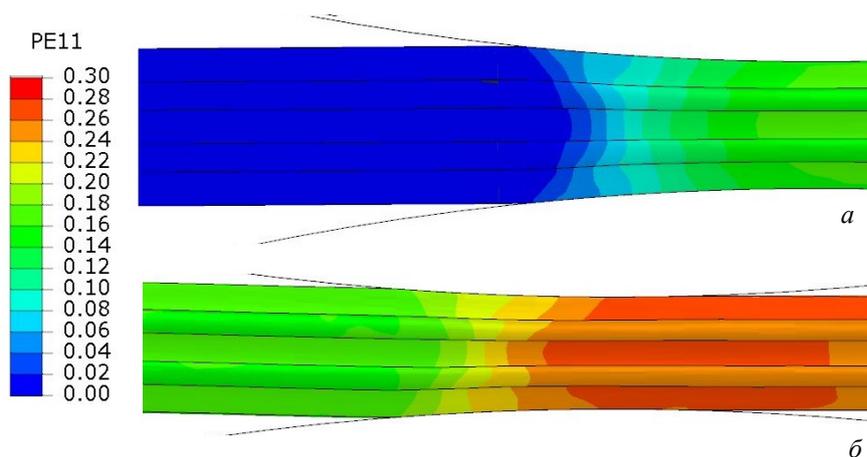


Рис. 5. Деформация слоев вдоль оси композита при температуре прокатки 800 °С:  
а – 1-я пара валков; б – 2-я пара валков

При прохождении первой пары валков в композите максимальные напряжения Мизеса составили в титановом слое ВТ-20 около 600 МПа с локализацией в зоне максимальной деформации. При дальнейшем прохождении зазоров между парами валков максимальные напряжения Мизеса по-прежнему локализовались в слое титанового сплава, но происходило по-

степенное их сближение с напряжениями в стальном слое, что объясняется с высокой склонностью аустенитных сталей к повышению прочностных характеристик в процессе наклепа. При прохождении 5-й пары напряжения в слое титанового сплава достигали почти 700 МПа, а в слое стали около 500 МПа.

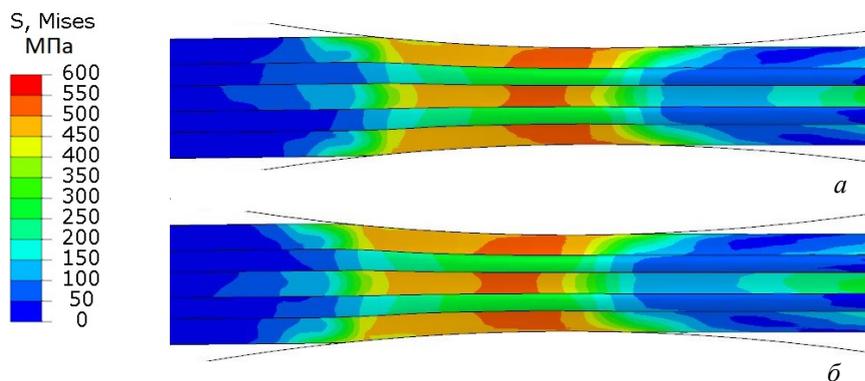


Рис. 6. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса в композите при прохождении 1-й пары валков при температурах прокатки:  
а – 800 °С; б – 900 °С

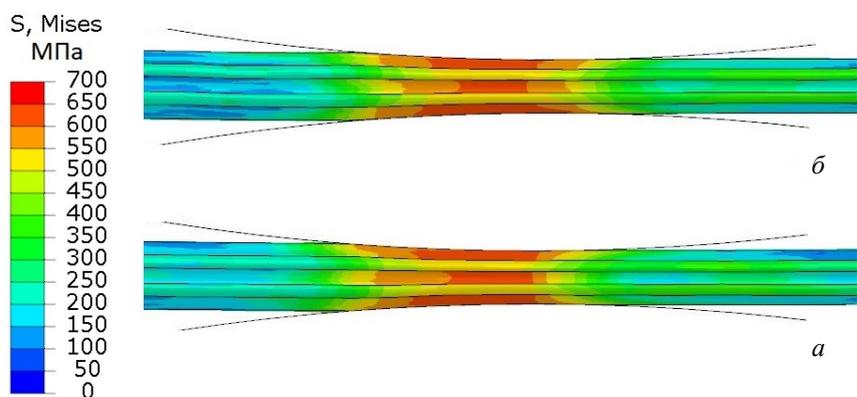


Рис. 7. Распределение эквивалентных напряжений Мизеса в композите при прохождении 5-й пары валков при температурах прокатки:  
а – 800 °С; б – 900 °С

**Вывод**

Проведено моделирование процесса прокатки пятислойного титаностального композита ВТ-20+08Х18Н10Т, показавшее, что изменение температуры прокатки в исследованных параметрах не позволяет достичь равномерного распределения напряжений и деформаций после прохождения шести пар валков.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.
2. Голованенко, С. А. Сварка прокаткой биметаллов / А. С. Голованенко. – М.: Металлургия, 1977. – 158 с.
3. Голованенко, С. А. Производство биметаллов /

С. А. Голованенко, Л. В. Меандров. – М.: Металлургия, 1966. – 404 с.

4. 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.

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

6. 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. 26–30.

УДК 621.73

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-67-70

*Д. Н. Гурулев, В. С. Максимук, Л. В. Палаткина*

**НОМОГРАММА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УСИЛИЯ СЪЕМА С ПУАНСОНА ПОКОВОК ПРИ ВЫДАВЛИВАНИИ НА ГОРЯЧЕШТАМПОВОЧНОМ ПРЕССЕ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: rct2005@yandex.ru

В статье рассматривается метод расчета усилий съема с пуансона крупных поковок при их производстве горячим прямым и обратным выдавливанием на кривошипных горячештамповочных прессах. Предлагаемый метод разработан с учетом результатов экспериментальных исследований.

*Ключевые слова:* штамповка, поковка, выдавливание, усилие, КГШП.

*D. N. Gurulev, V. S. Maksimuk, L. V. Palatkina*

**NOMOGRAM FOR DETERMINING THE FORCE OF REMOVAL FROM THE PUNCH FORGINGS WHEN PRESSING ON THE HOT STAMPING PRESS**

**Volgograd State Technical University**

This paper describes a method of calculating the force to punch removal of large forgings in their manufacture by hot direct and inverse extrusion on the gyratory hot-stamp press. The proposed method has been developed taking into account the results of experimental studies.

*Keywords:* forgings, punching, extrusion, force, gyratory hot-stamp press.

Серьезной проблемой при изготовлении крупных пустотелых поковок для автомобилестроения прямым и обратным горячим выдавливанием на кривошипных горячештамповочных прессах является съем отштампованных поковок с пуансона. Эта операция всегда требует значительных усилий, иногда превышающих допустимые паспортные характеристики верхней системы выталкивания кривошипного пресса [1, 2].

Оригинальный технологический способ съема с пуансона поковки коронной шестерни

гусеничного трактора после штамповки обратным закрытым выдавливанием на КГШП с номинальным усилием  $P_{ном} = 63 \text{ МН}$  описан в работе [3] (масса поковки – 42 кг, диаметр фланца – 320 мм, высота поковки – 233 мм, диаметр прошиваемого отверстия – 200 мм).

В настоящее время отсутствуют надежные расчетные методы, и на практике приходится подбирать различные технологические приемы и средства для снижения упомянутых усилий.

В связи с этим проведены исследования зависимости граничных условий в напряжениях

на внутренней поверхности высокотемпературного пластического контакта пустотелого изделия от термомеханических параметров деформации при прямом и обратном выдавливании.

Разработаны методы и средства экспери-

ментального исследования граничных условий на внутренней поверхности контакта с деформирующим пуансоном изделий типа «стакана» и «кольца». На рис. 1 показаны исходные заготовки из углеродистой стали марки 40.

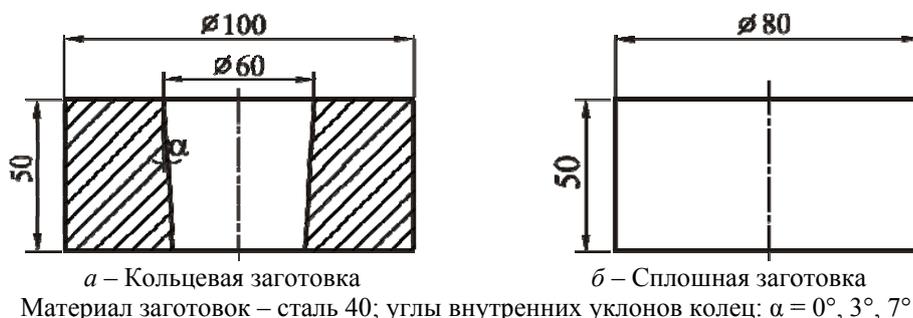


Рис. 1. Экспериментальные заготовки для раздачи пуансонами (а) и для обратного выдавливания поковок типа стакана (б)

Экспериментальные исследования включали:

- раздачу кольцевых стальных заготовок;
- обратное выдавливание стальных стаканов.

Заготовки нагревали до температуры 1150 °С в электропечи с силовыми нагревателями; температуру нагрева контролировали с помощью платина – платинородиевой термопары. Экспериментальную штамповку производили на кривошипном горячештамповочном прессе с  $P_{ном} = 10$  МН.

В процессе штамповки осуществляли непрерывный контроль температуры контактной поверхности пуансонов и поковок.

В процессе штамповки исследовали: усилие раздачи кольцевых заготовок и обратного выдавливания стакана, а также усилие съема с пуансонов пустотелых изделий с помощью наклеенных на воспринимающих нагрузку элементах штампов электротензорезисторов. При этом для измерения усилий обратного выдавливания использовали съемные тензометрические устройства [4], обеспечивающие высокую точность измерений.

Запись усилий деформирования и съема изделий с пуансонов осуществляли с помощью стандартной электротензометрической аппаратуры.

Были созданы различные граничные условия на контактной поверхности деформирующих пуансонов:

- пуансоны имели различную шероховатость рабочей поверхности (Ra1,25 и Rz80) и различный уклон боковой поверхности: 0°, 3°, 7°;

– деформирование осуществляли при полном отсутствии технологической смазки на контактной поверхности пуансонов и со смазкой смесью индустриального масла и графита в соотношении 70 % + 30 % соответственно.

Получен большой объем экспериментальных данных, включающих зависимость удельных усилий съема поковок с пуансона от:

- шероховатости рабочей поверхности пуансонов;
- наличия и вида технологической смазки;
- величины уклона боковой поверхности пуансонов;
- величины удельных усилий деформирования

Это позволило с достаточной степенью приближения оценить зависимость граничных условий в напряжениях на внутренней поверхности высокотемпературного контакта от вышеуказанных параметров, которая представлена в виде:

$$p_{\tau} = \frac{1,1 \cdot (\mu_k - \tan \alpha)}{1 + \tan^2 \alpha} \cdot \sigma_s \cdot \ln \frac{D_{cp}}{d_{cp}}, \quad (1)$$

где  $p_{\tau}$  – удельное усилие съема, МПа;  $\mu_k$  – коэффициент контактного трения;  $\sigma_s$  – истинное напряжение текучести материала заготовки при температурно-скоростных условиях деформирования, МПа [5–7];  $\alpha$  – угол уклона боковой поверхности деформирующего пуансона;  $D_{cp}$  – средний диаметр наружной поверхности поковки, мм;  $d_{cp}$  – средний диаметр полости, мм.

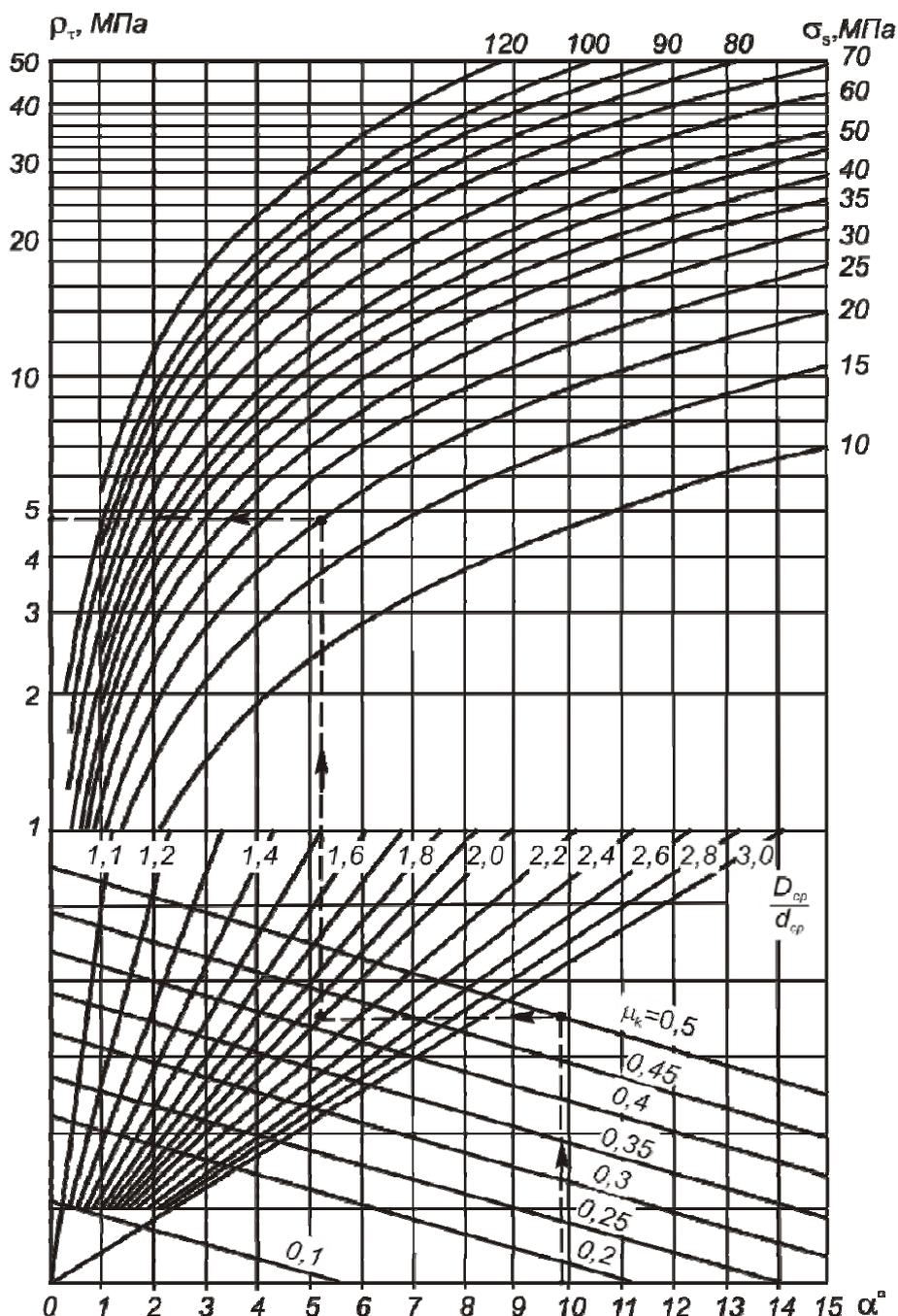


Рис. 2. Номограмма для расчета удельных усилий съема с пуансона пустотелых поковок, отштампованных горячим выдавливанием на КГШП

На рис. 2 показана расчетная номограмма для определения удельных усилий съема, отнесенных к единице площади внутренней боковой поверхности контакта поковки с пуансоном. Ключ для вычисления удельных усилий съема показан на номограмме пунктирными стрелками.

Усилие съема поковок с пуансона определяют по формуле:

$$P = p_{\tau} \cdot F_{нк}, \quad (2)$$

где  $P$  – усилие съема;  $F_{нк}$  – площадь боковой поверхности контакта поковки с пуансоном.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Максимук, В. С. Штамповка пустотелых поковок горячим выдавливанием на кривошипных прессах / В. С. Максимук, В. Е. Добрынин, В. А. Салюков // Кузнечно-штамповочное производство. Сер. Технология и ав-

томатизация производственных процессов : реф. сб. / ЦНИИТЭИТсхм. – М., 1973. – С. 3–6.

2. Максимук, В. С. Совершенствование технологических процессов горячей штамповки на КГШП в кузнечных цехах заводов отрасли / В. С. Максимук, Л. В. Селиванова, В. Е. Добрынин, В. А. Салюков, Ю. П. Катрич // Перспективы развития кузнечно-штамповочного производства предприятий Минсельхозмаш на 1976–1980 годы : тез. докл. и сообщ. Всесоюзной науч.-технич. конф., 1974 г. / ВНИИТМАШ. – Волгоград, 1974. – С. 33–43.

3. Максимук, В. С. Новый технологический процесс изготовления штампованных поковок коронной шестерни гусеничного трактора типа «Волгарь» / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 2007. – № 7. – С. 31–36.

4. Maksimuk, V. S. Manufacture of Crown-Wheel Forgings

for a Volgar Caterpillar Tractor / V.S. Maksimuk, D.N. Gurulev // Steel in Translation. – 2007. – Vol. 37, № 7. – С. 581–589.

5. Максимук, В. С. Способ и устройство для повышения точности измерения силовых параметров кривошипных прессов методом электротензометрии / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2002. – № 3. – С. 45–46.

6. Максимук, В. С. Малоотходная технология изготовления крупных штампованных поковок типа «вал с фланцем» / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Главный механик. – 2014. – № 5. – С. 28–32.

7. Максимук, В. С. Определение силы съема с пуансона поковок с глубокой полостью / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2014. – № 6. – С. 20–22.

## ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791.927.5 + 620.178.165

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-71-75

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

### ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКОГО НАПЛАВЛЕННОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe – C – Cr – Ni – Mn – Mo – Ti – Nb\*

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: nanomaterial-vstu@yandex.ru

Выполнены металлографические исследования микроструктуры экспериментального типа наплавленно-го сплава системы легирования Fe – C – Cr – Ni – Mn – Mo – Ti – Nb. Определен химический и гранулометрический состав упрочняющих металл фаз. Проведено испытание наплавленного металла на стойкость к газоабразивному изнашиванию при повышенной температуре. Выполнена диагностика износостойкости наплавленного металла методом склерометрии с получением изображений треков от индентора методом атомно-силовой микроскопии. Исследован характер микропластического деформирования изношенных поверхностных слоев сплава. Обсуждено влияние структурно-фазового состава и упрочняющих фаз в наплавленном металле на его износостойкость. Определены перспективные пути дальнейшего повышения стойкости экспериментального сплава к газоабразивному изнашиванию.

*Ключевые слова:* электродуговая наплавка, наплавленный металл, структура, высокотемпературный износ, газоабразивный износ, упрочняющие фазы, склерометрия, атомно-силовая микроскопия.

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

### INVESTIGATION OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WEAR-RESISTANT SURFACED ALLOY SYSTEM Fe – C – Cr – Ni – Mn – Mo – Ti – Nb

**Volgograd State Technical University**

Metallographic studies of the microstructure of the experimental type of the deposited alloy of the Fe - C - Cr - Ni - Mn - Mo - Ti - Nb alloying system were performed. The chemical and granulometric composition of the metal-strengthening phases has been determined. The weld metal was tested for resistance to gas-abrasive wear at elevated temperatures. The wear resistance of the deposited metal was diagnosed by sclerometry with obtaining images of tracks from the indenter using atomic force microscopy. The character of microplastic deformation of worn surface layers of the alloy is investigated. The influence of the structural phase composition and hardening phases in the deposited metal on its wear resistance is discussed. Promising ways to further increase the resistance of the experimental alloy to gas-abrasive wear are determined.

*Keywords:* arc surfacing, weld deposit, structure, high temperature wear, gas-abrasive wear, strengthening phase, sclerometry, atomic force microscopy.

#### **Введение**

В условиях высокотемпературного газоабразивного изнашивания работают многие детали энергетического, металлургического и другого оборудования (например, элементы засыпных аппаратов доменных печей, тягодутьевые машины газоочистных сооружений и тепловых

электростанций, оборудование пневмотранспорта, детали газовых турбин, работающих на твердом топливе, и др.).

Процесс разрушения поверхностных слоев материала при данном виде изнашивания происходит за счет срезания, выкрашивания, выбивания и многократного пластического дефор-

мирования поверхностных микрообъемов. Интенсивность изнашивания определяется скоростью, свойствами и формой абразивных частиц, температурой и степенью запыленности газового потока, физико-механическими свойствами изнашиваемого материала и рядом других факторов [1–2].

Известно [2], что на износостойкость материалов при газоабразивном изнашивании независимо от температуры влияет угол атаки газоабразивного потока: максимальный износ для пластичных материалов находится в диапазоне  $20...30^\circ$ , а для хрупких – около  $90^\circ$ . При этом, например, в роторах тягодутьевых машин наиболее вероятны углы атаки  $25...35^\circ$  [3]. Изнашивание материала при этом происходит в основном за счет пластического оттеснения материала в направлении удара и микрорезания [4].

Обеспечить значительное повышение продолжительности периода эксплуатации оборудования в таких условиях возможно за счет упрочнения его рабочих поверхностей наплавкой износостойкими сплавами [5]. Для этой цели ведущие европейские и отечественные фирмы, такие как «Castolin» (Швейцария), «Buller», «Dugum» (Германия), «Welding Alloys» (Великобритания), АО «ПОЛЕМА» (Россия) и др., предлагают порошковые проволоки которые в основном обеспечивают получение износостойких сплавов типа высокохромистых чугунов с высокой (до 40%) степенью легирования при содержании углерода от 2 до 5 масс %, что делает данные материалы не только дорогостоящими, но и нетехнологичными в применении [6].

В данных условиях актуальна разработка экономнолегированного гетерофазного износостойкого сплава, обладающего упругой и пластичной матрицей, армированной твердыми фазами, с обеспечением прочной межфазной связи. В качестве матрицы такого сплава перспективно использовать аустенит, который можно получить в наплавленном металле в очень широком диапазоне содержания карбидообразующих элементов и углерода. Однако до настоящего времени не определен рациональный структурный состав аустенитных сплавов, обеспечивающий повышенную стойкость в условиях высокотемпературного газоабразивного изнашивания при минимальном содержании дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов [7].

Целью работы – изучение структуры и стойкости в условиях газоабразивного изнашивания

при температуре  $600^\circ\text{C}$  экспериментального типа наплавленного металла 120X14H6Г6МЗТ2Б2.

#### Материалы, методы исследований и эксперимент

Электродуговую наплавку сплава производили на постоянном токе обратной полярности с использованием сварочного автомата ESAB A2S Mini Master. В качестве электродной использовали экспериментальную порошковую проволоку диаметром 2,8 мм, обеспечивающую химический состав наплавленного металла: 1,1...1,2 % C; 13,5...15 % Cr; 5,7...6,0 % Mn; 6,0...6,2 % Ni; 3,0...3,15 % Mo; 2,0...2,15 % Ti; 2,0...2,1 % Nb; остальное Fe. Наплавку в среде аргона выполняли на пластины из стали Ст3сп размером  $200 \times 150 \times 12$  мм. Режим наплавки: сила тока 280 А; напряжение на дуге 25 В; скорость наплавки 24 см/мин; расход защитного газа 15 л/мин.

Химический состав наплавленного металла определяли оптико-эмиссионным анализатором PMI Maser Pro. Твердость металла измеряли по методу Роквелла с использованием твердомера ТН-500.

Испытания на газоабразивное изнашивание в потоке разогретого газа, несущего в себе абразивные частицы кварцевого песка размером  $40...250$  мкм, проводили по методике, изложенной в работе [8]. Температура испытаний составляла  $600^\circ\text{C}$ , давление подачи газоабразивного потока 3 атм, угол атаки поверхности образца  $30^\circ$ ; длительность испытания 120 с. Температуру поверхности образца контролировали термпарой ВР5/20, подключенной к аналого-цифровому преобразователю ЛА-20 USB, обеспечивающему вывод показаний на экран персонального компьютера.

Диагностику износостойкости сплава методом склерометрии выполняли согласно методике, представленной в работе [9]. Скрайбирование поверхности наплавленного металла производили при нормальной температуре алмазным индентором Виккерса при его движении ребром вперед. Величина нагрузки составляла 0,5 Н, скорость перемещения  $2...3$  мм/с. Топографию треков на поверхности образцов получали в режиме полуконтактной атомно-силовой микроскопии с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver Pro. Использование для получения изображения трека атомно-силовой микроскопии позволило изучить процессы пластической деформации металла на микроуровне.

Микроструктуру наплавленного металла изучали с использованием оптической (микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Количественный анализ структурных составляющих в наплавленном металле выполняли по фотографиям в программе ImageJ. Содержание легирующих элементов в структурных составляющих наплавленного сплава определяли микрорентгеноспектральным анализом.

### Результаты и их обсуждение

Выполненные методами оптической и электронной микроскопии металлографические исследования наплавленного металла показали (рис. 1), что его структура эвтектическая с дисперсными упрочняющими фазами, равномерно распределенными по всему объему металла. Твердость металла 34 HRC.

Микрорентгеноспектральный анализ упрочняющих фаз показал, что легирование на-

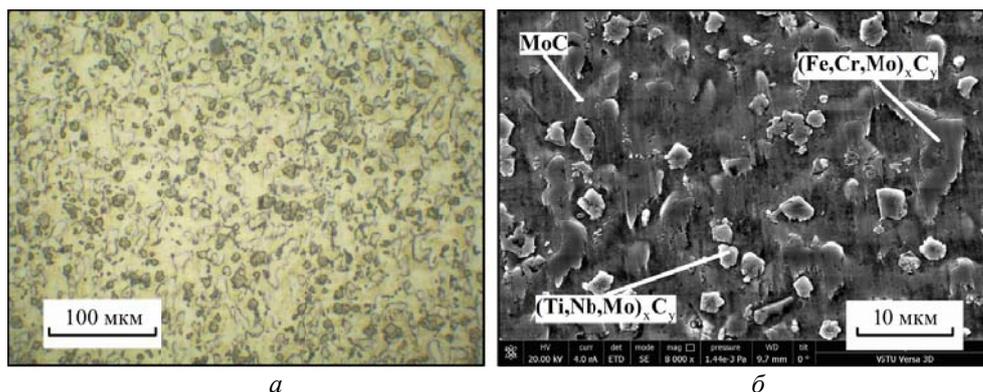


Рис. 1. Микроструктура наплавленного металла: оптическое (а) и СЭМ (б) изображение

плавленного металла углеродом, а также карбидообразующими элементами – ниобием, титаном, молибденом и хромом – способствует формированию карбидов  $\text{MoC}$ ,  $(\text{Ti,Nb,Mo})_x\text{C}_y$  и  $(\text{Fe,Cr,Mo})_x\text{C}_y$ . Карбиды  $\text{MoC}$  имеют размер 150...800 нм и их количество в наплавленном металле небольшое. Объемная доля комплексных карбидов  $(\text{Ti,Nb,Mo})_x\text{C}_y$  неправильной формы размером 1...3 мкм значительно выше. Проведенный по фотографиям микрошлифов гранулометрический анализ данных карбидов позволил установить, что их средний размер

составляет 2,3 мкм при объемной доле в наплавленном металле 12 %.

Визуальная идентификация эвтектических карбидов  $(\text{Fe,Cr,Mo})_x\text{C}_y$  затруднена, поэтому при анализе их не учитывали. Вместе с тем, несмотря на их относительно низкие механические свойства по сравнению с карбидами  $\text{MoC}$  и  $(\text{Ti,Nb,Mo})_x\text{C}_y$ , они также вносят вклад в упрочнение матрицы наплавленного металла.

Показано (рис. 2), что характер распределения карбидов  $(\text{Ti,Nb,Mo})_x\text{C}_y$  и  $\text{MoC}$  по размерам носит экспоненциальный характер – значи-

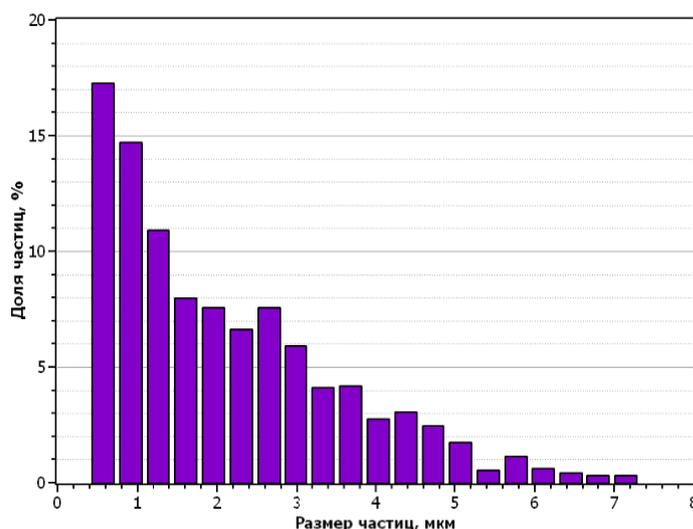


Рис. 2. Гистограмма распределения карбидов  $\text{MoC}$  и  $(\text{Ti,Nb,Mo})_x\text{C}_y$  по размерам

тельно преобладает количество мелких фаз размером до 2 мкм, при этом крупных частиц размером более 5 мкм в наплавленном металле практически не формируется.

Прогноз структурно-фазового состава легированного большим количеством аустенизаторов металла 120X14H6Г6МЗТ2Б2, выполненный по диаграмме, предложенной Данильченко Б. В. [10], показал, что твердый раствор, входящий в состав эвтектики, состоит из  $\gamma$ -Fe. Повышенная пластичность и достаточно высокая прочность легированного никелем, хромом и молибденом аустенита должны способство-

вать надежному закреплению упрочняющих фаз в матрице сплава.

Влияние дисперсных упрочняющих фаз на износостойкость наплавленного металла оценивали методом склерометрии при скрайбировании его поверхности алмазным индентором, имитирующим одиночную абразивную частицу. Исследование рельефа и профилограмм треков на поверхности наплавленного металла показало (рис. 3), что при движении индентора происходит интенсивная пластическая деформация материала, что обуславливает формирование по границам треков бугров.

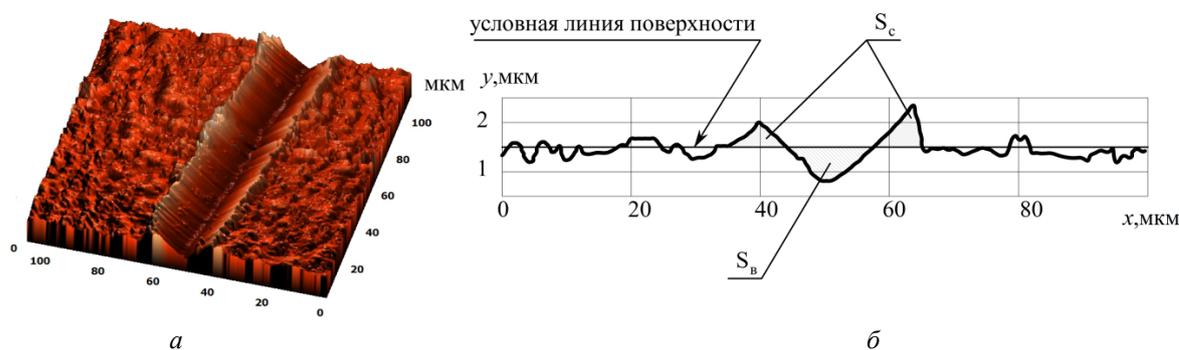


Рис. 3. Топография скрайбированной поверхности наплавленного металла (а) и профилограмма в поперечном сечении трека (б):  
 $S_c$  – площадь смещенного в бугры деформации металла;  $S_b$  – площадь выдавленного индентором металла

Анализ объемов материала, выдавленного со дна трека и смещенного в бугры, показал, что эти объемы практически равны. Таким образом, можно предположить, что в данных условиях изнашивания энергия, передаваемая индентором поверхности, расходуется не на формирование микростружки, а накапливается в пластически деформированных объемах бугров и подповерхностном слое трека. Вместе с тем, в реальных условиях изнашивания при многократном воздействии абразивных частиц данные объемы металла после исчерпания запаса пластичности могут подвергаться интенсивному разрушению.

Выполненные испытания образцов наплавленного металла в условиях воздействия газоаб-

разивного потока при температуре 600 °С показали, что на изношенной поверхности формируются многочисленные лунки от ударов абразивных частиц, размеры которых существенно меньше размеров использованного абразива.

Выявлено, что интенсивная пластическая деформация наплавленного металла в процессе изнашивания локализуется в очень тонких (2,5...5 мкм) поверхностных слоях (рис. 4). Деформированный слой идентифицируется на сечениях поверхности изношенного образца металла при формировании изображения с использованием ионного луча. Показано, что структура металла данного слоя многократно измельчается по сравнению с исходной структурой.

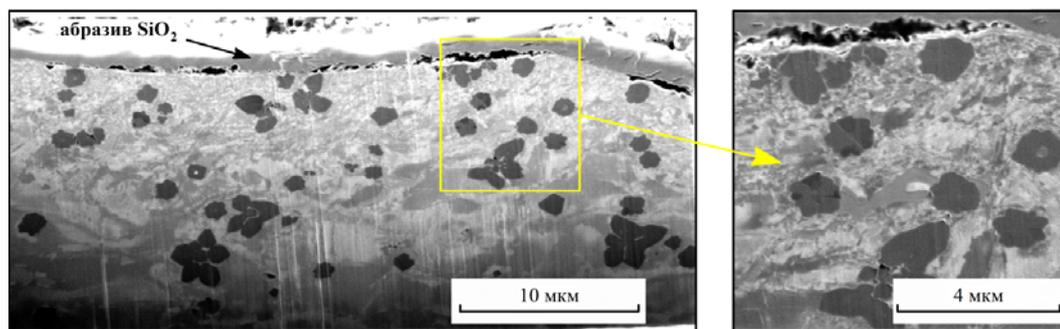


Рис. 4. Сечение поверхностного слоя изношенного образца

**Вывод**

С целью повышения стойкости наплавленного сплава к газоабразивному изнашиванию необходимо увеличить в нем объемную долю упрочняющей фазы за счет увеличения содержания углерода и карбидообразующих элементов при соблюдении оптимального соотношения между ними, обеспечивающего формирование в наплавленном металле карбидов с наиболее высокими механическими характеристиками. Повышению износостойкости металла также должно способствовать более равномерное распределение упрочняющих фаз в его объеме, обеспечить которое возможно за счет применения обработки кристаллизующегося расплава сварочной ванны ультразвуковыми колебаниями.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Терещенко, А. Ф. Исследование струйного износа наплавленного металла / А. Ф. Терещенко, В. П. Шимановский, Ю. А. Юзвенко // Автоматическая сварка. – 1966. – № 11. – С. 32–35.
2. Manish, R. Elevated temperature erosive wear of metallic materials / R. Manish // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2006. – № 39. – P. 101–124.
3. Брук, А. Д. Дымососы газоочистных сооружений / А. Д. Брук. – Москва : Машиностроение, 1984. – 144 с.

4. Баранов, М. Н. Прочностные показатели обрабатываемого материала при струйно-абразивной обработке / М. Н. Баранов, М. Г. Исупов, Г. П. Исупов // Вестник машиностроения. – 2009. – № 9. – С. 62–65.

5. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на пресовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолгГТУ, 2005. – 248 с.

6. Ворончук, А. П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки / А. П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2014. – № 14. – С. 75–78.

7. Брыков, М. Н. Износостойкость сталей и чугунов при абразивном изнашивании / М. Н. Брыков, В. Г. Ефременко, А. В. Ефременко. – Херсон : Гринь Д. С., 2014. – 364 с.

8. Методика испытаний наплавленного металла на газоабразивное изнашивание / А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, В. И. Лысак, М. А. Рыков, А. В. Крутенко, М. В. Шнипко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 112–116.

9. Диагностика износостойкости наплавленного металла методом склерометрии / Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, В. И. Лысак, В. Б. Литвиненко-Арьков // Сварка и диагностика. – 2012. – № 2 (март-апрель). – С. 34–39.

10. Данильченко, Б. В. Выбор износостойкого наплавленного металла для работы в условиях абразивного изнашивания / Б. В. Данильченко // Сварочное производство. – 1992. – № 5. – С. 31–33.

УДК 621.785.52

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-75-82

*В. А. Тельдеков<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>***ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ ХИМИКО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КАЧЕСТВО УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОНАГРУЖЕННЫХ ШЕСТЕРЕН**<sup>1</sup> ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград<sup>2</sup> Волгоградский государственный технический университет  
e-mail: mv@vstu.ru

Проведено исследование изменения микроструктуры, толщины и твердости диффузионных покрытий, получаемых при варьировании углеродного потенциала и расхода технологических газов на разных стадиях цементации и нитроцементации. Установлена возможность сокращения энергозатрат и длительности ХТО с обеспечением требуемой эффективной толщины закаленного слоя.

*Ключевые слова:* сталь, диффузия, цементация, нитроцементация, углеродный потенциал, аммиак, твердость, микроструктура, микротвердость, эффективная толщина.

*V. A. Teldekov<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>***INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL MODES OF THERMOCHEMICAL TREATMENT ON THE QUALITY OF STRENGTHENING OF HIGHLY LOADED GEARS**<sup>1</sup> OAO «VNIITMASH», Volgograd<sup>2</sup> Volgograd State Technical University

The study of changes in the microstructure, thickness and hardness of diffusion coatings obtained by varying the carbon potential and the consumption of process gases at different stages of cementation and nitrocarburizing was carried out. The possibility of reducing energy consumption and the duration of thermochemical treatment with the provision of the required effective thickness of the hardened layer is established.

*Keywords:* steel, diffusion, cementation, nitrocarburizing, carbon potential, ammonia, hardness, microstructure, microhardness, effective thickness.

Химико-термическая обработка (ХТО) широко используется при изготовлении многих деталей машин, в том числе шестерен главной передачи тракторов и автомобилей, для обеспечения нагрузочной способности зубчатой передачи, контактной прочности активных поверхностей зубьев и прочности зубьев при изгибе [1]. Согласно ТУ чертежей, они изготавливаются из легированных сталей типа 20ХН3А, 20ХН2М и подвергаются цементации на толщину слоя 1,2–1,5 мм с последующей закалкой на твердость 59–64 HRC. Повышенная температура нагрева деталей в процессе насыщения поверхности углеродом (920–930 °С) и длительность обработки часто приводят к снижению качества структуры (увеличение размера иглы мартенсита, доли остаточного аустенита) и твердости закаленного деталей.

Наиболее прогрессивным видом насыщающих атмосфер для цементации являются смеси эндотермического газа с добавками газа-карбюратора (метана). При этом, после нагрева садки деталей в печи поддерживается постоянная температура (920–930 °С) вплоть до окончания периода насыщения и диффузии. Подача в печь газа-карбюратора также постоянна в течение этой части процесса.

Анализ литературных [2] и других экспериментальных результатов показал, что уровень и глубина насыщения стали углеродом определяются такими параметрами, как углеродный потенциал печной атмосферы, температура и длительность процесса. Установлена также целесообразность максимально четкого разделения технологических условий (температура, время и расход применяемых газов) по стадиям процесса обработки: нагрев, насыщение, диффузия и подстуживание перед закалкой.

Альтернативным вариантом для традиционной цементации является технология нитроцементации шестерен [3], преимуществом которой является процесс насыщения стали углеродом и азотом на достаточную толщину слоя при пониженных температурах (850–870 °С) без увеличения длительности процесса. Это объясняется повышением величины коэффициента диффузии углерода (до двух раз) в присутствии атомов азота [4].

Контроль качества химико-термической обработки шестерен выполняется путем оценки микроструктуры закаленного слоя и его твер-

дости. Согласно РТМ и основным рекомендациям [5] контролируется карбидная фаза, остаточный аустенит, дисперсность мартенсита и наличие феррита в микроструктуре сердцевинных зубьев. При эксплуатации шестерен в условиях высоких контактных напряжений необходимо обеспечивать качественную микроструктуру закаленного слоя с достаточной величиной эффективной толщины до микротвердости 6500–7000 МПа.

Исследование и отработка технологических параметров новых схем химико-термической обработки выполнялись с применением шахтной печи СШЦМ-6.6/9 и эндогенератора ЭН-16. Каждая садка печи составлялась из необходимого количества балласта или непосредственно деталей из сталей 25ХГТ, 27ХГР, 20ХН3А и 20ХН2М с приложением образцов-свидетелей.

Состав используемого эндотермического газа и печной атмосферы определяли химическим анализом на приборе ГХА-1. Контроль расхода технологических газов (эндогаза, аммиака и природного газа) выполнялся с применением ротаметров. Для контроля углеродного потенциала  $\mu_c$  печной атмосферы проводился химический анализ фольги из стали 08кп после выдержки в печи в течение 1 ч. Для определения содержания углерода и азота по толщине слоя применялся химический анализ стружки от цилиндрических образцов  $\varnothing 25 \times 100$  мм.

Твердость поверхности образцов и деталей по методу Роквелла измеряли на приборе ТР по ГОСТ 9013–59, а распределение микротвердости по толщине слоя – на приборе ПМТ-3 по ГОСТ 9450–76. Металлографический анализ структуры закаленных и отожженных шлифов выполняли на оптических микроскопах ММР-2 и Neophot-2 при увеличениях  $\times 100 - \times 400$ .

Технологические условия первой серии химико-термической обработки даны в табл. 1.

Режим 1 соответствует действующей технологии многих предприятий с постоянными температурой нагрева и расходом газа-карбюратора (5 %) в периодах насыщения и диффузии.

Режим 2 соответствует рекомендациям [2] и отличается ступенчатым изменением подачи газа-карбюратора в печь: снижение от 7 до 4 % в периоде диффузии и до 1 % в периоде подстуживания перед закалкой.

Таблица 1

Технологические условия первой серии ХТО

Технологические параметры цементации	Показатели параметров по периодам процесса			
	Нагрев	насыщения	диффузия	подстуживание
Режим 1				
Температура, °С	850-900	900-910	900-910	840-850
Длительность, ч	3,0	2,5	2,5	3,0
Расход эндогаза, л/ч природного газа, л/ч (%)	820 –	780 40,0 (5%)	780 40,0 (5%)	810–812 8,0 (1%)
Режим 2				
Температура, °С	850–900	900–910	900–910	840–850
Длительность, ч	3,0	2,5	2,5	3,0
Расход эндогаза, л/ч природного газа, л/ч (%)	820 –	765 55,0 (7%)	790 32,0 (4%)	810–812 8,0 (1%)
Режим 3				
Температура, °С	850–900	900–910	900–910	840–850
Длительность, ч	3,0	2,5	2,5	3,0
Расход эндогаза, л/ч природного газа, л/ч (%) аммиака, л/ч (%)	820 – –	770 40,0 (5%) 8,0–10,0 (1%)	700 40,0 (5%) 8,0–10,0 (1%)	800 8,0–10,0 (1%) 8,0–10,0 (1%)
Режим 4				
Температура, °С	830–860	860–870	910–920	840–850
Длительность, ч	3,0	2,5	2,5	3,0
Расход эндогаза, л/ч природного газа, л/ч (%)	820 –	780 40,0 (5%)	800 20,0 (2,5%)	810 8,0–10,0 (1%)

Режим 3 отличается от типичного заводского режима 1 дополнительной подачей аммиака (1,0–1,5 %) после окончания периода нагрева деталей (рекомендации [3]), а режим 4 – снижением температуры цементационной печи в период насыщения до 860–870 °С и расхода метана (2,5 %) в периоде диффузии.

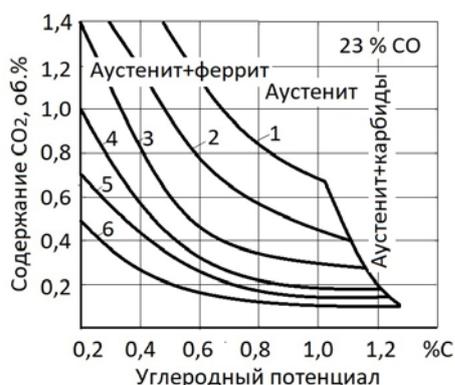


Рис. 1. Зависимость углеродного потенциала технологической атмосферы при 23 % CO<sub>2</sub> от содержания CO<sub>2</sub>: 1 – 815 °С; 2 – 845 °С; 3 – 870 °С; 4 – 900 °С; 5 – 930 °С; 6 – 955 °С

Режим 4 использовали для экспериментальной оценки эффективности взаимосвязи величины углеродного потенциала  $\pi_c$  и содержания CO<sub>2</sub> в эндогазовой атмосфере печи по данным фирмы «Айхелин» ФРГ (рис. 1).

Полученные результаты ХТО показывают, что уровень углеродного потенциала печной атмосферы в периодах насыщения и подстуживания изменяются в зависимости от условий выполнения каждого режима (табл. 2), а его максимальная величина получена при обработке по режиму 4.

Таблица 2

Изменение углеродного потенциала в периодах насыщения и подстуживания при опробованных режимах

Режим	Углеродный потенциал $\pi_c$ , %, в период	
	насыщения	подстуживания
Режим 1	1,28	0,95
Режим 2	1,25	0,93
Режим 3	1,20	0,90
Режим 4	1,30	0,96

Поверхностная твердость закаленных образцов-свидетелей из сталей 25ХГТ и 27ХГР после выполненных режимов ХТО имела величину в пределах 62–65 HRC. При этом профили

распределения твердости по глубине слоя имеют заметные различия, а наибольшая глубина упрочнения получена на образцах, подвергнутых ХТО по режимам 3 и 4 (рис. 2).

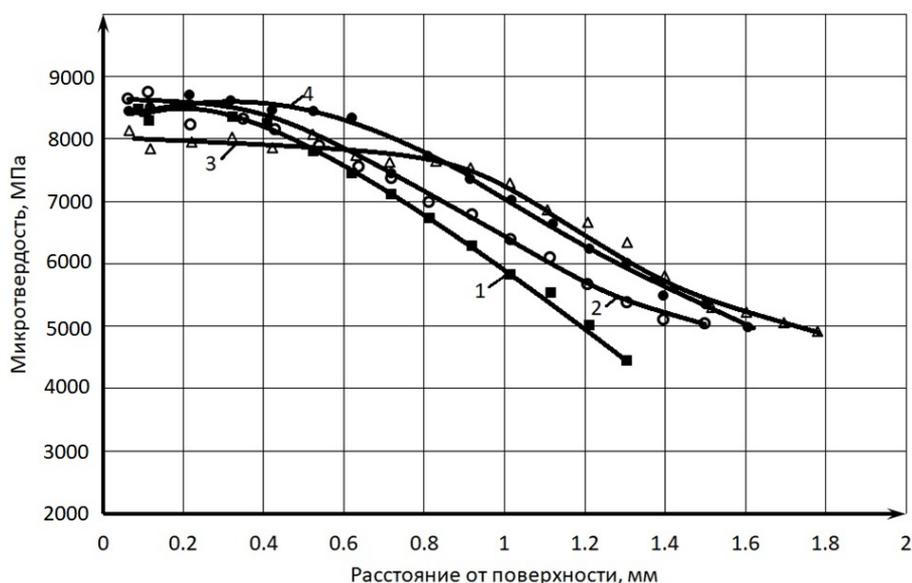


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине слоев, подвергнутых ХТО по различным режимам, после закалки и низкого отпуска:  
1–4 – режимы 1–4 соответственно

Микроструктура образца из стали 27ХГР после цементации и отжига показана на рис. 3.

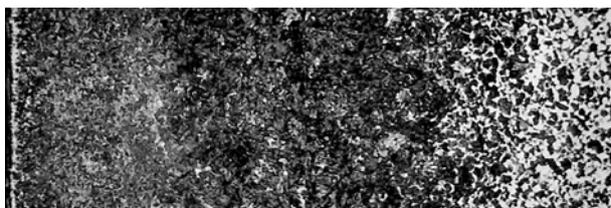


Рис. 3. Микроструктура образца из стали 27ХГР после цементации и отжига (поверхность слева)  $\times 100 \times 0,5$

Успешный опыт по управлению результатами цементации за счет изменения температуры на разных стадиях и дополнительной подачи аммиака показал целесообразность оценки влияния аналогичных изменений в стандартном режиме нитроцементации сталей 27ХГР и 20ХН2М в шахтной печи СШЦМ. Характеристика новых экспериментальных режимов показана в табл. 3. Технологические отличия новых режимов 6 и 7 от исходного заводского режима 5 состоят не только в изменении температуры нагрева, но и сокращении длительности

процесса нитроцементации (10 ч вместо 12 ч). Одновременно была изменена схема и объем подачи аммиака в печь.

Результаты измерений величины углеродного потенциала печной атмосферы по ходу выполнения режимов нитроцементации показаны в табл. 3. Как видно, уровень углеродного потенциала в конце стадии насыщения режима 7 заметно выше, чем у режима 6, что подтверждает влияние температуры нагрева (900 °С в режиме 6 и 860 °С в режиме 7), при снижении которой  $p_C$  эндогазовой атмосферы повышается.

Контроль поверхностной твердости образцов-свидетелей при всех режимах ХТО показал высокий уровень (61–64 HRC), соответствующий требованиям ТУ для таких деталей. Замеры толщин закаленного слоя на поперечных шлифах двух марок сталей 20ХН2М и 27ХГР (табл. 4) свидетельствуют о возможности обеспечения высокого качества упрочнения деталей даже при сокращении длительности ХТО. Измерение толщины проводилось по распределению микротвердости до значений 7000 и 5000 МПа, а также до твердости сердцевины.

Таблица 3

## Экспериментальные режимы вариантов нитроцементации сталей 27ХГР и 20ХН2М

Технологические параметры нитроцементации	Показатели параметров по периодам процесса			
	нагрев	насыщения	диффузия	подстуживание
Режим 5				
Температура, °С	800–850	860–870	860–870	840–850
Длительность, ч	3,0	3,0	3,0	3,0
Расход				
эндогаза, л/ч	820–825	765	765	790
природного газа, л/ч (%)	–	45,0 (5,5%)	45,0 (5,5%)	15,0 (2%)
аммиака, л/ч (%)	–	15,0 (2%)	15,0 (2%)	15,0 (2%)
Углеродный потенциал $\pi_C$ , %	–	1,3	0,9	–
Режим 6				
Температура, °С	800–850	900–910	860–870	840–850
Длительность, ч	2,5	2,5	2,5	2,5
Расход				
эндогаза, л/ч	820–825	780	790	770
природного газа, л/ч (%)	–	40,0 (5%)	15,0 (2%)	15,0 (2%)
аммиака, л/ч (%)	–	–	15,0 (2%)	40,0 (5%)
Углеродный потенциал $\pi_C$ , %	–	1,0	0,8	–
Режим 7				
Температура, °С	800–850	860–870	900–910	840–850
Длительность, ч	2,5	2,5	2,5	2,5
Расход				
эндогаза, л/ч	820–825	780	790	770
природного газа, л/ч (%)	–	40,0 (5%)	5,0 (2%)	15,0 (2%)
аммиака, л/ч (%)	–	–	15,0 (2%)	40,0 (5%)
Углеродный потенциал $\pi_C$ , %	–	1,37	1,0	–

Таблица 4

## Толщина закаленного слоя после нитроцементации по различным режимам

Номер режима	Марка стали	Толщина слоя, мм		
		до 7000 МПа	до 5000 МПа	до твердости сердцевины
5	20ХН2М	0,9	1,35	1,40
	27ХГР	0,9	1,40	1,50
6	20ХН2М	0,76	1,20	1,25
	27ХГР	0,80	1,20	1,30
7	20ХН2М	0,80	1,25	1,35
	27ХГР	0,84	1,30	1,40

Экспериментально опробована также схема двойного изменения температуры нагрева при обработке в шахтной печи. Как видно из табл. 5, углеродный потенциал атмосферы снижается при повышении температуры нагрева, а во втором цикле обработки  $\pi_C$  повышается на обеих стадиях даже при существенном сокращении

подачи метана в печь. Установлен факт повышения  $\pi_C$  при увеличении длительности периода насыщения и снижения его величины при увеличении длительности периода диффузии. Эти результаты могут быть пригодны для практического выполнения режимов цементации, особенно на большую толщину слоя.

Таблица 5

Схема цементации с двойным изменением температуры нагрева

Технологические параметры цементации	Показатели параметров по периодам процесса			
	насыщения	диффузия	насыщения	диффузия
Режим 5				
Температура, °С	860–870	920–930	860–870	920–930
Длительность, ч	2,0	2,0	2,0	2,0
Расход эндогаза, л/ч природного газа, л/ч (%) аммиака, л/ч (%)	780–800 – –	780–800 45,0 (5,5%) 15,0 (2%)	780–800 45,0 (5,5%) 15,0 (2%)	780–800 15,0 (2%) 15,0 (2%)
Углеродный потенциал $\pi_C$ , %	1,4	0,75	1,45	0,9

Экспериментальная отработка новых режимов цементации (табл. 6) выполнялась в производственных условиях термического цеха Ульяновского автомобильного завода на действующем оборудовании в безмуфельных агрега-

тах «Бирлек» с использованием серийных цементуемых деталей автомобиля: ось сателлита из стали 18ХГТ, кулаки шарнира из стали 27ХГР, шестерня ведущая из стали 20ХН2М, шестерня ведомая из стали 23ХН2М.

Таблица 6

**Параметры разработанной технологии химико-термической обработки деталей в безмуфельном агрегате № 6**

Параметры цементации	Показатели параметров по зонам печи			
	нагрев	насыщение	диффузия	подстуживание
Температура, °С	850–860	870–880	900–910	840–850
Расход эндогаза, м <sup>3</sup> /ч природного газа, м <sup>3</sup> /ч	– –	Общий расход 42,0–43,0		
Темп толкания, мин	19	19	19	19
Содержание CO <sub>2</sub> , %	–	0,18–0,20	0,17–0,19	0,26–0,28
Расчетный углеродный потенциал $\pi_C$ , %	–	≥1,2	0,80–0,85	0,80–0,85

Многочисленные измерения концентрации CO<sub>2</sub> по зонам насыщения, диффузии, и подстуживания печи цементации дают возможность проследить за изменением величины углеродного потенциала в печной атмосфере (табл. 6). Видно, что принятые технологические параметры цементации детали обеспечивают повышенную величину  $\pi_C$  в зоне насыщения и необ-

ходимый уровень в зоне подстуживания.

Оценка структуры и свойств деталей после ХТО показала их соответствие требованиям чертежа: твердость 64–65 HRC, толщина слоя в пределах 1,2–1,3 мм (табл. 7) при сокращенном периоде толкания поддонов (19 минут вместо 24 минут).

Таблица 7

**Толщины упрочненного слоя деталей при различных режимах цементации**

Режим цементации	Толщина слоя, мм			
	По замеру микротвердости в закаленном образце (рис. 5)		По структуре отожженного образца	
	до 7000 МПа	до 5000 МПа	эвтектидная	общая
«Бирлек» № 3, действующий	0,65	1,25	0,7	1,2
«Бирлек» № 2, новый	0,6–0,75	1,3–1,4	0,75	1,3
«Бирлек» № 6, новый	0,65	1,4	0,75	1,35

Вместе с тем в структуре закаленного слоя зубьев ведущей шестерни из стали 20ХН2М образовался крупногоччатый мартенсит 7–8 баллов, что может быть следствием низкого содержания специальных карбидообразующих элементов в стали ( $Mo \leq 0,2\%$ ) и отсутствия фазовой перекристаллизации после высокотемпературного нагрева в зоне диффузии (до  $910\text{ }^\circ\text{C}$ ). В связи с этим такой режим цементации следует признать непригодным, и дальнейшую отработку технологии ХТО шестерен главной передачи автомобилей УАЗ проводили по типу режима 6 (табл. 3) с повышением температуры на стадии насыщения.

ХТО деталей опытной партии выполнялась на агрегате № 2 «Бирлек» (табл. 8). При проведении режима ХТО контролировались основные параметры процесса: температура, расход технологических газов по зонам печи, темп

толкания поддонов, а также главные показатели качества упрочнения: поверхностная твердость, микроструктура и общая толщина слоя. По условиям испытаний ведущих и ведомых шестерен, согласованным с ГСКБ завода, общая толщина диффузионного слоя должна быть в пределах 1,0–1,1 мм.

Оценка качества упрочнения деталей опытных партий проводилась по твердости поверхности, микроструктуре, толщине слоя и распределению твердости от поверхности вглубь. Установлено что твердость ведомых и ведущих шестерен после закалки и отпуска составляла 59–60 HRC.

Микроструктура упрочненного слоя зубьев не имела каких-либо недопустимых дефектов: среднегоччатый мартенсит, остаточный аустенит 4 балла, что несколько больше, чем при действующей технологии цементации.

Таблица 8

Химико-термическая обработка деталей в безмуфельном агрегате № 2

Параметры цементации	Показатели параметров по зонам печи			
	Зона 1	Зона 2	Зона 3	Зона 4
Температура, $^\circ\text{C}$	880–890	900–920	870–880	830–840
Расход				
эндогаза, дел	10–11	10–11	10–11	10–11
природного газа, дел	–	4,0–3,5	2,0–2,5	0–1
аммиака, дел	–	0	1,0–1,5	1,5–2,0
Темп толкания поддонов, мин	18	18	18	18

Измерение общей толщины диффузионного слоя зубьев шестерен опытной партии проводилось до структуры сердцевины на микрошлифах после отжига. При этом толщина слоя для ведущих шестерен на  $\frac{1}{2}$  высоты зуба равнялась 1,0–1,05 мм, а для ведомых шестерен – 1,03–1,08 мм. Полученные показатели качества ХТО отвечают требованиям чертежа и условиям испытания.

Результаты оценки уровня насыщения диффузионного слоя углеродом и азотом показаны на рис. 4. Новая технология ХТО обеспечивает достаточно высокий уровень насыщения диффузионного слоя углеродом, близким к цементованному. Одновременно происходило дополнительное насыщение слоя азотом, что повышает прокаливаемость стали и пластичность закаленного слоя. В тоже время полученные значения поверхностной концентрации элементов ( $C = 0,86\%$  и  $N = 0,14\%$ ) являются для ста-

лей типа 20ХН2М близкими к предельно допустимым. Более высокая поверхностная концентрация этих элементов в слое может привести к образованию повышенного содержания остаточного аустенита и снижению твердости закаленных деталей.

Результаты измерения микротвердости по толщине слоя на  $\frac{1}{2}$  высоты эвольвентной части зубьев опытных шестерен после закалки и низкого отпуска свидетельствуют о достаточно высоком уровне прочности этих деталей (рис. 5). Общий характер изменения микротвердости по толщине слоя отвечает требованиям действующих НТД на упрочнение ответственных тяжело нагруженных деталей машин. Микротвердость вблизи поверхности этих деталей несколько ниже, чем в более глубоких зонах упрочненного слоя, что связано с наличием остаточного аустенита. Эффективная толщина слоя до микротвердости 7000 МПа составляет 0,6–0,7 мм.

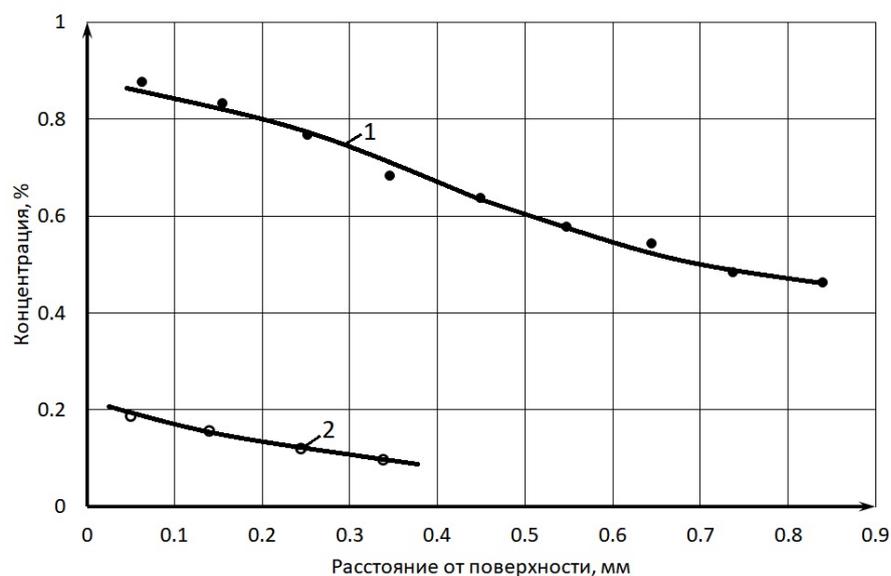


Рис. 4. Концентрация элементов по толщине слоя шестерен:  
1 – углерод; 2 – азот

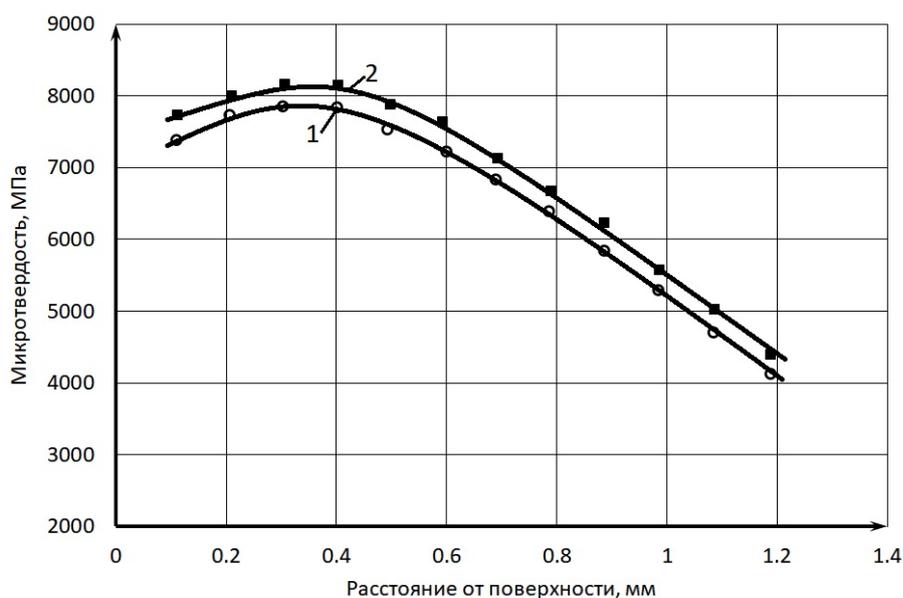


Рис. 5. Распределение микротвердости по толщине упрочненного слоя зубьев ведущих (1) и ведомых (2) шестерен опытной партии после закалки и низкого отпуска

Результаты стендовых испытаний ведущих мостов с ведущими и ведомыми шестернями показали высокую эффективность новой технологии ХТО: прочность деталей при статическом нагружении увеличилась на 25–27 %; в условиях динамического нагружения наработка 2 мостов достигла 300 моточасов без разрушения, что выше принятой в ГСКБ завода для действующей технологии упрочнения (250 моточасов). Использование новой технологии разрешено дополнением в ТУ чертежей взамен цементации на слой 1,2–1,5 мм.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 21354–87. Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления. Расчет на прочность.
- Козловский, И. С. Химико-термическая обработка шестерен / И. С. Козловский. – М. : Машиностроение, 1970. – 232 с.
- Шубин, Р. П. Нитроцементация деталей машин / Р. П. Шубин, М. Л. Гринберг. – М. : Машиностроение, 1975. – 207 с.
- Прженосил, Б. Нитроцементация / Б. Прженосил. – Л. : Машиностроение, 1969. – 212 с.
- Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей : справочник / под ред. В. Д. Кальнера. – М. : Машиностроение. – 1984. – 384 с.

УДК 544.642

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-83-85

*В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич***ИССЛЕДОВАНИЕ ОСАДКОВ СПЛАВА КОБАЛЬТ – МОЛИБДЕН,  
ПОЛУЧЕННЫХ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ РЕЖИМАХ****Волгоградский государственный технический университет**

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

Исследовано влияние постоянного и импульсного токов различной скважности на процесс совместного электроосаждения кобальта и молибдена. Проведены рентгенографические исследования структуры осадков сплава кобальт–молибден.

*Ключевые слова:* импульсный ток, состав и микроструктура сплава кобальт–молибден, дифрактограмма.

*V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich***RESEARCHES OF SEDIMENTS OF THE COBALT – MOLYBDENE  
ALLOY RECEIVED WITH VARIOUS ELECTRICAL MODES****Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia**

The influence of constant and pulsed currents of different duty cycle on the process of co-precipitation of cobalt and molybdenum is studied. X-ray diffraction studies of the structure of precipitation of the cobalt–molybdenum alloy were carried out.

*Keywords:* pulse current, composition and microstructure of cobalt–molybdenum alloy, diffraction pattern.

**Введение**

Молибден и его сплавы относятся к тугоплавким материалам. Сплавы молибдена используют для изготовления обшивки головных частей ракет и самолетов. Высокая прочность и твердость сплавов молибдена при повышенных температурах обусловили их применение в качестве инструмента при горячей обработке сталей и сплавов давлением [1, 2].

**Влияние режимов электроосаждения  
на качество осадков сплава кобальт–молибден**

В данной работе проведены исследования по изучению микроструктуры и фазовой структуры электролитических осадков сплава, полученного из разработанного тартратного электролита со-

става (в г/л): кобальт (в виде сульфата) – 4,5; молибден – (в виде молибдата натрия) – 2; сульфат аммония – 15; сегнетова соль – 150.

Имеются сведения, что в зависимости от условий электроосаждения можно получать сплавы одного и того же состава, но с различной фазовой структурой [3–7].

Изучение микроструктуры свежееосажденных покрытий, полученных при использовании как стационарного, так и нестационарных режимов электролиза, позволило установить, что сплав, осажденный периодическим током, имеет более ровную мелкокристаллическую поверхность по сравнению с осадками, полученными при использовании постоянного тока.

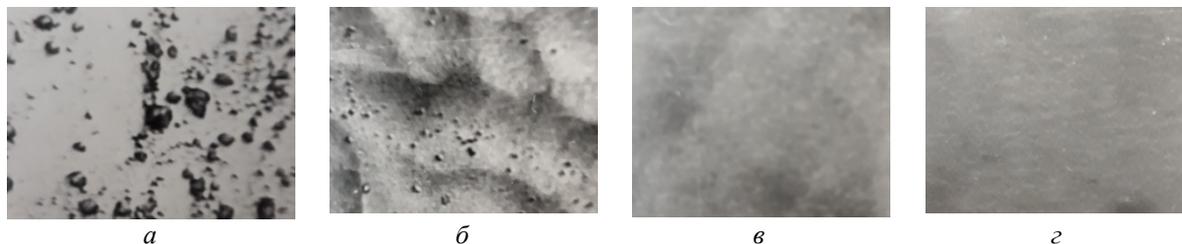


Рис. 1. Фотографии микроструктуры образцов осадков сплавов кобальт–молибден. Режимы электроосаждения: *а, в* – стационарный; *б, з* – импульсный; *а, б* – плотность тока 0,5 А/дм<sup>2</sup>; *в, з* – 3 А/дм<sup>2</sup>

На рис. 1 (*а, в*) представлены фотографии микроструктуры образцов, полученных при стационарном режиме электроосаждения, а на

рис. 1 (*б, з*) – импульсном режиме электроосаждения. При использовании периодического тока с обратным импульсом поверхность полу-

чаемого покрытия более ровная с меньшим числом пор. Увеличение плотности тока от 0,5 до 3 А/дм<sup>2</sup> приводит к закрытию пор и сглаживанию поверхности при всех используемых электрических режимах. На поверхности полученных осадков, наблюдаются сфероиды, размер которых максимален у сплава, осажденного постоянным током (около 35 мкм) и минимален у сплава, осажденного импульсным током с длительностью импульса Т/6 (менее 10 мкм).

Таким образом, при изучении микроструктуры сплава кобальт–молибден было установлено, что образование наиболее мелкокристаллической структуры происходит при использовании импульсного тока вследствие высоких амплитудных плотностей и, следовательно, высокой катодной поляризации. Большое значение в формировании катодных осадков, по-видимому, играют процессы пассивации отдельных участков поверхности электрода во время паузы [8], что приводит к периодическому чередованию процессов образования кристаллических зародышей, их росту и пассива-

ции. В итоге образуются высококачественные и мелкокристаллические осадки.

При изучении фазового состава электролитических сплавов установлено, что в зависимости от условий электроосаждения можно получать сплавы одного и того же состава, но с различной фазовой структурой [9].

#### Рентгенографическое изучение структуры образцов сплава кобальт–молибден

Рентгенографическое изучение структуры образцов сплава кобальт–молибден показало, что на рентгенограммах сплавов, осажденных при средней плотности тока 0,5 А/дм<sup>2</sup> как на постоянном, так и на всех формах периодического тока, наблюдается система рефлексов, кристаллизующихся в гексагональной решетке. Лишних интерференций и расщеплений не было обнаружено (рис. 2, а). Следует отметить, что на равновесной диаграмме состояние при низких температурах для термического сплава при соотношении кобальта и молибдена таком же, как и в полученном электролитическом сплаве, происходит расслоение [10].

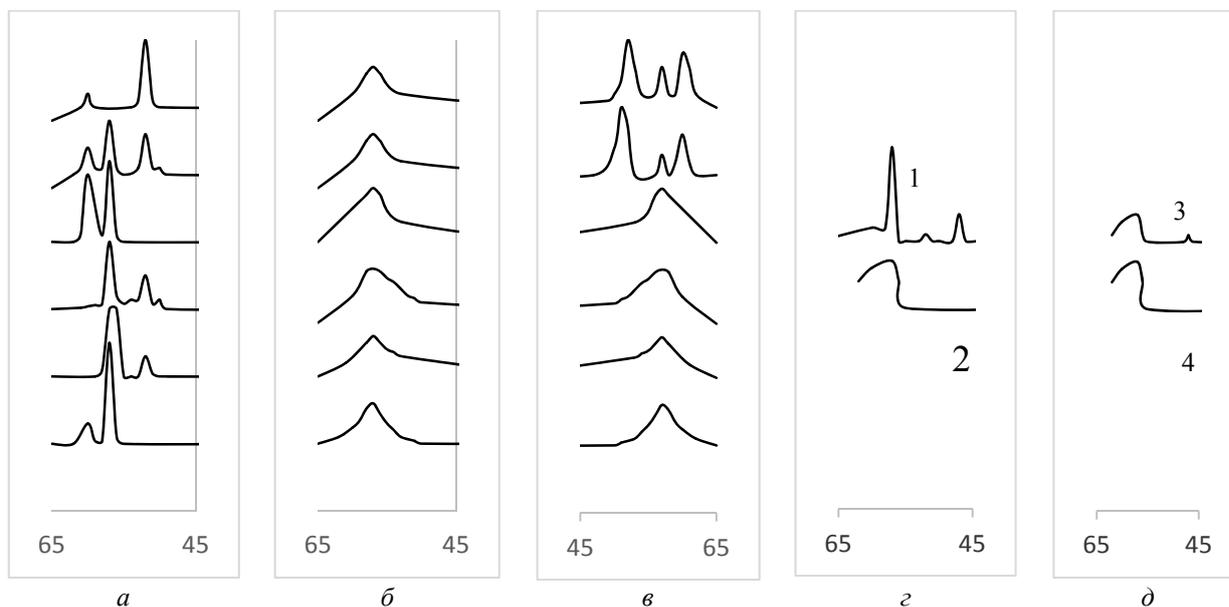


Рис. 2. Фрагменты дифрактограммы сплава кобальт–молибден, осажденного при различных электрических режимах и плотностях тока:

а –  $I_{cp}=0,5$  А/дм<sup>2</sup>; б –  $I_{cp}=3$  А/дм<sup>2</sup>; в –  $I_{cp}=5$  А/дм<sup>2</sup>; на а, б и в по порядку дифрактограмм снизу вверх: нижняя – постоянный ток, затем – импульсный ток со скважностью 16, импульсный ток со скважностью 4, периодический ток с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов равным 3, импульсный ток со скважностью 2, верхняя – периодический ток с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов равным 7; г – периодический ток с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов равным 5 при  $I_{cp}=3$  А/дм<sup>2</sup> (1 – до термообработки, 2 – после термообработки); д – постоянный ток при  $I_{cp}=3$  А/дм<sup>2</sup> (3 – до термообработки, 4 – после термообработки)

Сплавы, полученные на всех формах тока при средней плотности тока от 1 до 3 А/дм<sup>2</sup>, дают на рентгенограммах диффузное гало в об-

ласти углов 50–60° (рис. 2, б), что может быть обусловлено как малыми размерами блоков мозаики, так и значительной неупорядоченностью

решетки. Для остальных форм тока увеличение плотности среднего тока не обеспечивает хорошую кристаллизацию осадков (рис. 2, в).

Результаты рентгенофазового анализа показали, что упорядоченность структуры сплава определяется не соотношением в нем компонентов, а лишь формой использованного при осаждении тока. Так, для сплавов, осажденных при средней плотности тока  $5 \text{ А/дм}^2$ , упорядоченную структуру имеет сплав с содержанием 25 % молибдена, полученный при использовании однополупериодного тока и периодического тока с  $I_{\text{пр}}/I_{\text{обр}} = 7$ , тогда как сплав с содержанием 22,5 %, осажденный импульсным током со скважностью 16 и сплав с содержанием молибдена 39 %, осажденный периодическим током с обратным импульсом  $I_{\text{пр}}/I_{\text{обр}} = 3$ , упорядоченную структуру не имеет.

Изучен фазовый состав сплава после его термической обработки в течение часа при температуре  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ . Такая обработка оказалась достаточной для образования упорядоченной структуры твердого раствора кобальта в карбонате молибдена для рентгеноаморфных образцов (рис. 2, з). Часть кобальта, входящего в состав сплава, при термообработке окисляется до  $\text{CoO}$ , рефлексы которого появляются на рентгенограммах (рис. 2, д). Исключение составляет лишь образец сплава, осажденный постоянным током. После термообработки его интерференционная картина осталась прежней (рис. 2, д).

#### Выводы

1. При изучении микроструктуры сплава и его фазового состава установлено, что сплав, осажденный периодическим током, имеет более ровную мелкокристаллическую структуру, чем осадки, полученные при использовании постоянного тока.

2. Форма тока и его параметры оказывают влияние на фазовую структуру сплава. При использовании однополупериодного тока и тока с обратным импульсом с соотношением ампли-

туд прямого и обратного импульсов равным 7, сплав приобретает упорядоченную структуру, в то время как сплав, осажденный на других формах тока, имеет аморфное строение.

3. Термообработка рентгеноаморфных образцов сплава, осажденных периодическим током, приводит к возникновению упорядоченной структуры.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Васько, А. Т. Электрохимия молибдена и вольфрама / А. Т. Васько. – Киев : Наукова думка, 1977. – 172 с.
2. Рачинская, В. С. Исследования в области электроосаждения металлов / В. С. Рачинская, Н. А. Бучене, Ю. Ю. Матулис // Материалы XI республиканской конференции по электрохимии. – Литовская ССР, Вильнюс, 1971. – С. 51.
3. Кузнецов, В. В. Электроосаждение сплава кобальт – молибден из аммиачно-цитратного электролита / В. В. Кузнецов, З. В. Бондаренко, Т. В. Пшеничкина, В. Н. Кудрявцев // Электрохимия, 2007. – Т. 43. – № 3. – С. 367–372.
4. Дамаскин, Б. Б. Практикум по электрохимии / под ред. Б. Б. Дамаскина. – М. : Высшая школа, 1991. – 288 с.
5. Ваграмян, А. Т. Физико-механические свойства электролитических осадков / А. Т. Ваграмян, Ю. С. Петрова. – М. : АН СССР, 1960. – 206 с.
6. Патент РФ № 2000104387/02, 22.02.2000. Способ электролитического осаждения сплава железо-молибден // Патент России № 2174163; опубл. 27.09.2001. / Серебровский В. И., Серебровская Л. Н., Серебровский В. В., Коняев Н. В., Батищев А. Н.
7. Корешкова, Е. В. Влияние молибдена на структуру сплавов на основе железа / Е. В. Корешкова, А. А. Кулемина // Современные электрохимические технологии и оборудование : матер. конф., Минск, 24–25 ноября 2016 г. / Белорусский государственный технологический университет. – Минск : БГТУ, 2016. – С. 21–24.
8. Озеров, А. М. Нестационарный электролиз / А. М. Озеров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Саманов, И. Н. Свердлин. – Волгоград : Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.
9. Хансен, М. Структуры двойных сплавов / под ред. И. И. Новикова и И. Л. Рогельберга. – 2-е изд., перераб. – М. : Металлургиздат, 1962. – Т. 1. – 608 с.
10. Ваграмян, А. Т. Методы исследования электроосаждения металлов / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева. – М. : Изд. 2-е, АН СССР, 1960. – 448 с.

УДК 544.642

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-6-241-86-91

*В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич***ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ  
СПЛАВА КОБАЛЬТ–МОЛИБДЕН  
ПРИ СТАЦИОНАРНОМ И ИМПУЛЬСНОМ ЭЛЕКТРОЛИЗЕ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: valerifomichev@yandex.ru, savtchenko2@mail.ru, ggubarevich@mail.ru

Методом поляризационных кривых исследован процесс совместного электроосаждения кобальта и молибдена при применении постоянного и импульсного тока различной скважности. Показано влияние состава электролита, параметров импульсного тока на выход по току и состав сплава кобальт–молибден.

*Ключевые слова:* импульсный ток, состав сплава кобальт–молибден, выход по току.

*V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich***STUDY OF THE COBALT-MOLYBDENE ALLOY ELECTRODEPOSITION  
PROCESS IN STATIONARY AND PULSE ELECTROLYSIS****Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia**

The polarization curve method was used to study the process of co-deposition of cobalt and molybdenum using a constant and pulsed current of different duty cycle. The effect of the electrolyte composition, the parameters of the pulsed current on the current efficiency and the composition of the cobalt–molybdenum alloy is shown.

*Keywords:* pulse current, composition of the cobalt–molybdenum alloy, current output.

**Введение**

Ценные свойства молибдена, такие как высокое удельное сопротивление, тугоплавкость, малый коэффициент температурного расширения т. д. привели к широкому использованию его в радиопромышленности, в самолето- и ракетостроении.

Сплавы молибдена с неметаллами группы железа, как и чистый молибден, обладают высокой стойкостью и другими ценными свойствами и, в ряде случаев, их с успехом можно использовать вместо чистого молибдена [1, 2].

Наиболее простыми из неорганических электролитов являются кислые электролиты, содержащие обычно растворы хлоридов и сульфатов металлов группы железа и соединения молибдена в виде молибдата калия или натрия.

**Влияние состава электролита  
на качество осадков и выход сплава по току**

Для получения сплава молибден–кобальт использовался электролит кобальтирования с добавкой молибдата натрия [3, 4]. Однако содержание молибдена в сплаве было низким. Кроме того, осадки содержали значительное количество неметаллических включений.

Проведены исследования электроосаждения сплава кобальт–молибден из тартратных элект-

ролитов с различным содержанием в них соединений кобальта и молибдена, которые показали, что сплав с содержанием молибдена 20–30 % получается лишь при концентрациях молибдена в растворе 2.0–2.5 г/л и кобальта 4.0–6.0 г/л в пересчете на металл.

Проведены исследования по нахождению оптимальных количеств компонентов электролита с целью интенсификации процесса электролиза и получения качественных осадков сплава с различным содержанием в нем молибдена и кобальта.

Предварительные исследования позволили подобрать электролит, из которого были получены качественные осадки. Так из электролита состава, г/л: кобальт (в виде сульфата) – 4, молибден (в виде молибдата натрия) – 2, сульфат аммония – 20, сегнетова соль – 200. При температуре 20 °С, pH = 6 и катодной плотности тока 1 А/дм<sup>2</sup> был получен сплав с содержанием молибдена 23 % и выходом по току 32 %.

Данные о влиянии концентрации кобальта и молибдена в растворе на состав сплава и его выход по току приведены на рис. 1. Видно, что основным фактором, влияющим на состав и выход сплава по току, является количество и соотношение в растворе металлов.

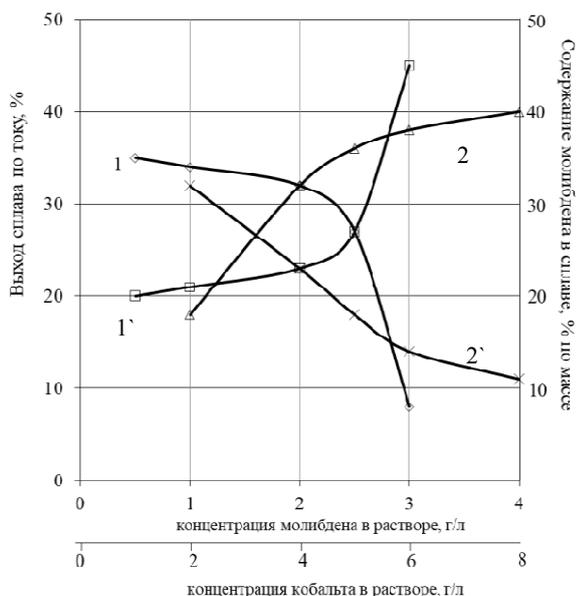


Рис. 1. Зависимость выхода сплава по току, %, и содержания молибдена в сплаве, % по массе, от концентрации молибдена в электролите (г/л) – кривые 1 и 1'; от концентрации кобальта в электролите (г/л) – кривые 2 и 2'. Температура электролита 20 °С, катодная плотность тока 1 А/дм<sup>2</sup>

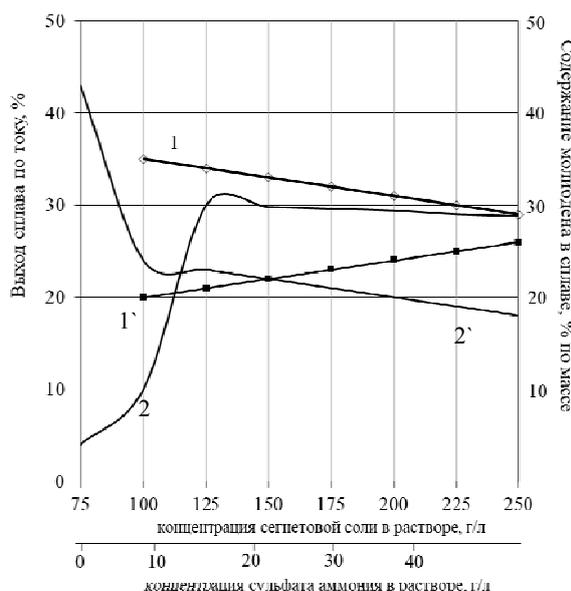


Рис. 2. Зависимость выхода сплава по току, %, и содержания молибдена в сплаве, % по массе, от концентрации селеновой соли в электролите (г/л) – кривые 1 и 1'; от концентрации сульфата аммония в электролите (г/л) – кривые 2 и 2'. Температура электролита 20 °С, катодная плотность тока 1 А/дм<sup>2</sup>

Увеличение концентрации молибдена от 0.5 до 3 г/л при постоянном количестве кобальта в растворе, равном 4 г/л, повышает содержание молибдена в сплаве от 20 до 45 % (кривая 1). При этом содержание молибдена в осадке растет от 23 до 45 % при увеличении его концентрации в электролите от 2 до 3 г/л. Однако в этом случае наблюдается уменьшение выхода сплава по току от 32 до 8 % (кривая 1'). Изменение количества кобальта в электролите также существенно влияет на состав сплава и выход его по току. Опыты, проведенные при постоянном содержании молибдена в растворе равном 2.0 г/л, показали, что изменение концентрации кобальта от 2 до 8 г/л увеличивает его содержание в сплаве с 69.3 до 87.5 % и при этом выход сплава по току растет от 18 до 40 % (кривая 2).

Аналогично изучено влияние концентрации селеновой соли и сульфата аммония в растворе на состав и выход сплава по току. Количество молибдена и кобальта в электролите было постоянным, равным соответственно 2 и 4 г/л (рис. 2).

Анализ данных о влиянии концентрации компонентов электролита на состав и выход по току позволил установить следующий оптимальный состав электролитов для получения качественных осадков сплава кобальт–молибден, г/л: Мо – 2, Со – 4.5, (NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> – 15, KNaC<sub>4</sub>H<sub>4</sub>O<sub>6</sub> – 150,

pH = 6. При температуре 20 °С и катодной плотности 1 А/дм<sup>2</sup> сплав с содержанием молибдена 25 % осаждается с выходом по току 37 %. Данный состав электролита был принят за основу для дальнейших исследований.

Проведены поляризационные измерения при осаждении сплава на постоянном и импульсном токе.

Исследования виннокислых комплексов молибдена показали, что молибден в растворе находится в составе анионного комплекса [5, 6, 8, 9]. Разряд ионов кобальта происходит из катионных комплексов [5, 7–9].

Большинство методов определения характера электродного процесса и его скорости основаны на измерении электродной поляризации или перенапряжения [10].

#### Исследование процесса осаждения сплава кобальт–молибден при постоянном токе

На рис. 3 представлены поляризационные кривые при электроосаждении сплава кобальт–молибден, снятые компенсационным методом в режиме стационарного электролиза. Совместное осаждение ионов молибдена и кобальта является примером сопряженной системы. Невозможность получения поляризационной кривой раздельного осаждения молибдена связано с высоким отрицательным потенциалом разряда ионов молибдена из-за низкого перенапря-

жения водорода из молибдена. Сопоставление полученных поляризационных кривых показывает, что потенциалы отдельного выделения кобальта и молибдена более электроотрицательны, чем потенциалы их совместного осаждения.

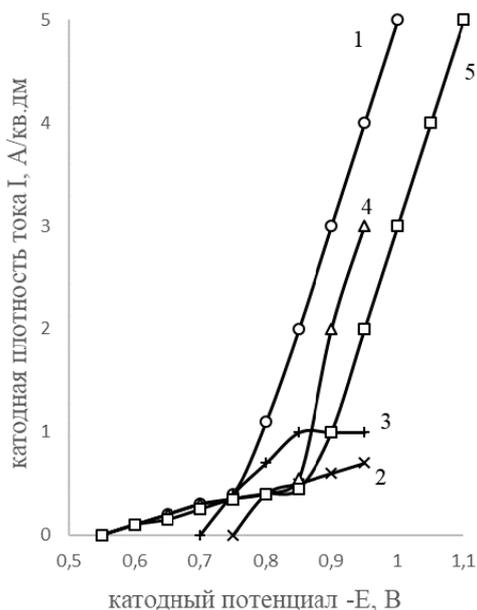


Рис. 3. Зависимость катодной плотности тока  $I_c$ ,  $A/cm^2$ , от катодного потенциала  $-E$ , В, при совместном выделении кобальта и молибдена (кривая 1), осаждении кобальта (кривая 5); кривые 2, 3, 4 – парциальные поляризационные кривые выделения, соответственно, молибдена, кобальта, водорода

Таким образом, в процессе сплавообразования происходит деполаризация при выделении обоих компонентов сплава, обусловленная взаимным влиянием разряжающихся ионов. При разложении суммарной поляризационной кривой  $I$  на парциальные доли токов, идущих на разряд ионов кобальта, молибдена и водорода

с учетом выхода по току и состава сплава установлено, что вблизи равновесного потенциала (до  $E = -0,75$  В) скорости разряда ионов кобальта и молибдена незначительны по величине и мало отличаются друг от друга. Сплав, полученный при малой величине катодной поляризации, обогащен молибденом и выделяется с относительно малым выходом по току. С ростом поляризации катода, и в области значений потенциалов от  $-0,77$  до  $-0,86$  В скорость разряда ионов кобальта значительно превышает скорость разряда ионов молибдена в сплаве и увеличивает выход сплава по току. При потенциалах более электроотрицательных, чем  $-0,86$  В, достигается предельный ток разряда ионов кобальта, в то время, как скорость разряда ионов молибдена продолжает возрастать. Это приводит к тому, что при смещении потенциала в область более электроотрицательных значений наблюдается увеличение содержания молибдена в сплаве. При этом происходит резкое увеличение скорости выделения водорода и, соответственно, уменьшение выхода сплава по току.

#### Исследование процесса осаждения сплава кобальт–молибден импульсным током

При измерении потенциала электрода при электролизе током, отличным от постоянного, в основном исходят из среднего значения потенциала за период. Как известно [11–13], мгновенные значения потенциала могут резко отличаться как в большую, так и в меньшую сторону от среднего значения. Влияние же минимального и максимального значений потенциала на кинетику электродных процессов весьма значительно.

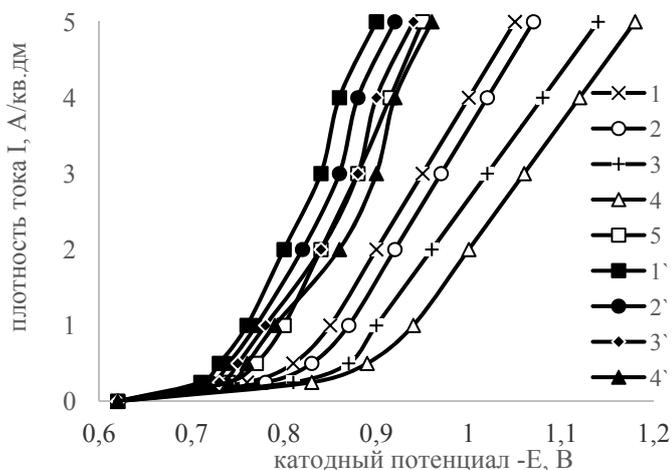


Рис. 4. Зависимость максимальных  $E_{max}$  (кривые 1–4) и минимальных  $E_{min}$  (кривые 1'–4') значений потенциала от средней за период плотности тока  $I_{cp}$  при электроосаждении сплава кобальт–молибден импульсным током. Длительность импульсов: 1 и 1' –  $T/2$ ; 2 и 2' –  $T/4$ ; 3 и 3' –  $T/8$ ; 4 и 4' –  $T/16$ ; 5 – постоянный ток

В настоящей работе при осаждении сплава периодическим током с обратным импульсом были отмечены некоторые особенности. При измерении полного значения потенциала был использован метод замещения [10]. На рис. 4 и 5 приведены экспериментальные данные зависимости максимального ( $E_{\max}$ ) и минимального ( $E_{\min}$ ) значения потенциала электрода от средней за период плотности тока при питании электролитической ячейки периодическим током. При использовании импульсного тока установлено, что с уменьшением длительности импульса, наблюдается увеличение как максимального, так и минимального значений потенциалов в сторону их электроотрицательных значений (рис. 4).

При осаждении сплава периодическим током с обратным импульсом, при уменьшении соотношения амплитуд прямого и обратного импульсов, во время прохождения обратного импульса минимальное значение потенциала электрода  $E_{\min}$  смещается в область электроположительных значений, что способствует вхождению молибденосодержащего анионного комплекса в приэлектродное пространство. Следствием этого является увеличение числа разряжающихся молибденосодержащих ионов

и повышение доли молибдена в сплаве при увеличении амплитуды обратного импульса. Подтверждением того, что при электроосаждении сплава импульсным током молибденосодержащие анионы испытывают электростатическое торможение при входе в приэлектродное пространство, и наоборот, при использовании периодического тока с обратным импульсом противодействие поля заметно ослаблено, являются приведенные на рис. 6 частные поляризационные кривые разряда молибденосодержащих ионов, рассчитанные по данным рис. 4 и 5 с учетом выхода по току и состава сплава. С увеличением потенциала катода скорость разряда молибденосодержащих ионов при использовании периодического тока с обратным импульсом (рис. 6) с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов, равным 3, возрастает линейно (кривая 1), в то время, как при осаждении импульсным током с длительностью импульсов  $T/16$  (кривая 5), при потенциалах более электроотрицательных, чем  $-1,1$  В, скорость разряда молибдат-анионов заметно сокращается и ток разряда приближается к его предельному значению, что может быть объяснено обеднением приэлектродного слоя этим видом ионов.

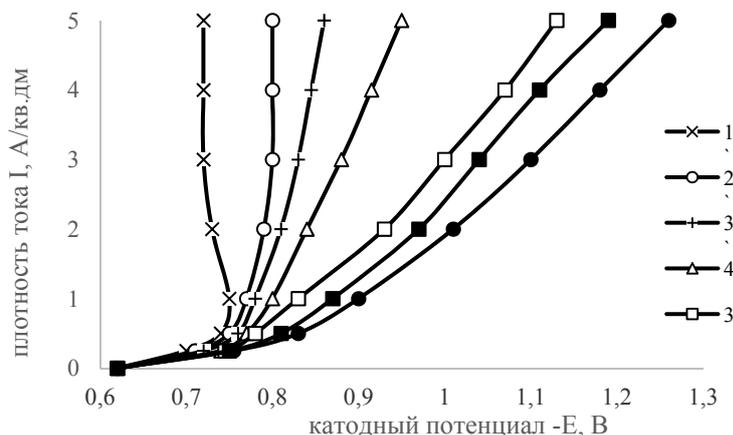


Рис. 5. Зависимость максимальных  $E_{\max}$  (кривые 1–3) и минимальных  $E_{\min}$  (кривые 1'–3') значений потенциала от средней за период плотности тока  $I_{cp}$  при электроосаждении сплава кобальт–молибден импульсным током. Формы тока с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов: 1 и 1' –  $I_{пр}/I_{обр} = 3$ ; 2 и 2' –  $I_{пр}/I_{обр} = 5$ ; 3 и 3' –  $I_{пр}/I_{обр} = 7$ ; 4 – постоянный ток

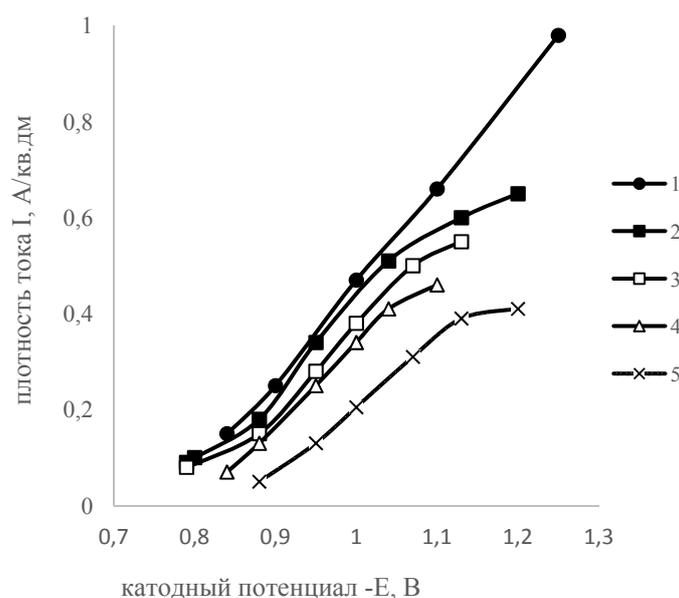


Рис. 6. Парциальные поляризационные кривые выделения молибдена при нестационарном режиме электролиза импульсным током с обратным импульсом с соотношением амплитуд прямого и обратного импульсов равным: кривая 1–3; 2–5; 3–7. Импульсный ток с длительностью импульса: кривая 4 – T/4; 5 – T/16

Таким образом, как при использовании постоянного, так и при использовании периодических токов для электроосаждения сплавов кобальт-молибден, весьма важную роль в процессе разряда играет доставка молибденосодержащих анионов в приэлектродное пространство.

#### Выводы

1. Разработан состав тартратного электролита для осаждения сплава кобальт-молибден.

2. Изучено влияние на состав сплава и его выход по току рН электролита, температуры, перемешивания, соотношение компонентов в растворе. Установлено оптимальное условие осаждения сплава: электролитический процесс должен проводиться при рН=6 и температуре 600 °С. В зависимости от средней плотности тока и режима электрического питания, сплав осаждается с содержанием молибдена от 15 до 39 % и выходом по току от 32 до 40 %.

На основании проведенных поляризационных измерений при осаждении сплава как постоянным, так и периодическим токами предложен механизм сплавообразования.

На основании анализа общих и частных поляризационных кривых сделано заключение о влиянии поля катода на молибденосодержащий анион при его вхождении в приэлектродное пространство. Показано, что тормозящее действие электростатического поля на анион ослаблено

при питании электролитической ванны периодическим током с обратным импульсом.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перельман, Г. В. Молибден и вольфрам / Г. В. Перельман, А. Я. Зворыкин. – М.: Наука, 1968. – 140 с.
2. Патент РФ № 2000104387/02, 22.02.2000. Способ электролитического осаждения сплава железо-молибден // Патент России № 2174163; опубл. 27.09.2001. / Серебровский В. И., Серебровская Л. Н., Серебровский В. В., Коняев Н. В., Батищев А. Н.
3. А. с. 333222 СССР, М. Кл. С 23b 5/32. Способ электролитического осаждения сплавов кобальт – молибден / Н. А. Бучене, З. П. Пауликайте, В. С. Рачинскас (СССР). – № 1381296/22-1; заявл. 01.12.1969; опубл. 21.03.1972, Бюл. № 11. – 1 с.
4. Рачинскас, В. С. Исследования в области электроосаждения металлов / В. С. Рачинскас, Н. А. Бучене, Ю. Ю. Матулис // Матер. XI республиканской конф. по электрохимии. – Литовская ССР, Вильнюс, 1971. – С. 51.
5. Бундже, В. Г. Электрохимическое поведение молибдена и вольфрама в кислых и нейтральных растворах. Электроды и электролиты / В. Г. Бундже, В. М. Горбачева, Ю. Д. Дунаев, Г. З. Кирьяков // Труды института хим. наук. – 1967. – № 15. – С. 15–20.
6. Пятницкий, И. В. Исследование лимоннокислых комплексов молибдена / И. В. Пятницкий, Л. Ф. Кравцова // Укр. хим. ж. – 1968. – № 1. – С. 88–91.
7. Францевич-Заблудовская, Т. Ф. Механизм соосаждения сплавов молибдена и вольфрама с металлами группы железа. Парциальные поляризационные кривые / Т. Ф. Францевич-Заблудовская, А. И. Заяц, В. Т. Барчук // Укр. хим. ж. – 1959. – Т. 25. – С. 723–732.
8. Березин, Н. Б. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений /

Н. Б. Березин, Н. В. Гудин. – Казань : КГТУ, 2006. – 276 с.

9. *Корешкова, Е. В.* Влияние молибдена на структуру сплавов на основе железа / Е. В. Корешкова, А. А. Кулемина // Современные электрохимические технологии и оборадование : матер. конф., Минск, 24–25 ноября 2016 г. / Белорусский государственный технологический университет. – Минск : БГТУ, 2016. – С. 21–24.

10. *Ваграмян, А. Т.* Методы исследования электроосаждения металлов / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева. – М. : Изд. 2-е, АН СССР, 1960. – 448 с.

11. *Озеров, А. М.* Нестационарный электролиз / А. М. Озеров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Саманов, И. Н. Свердлин. – Волгоград : Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.

12. *Костин, Н. А.* Импульсный электролиз / Н. А. Костин, В. С. Заблудовский. – Киев : Наук. Думка, 1989. – 168 с.

13. *Замурников, В. М.* Новые аспекты повышения скорости осаждения гальванопокрытий при импульсном электролизе / В. М. Замурников, Н. А. Костин // Гальванотехника и обработка поверхности. – 1994. – Т. 3, № 2.

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 2020 г. Поз. № 6ж. Дата выхода в свет 29.06.2020 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,7. Уч.-изд. л. 9,33.

Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 262.  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.