

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)  
*Поляничков 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). По вопросам  
подписки обращаться  
в издательство.

**Тел. издательства ВолгГТУ:**

(8442) 24-84-06

Факс (8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

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

**№ 3 (213)**  
**Март**  
**2018**

**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», 2018

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

### **Editorial board:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

# IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL  
UNIVERSITY

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

## Editorial board:

Chairman

**Gurevich L. M.,**

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

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

**Tel. Of VSTU editorial office:**

(+7 8442) 24-84-06

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

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 3 (213)**  
**March**  
**2018**

**FOUNDER:**

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

**Editorial office address:**

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

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

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

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

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

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

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

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

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 44, 48  
Адаменко Н. А. 44, 48  
Ан Д. А. 48  
Антипов И. С. 108  
Арисова В. Н. 11  
Артемьев А. А. 102, 112  
Асеева Е. Н. 121  
Бадиков К. А. 94  
Банников А. И. 56  
Барон А. А. 91  
Белов А. А. 148  
Богданов А. И. 11, 30, 35, 62, 108  
Бондарева О. П. 140  
Бочкарев А. А. 15  
Буров А. М. 70  
Водопьянов В. И. 65  
Волобуев С. С. 18  
Габельченко Н. И. 148  
Галкин И. А. 151  
Гаманюк С. Б. 151  
Гуревич Л. М. 11, 52, 56, 62, 65  
Гурулев Д. Н. 84  
Давидян Л. В. 124, 131  
Даненко В. Ф. 52, 65  
Домбровский Ю. М. 124, 131  
Дудкина Н. Г. 76  
Евчиц Р. Д. 30  
Елсуков С. К. 102  
Замотаев Б. Н. 22  
Зорин И. В. 102, 113  
Зюбан Н. А. 116, 151  
Казанкин В. А. 72  
Казанкина Е. Н. 72  
Казуров А. В. 44, 48  
Канышев В. А. 65  
Кидалов Н. А. 148  
Кириличев М. В. 151  
Ковальчук Э. Ю. 70  
Косова Е. А. 151  
Кофтунов Е. Р. 116  
Кривченко Н. В. 22, 26  
Крохалев А. В. 40  
Крутенко А. В. 112  
Крючков О. Б. 137, 140, 144  
Кузьмин С. В. 40  
Кулевич В. П. 7, 15, 18  
Кязымов Ф. А. 102  
Литвинова Т. Р. 108  
Лысак В. И. 40, 112  
Матлин М. М. 72  
Маширова П. Г. 151  
Миронов И. А. 140, 144  
Мишустин О. А. 148  
Мозгунова А. И. 72  
Моисеев Ю. И. 62  
Новиков Р. Е. 52, 56  
Нотов И. В. 82  
Палаткина Л. В. 84, 91  
Пермяков И. Л. 56  
Пономарева И. А. 11  
Попов А. В. 82  
Проничев Д. В. 18  
Радько М. С. 11  
Рожнов А. А. 82  
Романенко М. Д. 87  
Руцкий Д. В. 116, 151  
Рыков М. А. 112  
Рябошук С. В. 116  
Савин Д. В. 44, 48  
Савкин А. Н. 94  
Савченко В. В. 7  
Самойлов А. А. 102  
Седов А. А. 94  
Седов Э. В. 144  
Серов А. Г. 15, 22, 26, 62  
Ситников Д. Г. 137, 140  
Слаутин О. В. 7, 15, 18, 22, 26, 62  
Соколов Г. Н. 102, 108, 112  
Соломатин А. В. 121  
Степанов М. С. 124, 131  
Столярчук А. С. 87  
Сухобоков Г. О. 102  
Таубе А. О. 30, 35  
Тескер Е. И. 121  
Титов К. Е. 108  
Токарев М. С. 35  
Тупицин М. А. 40  
Турапин Ю. Ю. 137, 144  
Фастов С. А. 102  
Фатыхова А. Г. 7  
Фетисов В. А. 102  
Фокин В. А. 52  
Фролов В. И. 52  
Фрункин Д. Б. 56  
Харламов В. О. 11, 40  
Чубуков М. Ю. 116  
Чуваев И. А. 148  
Шморгун В. Г. 7, 15, 18, 22, 26, 30, 35  
Шнипка М. В. 112  
Щербин Д. В. 30, 35

## СОДЕРЖАНИЕ

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Савченко В. В., Фатыхова А. Г.</i> Исследование особенностей диффузионного взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита сплав X15Ю5 – алюминий АД1.....	7
<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Богданов А. И., Харламов В. О., Радько М. С.</i> Структурообразование в зоне соединения сваренного взрывом магниево-алюминиевого композита при жидкофазном взаимодействии.....	11
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Серов А. Г., Бочкарев А. А.</i> Исследование химического и фазового состава зоны диффузионного взаимодействия в слоистом композите ВТ1-0-НП2.....	15
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Волобуев С. С., Кулевич В. П.</i> Исследование теплопроводности сваренного взрывом биметалла медь М1 + сплав МА2-1.....	18
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Замотаев Б. Н., Серов А. Г., Кривченко Н. В.</i> К вопросу о толщине матричных слоев в составе слоистого интерметаллидного композита системы Ti-Fe.....	22
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Кривченко Н. В.</i> Процесс структурообразования в зоне взаимодействия при лазерной обработке биметалла* ВТ1-0+М1.....	26
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Таубе А. О., Щербин Д. В., Евчиц Р. Д.</i> Особенности диффузионного взаимодействия на межслойной границе композита X20H80+АД1.....	30
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Таубе А. О., Щербин Д. В., Токарев М. С.</i> Моделирование термических напряжений, возникающих в слоистом композите АД1+X20H80+М1 после термообработки.....	35

### II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Тупицин М. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Особенности сохранения порошковых покрытий системы $Cr_3C_2 - Ti$ при их нанесении на стальные основания с использованием нагружения плоской нормально падающей детонационной волной.....	40
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В.</i> Исследование теплового расширения фторопласт-алюминиевых композитов.....	44
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Ан Д. А., Казуров А. В., Савин Д. В.</i> Влияние взрывного прессования на свойства СВМПЭ.....	48

### III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Новиков Р. Е., Фокин В. А., Фролов В. И.</i> Конечно-элементное моделирование деформирования несущего троса.....	52
<i>Фрункин Д. Б., Новиков Р. Е., Гуревич Л. М., Пермяков И. Л., Банников А. И.</i> Моделирование процесса догибки кромок заготовок сварных прямошовных труб, произведенных АО «Волжский трубный завод».....	56
<i>Моисеев Ю. И., Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Богданов А. И., Серов А. Г.</i> Установление причины потери упругости пружины клапана газозапорной аппаратуры в процессе эксплуатации.....	62
<i>Даненко В. Ф., Гуревич Л. М., Водопьянов В. И., Каньшиев В. А.</i> Влияние угла рабочего конуса волокна на дополнительный сдвиг в периферийных слоях при волочении стальной проволоки.....	65
<i>Буров А. М., Ковальчук Э. Ю.</i> Исследование и расчет бокового давления горячей штамповки порошкового биметалла.....	70
<i>Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i> Методика определения предельных напряжений в зубьях зубчатых передач...	72

<i>Дудкина Н. Г.</i> Сравнительный анализ прочностных, коррозионных и демпфирующих свойств стали 45 в зависимости от методов поверхностного упрочнения, составляющих комбинированную обработку ЭМО+ППД.....	76
<i>Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А.</i> Моделирование и анализ деформаций звеньев сферического преобразующего механизма с двумя степенями свободы.....	82
<i>Гурулев Д. Н., Палаткина Л. В.</i> Влияние формы инструмента на механические свойства кольцевой заготовки при раскатке.....	84
<i>Столярчук А. С., Романенко М. Д.</i> Влияние технологии обработки поверхности на неупругость стали, имеющей усталостное повреждение.....	87
<i>Барон А. А., Палаткина Л. В.</i> О расчетном прогнозировании прочности серого чугуна.....	91
<i>Савкин А. Н., Бадиков К. А., Седов А. А.</i> Фрактографический анализ продвижения усталостных трещин при регулярном циклическом нагружении с перегрузками в алюминиевом сплаве 2024-T3.....	94
<b>IV. ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СВАРКИ</b>	
<i>Елсуков С. К., Зорин И. В., Соколов Г. Н., Артемьев А. А., Кязымов Ф. А., Сухобоков Г. О., Самойлов А. А., Фастов С. А., Фетисов В. А.</i> Влияние параметров наплавки расщепленным электродом на формирование наплавленного металла системы Ni – Cr – Mo – Nb.....	102
<i>Литвинова Т. Р., Соколов Г. Н., Богданов А. И., Титов К. Е., Антипов И. С.</i> Особенности формирования структуры и свойств сварных соединений из стали 10ХСНД под влиянием частиц диоксида церия и алмаза.....	108
<i>Артемьев А. А., Соколов Г. Н., Зорин И. В., Лысак В. И., Рыков М. А., Крутенко А. В., Шнипко М. В.</i> Методика испытаний наплавленного металла на газоабразивное изнашивание.....	112
<i>Чубуков М. Ю., Руцкий Д. В., Зюбан Н. А., Рябошук С. В., Кофтунов Е. Р.</i> Расчет температурно-временной природы образования фазовых составляющих в сталях класса X42-X70.....	116
<i>Тескер Е. И., Асеева Е. Н., Соломатин А. В.</i> Исследование процессов формирования поверхностных слоев при лазерной обработке деталей узлов трения из конструкционных сталей.....	121
<i>Степанов М. С., Давидян Л. В., Домбровский Ю. М.</i> Структура, фазовый состав и свойства стали после микродугового борохромирования и боромолибденирования.....	124
<i>Давидян Л. В., Степанов М. С., Домбровский Ю. М.</i> Структурно-фазовое состояние и свойства стали 20 после микродугового бороирования.....	131
<i>Крючков О. Б., Турапин Ю. Ю., Ситников Д. Г.</i> Повышение качества стальных отливок.....	137
<i>Крючков О. Б., Миронов И. А., Ситников Д. Г., Бондарева О. П.</i> Исследование влияния защитных покрытий на угар титанового сплава BT1-0 при нагреве.....	140
<i>Крючков О. Б., Миронов И. А., Турапин Ю. Ю., Седов Э. В.</i> Исследование влияния защитных покрытий на угар стали 40ХН при нагреве.....	144
<i>Габельченко Н. И., Белов А. А., Кидалов Н. А., Мишустин О. А., Чуваев И. А.</i> Повышение качества отливок из стали 110Г13Л путем оптимизации режима термической обработки.....	148
<i>Кириличев М. В., Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Гаманюк С. Б., Косова Е. А., Маширова П. Г., Галкин И. А.</i> Особенности распределения и расположения сульфидных включений в слитках массой 24,2 т стали 38ХН3МФА, отлитых в обычных условиях и с инокулированием струи.....	151

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22:669

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, В. В. Савченко, А. Г. Фатыхова*  
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ДИФфуЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ  
НА МЕЖСЛОЙНОЙ ГРАНИЦЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА  
СПЛАВ Х15Ю5 – АЛЮМИНИЙ АД1\*

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

Исследованы особенности твердо- и жидкофазного взаимодействия на границе сваренного взрывом композита Х15Ю5-АД1. Предложен путь повышения содержания алюминия в поверхностном слое сплава Х15Ю5 после двойной термической обработки.

*Ключевые слова:* диффузия, сварка взрывом, алюминиды железа, микротвердость.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, V. V. Savchenko, A. G. Fatykhova*  
INVESTIGATION OF THE FEATURES OF DIFFUSION INTERACTION  
ON THE INTERLAYER BOUNDARY OF THE EXPLOSION  
WELDED H15Y5 ALLOY - AD1 ALUMINUM COMPOSITE

Volgograd State Technical University

The features of solid- and liquid-phase interaction at the interface of the explosion-welded composite H15Y5-AD1 are investigated. A way of increasing the aluminum content in the surface layer of the H15Y5 alloy after double heat treatment is proposed.

*Keywords:* diffusion, explosion welding, iron aluminides, microhardness.

Фехрالي (жаростойкие сплавы системы Fe-Cr-Al) нашли широкое применение в промышленности в качестве материала для электронагревательных и резистивных элементов [1-3]. Они обладают рядом преимуществ перед нихромами (сплавы системы Ni-Fe-Cr). В первую очередь это более низкая цена за счет отсутствия в составе дорогостоящего никеля. Однако имеются и недостатки. Высокохромистые фехрالي, в сравнении с нихромами, имеют низкую пластичность в исходном состоянии (что важно при изготовлении нагревательных элементов), а также резкое уменьшение пластичности сплава при эксплуатации. Обеспечить их хорошие механические свойства (в частности, высокое значение пластичности) и отсутствие сильного роста зерна и межкристаллитного разрушения при повышенных температурах можно либо за счет комплексного легирования различными элементами (Si, Mn, Zr, Ti, Y, Ce) [3-5], либо за

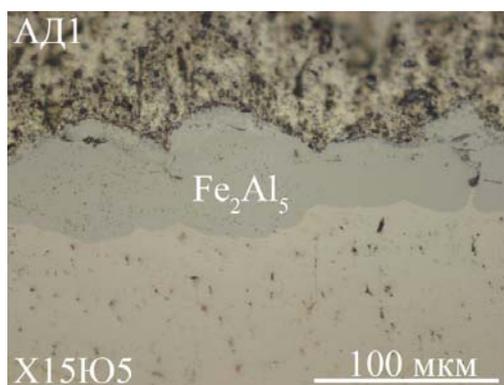
счет снижения содержания хрома в сплаве и повышения содержания алюминия в поверхностном слое изделия (что способствует формированию комплексных оксидных пленок сложного состава на поверхности) [6].

Целью настоящей работы является поиск оптимальных режимов насыщения поверхности фехрала Х15Ю5 алюминием в условиях твердо- и жидкофазного взаимодействия на границе сваренного взрывом композита Х15Ю5+АД1.

## Материалы и методы исследования

Исследования проводились на образцах сваренного взрывом алюминия марки АД1 со сплавом Х15Ю5 (2,5 + 1,6 мм). Выбор в качестве основного материала сплава Х15Ю5 был обусловлен тем, что он, за счет малого содержания хрома, обладает хорошими пластическими свойствами и может быть плакирован алюминием АД1 с помощью сварки взрывом.

Термическую обработку (ТО) проводили в печи SNOL 8.2/1100 при температуре 650–800 °С и в печи LOIP LF-7/13-G1 при 1000–1100 °С. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Фазовый состав диффузионной зоны (ДЗ) оценивали при анализе данных, полученных с помощью растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D DualBeam. Измерение микротвердости ДЗ осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

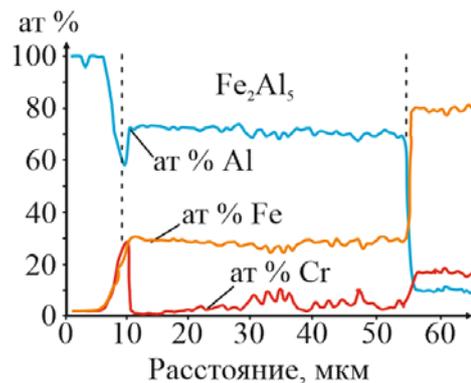


а

### Результаты и их обсуждение

В системе Fe-Al-Cr, как и в бинарной (Fe-Al) [7], превышение температуры плавления алюминия должно приводить к интенсификации диффузионного взаимодействия за счет присутствия жидкой фазы.

Металлографический анализ образцов, термообработанных при 650–660 °С, показал, что ДЗ представляет собой сплошную прослойку, состоящую из интерметаллида  $Fe_2Al_5$  с растворенным в нем Cr (рис. 1, б), переменной толщины с большим количеством трещин (рис. 1, а).



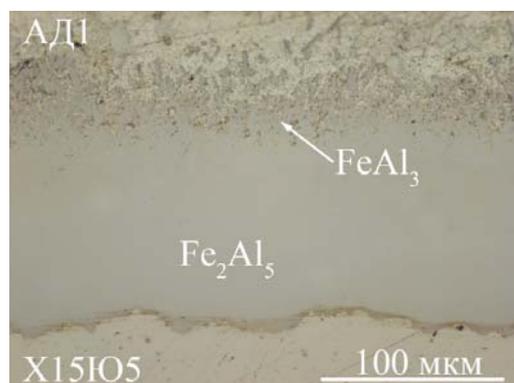
б

Рис. 1. Структура ДЗ после ТО при 660 °С, 1 ч (а) и распределение химических элементов по ее толщине (б)

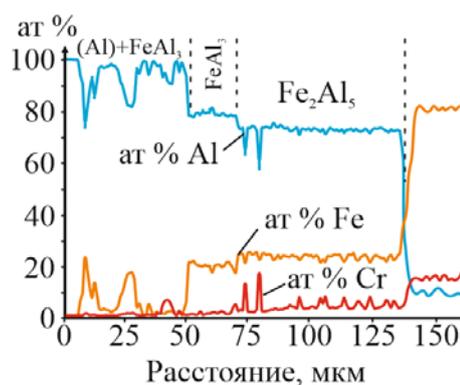
Увеличение времени ТО приводит к изменению ее средней толщины, повышению разнотолщинности и появлению пор.

Повышение температуры ТО до 670 °С меняет структуру ДЗ за счет жидкофазного взаимодействия (рис. 2, а). При этом между областями твердо- и жидкофазного взаимодействия видна слабо различимая граница. Анализ распределения химических элементов по толщине ДЗ показывает, что область жидкофазного

взаимодействия соответствует механической смеси интерметаллида  $FeAl_3$  с Al, а область твердофазного взаимодействия – интерметаллиду  $Fe_2Al_5$  (рис. 2, б). При этом в интерметаллиде  $Fe_2Al_5$  растворено ~ 5 % ат. Cr, в то время как в  $FeAl_3$  не более 2 % ат. Cr. Граница ДЗ с алюминием представляет собой мелкие «язычки пламени» с оторвавшимися от основы включениями интерметаллида  $FeAl_3$  в алюминиевой матрице.



а



б

Рис. 2. Структура ДЗ после ТО 670 °С, 1 ч (а) и распределение химических элементов по ее толщине (б)

Анализ полученных результатов позволил сделать вывод о том, что характер диффузионного взаимодействия в системе Fe-Cr-Al при твердо- и жидкофазном взаимодействии аналогичен рассмотренному для бинарной системы Fe-Al [7]. На основании этого логично было предположить, что на поверхности фехрала

можно получить покрытие из алюминидов по технологической схеме, предложенной в работах [7, 8]. Однако механическое воздействие на композит с целью отделения непрореагировавшего слоя алюминия от ДЗ привело к такому разрушению ДЗ, что на поверхности фехрала не осталось интерметаллидов (рис. 3).

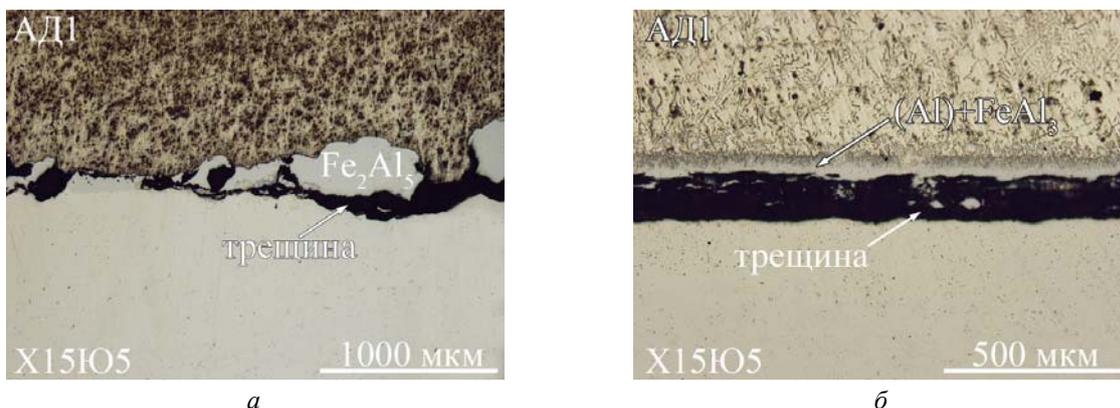


Рис. 3. Структура ДЗ после ТО при 660 °С (а) и 670 °С (б) и механического воздействия на композицию

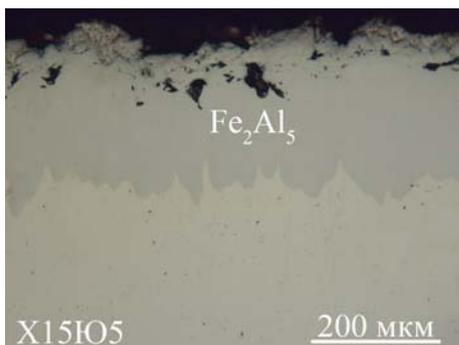


Рис. 4. Структура покрытия после ТО 800 °С, 1 ч

Проблема получения на поверхности фехрала покрытия из алюминидов была решена путем снижения при прокатке композита толщины алюминиевого слоя до 300 мкм и его

полной трансформации в процессе ТО по режиму 800 °С, 1 ч в интерметаллид Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> (рис. 4). Полученное покрытие очень хрупкое и его перевод в более пластичное был осуществлен путем повторной ТО.

Серия экспериментов по выбору оптимальных режимов трансформации фазового состава покрытия (Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> → FeAl + Fe<sub>3</sub>Al) показала, что оптимальной температурой ТО является 1000 °С. Более низкая температура не обеспечивает приемлемой длительности фазового перехода (рис. 5, а), а увеличение температуры до 1100 °С приводит к порообразованию у поверхности покрытия (рис. 5, б). Достаточное для получения алюминидного покрытия FeAl + Fe<sub>3</sub>Al с включениями FeAl<sub>2</sub> (рис. 6) время составило 20 ч.

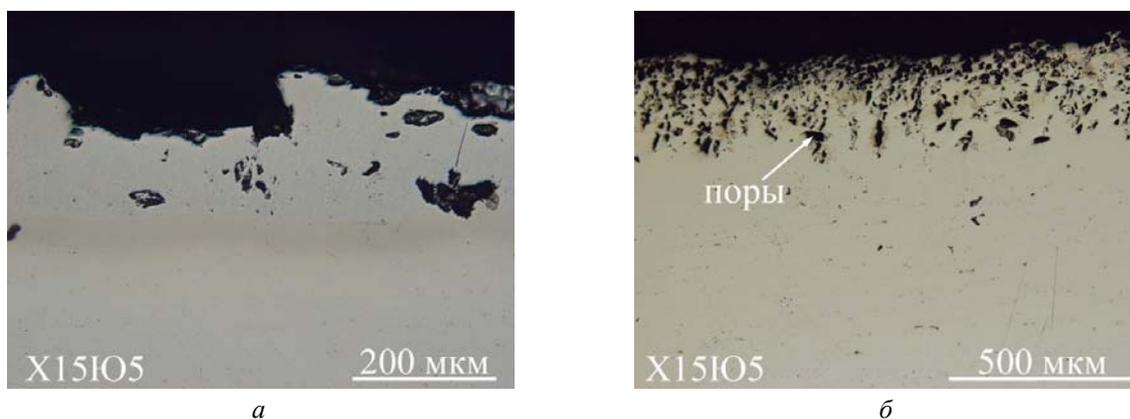


Рис. 5. Структура покрытия после двойной ТО 800 °С, 1 ч + 900 °С, 3 ч (а) и 800 °С, 1 ч + 1100 °С, 6 ч (б)

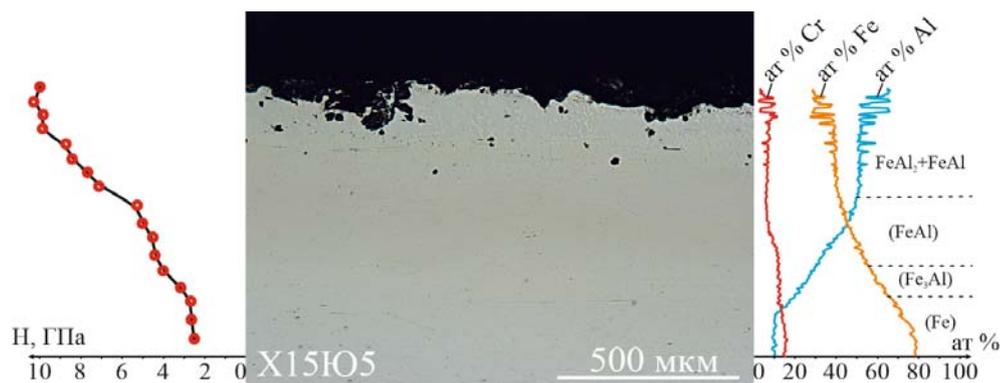


Рис. 6. Структура, распределение микротвердости и химических элементов по толщине покрытия после двойной ТО 800 °С, 1 ч + 1000 °С, 20 ч

### Выводы

1. Термообработка биметалла X15Ю5-АД1 при температуре твердофазного взаимодействия приводит к формированию на границе соединения ДЗ, состоящей из прослойки интерметаллида  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  с большим количеством пор и трещин. После приложения механической нагрузки композиция разрушается по границе ДЗ – фехраль.

2. Термообработка биметалла X15Ю5-АД1 при температуре жидкофазного взаимодействия приводит к интенсификации роста ДЗ, появлению в ее составе прослойки интерметаллида  $\text{FeAl}_3$  и двухфазной  $(\text{FeAl}_3+\text{Al})$  области. Приложение механической нагрузки приводит к разрушению ДЗ по интерметаллиду  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ .

3. Минимизация толщины алюминиевого слоя на поверхности фехрали позволяет после первичной термообработки (при температуре 800 °С) сформировать интерметаллидное  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  покрытие, а после вторичной (при температуре 1000 °С) – трансформировать хрупкий интерметаллид  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  в многофазное покрытие большей пластичности:  $(\text{FeAl}+\text{FeAl}_2)/\text{FeAl}/\text{Fe}_3\text{Al}$ .

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Корнилов, И. И. Железные сплавы. Сплавы железо–хром–алюминий : в 2 т. / И. И. Корнилов – Москва : Издательство АН СССР, 1945. – 416 с.

2. Сплавы для нагревателей / Л. П. Жуков, И. М. Племянникова, М. Н. Миронова, Д. С. Баркая, Ю. В. Шумков. – Москва : Metallurgy, 1985. – 144 с.

3. ГОСТ 10994–74. Сплавы прецизионные. Марки. – Введ. 1975-01-01. Изм. 2017-21-12. – Москва : Изд-во стандартов, 2017. – 27 с.

4. ООО «ЭлектроОмМет». Суперфехраль GS SY (X23Ю5Т) [Электронный ресурс] / ООО «ЭлектроОмМет». – Электрон. текстовые дан. – 2011. – Режим доступа : <http://www.nihrom-fehral.ru/index.php?id=-gs-sy-235>

5. Oxidation behaviour of Kanthal A1 and Kanthal AF at 1173 K: effect of yttrium alloying addition / R. Cuffe, H. Buscail, E. Caudron, C. Issartel, F. Riffard // Applied Surface Science. – 2003. – Vol. 207, Issue 1–4. – pp. 246 – 254.

6. Пугачева, Н. Б. Разработка способов повышения технологических и эксплуатационных свойств сплавов и покрытий с В2 структурами : дис...канд. тех. наук : 05.02.01 / Пугачева Наталия Борисовна. – Екатеринбург, 2008. – 310 с.

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

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

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

*Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, А. И. Богданов,  
В. О. Харламов, М. С. Радько*

**СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ  
СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА  
ПРИ ЖИДКОФАЗНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований влияния термической обработки, обеспечивающей жидкофазное взаимодействие компонентов в полученном сваркой взрывом магниево-алюминиевом композите, на микромеханические свойства, структуру, химический и фазовый состав диффузионной зоны.

*Ключевые слова:* слоистый композиционный материал, структура, свойства, диффузия, жидкофазное взаимодействие, интерметаллиды, рентгеновский энергодисперсионный анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ.

*L. M. Gurevich, V. N. Arisova, I. A. Ponomareva, A. I. Bogdanov,  
V. O. Kharlamov, M. S. Radko*

**STRUCTURAL FORMATION IN THE ZONE OF CONNECTION  
OF A MAGNE-ALUMINUM COMPOSITE WELDED  
BY EXPLOSION IN LIQUID PHASE INTERACTION**

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of studies of the effect of heat treatment, which provides liquid-phase interaction of components in a magnesium-aluminum composite obtained by explosion welding, on the micromechanical properties, structure, chemical and phase composition of the diffusion zone.

*Keywords:* layered composite material, structure, properties, diffusion, liquid-phase interaction, intermetallides, X-ray energy-dispersive analysis, X-ray structural phase analysis.

**Введение**

Развитие современной промышленности напрямую связано с широким внедрением новых материалов, обладающих особыми физическими, химическими, механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами. Создание нового класса материалов, в частности, слоистых интерметаллидных металлических композитов (СМИК), является одним из приоритетных направлений развития в машиностроении, энергетике и электрометаллургии [1–3].

СМИК на основе алюминия предназначены для использования в конструкциях ракетно-космической и авиационной техники с высокой удельной прочностью. Разработка и создание нового многослойного жаропрочного интерметаллидного композиционного материала системы Al-Mg требует постановки и проведения специального поискового исследования влияния параметров комплексной технологии, включающей сварку взрывом (СВ) и термическую обработку (ТО), на формирование на межслойной границе диффузионных прослоек с требуемыми свойствами. В композите, состоящем из разнородных по физико-механи-

ческим свойствам металлов, возможно протекание диффузионных процессов, которое приводит к существенному изменению служебных свойств композиционного материала.

Интенсифицировать процессы диффузии возможно за счет проведения термообработки при температурах, обеспечивающих жидкофазное взаимодействие. Ранее в [4–6] было установлено, что при термической обработке с твердофазным взаимодействием компонентов магниево-алюминиевого композита диффузия преимущественно направлена в сторону алюминия. Целью данной работы являлось исследование структуры, микромеханических свойств и фазового состава диффузионной зоны (ДЗ), полученной при жидкофазном взаимодействии компонентов магниево-алюминиевого слоистого композиционного материала.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на сваренных взрывом биметаллических образцах алюминий АД1 + магниевый сплав МА2-1 (2 + 2 мм). Отжиг биметалла АД1-МА2-1 осуществляли в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 450 °С

при временах выдержки от 10 мин до 4 ч. Металлографические исследования осуществляли на микроскопе «Olympus BX61».

Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М под нагрузкой 0,2–1 Н. Для исключения окисления составляющих композита ТО образцов проводили в обэмке (жидкое стекло + тальк). С помощью рентгеновского энергодисперсионного анализа проводили химический анализ диффузионной зоны на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa 3D. Для определения фазового состава СКМ проводили рентгеноструктурный анализ поверхности, сформировавшейся при механическом разрушении по интерметаллидной прослойке, на дифрактометре BRUKER D8 ADVANCE ECO (Германия) в медном  $K_{\alpha}$ -излучении с Ni фильтром. Идентификацию фаз осуществляли с помощью программы “DIFRACT EVA”, использующей лицензионную базу данных ICDD PDF-2.

#### Результаты и их обсуждение

Установлено, что на свойства слоистых металло-интерметаллидных композитов существ-

венное влияние оказывает изменение химического состава околошовной зоны, особенности образования интерметаллидных фаз, а также факторы, способствующие их возникновению и интенсивному росту.

При нагреве до температуры 450 °С и выдержке 10 мин происходит твердофазное взаимодействие с образованием в зоне соединения интерметаллидной прослойки, диффузия направлена в сторону алюминия. Увеличение времени нагрева до 4 часов приводит к росту интерметаллидной прослойки с 30 мкм до 1600 мкм, а с увеличением времени выдержки – к частичному расплавлению магниевое слоя и трансформации его структуры с образованием эвтектической зоны (рис. 1, а, б, в, г).

Установлено, что микротвердость слоя композита со стороны Al составляет 0,23 ГПа при ТО 450 °С, 10 мин, и увеличивается до 0,34 ГПа при 450 °С, 4ч, Mg – с 0,45 до 0,85 ГПа. На границе раздела слоев Mg и Al образуется диффузионная зона, состоящая из прослойки, которая в исследованном диапазоне времени выдержки 10 мин – 4 ч обладает твердостью 2,25 ГПа.

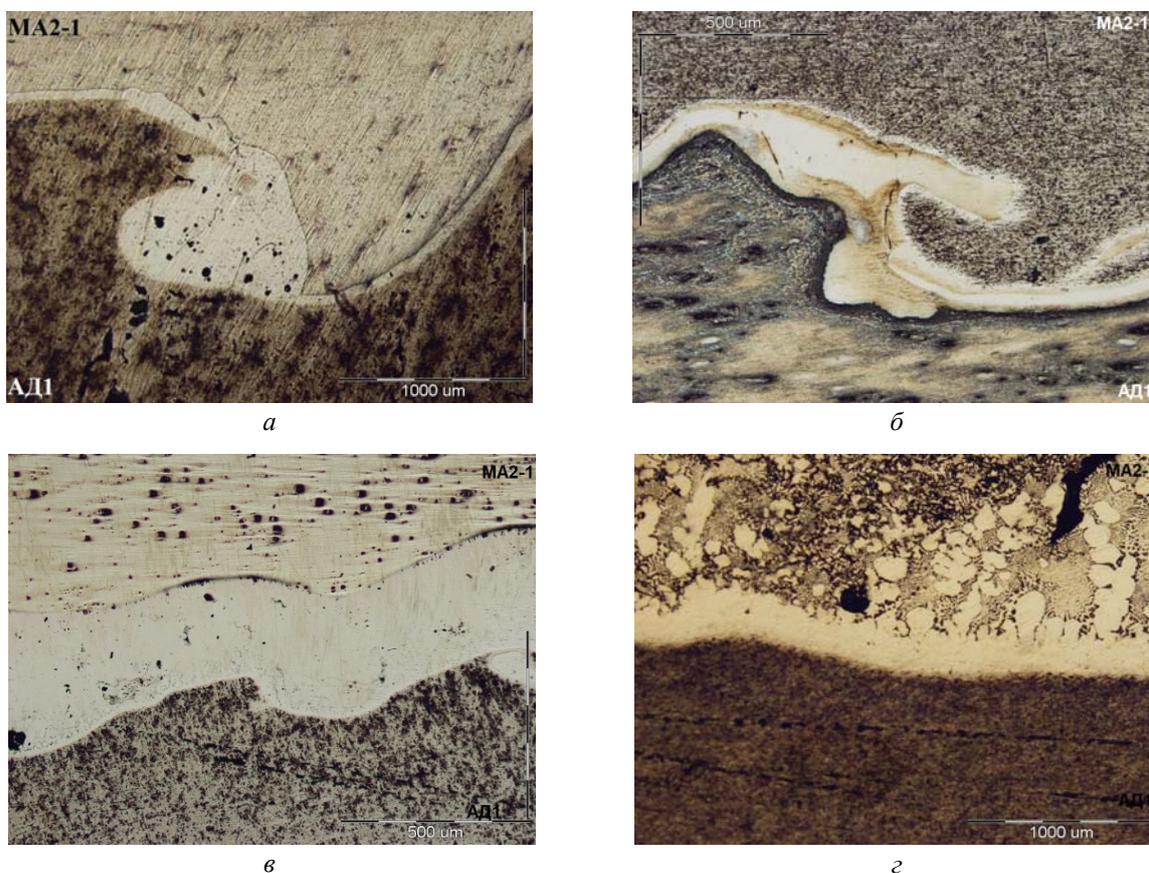
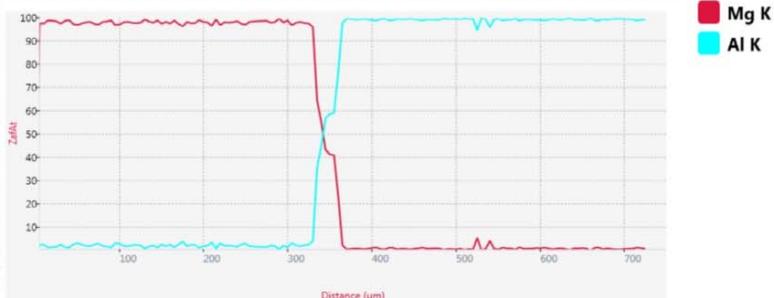
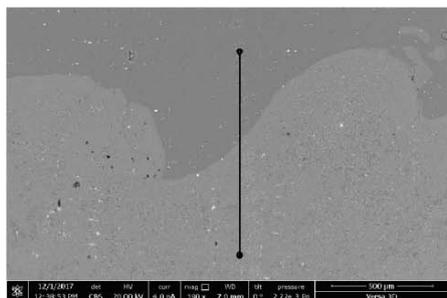


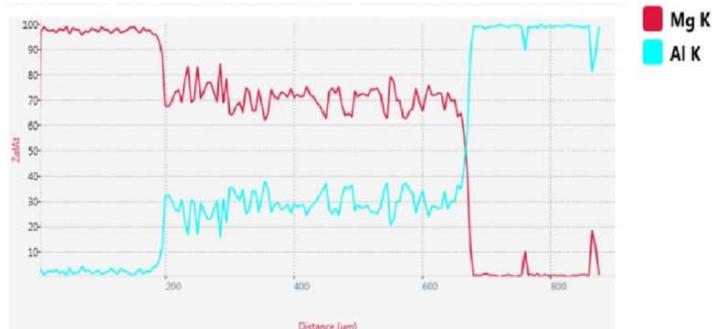
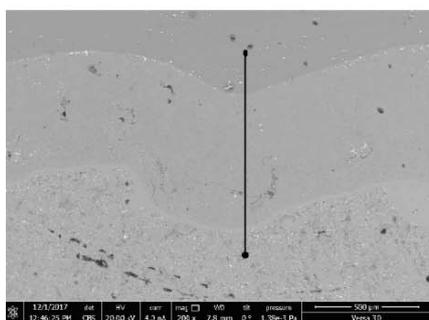
Рис. 1. Микроструктура композиционного материала MA2-1-AD1 после: нагрева 450 °С, а – 10 мин; б – 0,5 ч; в – 1 ч; г – 4 ч. Увеличение  $\times 100$

Установлено, что в магниево-алюминиевом композите формируется структура разного химического состава, зависящая от параметров термической обработки. Рентгеновский энергодисперсионный анализ показал, что после термообработки при 450 °С в течение 10 минут

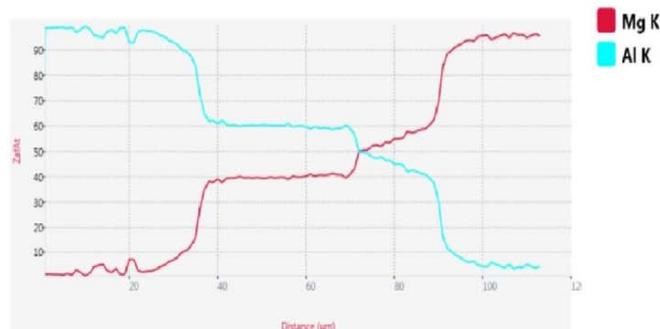
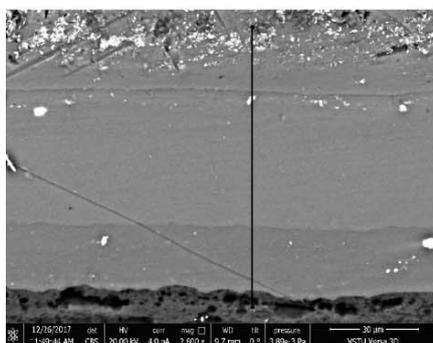
к слоям основных металлов композита (АД1 и МА2-1) примыкают зоны ограниченных твердых растворов Al(Mg) и Mg(Al). Между ними формируется прослойка, содержащая 60 ат.% Mg и 40 ат.% Al, что соответствует интерметаллиду  $Al_3Mg_2$  (рис. 2, а).



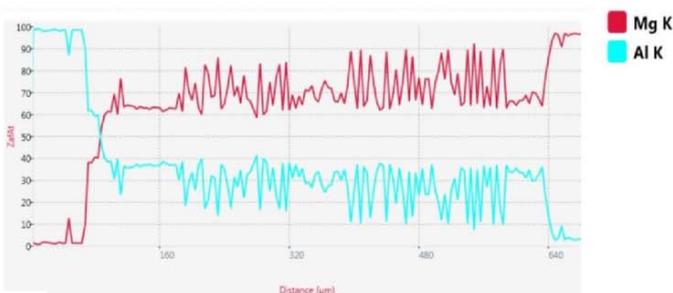
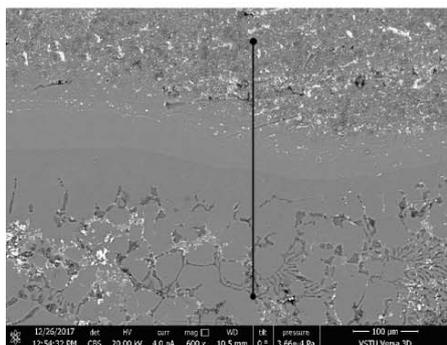
а



б



в



г

Рис. 2. Структура и РЭМ изображение композита после ТО 450 °С:  
а – 10 мин; б – 0,5 ч; в – 1 ч; г – 4 ч

При увеличении времени выдержки до 4 ч переходная зона имеет более неоднородный химический состав, включающий дальтонид  $\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$  с 60 ат.% Al и бертолид  $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$  с содержанием Al от 40 до 50 ат.% (рис. 2, б, в) согласно двойной диаграмме состояния магний-алюминий [7].

При нагреве 450 °С и времени выдержки 4 ч начинается жидкофазное взаимодействие компонентов в магниевом-алюминиевом композите

с образованием эвтектики, что подтверждается структурными исследованиями.

С увеличением времени выдержки до 4 ч объемная доля интерметаллидов увеличивается. В составе включений, в точке (1) содержится 40 % ат. Mg и 60 % ат. Al, в составе точки (2) 55 % ат. Mg и 45 % ат. Al, что соответствует интерметаллидам  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  и  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ , соответственно (рис. 3).

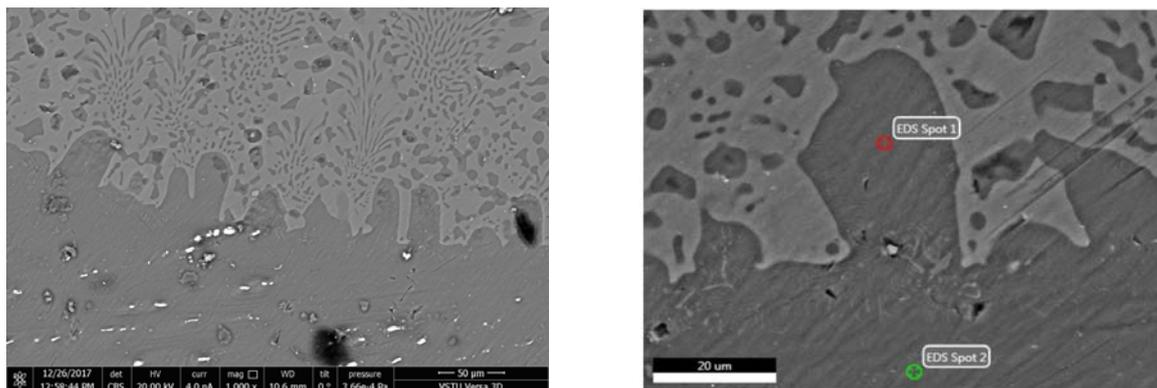


Рис. 3. Структура магниевом-алюминиевом композита после ТО 450 °С, 4 ч

Переходная зона имеет сложный переменный состав, в котором преобладает интерметаллид  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$ .

Рентгеноструктурным фазовым анализом в исследуемом магниевом-алюминиевом композите после термической обработки при 450 °С и выдержке 10 мин идентифицирована фаза –  $\text{Mg}_2\text{Al}_3$ . После увеличения времени термообра-

ботки до 4 ч при той же температуре идентифицированы фазы  $\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$  и  $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ , что коррелирует с результатами энергодисперсионного химического анализа. Количественное содержание фазы  $\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$  увеличивается с 3 до 40 %,  $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$  до 29 % при 450 °С при увеличении времени выдержки с 10 минут до 4 ч (рис. 4).

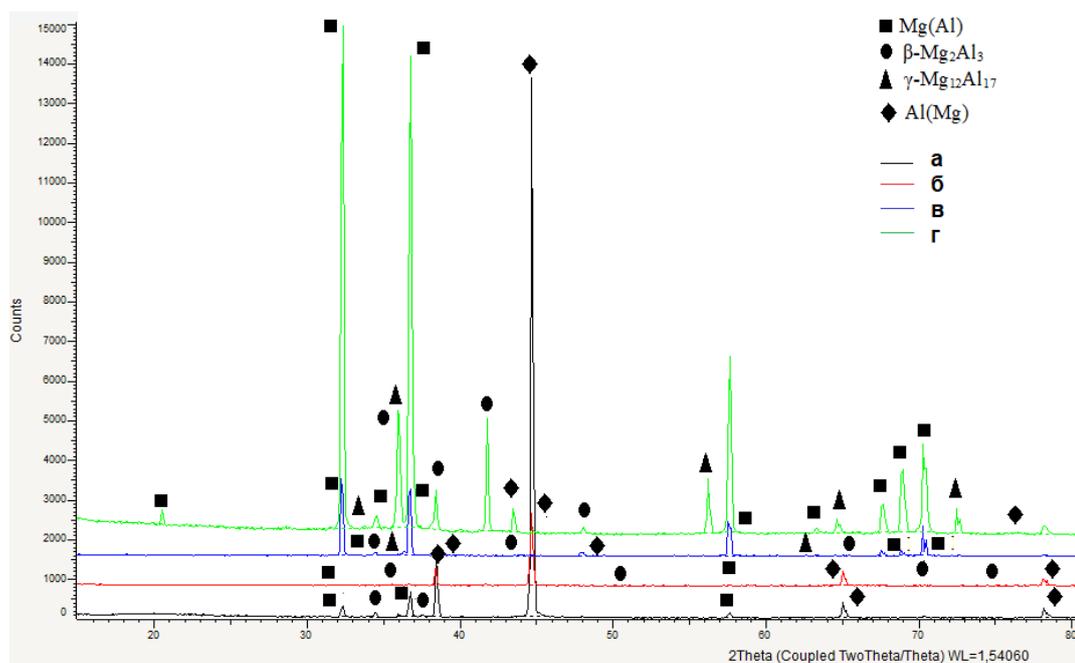


Рис. 4. Дифрактограммы поверхности, сформировавшейся при механическом разрушении по интерметаллидной прослойке после ТО 450 °С:  
а – 10 мин; б – 0,5 ч; в – 1 ч; г – 4 ч

**Выводы**

1. Диффузионное взаимодействие на межслойной границе в сваренном взрывом магниевом-алюминиевом композите в присутствии жидкой фазы приводит к формированию интерметаллидной диффузионной зоны, структура и фазовый состав которого определяются температурно-временными режимами ТО и массовой долей прореагировавших компонентов.

2. При контактном плавлении в исходном алюминиевом слое формируется структура эвтектического типа с чередующимися слоями интерметаллидов  $\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$  и  $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ , содержание которых увеличивается с ростом времени ТО.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Трыков, Ю.П. Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун ; РПК «Политехник». – Волгоград, 1999. – 190 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 – 10.

3. Трыков, Ю. П. Комплексные технологические процессы производства композиционных материалов и изделий / Ю. П. Трыков // Наука производству. – 2000. – № 1. – С. 20–23.

4. Воздействие температурно-временных условий процесса на свойства магниевом-алюминиевого композита / Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (181) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 17–20.

5. Формирование интерметаллидной зоны на границе двух- и трехслойного магниевом-алюминиевого композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–15.

6. Влияние термической обработки на механические свойства и фазовый состав магниевом-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, И. А. Пономарева, А. Е. Кондаков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2015. – № 5. – С. 47–50.

7. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.

УДК 620.22:669

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

**ИССЛЕДОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА  
ЗОНЫ ДИФФУЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ  
В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ VT1-0-NP2\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние режимов термообработки на структуру и фазовый состав зоны диффузионного взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита титан VT1-0 + никель NP2.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, никелиды титана, микротвердость.

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

**INVESTIGATION OF THE CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION  
OF THE DIFFUSION INTERACTION ZONE IN VT1-0-NP2 LAMINATE COMPOSITE**

**Volgograd State Technical University**

The effect of heat treatment regimes on the structure and phase composition of the diffusion interaction zone at the interlayer boundary of the explosion-welded VT1-0 titanium + NP2 nickel composite was studied.

*Keywords:* explosion welding, titanium nickelides, microhardness.

Сплавы на основе никелидов титана обладают уникальными физико-механическими свойствами, обусловленными проявлением в них эффектов памяти формы и сверхэластичности, а также стабильностью физико-механических свойств и возможностью программного управления параметрами формоизменения [1]. Бла-

годаря этим свойствам они нашли широкое применение в технике и медицине [2]. Дальнейшее расширение применения таких материалов может быть реализовано созданием слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) системы Ti-Ni. Комплексная технология получения СМИК [3] позволяет за счет заключитель-

ной операции термообработки достигать требуемого объемного интерметаллидного наполнения, твердости, структуры, химического и фазового состава диффузионных слоев, а значит, и функциональных свойств СМИК в целом [3, 4]. Однако, данных о фазовом составе и особенностях протекания диффузионных процессов в полученных сваркой взрывом композитах системы титан-никель, в литературе практически не встречается, либо они имеют разрозненный, несистематизированный характер.

На основании вышеизложенного, целью данной работы явилось исследование химического и фазового состава диффузионных зон, образовавшихся на межслойной границе титан-никель в условиях твердо- и жидкофазного взаимодействия.

#### Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом титана марки ВТ1-0 с никелем НП2 (2+2 мм). Сварку взрывом осуществляли на оптимальных режимах по плоскопараллельной схеме. Термическую обработку (ТО) при температуре до 1000 °С проводили в печи SNOL 8.2/1100, а при 1120 °С – в печи SNOL 7.2/1300. Образцы располагались внутри камеры титановым слоем вверх, охлаждение проводилось на воздухе.

Металлографическая часть выполнена с применением оптического микроскопа Olympus BX61, фиксирование структуры производилось цифровой камерой DP-12 с последующей обработкой изображения пакетом прикладных программ AnalSyS. Химический и фазовый состав диффузионной зоны (ДЗ) и зоны переплава определяли при помощи энергодисперсионного и рентгеновского анализа на растровом двухлучевом электронном микроскопе системы Versa

3D Dual Beam и дифрактометре Bruker: D8 ADVANCE ECO. Замеры твердости выполняли на установке ПМТ-3 с нагрузкой на индентор 50 г.

#### Результаты и их обсуждение

Анализ диаграммы состояния системы Ti-Ni (рис. 1) [5] показывает, что в данной системе присутствует легкоплавкая эвтектика, превышение температуры образования которой может привести к реализации процесса контактного плавления на границе соединения Ti-Ni [6].

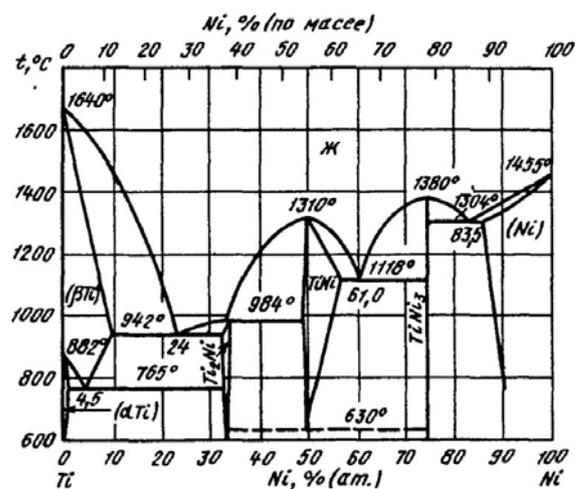
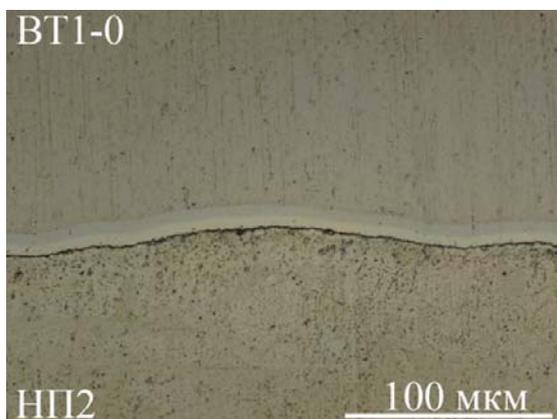
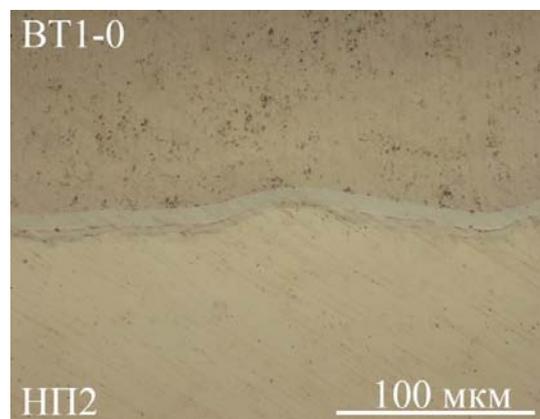


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Ti-Ni [5]

Микроструктура ДЗ, образующейся на границе ВТ1-0+НП2 после ТО при температуре ниже эвтектической, характерна для твердофазной диффузии. При 700 °С образуется ДЗ (рис. 2, а) общей толщиной 11 мкм, каждый из слоев которой соответствует одному из интерметаллических соединений, образующихся в данной системе и присутствующих на диаграмме состояния (рис. 1):  $Ti_2Ni$ ,  $TiNi$  и  $TiNi_3$  (6, 0,5 и 4 мкм соответственно).



а



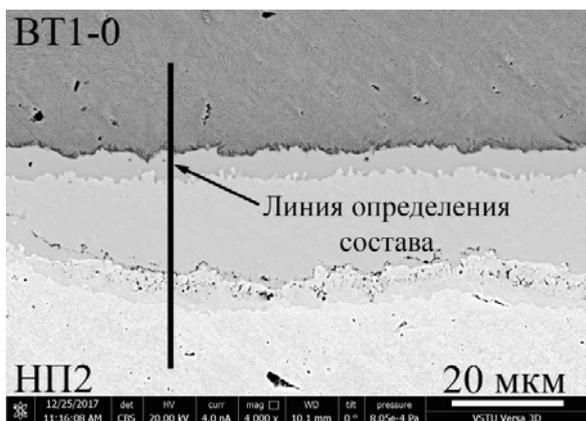
б

Рис. 2. Структура ДЗ после ТО 700 °С, 2 ч (а) и 800 °С, 30 мин (б)

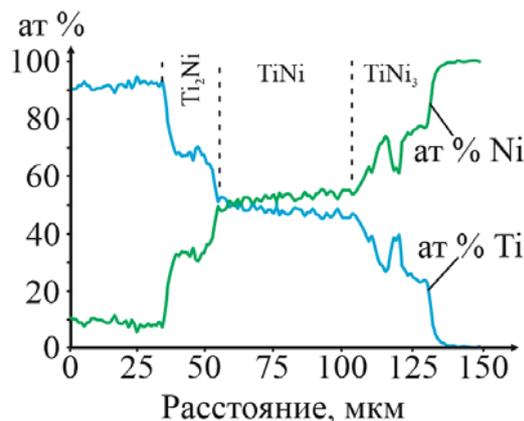
Повышение температуры ТО до 800 °С (рис. 2, б) приводит к более интенсивному росту толщины прослойки интерметаллида  $Ti_2Ni$  (10 мкм за 30 мин) по отношению к толщинам остальных двух слоев (0,5 и 4 мкм за 30 мин).

Приближение к температуре эвтектического превращения приводит к изменению соотно-

шения толщин слоев ДЗ. Так, при 930 °С формируется ДЗ, большую часть которой занимает интерметаллид  $TiNi$ . ТО при температуре эвтектического превращения и вплоть до 960 °С (рис. 3) не меняет характера диффузионного взаимодействия.



а

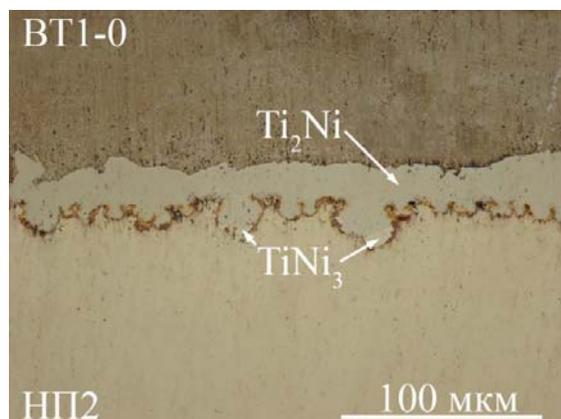


б

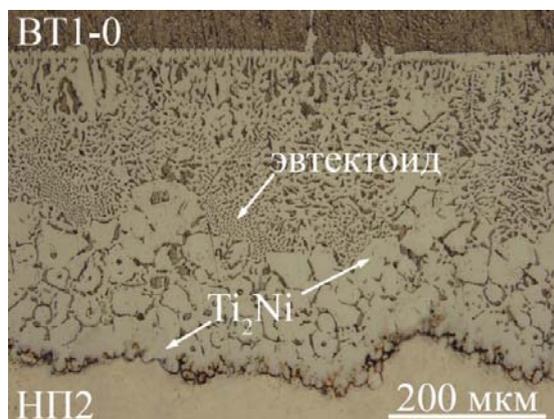
Рис. 3. Микроструктура и распределение химических элементов в ДЗ после ТО 960 °С, 3 ч

Процесс контактного плавления начинается при 970 °С. На границе раздела металлов при 30 мин выдержке вместо многослойной ДЗ формируется зона переплава (рис. 4, а) переменной толщины, состоящая из интерметаллида  $Ti_2Ni$  с небольшими включениями со стороны никеля интерметаллида  $TiNi_3$ . Последние образовались при твердофазной диффузии и за 30 мин ТО раствориться не успели. Прослойки твердого раствора со стороны титана визуально не наблюдается, однако, анализ распределения химических элементов показал, что содержание никеля в титане у границы зоны переплава дос-

тигает 10 % ат. Ni (что соответствует максимальной растворимости никеля в  $\beta-Ti$ ), а затем линейно уменьшается по мере удаления от нее (рис. 5). За 2 ч ТО толщина зоны переплава достигает 420 мкм (рис. 4, б), а за 5 ч – 500 мкм. При этом структура зоны переплава представляет из себя структурно свободные интерметаллиды  $Ti_2Ni$  твердостью 9 ГПа и эвтектоид  $Ti_2Ni+Ti$  твердостью ~ 6 ГПа, что значительно превышает микротвердость исходных слоев никеля (~ 2,35 ГПа) и титана (~ 1,95 ГПа), входящих в состав СММК.



а



б

Рис. 4. Структура зоны переплава после ТО 970 °С, 30 мин (а) и 2 ч (б)

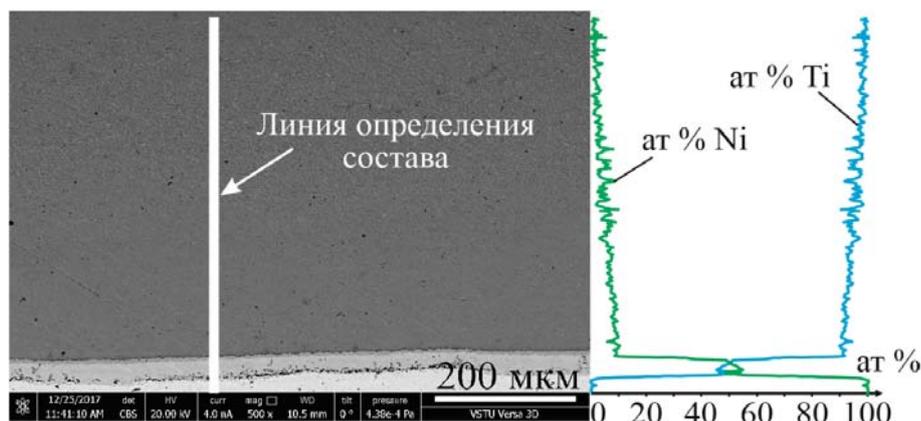


Рис. 5. Распределение химических элементов по толщине титана после ТО 960 °С, 5 ч

### Выводы

1. Термообработка биметалла ВТ1-0 – НП2 при температуре твердофазного взаимодействия приводит к формированию на межслойной границе диффузионной зоны слоистого строения, состоящей из трех прослоек интерметаллидов  $Ti_2Ni$ ,  $TiNi$  и  $TiNi_3$ , и прослойки твердого раствора на основе титана.

2. Термообработка биметалла ВТ1-0 – НП2 при температуре жидкофазного взаимодействия интенсифицирует рост зоны взаимодействия и приводит к формированию двухфазной структуры, состоящей из структурно свободных интерметаллидов  $Ti_2Ni$  и эвтектоида.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. H. Inoue, M. Ishio, T. Takasugi/Texture of TiNi shape memory alloy sheets produced by rollbonding and solid phase

reaction from elementary metals // Acta Materialia. 2003. V.51. P. 63736383.

2. Овчаренко, В. В. Структура и свойства композиционного материала на основе никелида титана и титана / В. В. Овчаренко, В. Э. Гюнтер, А. А. Клопотов, Д. С. Ким // Фундаментальные проблемы современного материаловедения, 2006. – № 3. – С. 33–41.

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

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

5. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – Москва : Машиностроение, 1996. – 992 с.

6. Ахкубеков, А. А. Контактное плавление металлов и наноструктур : монография / А. А. Ахкубеков, Т. А. Орквасов, В. А. Созаев. – Москва : Физматлит, 2008. – 150 с.

УДК 620.22:669

### В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, С. С. Волобуев, В. П. Кулевич ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ М1 + СПЛАВ МА2-1\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследована теплопроводность биметалла медь М1 + магниевый сплав МА2-1 после сварки взрывом и термообработки. Показано, что из-за интенсивного наклепа теплопроводность биметалла после СВ на 69 % ниже рассчитанного по правилу смеси и составляет 40 Вт/(м · К). Снижение теплопроводности биметалла после термообработки по режиму диффузионного отжига до 36 Вт/(м · К) обусловлено образованием на его межслойной границе прослойки интерметаллидного состава.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, теплопроводность, микротвердость.

© Шморгу В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Волобуев С. С., Кулевич В. П., 2018

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

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. V. Pronichev, S. S. Volobuev, V. P. Kulevich

**THERMAL CONDUCTIVITY INVESTIGATION OF EXPLOSION  
WELDED COPPER M1 + ALLOY MA2-1 BIMETAL\***

Volgograd State Technical University

The thermal conductivity of the bimetal copper M1 + magnesium alloy MA2-1 was investigated after explosion welding and heat treatment. It is shown that, because of the intensive cold hardening, the thermal conductivity of bimetal after explosion welding is 69% lower than the calculated by mixture rule and is 40 W / (m \* K). The decrease in the thermal conductivity of bimetal after the diffusion annealing up to 36 W / (m \* K) is due to the formation of an intermetallic interlayer at its interlayer boundary.

*Keywords:* explosion welding, thermal conductivity, microhardness.

Одним из наиболее надежных способов получения биметаллических соединений системы магний-медь, является сварка взрывом (СВ), поскольку этот способ позволяет получать крупногабаритные листы биметалла с высокой трансверсальной прочностью [1]. Дальнейшее повышение жесткости биметаллических листов может быть реализовано формированием на их межслойной границе диффузионных интерметаллидных прослоек, образующихся в процессе высокотемпературной термообработки [2].

Известно [1], что образование соединения при СВ сопровождается формированием физической и химической микронеоднородности, связанной с локализацией пластической деформации в приграничной зоне соединяемых металлов. Дальнейшая высокотемпературная обработка только увеличивает степень неоднородности за счет появления диффузионных прослоек интерметаллидного состава. Отсутствие данных о теплофизических свойствах биметалла медь М1+ магний МА2-1 после СВ и термообработки (ТО) делает актуальным их экспериментальное определение.

**Материалы и методы  
исследования**

В работе использован композиционный материал медь М1 + магний МА2-1 с толщинами слоев 1,5 и 3,0 мм соответственно, полученный СВ по плоскопараллельной схеме ( $V_c = 350$  м/с,  $V_k = 1900$  м/с). Использованные параметры обеспечили качественное равнопрочное соединение слоев с минимальным уровнем физической и химической микронеоднородности в околовшовной зоне.

Металлографические исследования выполняли на модульном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с фиксацией микроструктур с помощью цифровой камеры микроскопа DP12. Микротвердость структурных составляющих

измеряли на микротвердомере ПМТ-3. Термическая обработка проводилась в воздушной атмосфере печи SNOL 8,2/1100 по режиму 480 °С, 3 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Определение фазового состава диффузионной прослойки осуществляли рентгеновской съемкой на дифрактометре ДРОН-3 в характеристическом излучении  $K_{\alpha}Cu$ . Для идентификации фаз использовали программу «Crystallographica» с базой данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Экспериментальное определение коэффициента теплопроводности биметалла проводилось на образцах в исходном (после СВ) состоянии и после ТО с использованием прибора «Теплофон КИТ-02Ц» с погрешностью не более 3 %.

Расчетное значение коэффициента теплопроводности исследуемого биметалла получали по формуле [3]

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

где  $\delta_1, \delta_2, \delta_n$  – толщины слоев;  $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_n$  – коэффициенты теплопроводности слоев.

**Результаты  
и их обсуждение**

Металлографические исследования после СВ показали наличие высокой степени неоднородности микромеханических свойств. Максимальное упрочнение меди и магния (1,45 и 1,3 ГПа) наблюдается в непосредственной близости от границы раздела и снижается по мере удаления от нее (рис. 2). Увеличение твердости по сравнению с отожженными металлами достигает 141 и 85 % соответственно. По мере удаления от границы соединения микротвердость плавно снижается до значений 1,15 ГПа у меди и 1,12 ГПа у магния (рис. 1).

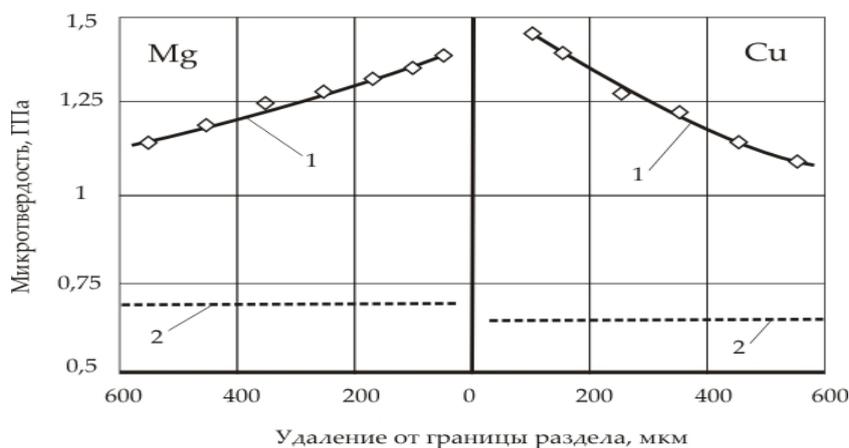


Рис. 1. Распределение микротвердости в поперечном сечении биметалла медь М1+ магний МА2-1:  
1 – после СВ; 2 – исходные значения

При отжиге сваренного взрывом биметалла на границе соединения меди с магнием формируется сплошная диффузионная зона, состоящая из двух прослоек (рис. 2). Замер на полученных с помощью рентгеноструктурного ана-

лиза дифрактограммах углов и интенсивности линий, а также расчет межплоскостных расстояний и их расшифровка позволили установить наличие в диффузионной зоне интерметаллидных фаз  $\text{Cu}_2\text{Mg}$  и  $\text{CuMg}_2$ .

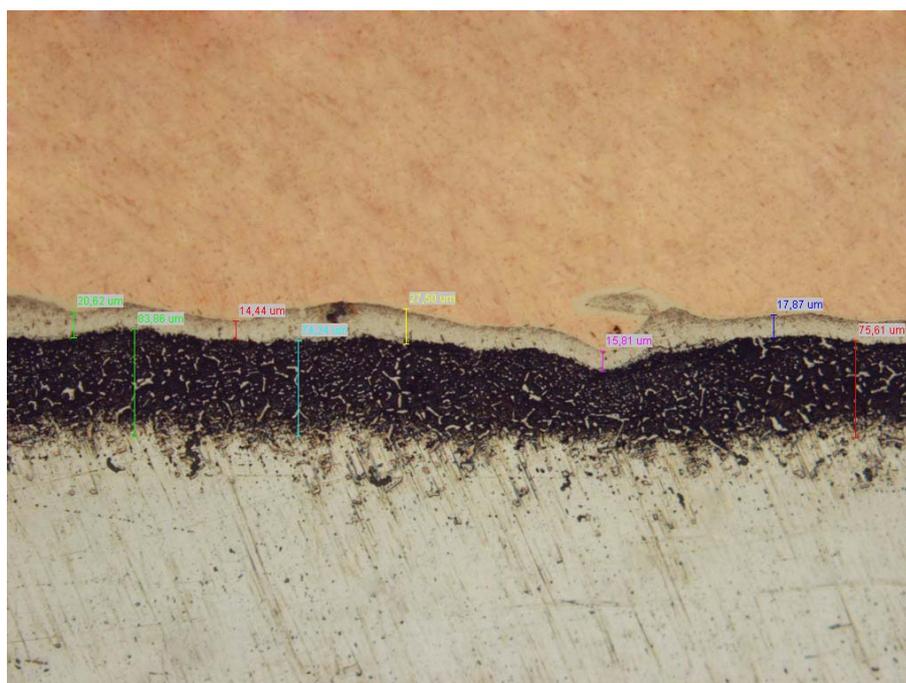


Рис. 2. Микроструктура биметалла медь М1+ магний МА2-1 после ТО 480 °С, 3 ч  $\times 200$

Замеры теплопроводности биметалла проводили как после сварки взрывом, так и после отжига. Установлено, что после сварки вследствие высокого уровня структурной неоднородности в поперечном сечении биметалла  $\lambda_{\text{СМК}}$  на 69 % ниже рассчитанного по правилу смеси

(1) и составляет 40 Вт/(м · К). Отжиг (после выдержки в течение 3 часов), вызывающий образование и рост на межслойной границе диффузионной прослойки, привел к дальнейшему снижению  $\lambda_{\text{СМК}}$  до 36 Вт/(м · К), т. е. на 10 % (рис. 3).

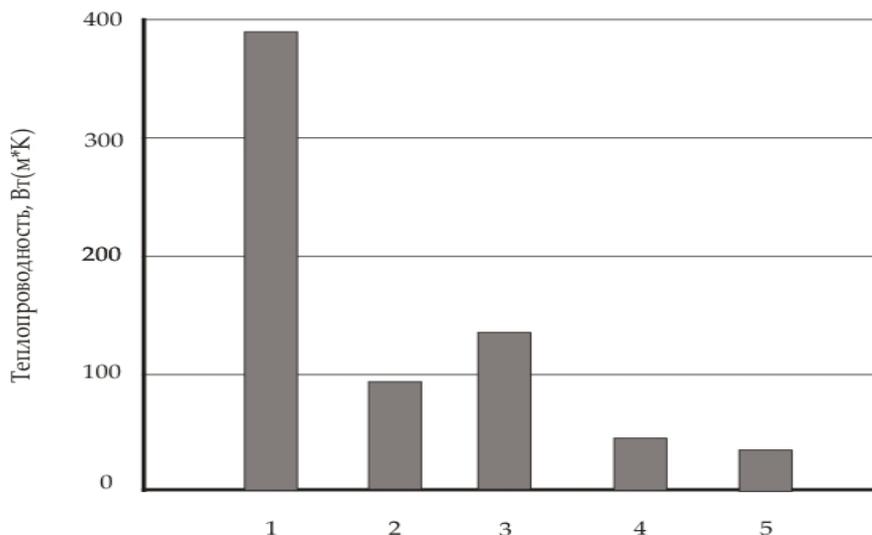


Рис. 3. Значения теплопроводности:

1 – медь М1; 2 – сплав магния МА2-1; расчетное (3) и экспериментальные значения теплопроводности биметалла медь М1+ магний МА2-1 после СВ (4) и после ТО (5) 480 °С, 3 ч

Ярко выраженная анизотропия теплопроводности, обнаруженная в биметалле М1 + МА2-1, может быть использована на практике. Так, в случае размещения точечного (или локального) источника тепла со стороны медного слоя (рис. 4), теплопередача через границу раздела окажется в 9,7 раз слабее, чем вдоль линии соединения, поскольку теплопроводность композита, измеренная поперек слоев, составляет 40 Вт/(м · К), а теплопроводность меди М1 – 387 Вт/(м · К). Таким образом, путем плакирования меди магниевым слоем можно, при необходимости, перераспределить тепловой поток в нагреваемой медной оболочке и снизить теплоотдачу с ее внешней стороны. При этом, благодаря низкой плотности магния и его высокой удельной прочности, медная конструкция лишь незначительно увеличит свой вес и, в качестве положительного эффекта, повысит свою прочность и жесткость.

#### Выводы

1. Структурная неоднородность, возникающая в биметалле М1+МА2-1 после сварки взрывом приводит к значительному снижению коэффициента теплопроводности композиционного материала (в направлении поперек слоев) от-

носительно рассчитанного по правилу смеси.

2. Диффузионное взаимодействие на межслойной границе биметалла М1+МА2-1 при 480 °С приводит к формированию диффузионных прослоек интерметаллидного состава и дальнейшему снижению его теплопроводности.

3. Высокая степень анизотропии теплопроводности в биметалле М1 + МА2-1 вдоль и поперек границы раздела слоев может быть использована на практике при решении задач отвода тепла от локальных источников нагрева и снижения теплопередачи через медную стенку конструкции.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю.П. Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун / ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Исследование тепло- и электропроводности СИК титан-сталь / Ю. П.Трыков, Д. В. Проничев, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, В. Н. Арисова, Д. Ю.Донцов, Е. Б. Михайлов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – С. 17–21.

УДК 620.22:669

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Б. Н. Замотаев, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко***К ВОПРОСУ О ТОЛЩИНЕ МАТРИЧНЫХ СЛОЕВ  
В СОСТАВЕ СЛОИСТОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО  
КОМПОЗИТА СИСТЕМЫ Ti-Fe \*****Волгоградский государственный технический университет**  
e-mail: mv@vstu.ru

Показано, что при горячей прокатке сваренного взрывом слоистого титано-стального композита в интервале температур 700–800 °С в горячекатаном прокате при толщине стальных слоев не менее 50 мкм сохраняется ламинарная структура. Попытка дальнейшего утонения стальных слоев за счет увеличения общего высотного обжатия слоистого композита приводит к их разрыву и невозможности получения металло-интерметаллидного композита системы Ti-Fe при последующей высокотемпературной термообработке.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, горячая прокатка, термообработка, послойная деформация, микротвердость.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, B. N. Zamotaev, A. G. Serov, N. V. Krivchenko***ON THE QUESTION OF THE THICKNESS OF MATRIX LAYERS  
IN THE COMPOSITION OF A LAY-TERM INTERMETALLIDE  
COMPOSITE OF THE SYSTEM Ti-Fe\*****Volgograd State Technical University**

It is shown that during hot rolling of a layered titanium-steel composite welded in the explosion in the temperature range 700–800 °C, a laminar structure is retained in hot-rolled steel at a thickness of steel layers not less than 50 μm. An attempt to further thin the steel layers by increasing the overall altitude reduction of the layered composite leads to their rupture and impossibility of obtaining a metal-intermetallic composite of the Ti-Fe system with subsequent high-temperature heat treatment.

*Keywords:* explosion welding, hot rolling, heat treatment, layer-by-layer deformation, microhardness.

**Введение**

Слоистые метало-интерметаллидные композиты (СМИК), являются новым классом конструкционных материалов и обладают уникальным сочетанием жаропрочных и теплофизических свойств [1, 2, 3]. Технология получения СМИК системы Ti-Fe предусматривает сварку взрывом (СВ) многослойных пакетов, их последующую горячую прокатку (ГП) и высокотемпературную термообработку (ВТО) для формирования многослойной металло-интерметаллидной структуры [4]. Анализ результатов их высокотемпературных испытаний [4, 5] показал, что повышение жаропрочных свойств и расширение температурного диапазона работоспособности может быть достигнуто за счет увеличения твердости и объемного содержания интерметаллидных слоев. Высокую твердость интерметаллидных слоев можно реализовать за счет оптимизации режимов ВТО [5], а увеличить их объемное содержание (при прочих равных условиях) – за счет снижения толщины стальных (матричных) слоев в составе слоистых композиционных материалов (СКМ) [2, 4].

Технология получения СМИК предусматривает возможность СВ предварительно сварен-

ных и прокатанных заготовок, что позволяет получать тонколистовые СКМ с числом слоев до 30 и более [2, 3]. Известно, что деформация слоев в сваренных взрывом титано-стальных СКМ при ГП становится дробной лишь при высоких (> 65 %) степенях обжатия [6]. Данные же по их предельной деформационной способности с сохранением ламинарной (без разрыва слоев) структуры, как в отечественной, так и в зарубежной литературе, отсутствуют. Целью данной работы явилось определение критической толщины стальных (матричных) слоев при горячей многопроходной прокатке СКМ состава титан ВТ1-0 + сталь 08кп, обеспечивающих сохранение его ламинарной структуры.

**Материалы и методы  
исследования**

Девятислойные СКМ состава титан ВТ1-0 + сталь 08 кп (титановые слои – снаружи) получали СВ титановых и стальных слоев толщиной  $(2,0 \pm 0,05)$  мм по одновременной плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих при разрывных испытаниях нормально границе соединения стабильное разрушение образцов при напряжениях 360–500 МПа.

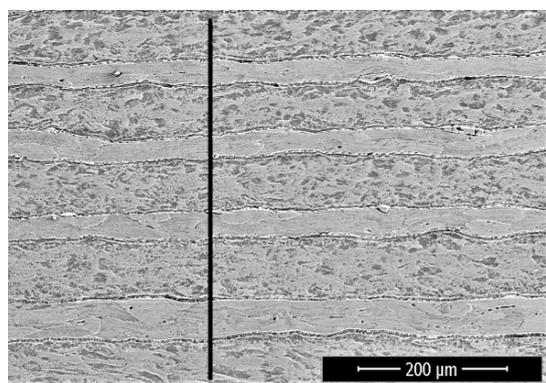
ГП проводили на двухвалковом прокатном стане ДУО с обжатием за один проход 2–5 %. Температура прокатки составляла 700–800 °С, так как при температуре, превышающей 800 °С, наблюдается падение трансверсальной прочности СКМ, связанное с интенсивным развитием на межслойных границах диффузионных процессов, протекающих в процессе нагрева перед прокаткой. Нагрев СКМ до температуры  $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения в титане нежелателен еще и по причине того, что коэффициент линейного расширения титана при 900–100 °С в 2,5 раза меньше, чем у стали, а полиморфное превращение сопровождается изменением пластичности титана и уменьшением его объема на 5,5 % [7]. После каждого прохода производили отбор образцов для замера толщин слоев титана и стали, а также их микротвердости.

Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М. Металлографические исследования выполняли с помощью микроскопа «Olympus VХ61». Химический состав оценивали при анализе данных, полученных с помо-

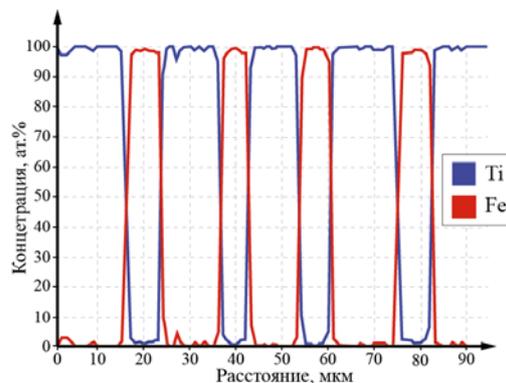
щью растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D DualBeam.

### Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что после ГП на границе раздела слоев присутствуют отдельные включения (до  $\approx 5$  %) рассредоточенных осколков интерметаллидных фаз, девятислойного СКМ после ГП образовавшихся после СВ. При этом в целом структура титана ВТ1-0 и стали 08 кп представляла собой деформированные, вытянутые в направлении прокатки мелкие зерна. Анализ распределения железа и титана в поперечном сечении позволил установить следующее. Распределение, в основном, соответствует геометрии чередования слоев (рис. 1), а разброс по концентрации – погрешности РЭМ-анализа. У границ раздела слоев титана и железа наблюдаются незначительные скачки на кривых распределения, что связано с прохождением трека при сканировании электронным пучком через раздробленные интерметаллидные фрагменты.



*a*



*б*

Рис. 1. СЭМ изображение поперечного сечения девятислойного СКМ (*a*) и кривые распределения химических элементов (*б*) после ГП (общее высотное обжатие СКМ 85 %)

Анализ послойного распределения микротвердости после прокатки с общим высотным обжатием 85 % показал, что наибольшей твердостью обладают слои, контактирующие с валком, а наименьшей – находящиеся в центре композита (рис. 2). При этом твердость титановых слоев менялась от 2,3 до 2,15 ГПа, стальных – от 2,0 до 1,65 ГПа, а в пределах каждого слоя оставалась практически постоянной.

Различие в исходных прочностных характеристиках приводит к нарушению соотношения толщин слоев при малых степенях общего высотного обжатия СКМ. Так, например, при об-

жатии СКМ 50 %, послойное обжатие титана и стали составляло соответственно 37 и 65 %. Увеличение общего высотного обжатия до 72 % привело к практически равномерной деформации как стального, так и титанового слоев (рис. 3). При этом внутренние слои деформировались в большей степени (на 15–20 %), чем наружные, что обусловлено их контактом с холодными валками (см. таблицу). Расслоений по межслойным границам или разрушений образцов, прокатанных с обжатием до 95 % включительно, не наблюдалось.

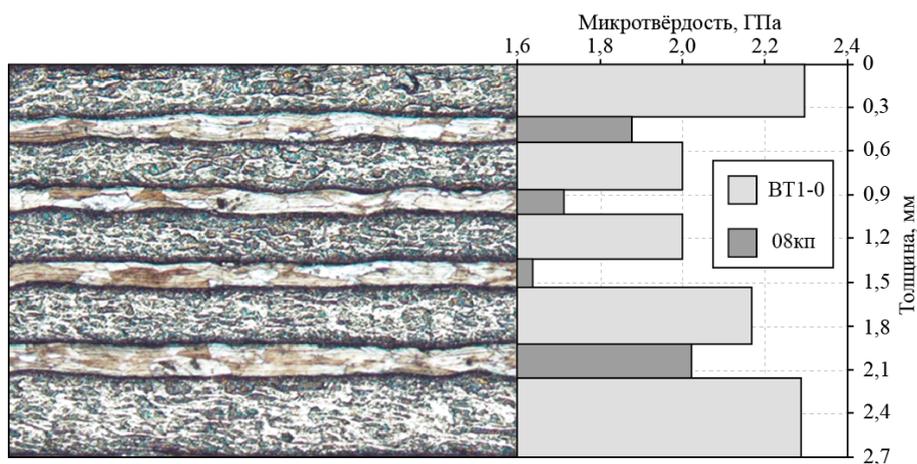


Рис. 2. Микроструктура и распределение микротвердости в девятислойном СКМ после ГП (общее высотное обжатие СКМ 85 %) ( $\times 100$ )

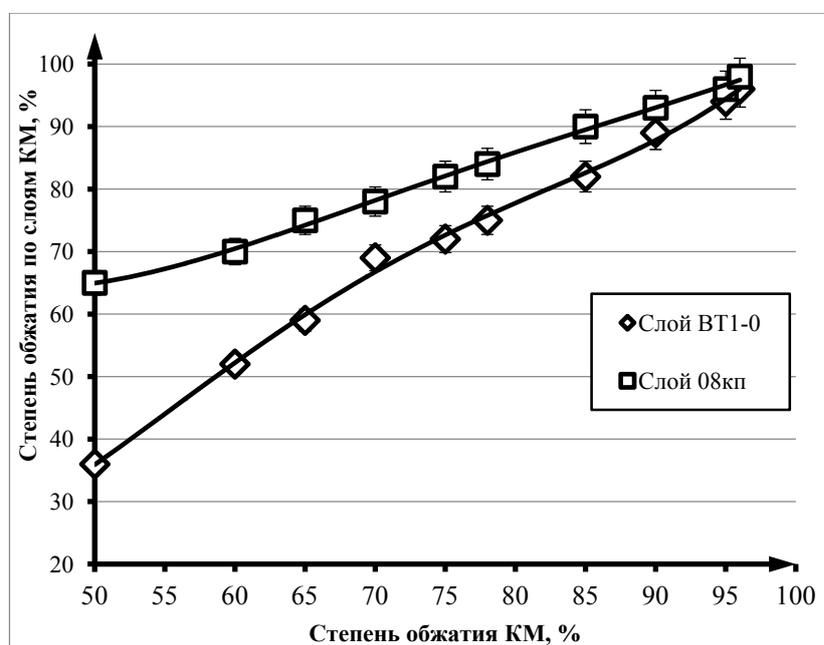


Рис. 3. Послойная деформация стальных и титановых слоев при ГП с различными степенями обжатия

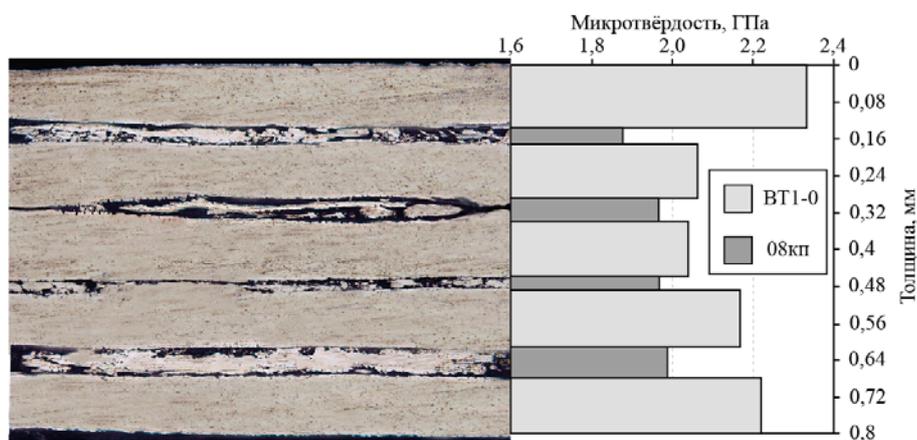


Рис. 4. Микроструктура и распределение микротвердости в девятислойном СКМ после ГП с общим высотным обжатием 95–96 % ( $\times 200$ )

При общем высотном обжатии СКМ 96 % появляются разрывы стальных слоев. В местах разрывов титановые слои соприкасаются друг с другом и ламинарность строения СКМ нарушается (рис. 4). При повышении обжатия СКМ до 98 %, нарушается и сплошность титановых слоев. В итоге структура 9-слойного титано-стального СКМ толщиной менее 0,6 мм состоит из четко выраженных и хаотично распределенных в двух направлениях титановых и стальных включений (рис. 5).



Рис. 5. Микроструктура девятислойного СКМ после ГП с общим высотным обжатием 97–98 %:  
1 – слои титана ВТ1-0; 2 – слои стали 08кп (×200)

**Соотношение толщин слоев в 9-слойном СКМ титан ВТ1-0 + сталь 08кп после прокатки**

СКМ	Толщина, мм		Степень обжатия, %			Соотношение толщин слоев (ВТ1-0/08кп)*
	слоев ВТ1-0	слоев 08кп	СКМ	слоев ВТ1-0*	слоев 08кп*	
8,9	1,25–1,28	0,62–0,67	50	36	65	1,86–2,06
7,2	0,94–0,97	0,59–0,61	60	52	70	1,54–1,64
6,3	0,82–0,89	0,45–0,54	65	59	75	1,51–1,98
5,4	0,61–0,69	0,39–0,44	70	69	78	1,39–1,77
4,5	0,56–0,61	0,35–0,4	75	72	82	1,4–1,74
3,8	0,5–0,52	0,29–0,32	78	75	84	1,56–1,79
2,7	0,36–0,4	0,18–0,22	85	82	90	1,64–2,22
1,8	0,22–0,24	0,14–0,16	90	89	93	1,38–1,71
0,83	0,11–0,12	0,06–0,07	95	94	97	1,57–2
0,72	0,10–0,11	0,04≤**	96	96	≥98**	2,75–2,85

\* – среднее значение;

\*\* – периодические разрывы слоев стали 08кп.

**Вывод**

При горячей прокатке сваренного взрывом слоистого титано-стального композита в интервале температур 700–800 °С в горячекатаном прокате при толщине стальных слоев не менее 50 мкм сохраняется ламинарная структура. Попытка дальнейшего утонения стальных слоев за счет увеличения общего высотного обжатия слоистого композита приводит к их разрыву и невозможности получения метало-интерметаллидного композита системы Ti-Fe при последующей высокотемпературной термообработке.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич / ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.
2. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Сла-

утин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.

3. 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.

4. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – Вып. 1. – С. 48–53.

5. Многослойные титано-стальные интерметаллидные композиты с повышенными жаропрочными свойствами / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 9. – С. 67–68.

6. Трыков, Ю. П. Влияние горячей прокатки на свойства сваренного взрывом трехслойного титано-стального композита / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. – № 1. – С. 68–69.

7. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов : учеб. пособие / А. Г. Илларионов, А. А. Попов. – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 136 с.

УДК 620.22:669

*В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко***ПРОЦЕСС СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В ЗОНЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ  
ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ БИМЕТАЛЛА VT1-0+M1\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Изучены процессы структурообразования в биметалле M1+BT1-0 после его лазерной обработки со стороны меди. Исследованы структура, фазовый и химический состав зоны взаимодействия. Выявлены факторы, влияющие на характер изменения ее твердости.

*Ключевые слова:* лазерная обработка, биметалл, куприды титана, покрытия, микротвердость.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. G. Serov, N. V. Krivchenko***PROCESS OF STRUCTURAL FORMATION IN THE ZONE  
OF INTERACTION UNDER LASER PROCESSING BIMETALLA VT1-0 + M1****Volgograd State Technical University**

The processes of structure formation in bimetal M1 + BT1-0 after its laser processing on the side of copper have been studied. The structure, phase and chemical composition of the interaction zone are studied. Factors influencing the character of the change in its hardness are revealed.

*Keywords:* laser treatment, bimetal, cuprates of titanium, coatings, microhardness.

**Введение**

Использование титановых сплавов в узлах трения сдерживается их низким сопротивлением изнашиванию. Независимо от типа и системы легирования титановые сплавы склонны к контактному схватыванию при трении и, как следствие, к значительному износу и механическим повреждениям контактных поверхностей. Для улучшения триботехнических свойств деталей из титановых сплавов используют те же технологии обработки трущихся поверхностей, что и для других металлов: химико-термическую обработку, гальванопокрытие, напыление, лазерное и электроискровое поверхностное легирование и др. Анализ результатов исследований, проведенных в последние годы, позволяет сделать вывод, что традиционные методы повышения износостойкости изделий из титана и его сплавов малоэффективны. Так, при химико-термической обработке толщина слоя не превышает 100 мкм, гальванопокрытия быстро разрушаются, при плазменном покрытии толщина наносимого слоя не превышает 0,35 мкм, при лазерном и электроискровом поверхностном легировании глубина расплавленной зоны составляет не более 120 мкм. Существенными недостатками таких покрытий являются ограничение толщины наносимого слоя, а также его растрескивание. Анализ результатов исследований, проведенных в последние годы по контактному

плавлению в системе Ti-Cu [1–3], позволяет сделать вывод, что перспективным методом повышения износостойкости изделий из титана и его сплавов является лазерная обработка в составе комплексной технологии, включающей сварку взрывом и обработку давлением. Очевидное преимущество такой технологии заключается в том, что она позволяет научно обоснованно назначать на этапе проектирования требуемые толщины слоев исходных разнородных металлов, сваривать взрывом высококачественные заготовки, осуществлять их последующее деформирование и после лазерной обработки, являющейся эффективным методом локального термического воздействия и скоростного охлаждения из расплава, получать в результате реактивной диффузии или кристаллизации листовые плоские и криволинейные изделия с расчетным соотношением матричных и интерметаллидных составляющих структуры.

В настоящей работе исследована структура, фазовый и химический состав зоны взаимодействия (ЗВ) после лазерной обработки биметалла M1+BT1-0 со стороны меди.

**Материалы и методы  
исследования**

Исходными для исследования служили сваренные взрывом и прокатанные образцы биметалла медь M1 (0,5–0,6 мм) + титан BT1–0 (5 мм).

Лазерную обработку проводили на установке ТЛ 1200 при следующих режимах: скорость перемещения лазерной головки 600 мм/мин, диаметр пятна 1,2 мм. Данные условия являются оптимальными и выявлены экспериментальным путем. Лазерную обработку осуществляли в один и два прохода с перекрытием.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Количественный и фазовый состав ЗВ оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D. Измерение микротвердости ЗВ осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

**Полученные результаты и их обсуждение**

Лазерная обработка в один (рис. 1) и два (рис. 2) прохода с перекрытием (30–40 %) привела к формированию на поверхности титана ЗВ, включающей зону проплава (ЗП) и зону термического влияния (ЗТВ). ЗП состоит из мелкодисперсных частиц продуктов реакции Cu-Ti, которые перемешиваются и распространяются за счет действия механических сил и диффузионного потока по всему объему ЗП. В ЗТВ процессы, связанные с нагревом и охлаждением, протекают в твердой фазе, вследствие чего ее структура отличается от структуры ЗП. На формирование структуры ЗТВ существенное влияние оказывает быстрый отвод тепла от ванны расплава в основу, поэтому размеры ЗТВ составляют 35–40 мкм.

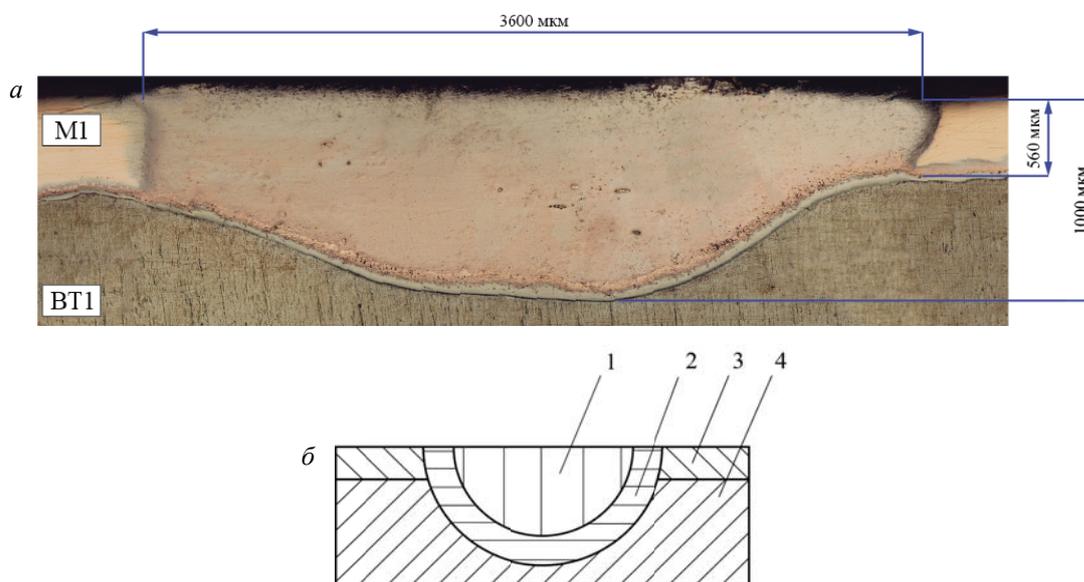


Рис. 1. Структура (а) и схематичное (б) изображение ЗВ после однократной лазерной обработки (x100): 1 – ЗП; 2 – ЗТВ; 3 – М1; 4 – ВТ1-0

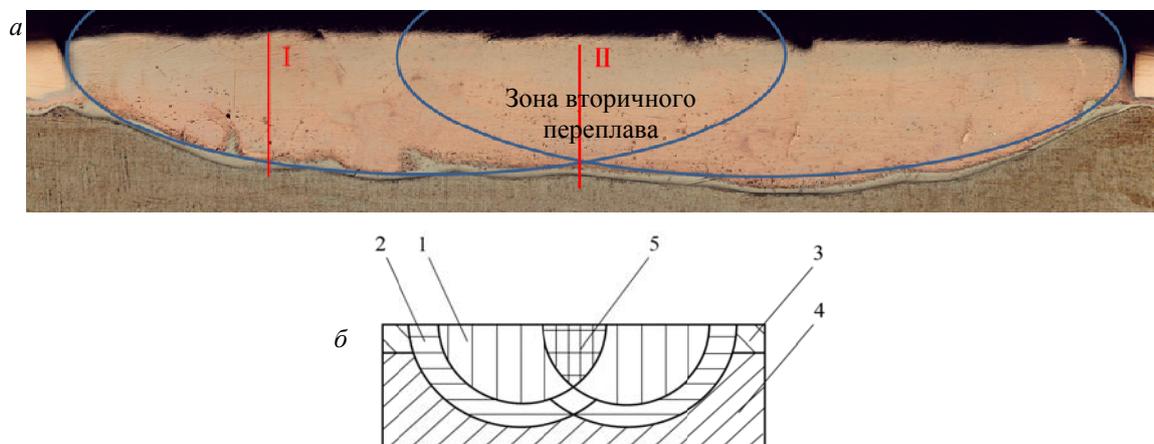


Рис. 2. Структура (а) и схематичное (б) изображение ЗВ после лазерной обработки в два прохода с перекрытием (x100): 1 – ЗП; 2 – ЗТВ; 3 – М1; 4 – ВТ1-0; 5 – зона вторичного переплава

Анализ распределения Cu и Ti в покрытии, полученном при однократной и двукратной лазерной обработке, показал, что структура ЗВ неоднородна (рис. 3). В зоне вторичного переплава наблюдается уменьшение концентрации меди примерно на 5 %. (рис. 3, б). Последнее

связано с тем, что при повторном лазерном воздействии часть Cu, за счет сравнительно невысокой температуры ее кипения относительно температуры в области лазерного воздействия, переходит из жидкой фазы в газообразную.

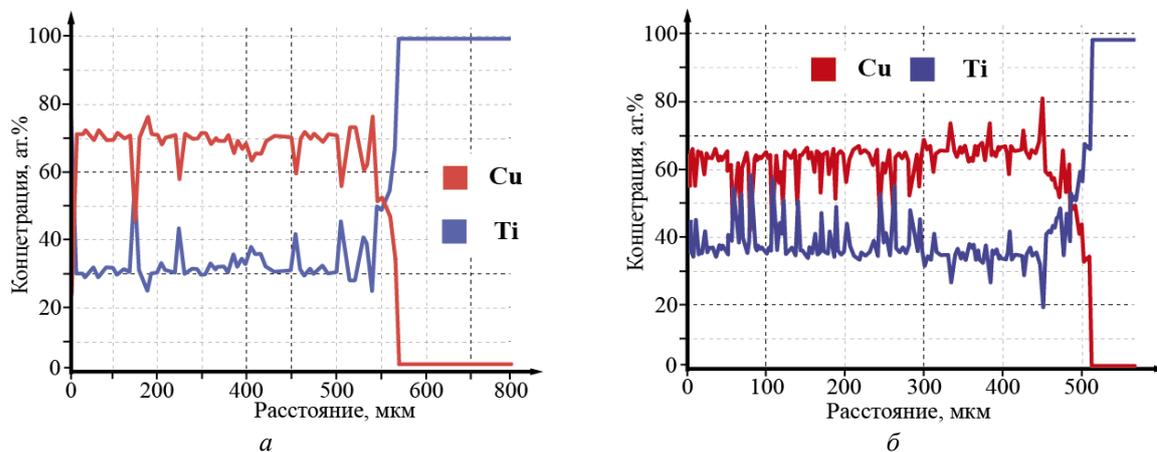


Рис. 3. Распределение химических элементов в центральной части ЗВ (а) и зоне вторичного переплава (б)

Исследования фазового состава ЗВ показали, что основными структурными составляющими ЗВ являются интерметаллиды  $\beta\text{TiCu}_4$ ,  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  и  $\text{TiCu}_2$ . На рис. 4, 5 и в табл. 1, 2 приведены результаты исследований, выполненных на рентгеновском дифрактометре и микроскопе класса Versa 3D.

Их анализ показывает, что ЗТВ, сформировавшаяся в результате твердофазной диффузии (рис. 5), состоит из сплошных интерметаллидных прослоек  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  (~35 ат. % Cu и 65 ат. % Ti) и  $\text{TiCu}$  (~50 ат. % Cu и 50 ат. % Ti). В ЗП образуются дендритные фрагменты на основе интерметаллида  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  (~35 ат. % Cu и 65 ат. % Ti) и  $\beta\text{TiCu}_4$  (~77 ат. % Cu и 24 ат. % Ti) (рис. 4), междендритное пространство между которыми

заполнено интерметаллидом  $\text{TiCu}_2$  (~77 ат. % Cu и 23 ат. % Ti).

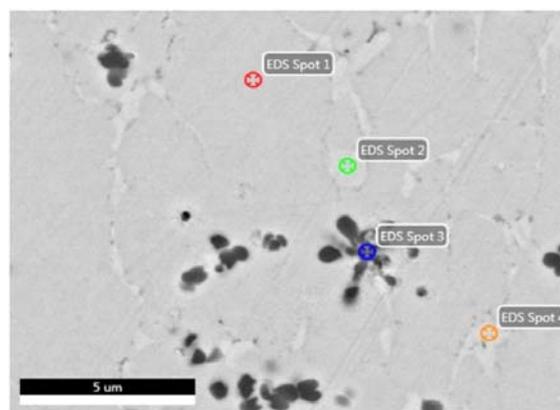


Рис. 4. СЭМ-изображение ЗП

Таблица 1

Результаты точечного энергодисперсионного анализа

Точка	Элемент	Масс.%	Ат. %	Ошибка, %	Фазовый состав
1	Ti	23,1	28,49	2,23	$\text{TiCu}_2$
	Cu	76,9	71,51	2,2	
2	Ti	17,25	21,66	2,4	$\beta\text{TiCu}_4$
	Cu	82,75	78,34	2,15	
3	Ti	58,75	65,39	1,74	$\text{Ti}_2\text{Cu}$
	Cu	41,25	34,61	2,73	
4	Ti	18,59	23,24	2,33	$\beta\text{TiCu}_4$
	Cu	81,41	76,76	2,16	

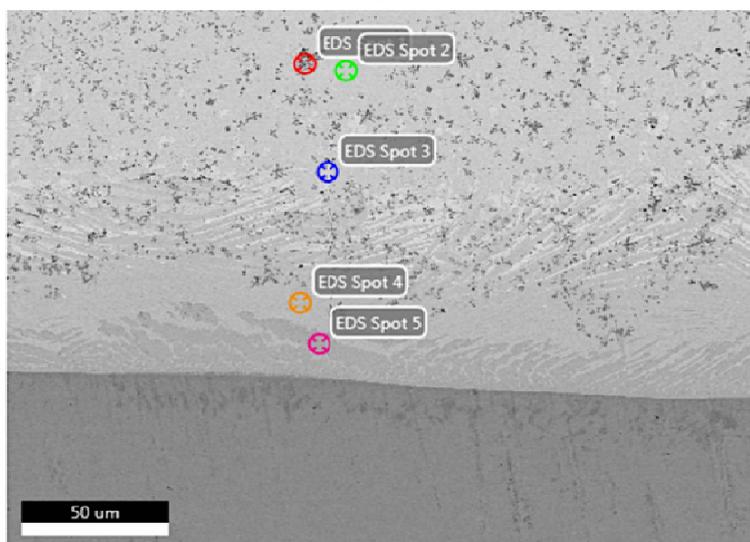
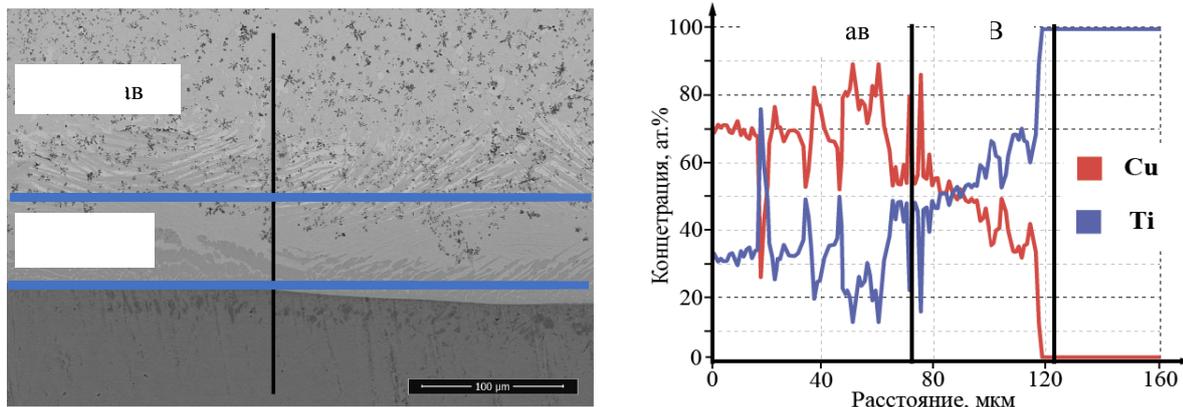


Рис. 5. СЭМ изображение ЗТВ

Таблица 2

Результаты точечного энергодисперсионного анализа

Точка	Элемент	Масс.%	Ат. %	Ошибка %	Фазовый состав
1	Ti	64,54	70,71	1,68	Ti <sub>2</sub> Cu
	Cu	35,46	29,29	2,93	
2	Ti	24,21	29,76	2,21	TiCu <sub>2</sub>
	Cu	75,79	70,24	2,2	
3	Ti	3,64	4,77	4,46	Cu(Ti)
	Cu	96,36	95,23	2	
4	Ti	42,82	49,84	1,92	TiCu
	Cu	57,18	50,16	2,46	
5	Ti	59,85	66,42	1,71	Ti <sub>2</sub> Cu,
	Cu	40,15	33,58	2,72	

У границы с титаном значения твердости в среднем в два раза ниже, чем у поверхности покрытия (рис. 4). При переходе от одной струк-

турной составляющей ЗП к другой наблюдается достаточно большой разброс значений микротвердости (до 0,8 ГПа).

Измерение микротвердости в центральной части ЗВ и зоне вторичного переплава показало,

что повторная лазерная обработка не влияет на характер распределение микротвердости (рис. 6).

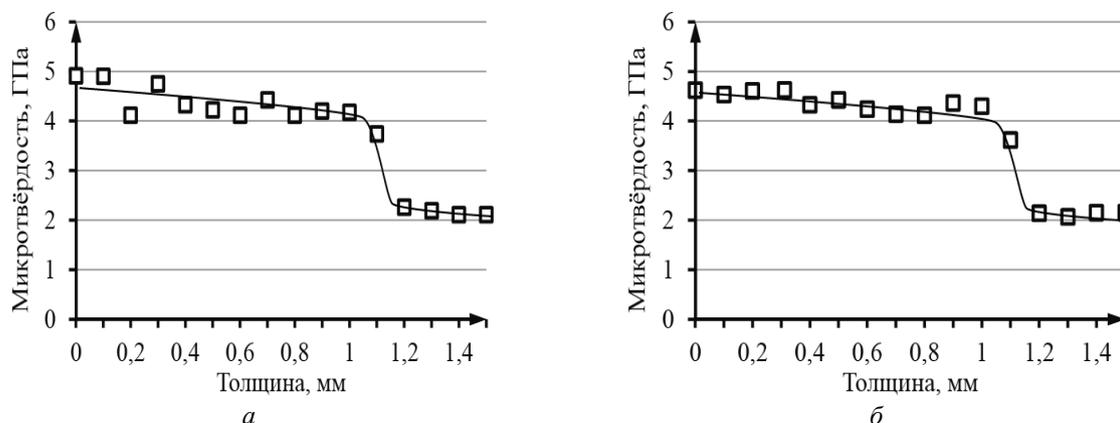


Рис. 6. Распределение микротвердости в центральной части ЗВ (а) и зоне вторичного переплава (б)

### Выводы

1. Предварительное нанесение тонкого слоя меди с помощью сварки взрывом и обработки давлением на поверхность титана и последующее его проплавление лазерным лучом совместно с основной позволяет получать плотные беспористые покрытия на основе купридов титана.

2. Несмотря на малую длительность существования жидкого состояния, в структуре зоны взаимодействия успевают сформироваться фазы, характерные для зоны взаимодействия, полученной в условиях контактного плавления. Основными структурными составляющими покрытия системы Ti-Cu, полученного с использованием высокоэнергетического воздействия (сварки взрывом) и последующей лазерной обработки являются структурно свободные интерметаллиды  $\beta\text{TiCu}_4$ ,  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  и  $\text{TiCu}_2$ . У поверх-

ности титана располагается область, сформированная в результате твердофазной диффузии и состоящая из сплошных интерметаллидных прослоек  $\text{TiCu}$  и  $\text{Ti}_2\text{Cu}$ .

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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 = *Metallurgist.* – 2016. – Vol. 59, Issue 9–10 (January 2016). – С. 974–979.
2. 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.
3. Исследование микромеханических свойств покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, Д. А. Евстропов, Д. В. Проничев // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 5 (160) / ВолгГТУ.* – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 35–38.

УДК 621.791

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

### ОСОБЕННОСТИ ДИФфуЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА МЕЖСЛОЙНОЙ ГРАНИЦЕ КОМПОЗИТА X20H80+AD1\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Рассмотрен процесс структурообразования в зоне взаимодействия на межслойной границе композита X20H80+AD1 при его термообработке. Показано, что формирование двухфазного слоя  $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$  в ее составе обусловлено разницей в диффузионной подвижности Cr и Ni, приводящей к подавлению роста сплошного слоя фазы  $\text{CrAl}_7$ . Получены эмпирические уравнения, позволяющие рассчитывать толщины диффузионных прослоек, входящих в состав зоны взаимодействия, во взаимосвязи с режимами термообработки.

*Ключевые слова:* слоистый композит, система Ni-Cr-Al, термообработка, диффузия, двухфазная диффузионная зона.

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Таубе А. О., Щербин Д. В., Евчиц Р. Д., 2018

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

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, D. W. Shcherbin, R. D. Evchits

FEATURES OF DIFFUSION INTERACTION ON THE INTERLAYER  
BORDER OF COMPOSITE X20N80 + AD1

Volgograd State Technical University

The process of structure formation in the interaction zone at the interlayer boundary of the Cr20Ni80 + AD1 composite during its heat treatment is considered. It is shown that the formation of a two-phase NiAl<sub>3</sub> + CrAl<sub>7</sub> layer in its composition is due to the difference in the diffusional mobility of Cr and Ni, leading to the suppression of the growth of the continuous CrAl<sub>7</sub> phase layer. Empirical equations are obtained that allow one to calculate the thicknesses of the diffusion layers that form part of the interaction zone in interrelation with the heat treatment regimes.

*Keywords:* layered composite, Ni-Cr-Al system, heat treatment, diffusion, two-phase diffusion zone.

Одним из эффективных способов влияния на кинетику и результат бинарных твердофазных реакций при диффузии в металлах является добавление третьего компонента, в результате чего может быть подавлен рост одних фаз и ускорен других. Влияние третьего компонента может быть связано или с его ограниченной растворимостью в промежуточных фазах, или с изменением коэффициента диффузии основного компонента из-за сегрегации примеси на границах зерен, или с изменением баланса потоков на межфазных границах. При этом условия баланса потоков на движущейся межфазной границе могут приводить к искривлению фронта диффузионного превращения. Межфазная граница может размываться и становится возможным образование двухфазных диффузионных зон (ДЗ).

Разработка научных основ создания слоистых жаростойких покрытий системы Ni-Cr-Al [1–5] обуславливает необходимость рассмотрения вопросов, касающихся выявления механизма диффузии в системе Al-Ni при добавлении в нее третьего компонента – хрома, а также нахождения температурно-временных зависимостей толщины отдельных прослоек, входящих в состав ДЗ, от режимов термообработки.

Известно [6–9], что образование двухфазных зон в составе ДЗ может происходить в случае достаточно больших скоростей реакций на межфазных границах, т. е. в предположении квазиравновесности процесса взаимной диффузии. В этом случае применим аппарат линейной термодинамики необратимых процессов. Условие локальной квазиравновесности предполагает, что выравнивание химпотенциалов всех трех компонентов в данном «физически малом объеме» происходит быстрее, чем изменение этих химпотенциалов за счет дивергенции макропотоков. В этом случае в двухфазной системе существует третья и единственная степень свободы, связанная с химическими потенциалами

компонентов, градиенты которых и являются движущей силой взаимной диффузии.

В отличие от бинарных систем в тройных и многокомпонентных системах возникает проблема прохождения диффузионного пути. Диффузионный путь, соединяющий исходные составы в однофазных областях на концентрационном треугольнике, представляет собой извилистую линию, по которой происходит изменение состава. Особенностью прохождения диффузионного пути является то, что концентрация одного из компонентов в слое ДЗ может превышать соответствующие концентрации в исходной паре (восходящая диффузия) [10]. Киркалди [9], основываясь на положениях линейной неравновесной термодинамики, утверждает, что диффузионный путь должен проходить таким образом, чтобы выполнялся принцип локального производства энтропии.

Но в некоторых случаях, если, например, структура исходных материалов уже достаточно дефектна, вероятность образования двухфазной зоны в тройной системе возрастает. Если, к тому же, диффузионные параметры исходных материалов таковы, что никакие другие режимы диффузии невозможны (движение межфазной границы со скачком концентрации на ней или рост промежуточных фаз), то система должна релаксировать к равновесию не иначе, чем образованием двухфазной зоны.

Образование двухфазных ДЗ в результате твердофазной диффузии наблюдается, например, в системах V-Nb-Cr [11], Fe-Ni-Al [12].

В работе [13] проанализированы возможные варианты прохождения диффузионного пути, как линии на концентрационном треугольнике, соединяющей граничные составы фаз. В результате анализа решений, полученных из уравнений баланса потоков на межфазных границах, авторы пришли к заключению, что количество фаз в ДЗ зависит не только от начальных условий, но и от соотношений между коэффициентами диффузии в фазах.

Многочисленные экспериментальные данные [14–17] подтверждают в широком диапазоне температур теоретически установленную зависимость коэффициента диффузии от температуры:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

где  $D$  – коэффициент диффузии;  $D_0$  – предэкспоненциальный множитель;  $Q$  – энергия активации

диффузии;  $R$  – газовая постоянная;  $T$  – абсолютная температура. Множитель  $D_0$  почти не зависит от температуры и является коэффициентом диффузии при ее бесконечно большой величине. Значения  $Q$  определяются энергией, затрачиваемой на перемещение атомов вещества из одного положения равновесия в другое. Величины  $D_0$  и  $Q$  связаны с физическими характеристиками и дефектами кристаллической решетки металла.

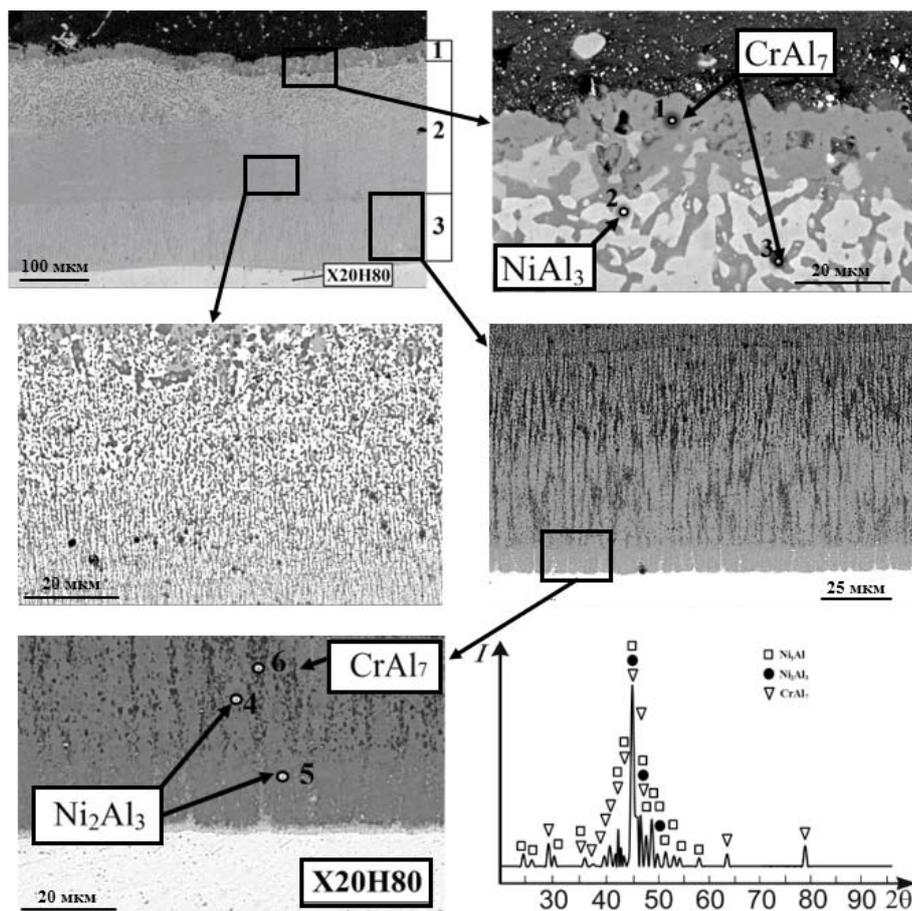


Рис. 1. Структура и фазовый состав ДЗ на межслойной границе X20H80+AD1 [3]

Математическая обработка массива экспериментальных данных по кинетике диффузионного взаимодействия в системах Al-Ni и Al-Cr [18, 19] позволила представить зависимость коэффициентов диффузии от температуры в следующем виде:

система Al-Ni

$$D_1 = 3,8 \times 10^9 \exp\left(-\frac{174800}{RT}\right), \quad (2)$$

система Al-Cr

$$D_2 = 7,4 \times 10^9 \exp\left(-\frac{171500}{RT}\right). \quad (3)$$

Из уравнений (2)–(3) следует, что при прочих равных условиях  $D_2 > D_1$ . Следовательно,

в системе Ni-Cr-Al хром является наиболее диффузионно-подвижным элементом, а рост образующейся в ДЗ на его основе сплошной прослойки CrAl<sub>7</sub>, подавляется за счет диффузии более медленного Ni. В результате в ДЗ формируется двухфазный слой NiAl<sub>3</sub>+CrAl<sub>7</sub> (рис. 1).

Анализ карт распределения Cr и Ni по толщине ДЗ (рис. 2) показывает, что в ее более глубоких (со стороны Al) слоях концентрация Ni становится слишком мала, для того чтобы он мог играть роль сдерживающего фактора. Поэтому на границе с АД1 CrAl<sub>7</sub> существует в виде сплошного слоя.

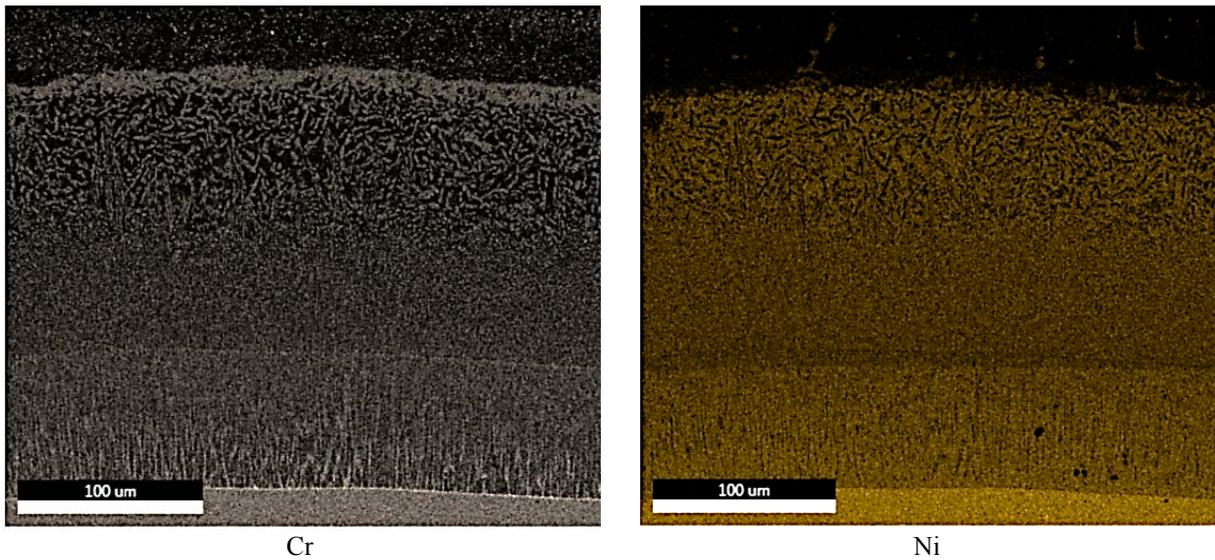


Рис. 2. Карты распределения Cr и Ni по толщине ДЗ

Так как для образования интерметаллидов необходимы разные количества Cr и Ni, то и исходный сплав X20H80 будет истощаться этими компонентами в разной степени. Это приводит к нарушению гомогенности исходного сплава X20H80, что, с учетом притока ато-

мов Al, объясняет структуру прослойки 3 (рис. 1), сформировавшейся в сплаве X20H80.

В прослойке 2 (рис. 1) обнаружен градиент концентрации и средней площади отдельных включений CrAl<sub>7</sub> в NiAl<sub>3</sub> от 21 до 46 % и от 5 до 80 мкм<sup>2</sup> соответственно (от слоя 3 к слою 1) (рис. 3).

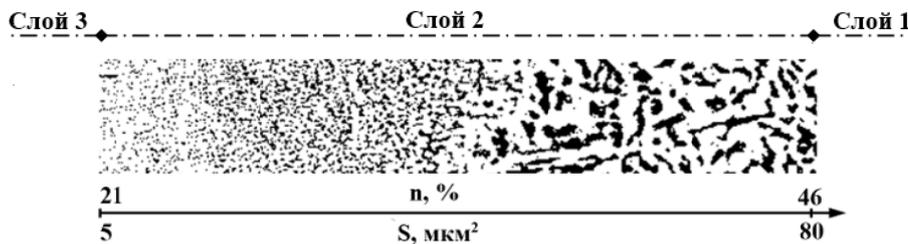


Рис. 3. Изменение концентрации и средней площади отдельных включений CrAl<sub>7</sub> по толщине второй прослойки в ДЗ

Изменение морфологии CrAl<sub>7</sub> может быть связано с ее частичным растворением в процессе термообработки. Единого закона для описания кинетики такого рода взаимодействия в общем виде не существует ввиду сложности условий его протекания, т. к. диффузионное взаимодействие между частицами фаз в двухфазной зоне происходит на фоне общего массопереноса между исходными слоями диффузионной пары. Однако подобное явление известно, и авторами работ [20, 21] показано влияние на него множества факторов (коэффициенты диффузии легирующих элементов, состав частиц фаз и их стехиометрия, концентрации элементов, геометрия частиц и т.д.).

Математическая обработка ранее полученных экспериментальных данных [3–5] позволи-

ла получить эмпирические уравнения для расчета толщины отдельных прослоек (уравнения (4)–(7), входящих в состав ДЗ, во взаимосвязи с режимами термообработки на основе модели, представленной на рис. 4.

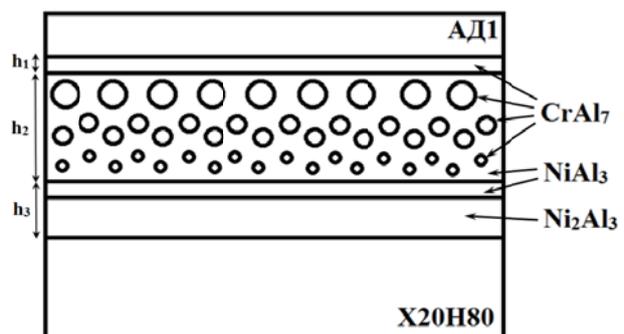


Рис. 4. Модель структуры ДЗ в биметалле X20H80+AD1

$$h_1^2 = 7,4 \cdot 10^9 \exp\left(-\frac{203600}{RT}\right) \cdot \left[ \tau - 34,6 \exp\left(\frac{167000}{RT}\right) \right], \quad (4)$$

$$h_2^2 = 5,2 \cdot 10^9 \exp\left(-\frac{174700}{RT}\right) \cdot \left[ \tau - 26,1 \exp\left(\frac{112800}{RT}\right) \right], \quad (5)$$

$$h_3^2 = 3,8 \cdot 10^9 \exp\left(-\frac{178070}{RT}\right) \cdot \left[ \tau - 28,2 \exp\left(\frac{120030}{RT}\right) \right], \quad (6)$$

$$h = h_1 + h_2 + h_3. \quad (7)$$

Сопоставление расчетных и экспериментальных данных (рис. 5) показало их хорошую сходимость.

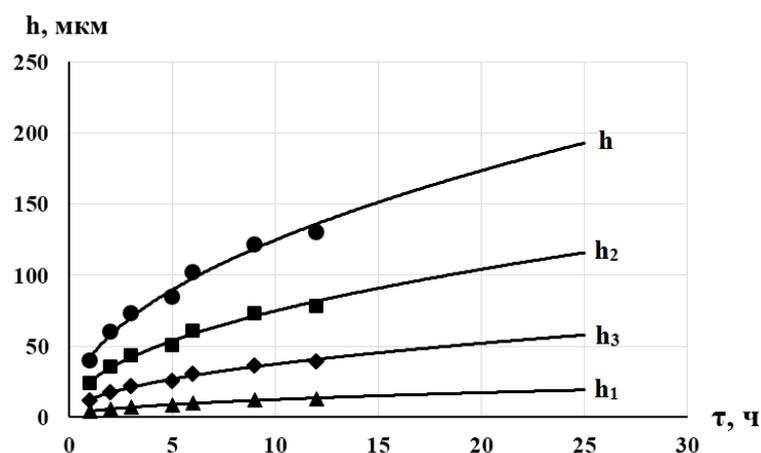


Рис. 5. Расчетные (линии) и экспериментальные [3–5] (точки) зависимости толщины ДЗ и входящих в ее состав прослоек от продолжительности термообработки при 600 °С

### Выводы

1. Формирование двухфазного слоя  $NiAl_3+CrAl_7$  в составе диффузионной зоны на межслойной границе композита X20H80+AD1 при его термообработке обусловлено составом сплава X20H80 (твердый раствор Cr в Ni) и разницей в диффузионной подвижности Cr и Ni, приводящей к подавлению роста сплошного слоя фазы  $CrAl_7$ .

2. Полученные эмпирические уравнения позволяют назначать режимы высокотемпературных нагревов для обеспечения требуемых для формирования слоистых жаростойких покрытий системы Ni-Cr-Al толщин входящих в состав диффузионной зоны прослоек.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
2. Investigation of heat-resistant layered coating of Al-Cr-Ni / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 116, 2016, 6 p.
3. Phase Composition of Heat-Resistant Layered Coatings of the Al-Cr-Ni System / V.G. Shmorgun, L.D. Iskhakova,

A.I. Bogdanov, A.O. Taube // Metallurgist. - 2017. - Vol. 60, No. 9-10, 2017. - p. 1113-1119.

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

5. Effect of the High-Heating on the Chemical and Phase Composition of the Al-Ni-Cr Layered Coatings / V.G. Shmorgun, A.I. Bogdanov, A.O. Taube // Materials Science Forum. Vol. 870 : International Conference on Industrial Engineering (Chelyabinsk, Russian Federation, 19-20 May 2016). – 2016. – P. 169-174.

6. S. R. De Groot and P. Mazur, Non-Equilibrium Thermodynamics (Amsterdam: 1962).

7. Концентрационная зависимость коэффициентов взаимной диффузии в системе Cu-Fe-Ni / Ю. Э. Угасте [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114. – № 1. – С. 61–69.

8. Процессы взаимной диффузии в сплавах / под ред. К. П. Гурова. – Москва : Наука, 1973. – 359 с.

9. J. S. Kirkaldy and L. C. Brown, Can. Met. Quart., 2, No. 1: 89 (1963).

10. A. A. Kodentsov, S. F. Dunaev, and E. M. Slusarenko, J. Less-Common Metals, 135: 15 (1987).

11. J. A. Nesbitt and R. W. Heckel, Metall. Trans. A, 18A: 1987 (1987).

12. Борисов, В. Т. Защитные покрытия в металлах / В. Т. Борисов, В. М. Голиков, Г. В. Щербединский. – Киев, 1968. – Вып. 2. – С. 33.

13. G. W. Roper and D. P. Whittle, Met. Sci., 15: 148 (1981).

14. Ляшенко, Ю. А. Взаимная диффузия в тройных системах с двухфазными областями : подходы и модели / Ю. А. Ляшенко // Успехи физ. мет. / Usp. Fiz. Met. 2003, т. 4, сс. 81–122.

15. Gusak, A. M. Problem of Choice and Attractors in the Processes of Phase Nucleation, Competition, Growth and Ternary Diffusion / A.M. Gusak, Yu.A. Lyashenko, S.V. Kornienko, A.S. Shirinyan // Defect and Diffusion Forum Vols 143-147 (1997) pp 683-688.

16. Diffusion-controlled Solid State Reactions: In Alloys, Thin Films and Nanosystems / Andriy M. Gusak, T. V. Zaporozhets, Yu. O. Lyashenko, S. V. Kornienko, M. O. Pasichnyy, A. S. Shirinyan // Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2010, 498 pp.

17. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М. : Metallurgiya, 1978. – 248 с.

18. Богданов, А. И. Формирование структуры и свойств слоистых покрытий системы Ni-Al на поверхности сталь-

ных изделий машиностроения : дис. ... канд. тех. наук / А. И. Богданов ; Волг. гос. тех. университет. – Волгоград, 2012.

19. Строчков, О. В. Создание сталеалюминиевых композиционных материалов повышенной термостабильности на основе исследования характера пластической деформации металла в околосварочной зоне при сварке взрывом : дис. ... канд. тех. наук / О. В. Строчков ; Волг. гос. тех. университет. – Волгоград, 2010.

20. Vermolen, F. The dissolution of a stoichiometric second phase in ternary alloys: a numerical analysis / Fred Vermolen, Kees Vuik, Sybrand van der Zwaag // Materials Science and Engineering A246 (1998) 93–103.

21. Vermolen, F. A mathematical model for the dissolution kinetics of Mg<sub>2</sub>Si-phases in Al–Mg–Si alloys during homogenisation under industrial conditions / Fred Vermolen, Kees Vuik, Sybrand van der Zwaag // Materials Science and Engineering A254 (1998) 13–32.

УДК 621.791

**В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. О. Таубе, Д. В. Щербин, М. С. Токарев**  
**МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ**  
**В СЛОИСТОМ КОМПОЗИТЕ АД1+Х20Н80+М1 ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты моделирования влияния толщин слоев, составляющих слоистый композит АД1+Х20Н80+М1, на величину термических напряжений на его межслойных границах после диффузионного отжига.

*Ключевые слова:* термические напряжения, конечно-элементный анализ, моделирование, слоистый композит, покрытие.

**V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, A. O. Taube, D. W. Shcherbin, M. S. Tokarev**

**MODELING OF THERMAL STRESSES ARISING IN LAYER**  
**COMPOSITE AD1 + X20N80 + M1 AFTER HEAT TREATMENT**

**Volgograd State Technical University**

The results of modeling of composition of the construction and thickness of the layers composing the Ni-Cr-Al system layered composite on value of thermal stresses, arised on its interlayer boundaries after diffusion annealing, are stated.

*Keywords:* thermal stresses, FEM analysis, modeling, layered composite, coating.

**Введение**

Предложенный на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ технологический процесс получения жаростойких покрытий системы Ni-Cr-Al на поверхности медных фурм доменных печей [1–3] включает следующую последовательность операций [4–8]:

1. Изготовление биметаллической заготовки (Х20Н80-медь М1).

2. Нанесение на слой Х20Н80 алюминия АД1 толщиной, достаточной для его самопроизвольного отделения от диффузионной зоны (ДЗ) на границе Х20Н80- АД1 при охлаждении после термообработки.

3. Термообработка, обеспечивающая формирование слоистого Х20Н80/(Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>+CrAl<sub>7</sub>)/(NiAl<sub>3</sub>+CrAl<sub>7</sub>) либо Х20Н80/(Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>+CrAl<sub>7</sub>) покрытия.

Поскольку наиболее вероятной причиной самопроизвольного отделения алюминиевого слоя от ДЗ являются термические напряжения, возникающие при охлаждении композита после термообработки из-за разницы в коэффициентах термического линейного расширения металлов, входящих в его состав, в рамках данной работы проведено моделирование влияния толщин слоев, составляющих слоистый композит, на величину термических напряжений, возни-

кающих на его межслойных границах после диффузионного отжига.

### Материалы и методы исследования

Получение биметаллической заготовки X20H80+M1 и нанесение на сплав X20H80 (2 и 3,5 мм) алюминия АД1 (толщиной 0,6, 1,5 и 2 мм) осуществляли сваркой взрывом. Толщина меди марки М1 составляла 8 мм

Термическую обработку композиционных образцов проводили при 630 °С в течении 100 ч, что позволило сформировать между алюминием и сплавом X20H80 диффузионную зону толщиной  $\approx 310$  мкм [3].

Для оценки температурных напряжений использовали пакет программ COMSOL Multiphysics, обладающий необходимой гибкостью в постановке связанных мультифизических задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита. COMSOL имеет готовый модуль Thermal Stress, позволяющий решать связанные задачи термоупругости. Имеется также встроенная библиотека материалов Mate

rial Library, применение которой, в большинстве случаев, не требует задания физических констант материалов и их зависимости от температуры. В качестве модели на первом этапе использовали композиты АД1-ДЗ-X20H80, на втором – АД1-ДЗ-X20H80-М1.

В качестве критерия, учитывающего различную толщину слоев композита выбрали  $k = \delta_{\text{АД1}}/\delta_{\text{X20H80}}$ , который принимал значения 0,18..1,0.

При расчетах были сделаны следующие допущения:

- температура слоев М1, X20H80, АД1 и ДЗ равномерна по их толщине;
- ДЗ состоит из трех слоев с фазовым составом  $\text{NiAl}_3$ ,  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и  $\text{CrAl}_7$ ;
- температурная зависимость КТЛР и модуль упругости отсутствует;
- напряжения не релаксируют при температурах ниже температуры рекристаллизации алюминия.

На рис. 1 приведено дерево расчета термических напряжений в композите АД1-ДЗ-X20H80 с нанесенной конечно-элементной сеткой.

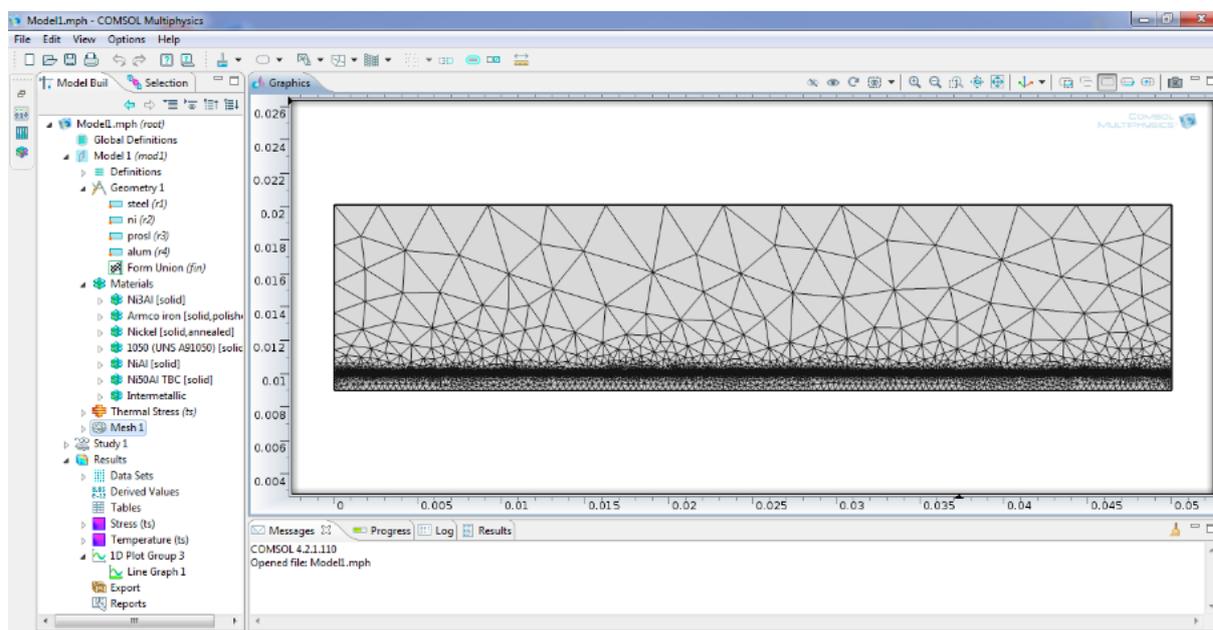


Рис. 1. Визуализация расчета термических напряжений в программе COMSOL Multiphysics

### Полученные результаты и их обсуждение

Анализ полученных эпюр термических напряжений показал, что пик растягивающих напряжений в композите АД1-ДЗ-X20H80 всегда находится в ДЗ, а введение в расчетную модель медной основы не приводит к заметному перераспределению напряжений. На рис. 2 приве-

дены эпюры, характерные для  $k = 0,18$  и  $0,5$ .

Обработка массива полученных данных по распределению напряжений в слоистых композитах при различных значениях  $k$  позволила построить зависимость, представленную на рис. 3. Ее анализ показывает, что при  $k \leq 0,3$  максимум растягивающих напряжений располагается (координата  $x$ ) на границе слоев 1 и 2,

а при  $k > 0,3$  – на границе слоев 2 и 3. На рис. 4 показаны положения максимумов растягивающих напряжений для значений  $k = 0,18$  и  $0,5$ , а также приведена микроструктура ДЗ.

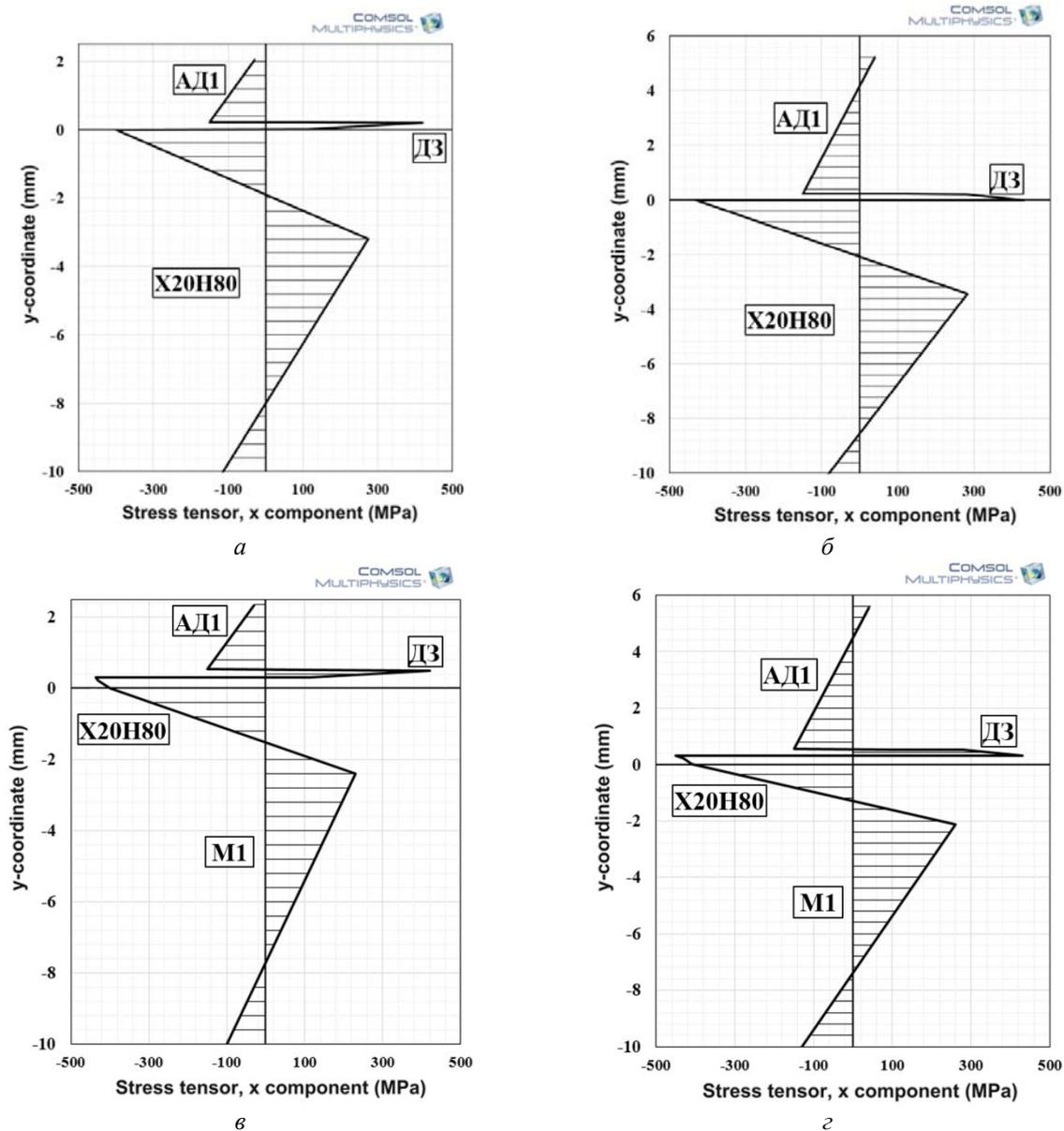


Рис. 2. Эпюры термических напряжений в композите состава АД1-ДЗ-X20H80 (а, б) и АД1-ДЗ-X20H80-M1 (в, г) после охлаждения с температуры 630 °С (выдержка 100 ч): а, в –  $k = 0,18$ ; б, г –  $k = 0,5$

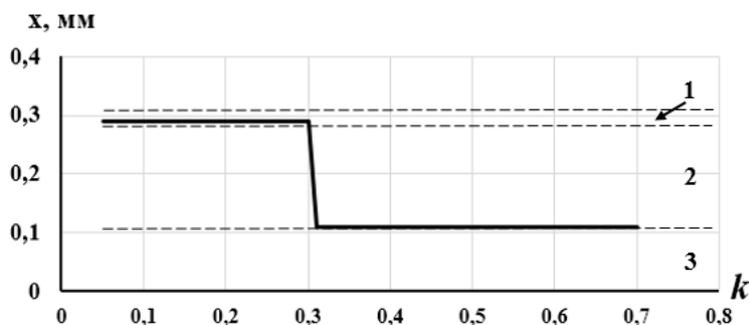


Рис. 3. Зависимость положения координаты x максимума растягивающих напряжений от коэффициента k

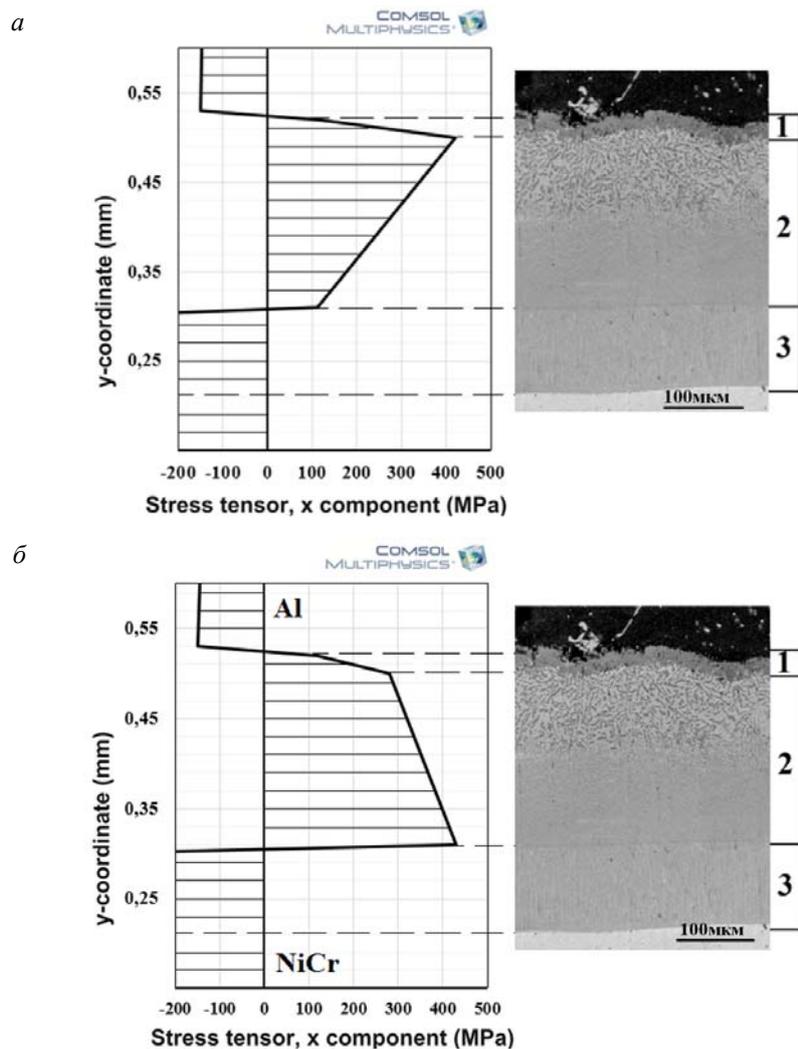


Рис. 4. Положение максимума растягивающих напряжений при:  
 $a - k = 0,18$ ;  $б - k = 0,5$

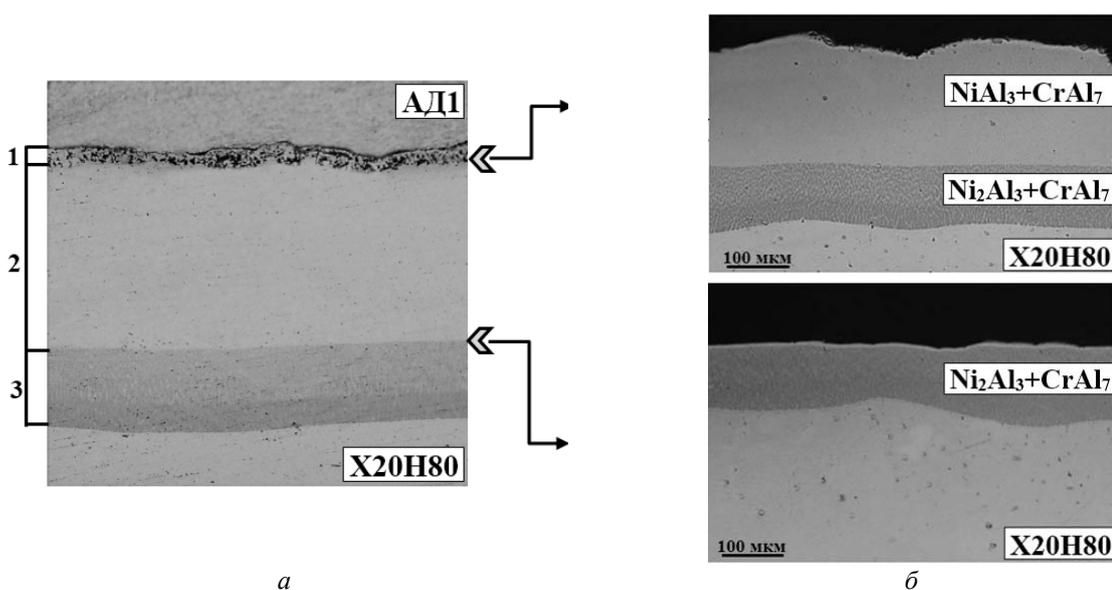


Рис. 5. Микроструктура ДЗ, сформированной при термообработке 630 °С, 100 ч, до и после отделения алюминиевого слоя при охлаждении:  
 $a - k = 0,18$ ;  $б - k = 1,0$

Полученные данные по моделированию показали удовлетворительную сходимость с экспериментом. Установлено, что изменение соотношения исходных толщин АД1 и Х20Н80 в составе сваренного взрывом композита меняет положение плоскости разрушения в ДЗ. Так, например, при  $k = 0,18$  разрушение происходило по прослойке 1 ( $\text{CrAl}_7$ )-( $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$ ) (рис. 5, а), а при  $k = 1,0$  – по границе прослоек 2 и 3 ( $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$ )-( $\text{Ni}_2\text{Al}_3+\text{CrAl}_7$ ) (рис. 5, б). В первом случае толщина покрытия определяется суммарной толщиной прослоек 2 и 3, а во втором – толщиной прослойки 3.

### Выводы

1. Охлаждение композита АД1-Х20Н80 после отжига, обеспечивающего формирование на его межслойной границе ДЗ, состоящей из трех прослоек ( $\text{CrAl}_7$ ,  $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$  и  $\text{Ni}_2\text{Al}_3+\text{CrAl}_7$ ), приводит к самопроизвольному отделению алюминиевого слоя, обусловленному действием растягивающих напряжений, превышающих при соотношении толщин слоев алюминия и сплава Х20Н80  $k < 0,3$  зональную прочность границ прослоек ( $\text{CrAl}_7$ )-( $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$ ), а при  $k > 0,3$  – ( $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$ )-( $\text{Ni}_2\text{Al}_3+\text{CrAl}_7$ ), и формированию слоистого Х20Н80/( $\text{Ni}_2\text{Al}_3+\text{CrAl}_7$ )/( $\text{NiAl}_3+\text{CrAl}_7$ ) либо Х20Н80/( $\text{Ni}_2\text{Al}_3+\text{CrAl}_7$ ) покрытия.

2. Использование полученных в результате моделирования данных позволяет варьированием значения коэффициента  $k$  формировать покрытие требуемой толщины. Толщина слоя АД1 определяется возможностью получения композита с помощью сварки взрывом и выбором места разрушения ДЗ после термообработки, зависящим от соотношения  $k = \delta_{\text{Al}}/\delta_{\text{П}}$ , где  $\delta_{\text{П}}$  –

толщина подложки, включающая в себя толщины слоя Х20Н80 и защищаемого изделия.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Применение слоистых покрытий системы Ni–Cr–Al для защиты воздушных фурм доменных печей от прогара / В. Г. Шморгу́н, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе, Р. Е. Новиков, А. Г. Серов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–17.
2. Дутьевая фурма доменной печи и способ нанесения защитного покрытия на дутьевую фурму доменной печи: пат. 2235789 Рос. Федерация: МКИ C21B 7/16 / Маншилин А. Г., Складановский Е. Н., Нецветов В. И. и др. – 2002129285/02; заявл. 6.11.02; опубл. 10.09.04.
3. Акимов, В. А. Исследование и совершенствование технологии изготовления воздушных фурм доменных печей нанесением алюмосодержащих газопламенных покрытий с последующей термообработкой : дис. ... канд. тех. наук / В. А. Акимов. – МИСИС. – Москва, 2011.
4. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургиздат, 2016. – 346 с.
5. Investigation of heat-resistant layered coating of Al-Cr-Ni / В.Г. Шморгу́н, Ю.П. Трыков, А.И. Богданов, А.Ол. Таубе // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 116, 2016, 6 p.
6. Phase Composition of Heat-Resistant Layered Coatings of the Al–Cr–Ni System / V.G. Shmorgun, L.D. Iskhakova, A.I. Bogdanov, A.O. Taube // Metallurgist. - 2017. - Vol. 60, No. 9-10, 2017. - p. 1113-1119.
7. The study of the chemical and phase composition of the diffusion interaction zone in layered composite Cr20Ni80-AD1 / V.G. Shmorgun, L.D. Iskhakova, A.I. Bogdanov, A.O. Taube, R. P. Ermakov // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 177, 2017, 5 p.
8. Effect of the High-Heating on the Chemical and Phase Composition of the Al-Ni-Cr Layered Coatings / V.G. Shmorgun, A.I. Bogdanov, A.O. Taube // Materials Science Forum. Vol. 870 : International Conference on Industrial Engineering (Chelyabinsk, Russian Federation, 19-20 May 2016). – 2016. – P. 169-174.

## ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762.4.04

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак*

### ОСОБЕННОСТИ СОХРАНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$ ПРИ ИХ НАНЕСЕНИИ НА СТАЛЬНЫЕ ОСНОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАГРУЖЕНИЯ ПЛОСКОЙ НОРМАЛЬНО ПАДАЮЩЕЙ ДЕТОНАЦИОННОЙ ВОЛНОЙ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: kroch@vstu.ru

Описаны условия отслоения покрытий из твердых сплавов  $\text{Cr}_3\text{C}_2 - \text{Ti}$  в процессе их получения плоским взрывным нагружением исходных смесей порошков на металлических подложках. Рассмотрены факторы, влияющие на сохранение покрытий и прочность их сцепления с основой.

*Ключевые слова:* порошковое покрытие, твердый сплав, взрывное прессование, карбид хрома, титан.

*A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, M. A. Tupitsin, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

### FEATURES OF THE PRESERVATION OF POWDER COATINGS $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ SYSTEMS WHEN APPLIED TO STEEL USING FLAT LOADING NORMALLY FALLING DETONATION WAVE

Volgograd State Technical University

The conditions for the detachment of coatings from hard alloys of  $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$  are described in the process of their preparation by flat explosive loading of initial mixtures of powders on metal substrates. Factors affecting the preservation of coatings and the strength of their adhesion to the substrate are considered.

*Keywords:* powder coating, hard alloy, explosive pressing, chromium carbide, titanium.

При нагружении порошков на металлической подложке плоской нормально падающей детонационной волной (рис. 1) опасность «выноса» [1, 2] материала покрытия в процессе ударно-волновой обработки отсутствует, а само покрытие при использовании оптимальных режимов нагружения должно формироваться из всего слоя исходной порошковой смеси и полностью оста-

ваться на поверхности монолитного основания.

Отделиться от подложки в этих условиях покрытие может только в волнах разгрузки, или же в дальнейшем при охлаждении или при механической обработке двухслойной заготовки за счет внутренних напряжений, релаксирующих путем образования и развития трещины между покрытием и основой.

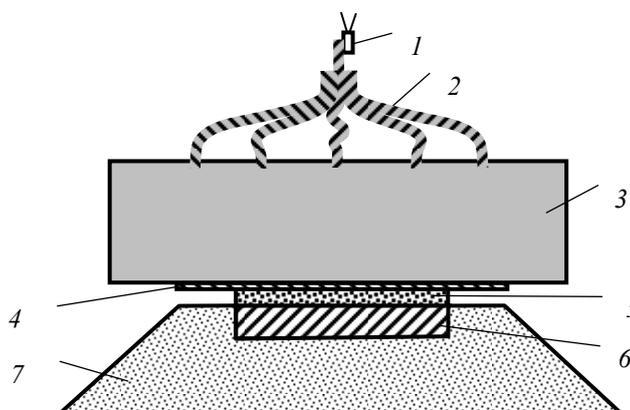


Рис. 1. Схема нагружения порошка плоской нормально падающей детонационной волной:  
1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка;  
5 – порошок; 6 – стальное основание; 7 – песчаная подушка

Как показали исследования, результатом опытов по взрывному нагружению смесей порошков карбида хрома с титановой связкой на стальных подложках на режимах, обеспечивающих разогрев обрабатываемого материала до температур, достаточных для формирования твердых сплавов на стадии прессования [3, 4], может быть (см. рис. 2):

1) образование покрытий, прочно соединенных с основанием по всей покрываемой поверхности;

2) частичное отслоение покрытий от основы, которое, как правило, приводит к полному отслоению последних при механической обработке (порезке образцов);

3) получение плоских прессовок из твердого сплава, не связанных с поверхностью стальной подложки.



Рис. 2. Общий вид образцов после взрывного нагружения смесей порошков карбида хрома с титаном на стальной подложке

Зависимость полученного результата от технологических параметров взрывной обработки приведена на рис. 3.

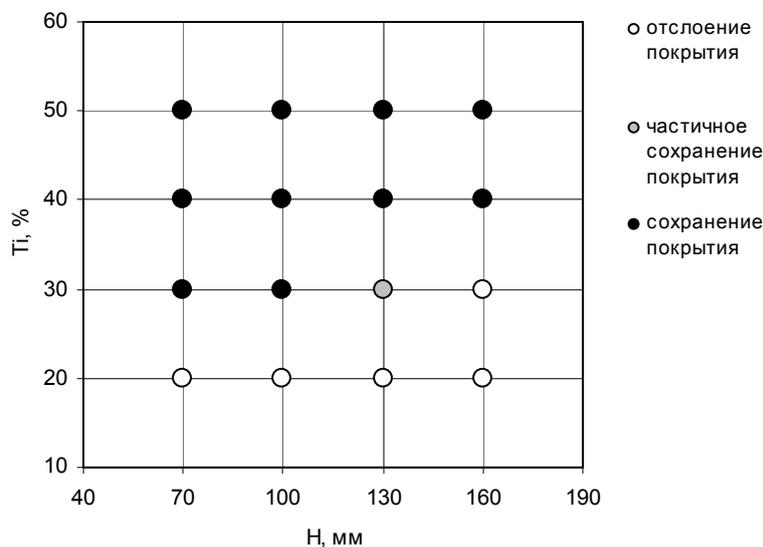


Рис. 3. Влияние высоты заряда Н и содержания титановой связки на сохранение покрытий из твердых сплавов после взрывного нагружения

Анализ приведенной зависимости показывает, что проблем с сохранением покрытий на покрываемой поверхности (при значении исходной высоты слоя порошка, равном  $h = 7$  мм) не возникает при использовании титановой связки в количестве 40 и 50 об.%. При содержании титана в исходной порошковой смеси, равном 30 об.%, можно наблюдать как сохранение, так и частичное или полное отслоение покрытий, а при содержании титана, равном 20 об.%, получение покрытий с толщиной 2,4...2,5 мм, соответствующей выбранному значению  $h$ , вообще не возможно.

Следует отметить, что при формировании прочно соединенных с подложкой покрытий последние, как правило, сохраняют свою связь с основой при механической обработке, включающей порезку образцов и изготовление из них шлифов путем шлифовки и полировки, что свидетельствует

о достаточной прочности этой связи. Исследование микроструктуры (рис. 4) показывает отсутствие новых фаз, переходных зон, несплошностей или следов разрушения в месте соединения твердого сплава со стальной основой.

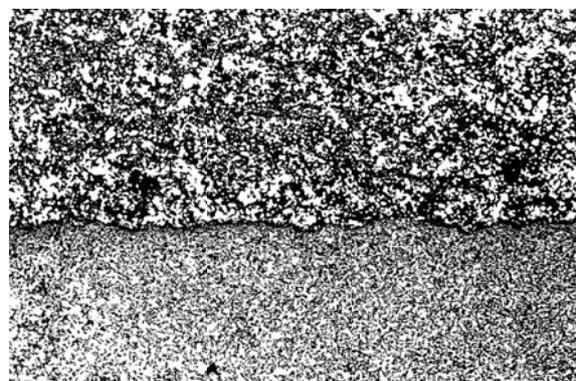


Рис. 4. Структура зоны соединения со стальной основой покрытия из твердого сплава карбида хрома с титаном,  $\times 100$

При отслоении покрытия разрушение происходит по прилегающим к линии соединения слоям твердого сплава. При этом на подложке остается прочно соединенный с ней тонкий слой порошкового материала (рис. 5, *a*), вид которого полностью соответствует виду внутренней поверхности отслоившегося покрытия (рис. 5, *б*). Примечательно, что обе рассматриваемые поверхности в отличие от наружной поверхности материала покрытия имеют видимые признаки окисления при повышенных температурах в виде «цветов побежалости» лишь по краям и не имеют их в центральной части. Это свидетельствует о том, что отслоение покрытий происходит уже после снятия давления за счет разлета продуктов детонации, начинается при относительно высокой температуре материала покрытия и заканчивается после практически полного остывания твердого сплава и стальной подложки.

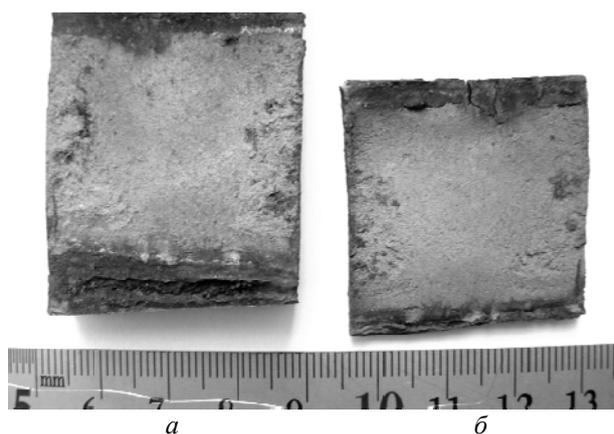


Рис. 5. Внешний вид поверхности разрушения при отслоении покрытия из твердого сплава от стальной основы: *a* – поверхность подложки; *б* – внутренняя поверхность покрытия

Данный факт позволяет предположить, что причиной отслоения покрытий из твердых сплавов являются внутренние термические напряжения, обусловленные тем, что в момент снятия давления распределение остаточной температуры в двухслойной заготовке оказывается предельно неравномерным. Слой спрессованного взрывом материала, претерпевающий значительное необратимое уменьшения объема, имеет остаточную температуру, близкую к температуре разогрева в процессе ударно-волнового сжатия [5, 6], а монолитная подложка – температуру, лишь на несколько десятков градусов отличающуюся от начальной [7]. Снижение температуры покрытия за счет теплоотвода в подложку и окружающую среду должно сопровождаться его усадкой. Однако, вследствие наличия прочной связи порошкового слоя с основанием, будет происходить торможение этой усадки, в результате чего в покрытии, не зависимо от значения коэффициентов линейного расширения материалов, неизбежно будут возникать растягивающие напряжения. В случае, когда уровень этих напряжений превысит некоторый предел, мы и будем наблюдать описанное выше отслоение покрытия.

Приведенные рассуждения указывают на тот факт, что при нанесении взрывом покрытий из твердых сплавов должны существовать некоторые ограничения на допустимые температуры разогрева исходной порошковой смеси в процессе компактирования. Анализ влияния температуры разогрева при взрывном нагружении на сохранение связи покрытий из твердых сплавов с поверхностью подложки (рис. 6) свидетельствует в пользу данного предположения

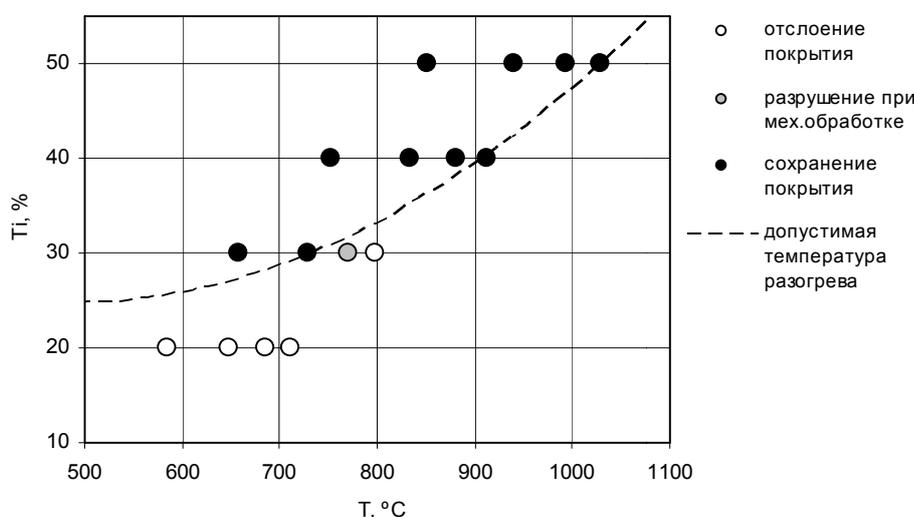


Рис. 6. Влияние температуры разогрева  $T$  при взрывном нагружении и содержания титановой связки на сохранение связи покрытий из твердых сплавов с поверхностью подложки

и показывает, что допустимая температура разогрева существенно возрастает с увеличением содержания титановой связки в исходной смеси порошков. Подобный эффект обусловлен, по-видимому, тем, что при уменьшении содержания карбидной фазы в структуре твердых сплавов повышается их пластичность и, соответственно, возрастает вероятность частичной релаксации напряжений за счет пластической деформации.

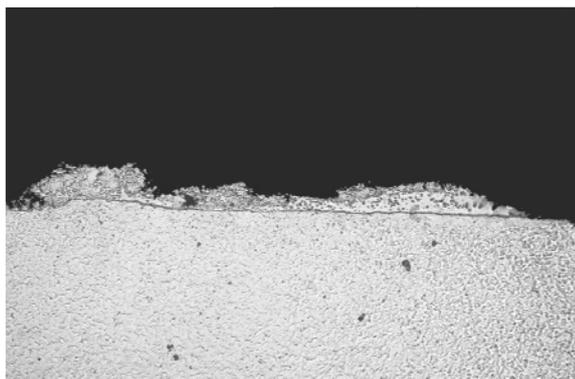


Рис. 7. Макроструктура зоны разрушения образцов после испытания на срез,  $\times 50$

Прочность соединения покрытия со стальным основанием на срез при скалывании, определенная по методике, описанной в [8], находится в пределах от 25 до 40 МПа. При этом разрушение образцов происходит преимущественно по материалу покрытия (рис. 7) что говорит о достижении равнопрочности на границе раздела «твердый сплав – подложка».

Значение величины прочности соединения (в случае сохранения покрытия) растет с увеличением содержания титана в составе твердого сплава, а для каждого из составов порошковой смеси – при возрастании давления ударно-волнового нагружения (рис. 8). Поскольку твердость сплавов карбида хрома с 40 и 50 об.% титановой связки на выбранных режимах нагружения остается практически неизменной [9], то, несмотря на наблюдаемый характер разрушения покрытий при проведении испытаний (рис. 7) связать обнаруженное изменение прочности соединения только с прочностными свойствами материала покрытия не представляется возможным.

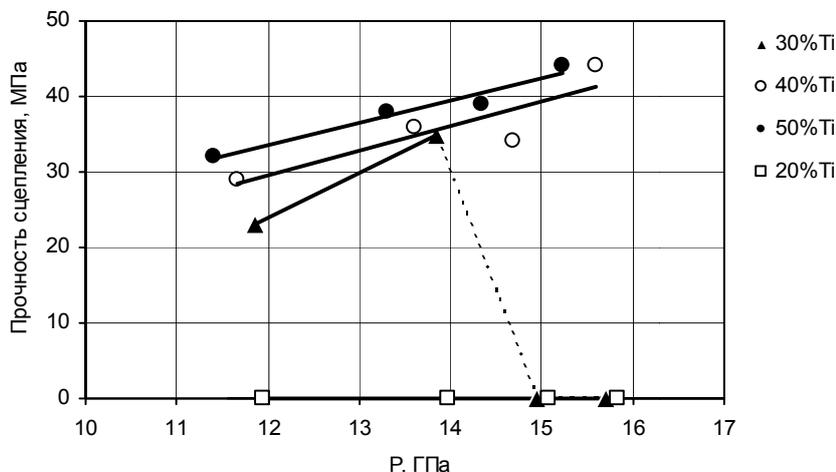


Рис. 8. Прочность соединения покрытий со стальной основой в зависимости от содержания титана и давления ударно-волновой обработки

По-видимому, основным фактором, определяющим величину прочности соединения покрытий из твердых сплавов, сформированных взрывом, со стальным основанием также, как и причиной отслоения покрытий после разгрузки спрессованного материала, являются внутренние напряжения в полученной двухслойной заготовке.

С этих позиций отмеченный рост прочности соединения с увеличением содержания титана в исходной порошковой смеси можно объяснить

снижением коэффициента линейного термического расширения твердых сплавов от  $10,1 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  до  $9,5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  [10] при увеличении содержания в них титановой связки от 20 до 50 % по объему, а в качестве причины возрастания прочности соединения с увеличением давления ударно-волновой обработки назвать эффект роста прессонок после снятия давления за счет упругого последействия, который в рассматриваемой ситуации должен ослаблять эффект торможения усадки покрытия в процессе охлаждения.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сохранение порошковых покрытий из твердых сплавов на монолитных подложках при взрывном плакировании / М. А. Тупицин, А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 7). – С. 77–81.
2. Закономерности нанесения покрытий системы Cr(3)C(2)-Ti скользящей детонационной волной / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Д. А. Хачаян // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (170) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений». – С. 79–84.
3. Технология взрывного плакирования заготовок твердыми сплавами / А. В. Крохалев, О. А. Авдеюк, К. В. Приходьков, А. Н. Савкин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Вестник машиностроения. – 2013. – № 11. – С. 45–48.
4. Explosive coating with hard alloys. Russian Engineering Research (2014) 34: 85-88, February 01, 2014. By Krokhaliev, A. V.; Avdeyuk, O. A.; Prikhod'kov, K. V.; Savkin, A. N.; Kuz'min, S. V.; Lysak, V. I.
5. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин. – Волгоград: ВолгГТУ, 2002. – 136 с.
6. Pruemmer, R. A. Explosive Compaction of Powders and Composites / R. A. Pruemmer, T. Balakrishna Blat, K. Siva Kumar, K. Hokamoto. – Science Publishers, 2006. – 194 pp.
7. Физика взрыва / под ред. К. П. Станюковича. – 2-е изд., перераб. – М.: Наука, 1975. – 704 с.
8. Тушинский, Л. И. Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов. – Новосибирск: Наука, 1986. – 238 с.
9. Прессование порошков взрывом: монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – Москва: Машиностроение, 2015. – 252 с.
10. Определение термомеханических свойств твердых сплавов системы Cr(3)C(2)-Ti с помощью полидисперсной модели / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. А. Глухенький // Инновации на основе информационных и коммуникационных технологий. Инфо 2014: матер. XI междунар. науч.-практ. конф. (г. Сочи, 1–10 окт. 2014 г.) / Национальный исследовательский ун-т «Высшая школа экономики» [и др.]. – М., 2014. – С. 155–156.

УДК 678.743:539.2

*Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова***ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ  
ФТОРОПЛАСТ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано влияние концентрации алюминиевых частиц и способа получения на тепловое расширение фторопластовых композиционных материалов. Композиционные материалы получали статическим и взрывным прессованием порошковых смесей с последующим спеканием в свободном или замкнутом состояниях. Установлено, что введение алюминия снижает тепловое расширение композитов, что связывается со смешиваемыми закономерностями и адгезионным взаимодействием между фторопластом и алюминием. Показано, что спекание в замкнутом объеме способствует снижению тепловых деформаций фторопласт-алюминиевых композиционных материалов.

*Ключевые слова:* фторопласт-4, дисперсный алюминий, взрывное прессование, статическое прессование, спекание, адгезионное взаимодействие, композиционные материалы, тепловое расширение.

*N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, D. V. Savin, G. V. Agafonova***RESEARCH OF THERMAL EXPANSION  
OF FLUOROPLAST - ALUMINUM COMPOSITES****Volgograd State Technical University**

The influence of the concentration of aluminum particles and the method of obtaining fluoroplastic composites on thermal expansion has been studied. Composite materials were obtained by static and explosive pressing of powder mixtures, followed by sintering in a free or closed state. It is established that the introduction of aluminum reduces the thermal expansion of composites, which is associated with the mixture patterns and adhesion interaction between fluoroplastic and aluminum. It is shown that sintering in a closed volume helps to reduce the thermal deformation of fluoroplastic-aluminum composite materials.

*Keywords:* fluoroplast-4, dispersed aluminum, explosive pressing, static pressing, sintering, adhesion interaction, composite materials, thermal expansion.

### Введение

В узлах трения авиационной техники широко применяют фторопласт-4 (Ф-4), который обладает уникально низкими коэффициентом трения, химической и термической стойкостью, вибропоглощением [1]. Для повышения износостойкости, прочности при сжатии и снижения ползучести Ф-4 наполняют металлами [2, 3]. Перспективно наполнение Ф-4 легким алюминием, обладающим высокой теплопроводностью, что способствует отводу тепла из зоны трения. Для улучшения адгезионного взаимодействия между Ф-4 и наполнителем актуально применение взрывного прессования. [4,5]

Тепловое расширение является важной характеристикой работоспособности антифрикционных материалов [3], поэтому целью работы являлось изучение влияния взрывного прессования на тепловое расширение наполненных фторопласт-алюминиевых композиционных материалов (КМ).

### Методика проведения исследований

В работе проводили сравнительные исследования влияния статического (СП) и взрывного прессования (ВП) на тепловое расширение композиционных материалов на основе Ф-4, наполненных 10 и 30 % об. порошковым алюминием ПА-4 дисперсностью 100–200 мкм, частицы которого имеют сферическую форму. Объемные пропорции в композиционных материалах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *OHAUS-123*. Статическое прессование образцов проводилось в односторонних пресс-формах давлением 200 МПа. Взрывное прессование проводили по ампульной схеме давлением 0,4–0,8 ГПа. Спекание осуществляли в свободном и замкнутом состояниях при температуре 380 °С с выдержкой 15 минут на один миллиметр поперечного сечения образца. Спекание в замкнутом состоянии осуществляли в специальной пресс-форме.

Микроструктуры КМ исследовали на оптическом микроскопе *Olympus 61BX* в отраженном свете. Плотность измеряли гидростатиче-

ским взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139–69. Количественное соотношение фаз рассчитывали по правилу смеси по данным плотности и контролировали на структурах с помощью программы *AnalySYS*. Тепловое расширение наполненного фторопласта измеряли на установке термомеханического анализа *Netzsch 402 F3 Hyperion* по одноосной схеме. Образцы имели высоту 2 мм и диаметр 5 мм, нагрев производили до 390 °С со скоростью 3°С/мин, а направление измерения осуществлялось вдоль направления прессования образцов. Кривые теплового расширения строились и анализировались с помощью встроенного программного обеспечения *Proteus 61*. Приведенные значения теплового расширения являются результатом аппроксимации экспериментальных данных, полученных при испытании не менее 3 одинаковых образцов из КМ.

### Результаты исследований

Установлено, что с ростом содержания алюминия с 10 до 30 % плотность растет с 2215–2300 до 2310–2395 кг/м<sup>3</sup> (рис. 1), что близко к теоретической плотности, рассчитанной по правилу смеси (плотности  $\rho_{Al} = 2700$  кг/м<sup>3</sup> и  $\rho_{Ф-4} = 2150–2280$  кг/м<sup>3</sup>). После спекания статически спрессованных образцов, как в свободном (рис. 1, столбец 2), так и в замкнутом состояниях (рис. 1, столбец 3) наблюдается снижение плотности. Причем спекание в замкнутом состоянии обеспечивает более высокую плотность. ВП и спекание в замкнутом состоянии (рис. 1, столбец 4) приводит к наибольшей плотности среди исследуемых КМ до 2300 и 2395 кг/м<sup>3</sup>.

Структуры полученных КМ (рис. 2), состоят из равномерно распределенных частиц алюминия в объеме полимера. На микроструктурах КМ, полученных СП со спеканием в свободном состоянии, наблюдается значительное количество пустот, образовавшихся от выпадения из полимера частиц алюминия при полировке микрошлифа, что отсутствует в КМ, полученных взрывным прессованием. Это подтверждает лучшее адгезионное взаимодействие частиц алюминия с полимером после ВП.

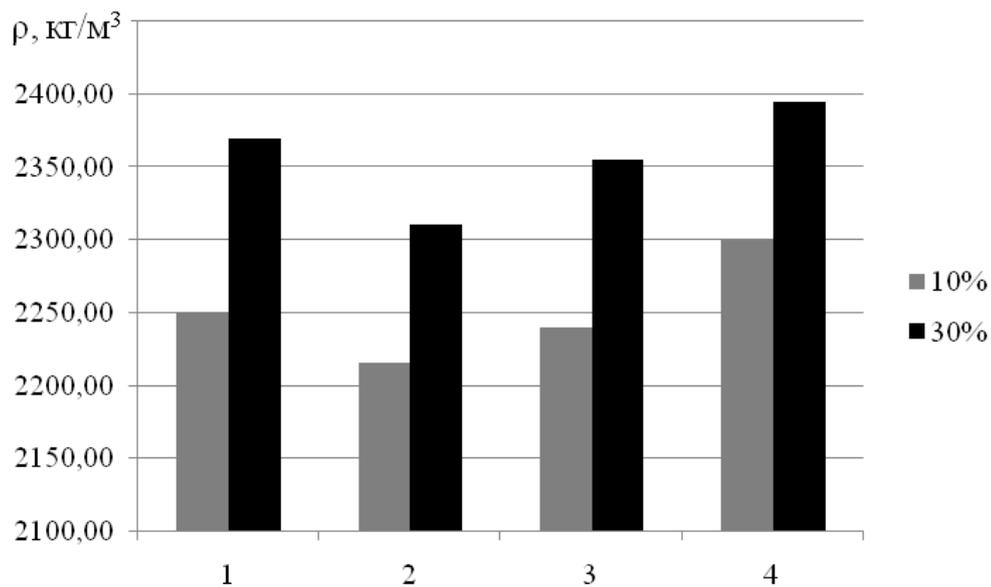
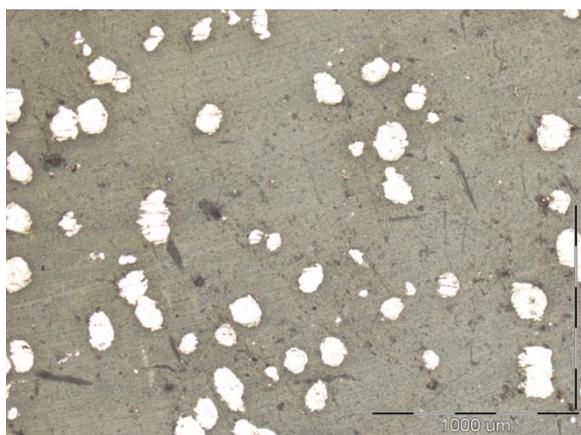
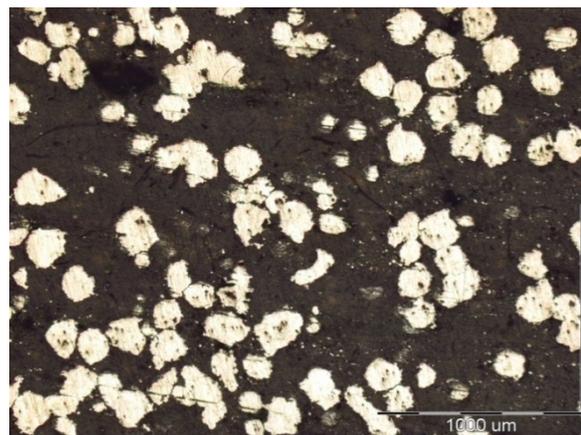


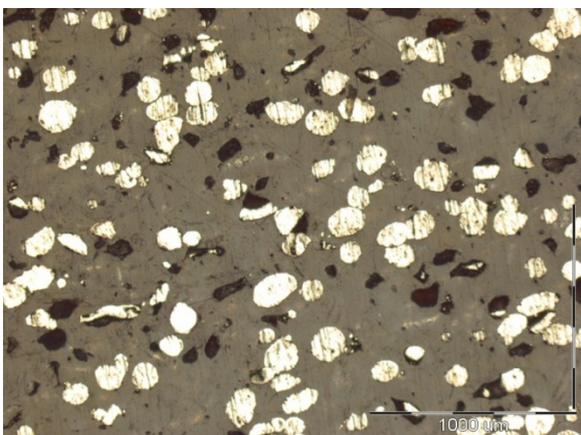
Рис. 1. Плотность фторопласт-алюминиевых КМ:  
 1 – СП без спекания; 2 – СП со спеканием в свободном состоянии; 3 – СП со спеканием в замкнутом состоянии; 4 – ВП со спеканием в замкнутом состоянии



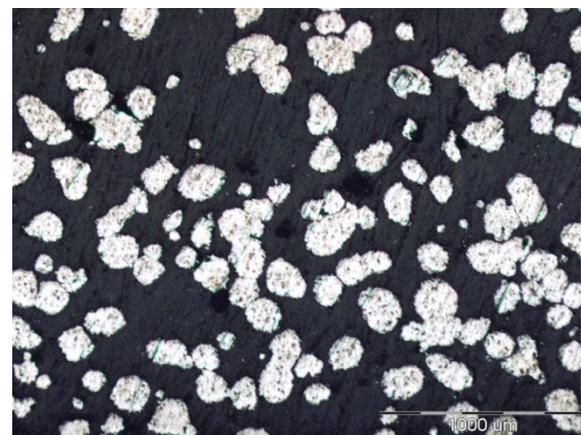
а



б



в



г

Рис. 2. Микроструктуры фторопласта, наполненного 10 % (а) и 30 % (б, в, г) алюминия после:  
 а – СП со спеканием в замкнутом состоянии; б – СП без спекания;  
 в – СП со спеканием в свободном состоянии; г – ВП со спеканием в замкнутом состоянии

Исследования теплового расширения КМ (рис. 3) показали, что на кривых выявляется характерный скачок при температурах  $t_1-t_2$ , обусловленный плавлением кристаллической фазы Ф-4 ( $t_{пл} = 341\text{ }^\circ\text{C}$  – до спекания и  $t_{пл} = 327\text{ }^\circ\text{C}$  – после спекания). В температурном интервале до  $t_1$  (табл.) происходит небольшое увеличение деформации, связанное с малой тепловой подвижностью макромолекул и стабильным состоянием кристаллической фазы Ф-4. Выше  $t_2$  происходит равномерный рост деформаций, связанный разориентацией макромолекул Ф-4 в кристаллитах, их плавлением и повышением теплового движения.

Следует отметить, что в КМ после СП без спекания и со спеканием в свободном состоянии с увеличением содержания алюминия с 10 до 30 % температуры перехода практически не изменяются (табл.), а после ВП и СП со спеканием в замкнутом состоянии наблюдается снижение  $t_1$  на 6–7 %, но по-прежнему не изменяет  $t_2$

На тепловые деформации  $\varepsilon_1$ , возникающие при  $t_1$ , способ получения оказывает не столь сильное воздействие, как на деформации  $\varepsilon_2$  при  $t_2$ . Спекание в свободном состоянии КМ после СП приводит к снижению  $\varepsilon_2$  на 3–8 %, а спекание в замкнутом состоянии либо не изменяет  $\varepsilon_2$  при 10 % алюминия, либо приводит к снижению на 7 % при 30 % алюминия. Спекание в замкнутом состоянии образцов после СП приводит к незначительному снижению  $t_1$  (3–5 °C), по сравнению со спеканием в свободном состоянии. После ВП и спекания в замкнутом состоянии

у КМ независимо от содержания алюминия  $t_1$  выше на 25 °C, а  $t_2$  на 15 °C, чем у аналогичных после СП. После ВП и спекания в замкнутом состоянии деформации практически такие же, как и после СП и спекания в замкнутом состоянии, но  $\varepsilon_2$  в 2 раза ниже у КМ с 30 % алюминия, что обусловлено меньшим количеством полимера, чем в КМ с 10 % алюминия.

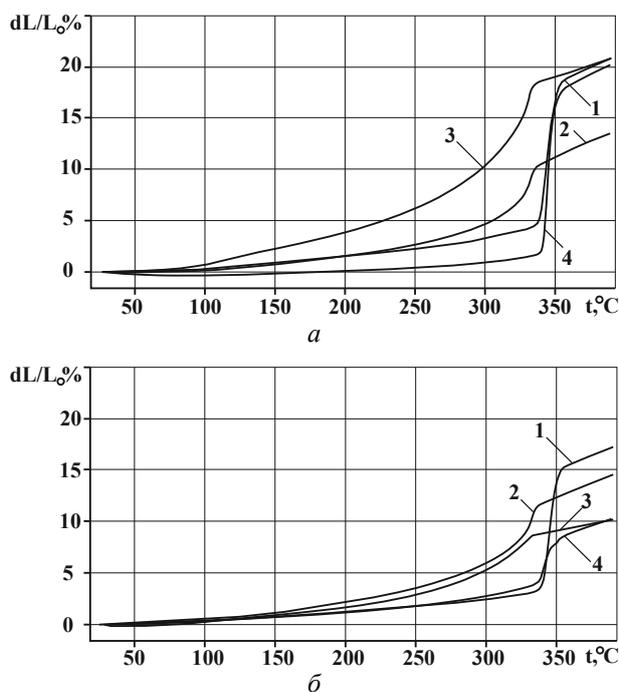


Рис. 3. Зависимость теплового расширения фторопласта-4, наполненного 10 % (а) и 30 % (б) алюминия от температуры: 1 – СП, без спекания; 2 – СП, со спеканием в свободном состоянии; 3 – СП, со спеканием в замкнутом состоянии; 4 – ВП со спеканием в ампуле

**Характеристики термомеханических кривых фторопласт-алюминиевых КМ**

Концентрация, %	Способ получения	Спекание	$t_1, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_1, \%$	$t_2, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_2, \%$
10	СП	нет	338	5	350	18
	СП.	с.с.	320	6	335	10
	СП	з.с.	317	13	333	18
	ВП	з.с.	342	3	348	17
30	СП	нет	339	4	349	15
	СП.	с.с.	321	8	334	12
	СП	з.с.	311	6	330	8
	ВП	з.с.	335	4	346	7

Примечание: с.с. – спекание в свободном состоянии; з.с. – спекание в замкнутом состоянии.

Снижение плотности после спекания связано с аморфизацией фторопласта, а также с возможной релаксацией остаточных напряжений с разрывом адгезионных связей между полиме-

ром и металлом, что сопровождается повышением пористости.

С увеличением содержания алюминия в основном происходит снижение теплового рас-

ширения композитов связанное с уменьшением объема полимерной матрицы, обладающей большим коэффициентом теплового расширения, и увеличением числа контактов полимерной матрицы с металлом, сдерживающих движение макромолекул.

Взрывное прессование со спеканием в замкнутом состоянии лучше чем статическое со спеканием как в свободном, так и в замкнутом, поскольку обеспечивает более сильное адгезионное взаимодействие при контакте фаз, в результате металлические частицы ограничивают движение макромолекул и препятствуют термическому расширению.

#### Выводы

Таким образом для получения фторопласт-алюминиевых КМ, обладающих наименьшим тепловым расширением при нагреве необходимо использовать взрывное прессование КМ, содержащих повышенное количество металлических частиц, со спеканием в замкнутом состоя-

нии так как это обеспечивает лучшее адгезионное взаимодействие.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Применение фторполимерных материалов в трибологии: состояние и перспективы / В. М. Бузник, Г. Ю. Юрков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 4 (72). – С. 133–149.
2. Металлополимерные нанокомпозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов [и др.]. – Новосибирск : Изд. СО РАН, 2005. – 260 с.
3. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипники / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М. : Машиностроение, 1976. – 192 с.
4. Адаменко, Н. А. Металлофторопластовые композиционные материалы для направляющих скольжения с повышенной несущей способностью в узлах трения / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов, А. В. Казуров, И. И. Кривошук // Конструкции из композиционных материалов. – 2003. – № 2. – С. 48–52.
5. Адаменко, Н. А. Теплопроводность наполненных меднофторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Проничев, А. И. Лямин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 (59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 44–47.

УДК 678.743:539.2

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

### ВЛИЯНИЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА СВМПЭ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Проведены сравнительные исследования влияния статического и взрывного прессования на свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ). Исследовано влияние режимов спекания (температуры нагрева и времени выдержки) прессовок после взрывного прессования на свойства полимера.

*Ключевые слова:* сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ), статическое и взрывное прессование, спекание, свойства.

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

### THE EFFECT OF EXPLOSIVE PRESSING ON THE PROPERTIES OF UHMWPE

Volgograd State Technical University

Comparative studies of the influence of static and explosive compression on the properties of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE). Influence of sintering modes (heating temperature and holding time) of pressing after explosive pressing on polymer properties is investigated.

*Keywords:* ultra-high molecular weight polyethylene (UHMWPE), static and explosive compression, sintering, properties.

#### Введение

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) – линейный, аморфно-кристаллический полимер с молекулярной массой 2 и более миллиона. СВМПЭ обладает уникальным сочетанием свойств: высокими антифрикционными

свойствами, низким коэффициентом трения, высокой морозостойкостью и стойкостью в агрессивных средах, самой высокой прочностью из всех марок полиэтиленов, и др. [1, 2]. Области востребованности СВМПЭ в различных областях техники в широком диапазоне условий

эксплуатации непрерывно расширяются, что объясняется его высокими свойствами и низкой стоимостью [1]. Полимер нашел широкое применение в производстве лент, канатов, листовых изделий, ударопрочных элементов машиностроения, тонкослойных антикоррозионных покрытий, фильтров для химической промышленности и др. Однако низкая технологичность полимера, обусловленная большой молекулярной массой и низким значением показателя текучести расплава (0,06 г / 10 мин) сдерживает его применение.

В последние годы для улучшения технологичности СВМПЭ широко разрабатываются различные методы его модификации: механическая активация, обработка холодной плазмой, ультразвуковая обработка, введение различных добавок и т. д. [3–4].

Перспективным способом получения заготовок из трудноперерабатываемых полимеров с высокими физико-механическими свойствами является взрывное прессование (ВП) [5–8]. Специфические особенности взрывного прессования полимерных порошков создают благоприятные условия для протекания различных структурных превращений и физико-химических процессов под воздействием высоких ударных давлений и температур.

Цель данной работы – исследование влияния взрывного прессования и последующего термического воздействия (спекания) на свойства СВМПЭ.

#### Материалы и методы исследования

В настоящей работе проводили сравнительные исследования плоских равноплотных прессовок СВМПЭ, полученных статическим (СП) и взрывным прессованием (ВП). Взрывное прессование осуществляли по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной давлением 0,9 ГПа. Статическое прессование осуществляли в пресс-формах давлением 100 МПа.

Спекание прессовок проводили под давлением 0,5 МПа в интервале температур 140–230 °С, определяемых термостойкостью полимера. Длительность выдержки варьировали от 5 до 30 мин на 1 мм толщины прессовки.

Плотность прессовок определяли на лабораторных электронных весах OHAUS SPU-123 по стандартной методике гидростатического взвешивания. Приведенные кривые получены при аппроксимации экспериментальных данных для 3 одинаковых образцов. Прочность при

растяжении и относительное удлинение определяли на универсальной разрывной машине LR5K Plus со скоростью 10 мм/мин.

Термомеханические исследования проводили на термомеханическом анализаторе Huregion 402 F1/F3 путем измерения глубины пенетрации индентора в исследуемый образец размером 5x5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 1Н и скоростью нагрева 5 °С / мин. Исследования на дериватографе Паулик-Паулик-Эрдей Q-1500 проводили при постоянном нагреве со скоростью 10 °С/мин.

Морфологию надмолекулярной структуры СВМПЭ изучали с помощью универсального моторизованного исследовательского микроскопа «Olympus» ВХ-61 на тонких срезах в проходящем свете.

#### Результаты исследований

Анализ результатов термомеханических исследований СВМПЭ показал (рис. 1), что, статически полученные прессовки при нагреве в интервале от комнатных до температур фазового перехода (135 °С) расширяются в отличие от полученных ВП, о чем свидетельствует появление отрицательных деформаций (кривая 1), связанных с разрыхлением структуры. Такое поведение полимера после СП обусловлено слабым межмолекулярным взаимодействием между молекулами полимера, а также наличием внутренних напряжений, которые не успевают релаксировать. Взрывное прессование сопровождается не только высоким давлением нагружения, но и разогревом молекул полимера

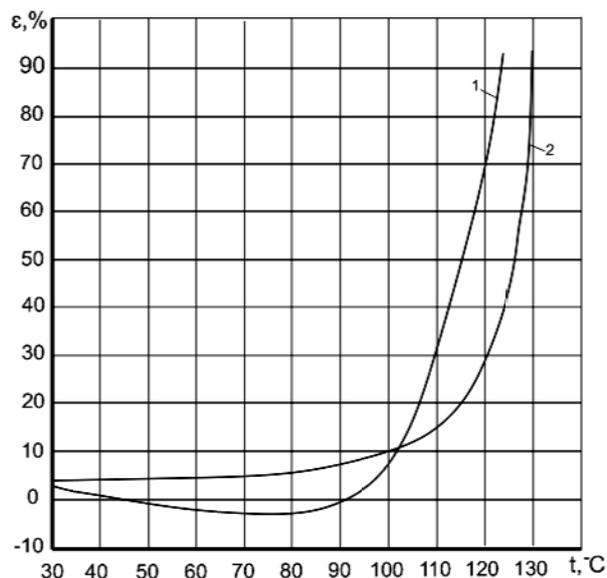


Рис. 1. Термомеханические кривые СВМПЭ: 1 – СП; 2 – ВП

за счет межчастичного трения, что вызывает его структурные и химические преобразования. Механизм химических преобразований, инициированных ударными волнами вероятно состоит в одновременном разрыве цепи и сшиванием соседних цепочек, что обеспечивается свободными радикалами, образованными при разрыве связей С-Н. Аналогичное явление имело место при воздействии на СВМПЭ ионизирующего облучения [3]. Такие изменения при ВП привели по данным термомеханических исследований к повышению температуры плавления полимера на 14–18 °С.

Исследования термических характеристик методом дифференциально-термического анализа СВМПЭ (рис. 2) свидетельствуют о повышении после ВП температуры окисления и разложения полимера на 16–28 °С, по сравнению с температурами статически спрессованного полимера. Следовательно, образовавшиеся меж- или внутримолекулярные сшивки при ВП, не только повышают теплостойкость полимера, но и затрудняют процессы термодеструкции.

В результате ранее проведенных исследований известно [5–8], что при взрывном нагружении структурные изменения полимеров носят интегральный характер и могут протекать как непосредственно в процессе ВП, так и при последующем термическом воздействии (спекании). Поэтому следующим этапом исследований являлось определение оптимальной температуры спекания и длительности выдержки прессовок после ВП.

С целью определения оптимальной температуры спекания прессовок после ВП проводи-

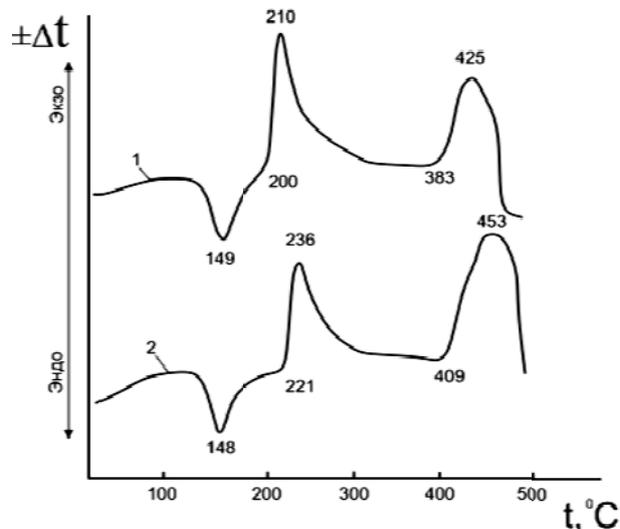


Рис. 2. Кривые ДТА СВМПЭ:  
1 – СП; 2 – ВП

ли их нагрев в интервале 140–230 °С при оптимальной выдержке. Результаты испытаний показали, что максимальной прочности 58,5 МПа и пластичности (520 %) полимер достигает при температуре спекания 190 °С, которая и была принята оптимальной. При этом произошедшие при ВП изменения привели к одновременному повышению прочности и пластичности полимера, что не характерно для других способов высокоэнергетического воздействия [3]. Повышение пластичности вероятно обусловлено увеличением доли аморфной фазы при ВП, которое вызвано разрушением кристаллитов и снижением степени упорядоченности макромолекул большой массы. В свою очередь, образование в структуре полимера поперечных связей (поперечно-сшитых структур), которые формируют жесткий каркас и делают полимер более жестким способствует повышению прочности.

Для определения оптимальной длительности выдержки была исследована на растяжение серия образцов из обработанного взрывом порошка СВМПЭ и спеченного при температуре 190 °С под давлением 0,5 МПа. Исследования показали, что увеличение выдержки с 5 до 20 мин приводит к резкому увеличению прочности с 19 до 58,5 МПа и пластичности с 350 до 520 %. Увеличение выдержки более 20 минут не привело к изменениям механических характеристик. Таким образом оптимальной была принята выдержка при 20 минутах на 1 мм толщины образца.

Исследования микроструктуры после ВП и спекания на оптимальном режиме (рис. 3) свидетельствует о сферолитном строении полимера и подтверждают прошедшую монолитизацию.

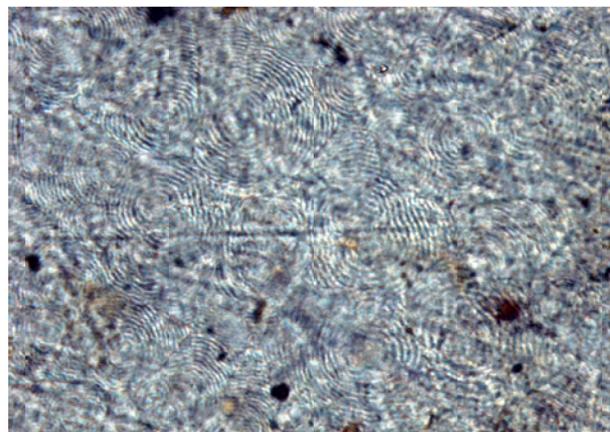


Рис. 3. Микроструктура СВМПЭ после ВП и последующего спекания (×500)

### Выводы

1. Взрывное прессование порошка СВМПЭ приводит к повышению температур плавления на 14–18 °С, а окисления и разложения полимера на 16–28 °С, что обусловлено значительным структурным изменениям.

2. В результате исследований определены оптимальные температуры спекания и выдержки образцов полимера после ВП: 190 °С в течение 20 мин на 1 мм толщины образца.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полим. матер. – 2003. – № 3. – С. 18–21.

2. Stein, H. L. Ultra high molecular weight polyethylene (UHMWPE) // Engineered Materials Handbook. ASM Int., - 1999. - P. 167-171.

3. Tcherdyntsev V.V., Kaloshkin S.D., Lunkova A.A., Musalitin A.M., Danilov V.D., Borisova Y.V., Boykov A.A., Sudarchikov V.A., Structure, mechanical and tribological properties of radiation cross-linked ultrahigh molecular weight polyeth

ylene and composite materials based on it. // Journal of Alloys and Compounds Volume 586, Issue SUPPL. 1, 2014, P. 443-445.

4. Панин, В. Э. Влияние механической активации сверхвысокомолекулярного полиэтилена на его механические и триботехнические свойства / В. Е. Панин, С. В. Панин, Л. А. Корниенко, С. Ваннастри, Л. Р. Иванова, С. В. Шилько // Трение и износ. – 2010. – № 31. – С. 168–176.

5. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на структуру и термомеханические свойства наполненного политетрафторэтилена / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // Пластические массы. – 2017. – № 1–2. – С. 9–11.

6. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene: Structure and Properties / А. Э. Волкова, Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 116 – [Bristol, UK : IOP Publishing], 2016. – 4 p.

7. Адаменко, Н. А. Explosive Pressing of Heat Resistant Polymers and Their Composites with PTFE-4 / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // Chemical and Petroleum Engineering. – 2016. – Vol. 52, No. 7–8. – С. 567–572.

8. Адаменко, Н. А. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science (EES). Vol. 87– [IOP Publishing], 2017.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК: 621.778.0116669-408.3

*Л. М. Гуревич<sup>1</sup>, В. Ф. Даненко<sup>1</sup>, Р. Е. Новиков<sup>1</sup>, В. А. Фокин<sup>2</sup>, В. И. Фролов<sup>2</sup>*

### КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НЕСУЩЕГО ТРОСА

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

<sup>2</sup> ООО «МЕТСБЫТСЕРВИС»

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

Проведено моделирование поведения элементов пяти вариантов медно-стального несущего троса при осевом растяжении и определены усилия, при которых происходило их разрушение. На основе полученных результатов выбрана конструкция несущего троса, обеспечивающая максимальную прочность. Результаты моделирования были верифицированы на основании результатов натурных испытаний в аттестованной лаборатории.

*Ключевые слова:* несущий трос, высокоскоростные магистрали, метод конечных элементов, деформация, усилие разрушения.

*L. M. Gurevich<sup>1</sup>, V. F. Danenko<sup>1</sup>, R. E. Novikov<sup>1</sup>, V. A. Fokin<sup>2</sup>, V. I. Frolov<sup>2</sup>*

### FINITE-ELEMENT SIMULATION OF THE SUSPENSION WIRE DEFORMATION

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

<sup>2</sup> Ltd «METSTBYTSERVIS»

The behavior of the parts of the five variants of the copper-steel suspension wire under the axial tension is simulated and the forces at which their destruction occurred are determined. Based on the obtained results, the construction of the suspension wire is selected, which ensures maximum strength. The simulation results were verified on the basis of the results of full-scale tests in a certified laboratory.

*Keywords:* suspension wire, high-speed lines, finite element method, deformation, breaking force.

#### Введение

Высокоскоростные магистрали (ВСМ) для железнодорожного транспорта являются мировым проектом, начало которому положено в 1964 году в Японии (максимальная скорость 220 км/ч). К 2014 году максимальная эксплуатационная скорость ВСМ достигла 350 км/ч. В России с 2009 года эксплуатируется высокоскоростная линия Санкт-Петербург–Москва (скорость до 250 км/ч) и закончены проектные работы по участку ВСМ Москва–Казань (скорость 400 км/ч). ВСМ экономически выгодны, конкурентно способны и достаточно экологически чисты, но скоростное движение требует создания контактной электрической сети с повышенными требованиями. Основные требования к контактной сети сводятся к следующему:

повышенное натяжение контактных проводов, несущих и рессорных тросов; повышенные термо- и износостойкость, механическая прочность контактных проводов и тросов; минимизация по массе всех конструктивных элементов при повышенных требованиях к их прочности и долговечности; надежная защита этих элементов от всех видов коррозии на полный срок эксплуатации. В качестве проводов контактной сети применяют медные низколегированные (серебро, кадмий, никель) или бронзовые контактные провода сечением 120–150 мм<sup>2</sup>, допускается применение биметаллических контактных проводов. При высоких скоростях движения провисание контактного провода должно быть минимальным, что обеспечивается конструкцией цепной контактной подвески, в кото-

рой контактный провод между опорами прикреплен к несущему тросу с помощью часто расположенных проволочных струн.

Целью настоящей работы являлся выбор оптимальной конструкции обеспечивающих необходимую разрывную прочность при заданных габаритах пластически обжатых несущего и контактного проводов из медной проволоки со стальным сердечником методом компьютерного конечно-элементного проектирование.

Для повышения несущей прочности несущего и контактного проводов из медной проволоки со стальным сердечником было решено использовать круговое (радиальное) пластическое обжатие – один из способов нейтрализации свивочных напряжений в проволоках прядей и спиральных канатов [1–3], которое осуществляется волочением в монолитных или роликовых волоках и применимо только при линейном касании (ЛК) проволок. В результате пластического обжатия изначально круглое поперечное сечение проволок пряди становится фасонным (трапециевидным, пяти-, шестигранным), а линейное касание заменяется касанием по плоскости (ПК). По сравнению со стандартными, пластически обжатые пряди и свитые из них канаты обладают следующими преимуществами: высокая степень заполнения металлом поперечного сечения; увеличение сопротивления контактным напряжениям; повышение гибкости, усталостной прочности; повышение производительности прядевьющего оборудования на 8–10 % [3, 4].

Использование в технологическом процессе производства таких проводов операции пластического деформирования системы из значительного количества элементов с сильно различающимися механическими характеристиками, требует уточнения методов расчета конструктивно-геометрических параметров прядей (количества и диаметра проволок в каждом пививе) и прогнозирования локализации деформации в ее элементах. Неудачный выбор геометрических или технологических параметров может привести к значительной деформации элементов либо полному ее отсутствию. При переходе на выпуск новых типоразмеров проводов приходится проводить трудоемкие экспериментальные работы на промышленном оборудовании, связанные с подбором оптимальных диаметров проволок и параметров деформирования, что значительно повышает дли-

тельность этапа постановки продукции на производство и увеличивает его стоимость. Определение прочности контактных проводов в натурных условиях проводится специализированной аттестованной организацией ОАО «ВНИИЖТ» и требует достаточных временных и материальных затрат. Поэтому для предварительного определения наиболее перспективных вариантов проводов различной конструкции с требуемой прочностью использовалось компьютерное моделирование как кругового обжатия провода, так и его поведения при растяжении.

#### Методика исследования

В качестве исходного варианта, моделирование поведения которого должно было показать возможные пути оптимизации, использовался провод, состоящий из центрального стального сердечника и трех слоев медных проволок (вариант А табл. 1). Использование традиционных методов расчета показало, что для контактного провода конструкции  $1+7+7/7+14$  (через дробь принято записывать количество в одном слое проводов с разным диаметром или из разных материалов) с наружным диаметром около 14 мм можно предварительно рекомендовать следующие диаметры элементов: центральная стальная проволока  $\delta_{\text{ц}}=3,2$  мм, медные проволоки первого слоя  $\delta_1=1,6$  мм, второго слоя  $\delta_2=2,8$  мм. Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), 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 [5]. Значения параметров модели пластичности Джонсона–Кука для выбранных материалов, взятые из работ [6, 7], и скорректированные по результатам испытаний проволок на растяжение, приведены в табл. 1. Влияние скорости деформирования в связи с низким значением (менее  $0,0025 \text{ с}^{-1}$ ) не учитывалось.

Таблица 1

## Варианты конструкции моделируемых проводов медно-стальных проводов

Вариант	Размеры и материал проволок				Площадь меди/стали, мм <sup>2</sup>
	Сердечник	Первый слой	Второй слой	Третий слой	
А необжатый	Сталь 1× $\varnothing$ 2,9 мм	Медь 7× $\varnothing$ 2,1 мм	Медь 7× $\varnothing$ 2,05 мм+7 $\varnothing$ 1,45	Медь 14× $\varnothing$ 2,55 мм	130,4/6,61
Б обжатый	Сталь 1× $\varnothing$ 2,9 мм	Медь 7× $\varnothing$ 2,1 мм	Медь 7× $\varnothing$ 2,05 мм+7 $\varnothing$ 1,45	Медь 14× $\varnothing$ 2,55 мм	130,4/6,61
В обжатый	Сталь 3× $\varnothing$ 2,0 мм	Медь 6× $\varnothing$ 2,1 мм	Медь 14× $\varnothing$ 1,8 мм	Медь 14× $\varnothing$ 2,55 мм	127,9/9,42
Г обжатый	Медь 1× $\varnothing$ 2,9 мм	Медь 4× $\varnothing$ 2,15 мм / Сталь 3× $\varnothing$ 2,15 мм	Медь 7× $\varnothing$ 2,05 мм / 7× $\varnothing$ 1,63 мм	Медь 14× $\varnothing$ 2,65 мм	136,1/10,89
Д обжатый	Сталь 1× $\varnothing$ 2,9 мм	Медь 4× $\varnothing$ 2,15 мм / Сталь 3× $\varnothing$ 2,15 мм	Медь 7× $\varnothing$ 2,05 мм / 3× $\varnothing$ 1,63 мм	Медь 14× $\varnothing$ 2,65 мм	129,4/17,5

Таблица 2

## Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [5]						
	A, МПа	B, МПа	<i>m</i>	<i>n</i>	$\dot{\epsilon}_0$ , сек <sup>-1</sup>	$T_m$ , K	$T_r$ , K
Медь	80,0	6,4	0,859	0,62	1	1350	293
Сталь	1600	1140	1,04	0,36	1	1943	293

Для снижения времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по длине проволок – 0,5 мм; в поперечном сечении – 1 % от периметра внешнего контура. Пластическое деформирование моделировали протягиванием системы свитых проволок через четыре обжимающих спрофи-

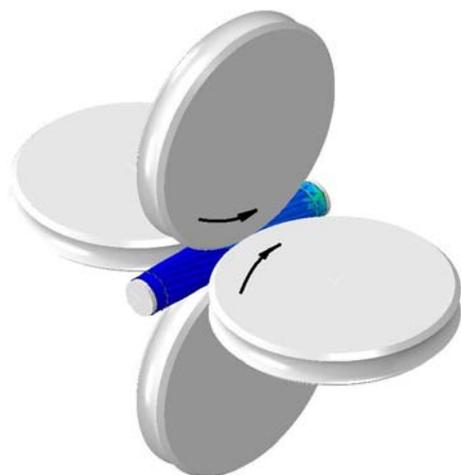


Рис. 1. Схема пластического деформирования провода протягиванием через четыре обжимающих спрофилированных ролика

лированных ролика (рис. 1). После завершения обжатия жесткие захваты, прочно прикрепленные к торцам провода начинали раздвигаться со скоростью 2 мм/с с фиксацией необходимого для этого усилия.

## Обсуждение полученных результатов

Распределение пластических деформаций в различных элементах системы показано на рис. 2.

Как показывает моделирование, при растяжении провода исходной конструкции (вариант А) не подвергавшегося пластическому обжатию, основную нагрузку несет центральная стальная проволока, работающая только на растяжение (рис. 3). В свитых медных проволоках, имеющих возможность при растяжении несколько увеличивать шаг по отношению к шагу исходной свивки, напряжения растут значительно медленнее, поэтому до момента формирования шейки в стальной центральной проволоке вклад медных проволок в сопротивление деформированию невелик. Только после разрыва стальной проволоки при нагрузке около 25 кН медные начинают нести основную нагрузку, но они не в состоянии без вклада стальной проволоки обеспечить требуемое усилие разрыва около 70кН.

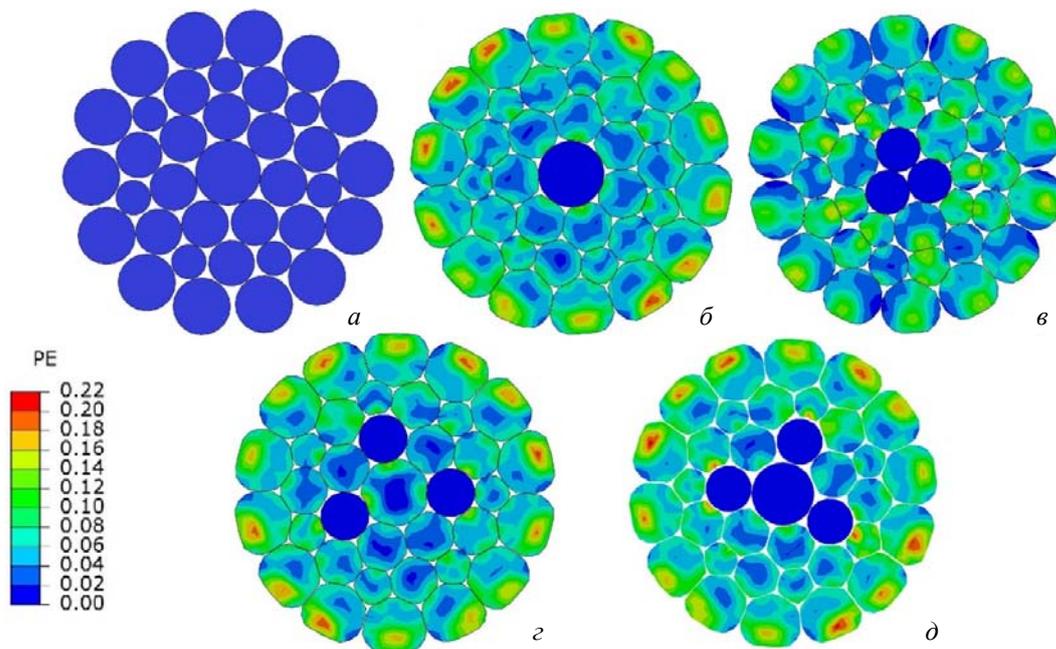


Рис. 2. Распределение пластических деформаций в поперечных сечениях элементов медно-стального провода:  
*a-d* – соответственно варианты А, Б, В, Г, Д

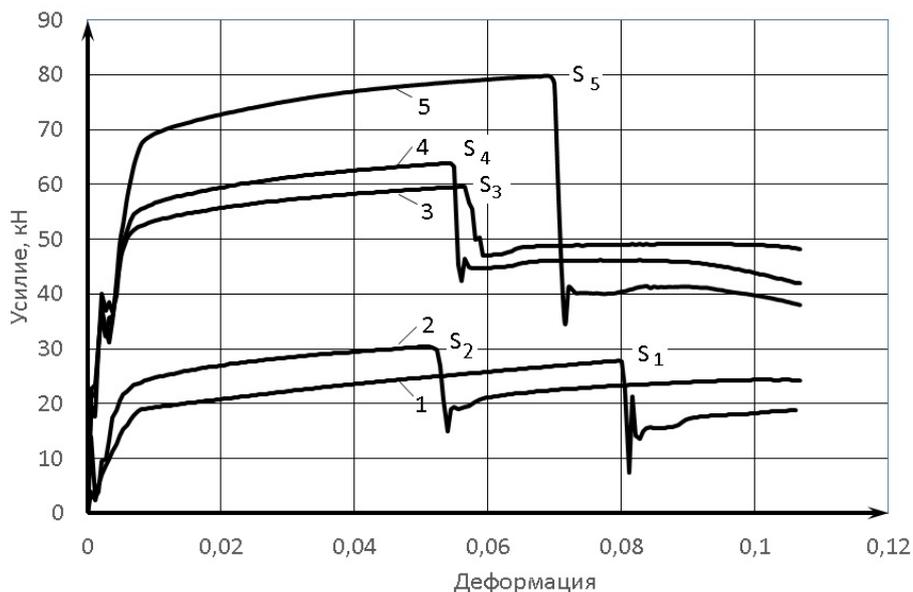


Рис. 3. Усилия, необходимые для деформирования медно-стального провода вплоть до разрушения:  
*a-d* – соответственно варианты А, Б, В, Г, Д; точки *S* – разрыв стальных проволок

Пластическое обжатие провода (вариант Б) позволило несколько скоординировать работу центральной стальной и свитых медных проволок за счет передачи нагрузки через силы трения между элементами системы, но это повышение прочности до 30 кН далеко не обеспечивает достижения требуемых характеристик (рис. 3, кривая 2).

Анализ поведения стальных и медных элементов системы в исходных вариантах показал, что необходимо изменять конструкцию и обес-

печить податливость стальных элементов, сопоставимую с податливостью большинства медных проволок. Только кооперативное взаимодействие стальных и медных элементов системы способно повысить несущую способность провода. Поэтому в варианте В было использовано вместо одного прямой центральной стальной проволочки стальной сердечник из 3 свитых стальных проволок меньшего диаметра, шаг свивки которых совпадает с шагом свивки медных проволок. Практически без изменения

соотношения площадей поперечных сечений стальных и медных элементов это позволило добиться роста разрывного усилия до 60 кН (рис. 3, кривая 3). При растяжении наблюдается рост эквивалентных напряжений как в стальных, так и медных проволоках.

В следующем варианте Г центральную проволоку выполнили из меди, а три стальных проволоки расположили в первом слое, состоящем из трех стальных и четырех медных проволок одинакового диаметра. Стальные проволоки, навитые под несколько большим углом, получили возможность расширить диапазон упругой деформации и приблизить его к деформации большинства медных элементов. Центральный сердечник из меди начал пластически деформироваться значительно раньше стальных элементов и внес свой вклад в рост усилия, при котором происходит разрушение стальных проволок (рис. 3, кривая 4). Максимальная прочность на растяжение была получена при использовании варианта Д, с одной стальной центральной проволокой и тремя стальными в первом слое. Площадь медных проволок уменьшилась незначительно (см. табл. 1), поэтому удельное сопротивление полученного провода соответствует требованиям, но разрывное усилие удалось при моделировании довести до 80 кН.

Проведенные испытания на растяжения пластически обжатых медно-стальных несущих тросов  $\varnothing 14$  мм, соответствующих варианту Д, в специализированной аттестованной организацией ОАО «ВНИИЖТ» показали, что разрывное усилие системы «трос-арматура» не менее 72,8 кН, а разрывное усилие самого троса –

80,6 кН. Конструкция несущего троса защищена патентом РФ на полезную модель № 17120.

### Выводы

1. Показана возможность значительно сократить объем подготовительных и экспериментальных работ при разработке новых конструкций пластически обжатых несущих и контактных тросов.

2. В результате конечно-элементного моделирования разработана оригинальная конструкция несущего троса, удовлетворяющая повышенным требованиям, предъявляемым РЖД к контактной системе высокоскоростных магистралей.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Малиновский, В. А.* Стальные канаты. Часть 1. Некоторые вопросы технологии, расчета и проектирования / В. А. Малиновский. – Одесса : Астропринт, 2001. – 188 с.
2. *Мамаев, Ю. Д.* Производство и эксплуатация стальных канатов / Ю. Д. Мамаев, В. Ф. Даненко. – Волгоград : ИУНЛ ВолГТУ, 2010. – 212 с.
3. *Глушко, М. Ф.* Эволюция и перспективы развития технологии производства стальных канатов / М. Ф. Глушко, В. К. Скалацкий, И. А. Шилин // «Стальные канаты». – Вып. 5. – Киев : Техника, 1968. – С. 94–101.
4. *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 ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 72–76.
5. *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.
6. *Степанов, Г. В.* Обобщенная кривая деформирования высокопрочной стали в широком диапазоне скоростей деформации / Г. В. Степанов, В. И. Зубов // Проблемы прочности, 2004. – № 2. – С. 77–86.

УДК: 621.771: 519.876.5

*Д. Б. Фрункин<sup>1</sup>, Р. Е. Новиков<sup>2</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>, И. Л. Пермяков<sup>1</sup>, А. И. Банников<sup>2</sup>*

### МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДОГИБКИ КРОМОК ЗАГОТОВОК СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ, ПРОИЗВЕДЕННЫХ АО «ВОЛЖСКИЙ ТРУБНЫЙ ЗАВОД»

<sup>1</sup> АО «Волжский трубный завод»

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

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование процесса догибки кромок трубной заготовки перед сваркой. Показано, что использование при догибке принятой калибровки догибочного инструмента приводит к образованию различных дефектов, таких как изменение зазора между кромками вдоль оси трубы, вертикальные волны и перегибы на кромках, а также локальному уменьшению толщины листа.

*Ключевые слова:* сварные прямошовные трубы, догибка, метод конечных элементов.

*D. B. Frunkin<sup>1</sup>, R. E. Novikov<sup>2</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>, I. L. Permykov<sup>1</sup>, A. I. Bannikov<sup>2</sup>*

**SIMULATION OF THE POST-BENDING PROCESS OF WELDED PIPE BILLETS, PRODUCED AT JSC "VOLZHISKY PIPE PLANT"**

<sup>1</sup> JSC «Volzhsky Pipe Plant»

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

Simulation of edges post-bending process of a pipe billet was carried out. It is shown that the use of common post-bending tool calibration leads to the formation of various defects, such as a change in the gap between the edges along the pipe axis, vertical waves at the edges, and also local reduction in sheet thickness.

*Keywords:* welded pipes, post-bending, finite element method.

**Введение**

На сегодняшний день имеется возможность сократить время пусконаладочных работ при освоении новых типоразмеров прямошовных электросварных труб из разных марок сталей за счет оценки в процессе моделирования поведения листа на различных стадиях формообразования. Так, используя методы конечно-элементного моделирования в пакетах компьютерных программ, стало возможным провести анализ напряженно-деформированного состояния трубной заготовки уже на стадии проектирования технологического процесса, то есть определить основные параметры процесса формовки труб, которые, в свою очередь, и определяют качество получаемого готового изделия [1].

В реальном производственном процессе с технологической операцией догибки кромок связывают ряд отклонений формы заготовки от требуемой геометрии, такие как уменьшение толщины стенок вблизи разделки под сварной шов, изменение расстояния между торцами деформированного листа, волнистость и непрямолинейность кромок. Величину этих дефектов пытаются уменьшить за счет изменения геометрии деформирующего инструмента, глубины погружения верхнего ролика как после каждого

перехода догибки кромок, так и в пределах одного перехода

Целью данной статьи является исследование причин возникновения вышеперечисленных дефектов за счет моделирования процесса догибки кромок по наиболее часто применяемой схеме.

**Материалы и методы исследования**

В качестве объекта моделирования выбрана заготовка из листа 3681×30,9 мм из стали класса прочности К60 (категория Х70), форма которой получена в результате предварительно проведенного моделирования процесса формования по схеме, обеспечивающей наиболее симметричную геометрию трубной заготовки [2].

Для исследования процесса догибки кромок заготовки трубы типоразмера 1153×30,9 была создана 3D модель проводимого в 3 прохода процесса догибки кромок, с помощью программного комплекса Marc (Mentat), разработанного MSC Software Corporation. Расположение основных элементов модели (заготовка трубы, верхний ролик, приемные ролики, нижние валки – внутренняя и наружная бочки, направляющие трубы) показаны на рис. 1.

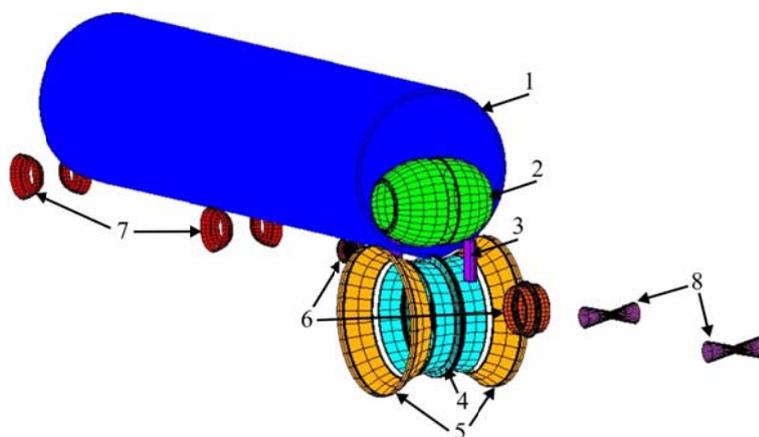


Рис. 1. Общий вид модели догибки кромок:

1 – заготовка трубы; 2 – верхний ролик; 3 – прижимная тяга верхнего ролика; 4 – нижний валок (внутренние бочки); 5 – нижний валок (наружные бочки); 6 – приемные ролики; 7 – задние направляющие трубы; 8 – передние направляющие трубы

Приобретенные в результате формовки [2] деформации и остаточные напряжения по Мизесу в трубной заготовке показаны на рис. 2. Как

видно из рисунка, в зоне догибаемых кромок после формовки значения пластических деформаций и остаточных напряжений близки к 0.

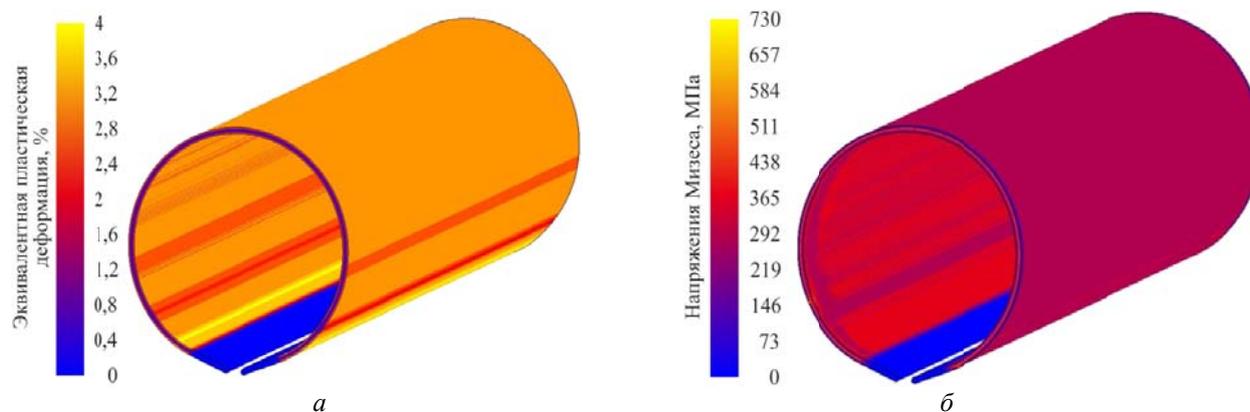


Рис. 2. Уровень приобретенных в результате формовки пластических деформаций (а) и остаточных напряжений (б) по Мизесу в трубной заготовке

Осевое перемещение трубы осуществляется благодаря вращению нижних валков (нижнего внутреннего барабана). Верхний ролик и наружные внешние бочки вращаются за счет сил трения о перемещающуюся в осевом направлении трубу, коэффициент трения заготовки трубы о верхний ролик и внутренние бочки нижнего валка принимался 0,29, а для всех остальных элементов коэффициент трения – 0,1, что соответствует обычно приводимым значениям при обработке металлов давлением [3].

Радиус скругления профиля верхнего ролика – 535,5 мм, нижнего валка – 573 мм. Диа-

метр верхнего ролика в широкой части – 643 мм, по свободным торцам – 373 мм. Диаметр нижних бочек: внешние бочки в широкой части –  $\varnothing 1092$  мм, в узкой –  $\varnothing 880$  мм; внутренние бочки в широкой части –  $\varnothing 848$  мм, в узкой –  $\varnothing 800$  мм.

#### Результаты моделирования и их обсуждение

Анализ напряженно-деформированного состояния трубной заготовки после проведения операции догибки по стандартной методике показал преимущественную локализацию деформаций и напряжений вдоль кромок (рис. 3).

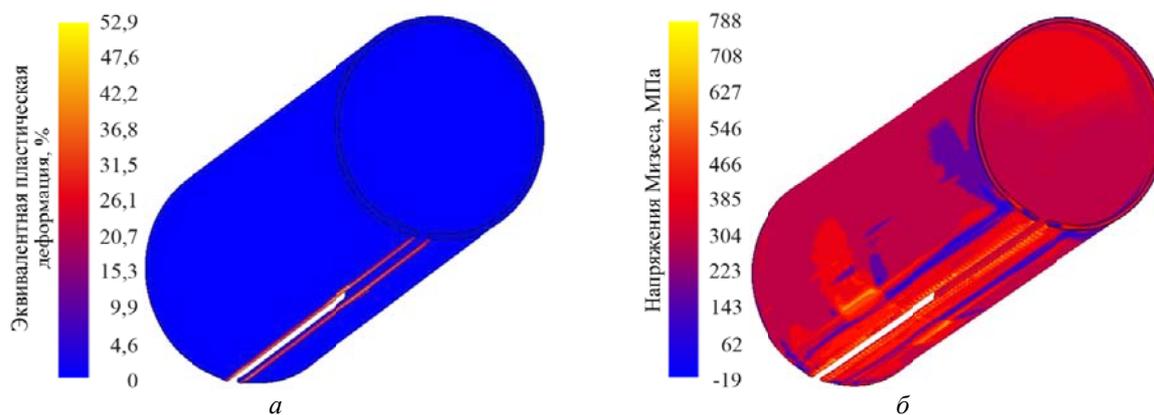


Рис. 3. Уровень приобретенных в результате догибки пластических деформаций (а) и остаточных напряжений (б) по Мизесу в трубной заготовке

На рис. 4, а представлен график изменения величины зазора между кромками вдоль оси трубы после каждого прохода. Из графика видно значительное перемещение кромок на пер-

вых двух проходах со смыканием кромок позади верхнего ролика и расхождением перед ним. Проведение третьего прохода с меньшим, чем на втором проходе, дополнительным погуже-

нием верхнего ролика приводит к выравниванию величины зазора между кромками. Из рис. 4, б, показывающего положение кромки

третьего прохода, можно сделать вывод о развороте трубы в ходе процесса догибки.

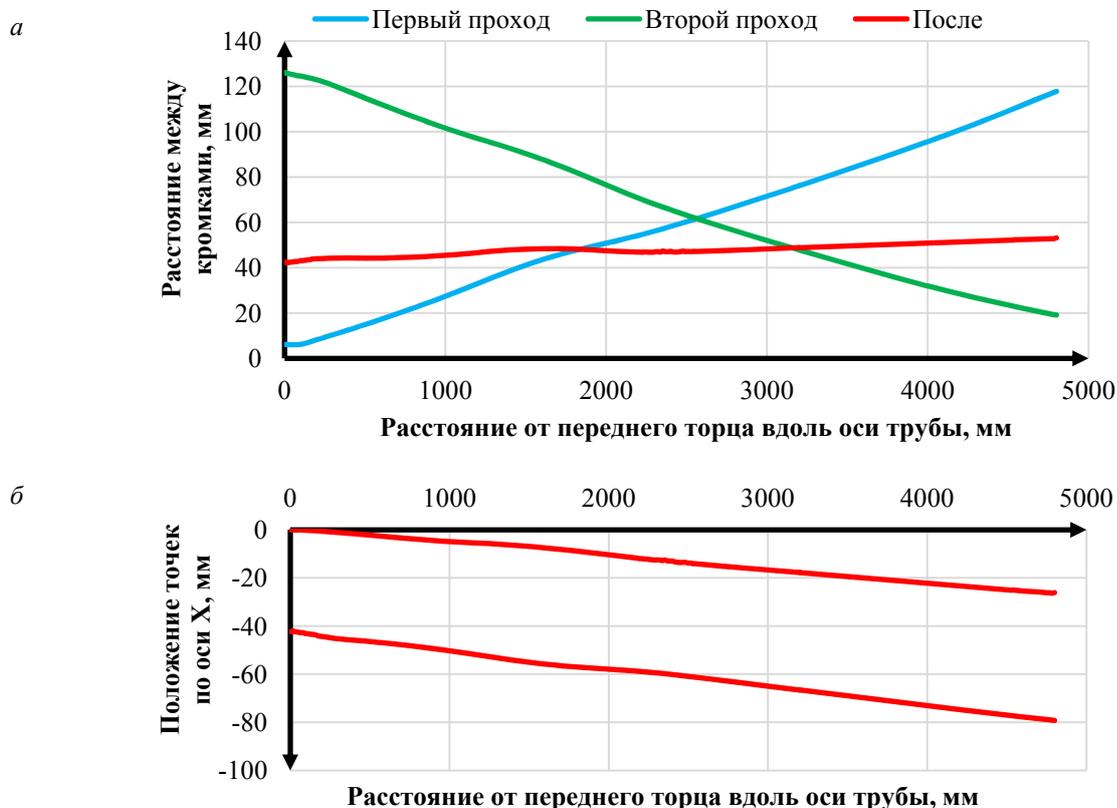


Рис. 4. Изменение величины зазора между кромками вдоль оси трубы (а) и координат проекции точек на кромках вдоль оси трубы на горизонтальную плоскость (б)

Изменения величины зазора вдоль оси трубы приводит к осложнению проведения последующих операций сборки и сварки. Также сильное влияние на последующие операции оказывает вертикальное перемещение профиля кромки

вдоль оси трубы, показанное на рис. 5. Из данного рисунка видно образование перегибов профиля кромки в начале и в конце трубной заготовки, что связано с дополнительным вдавливанием верхнего ролика перед началом каждого прохода.

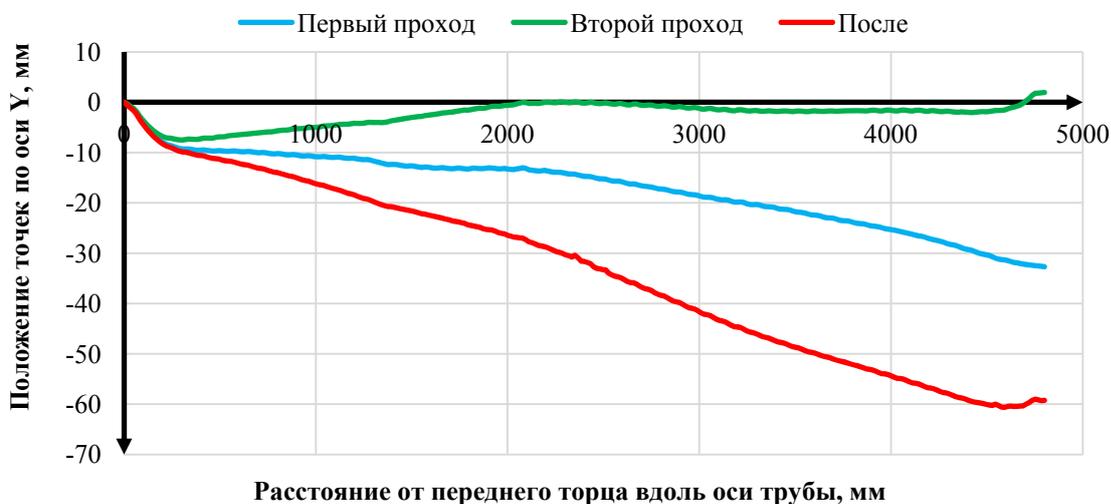


Рис. 5. Изменение положения проекции точек кромки на вертикальную плоскость вдоль оси трубы

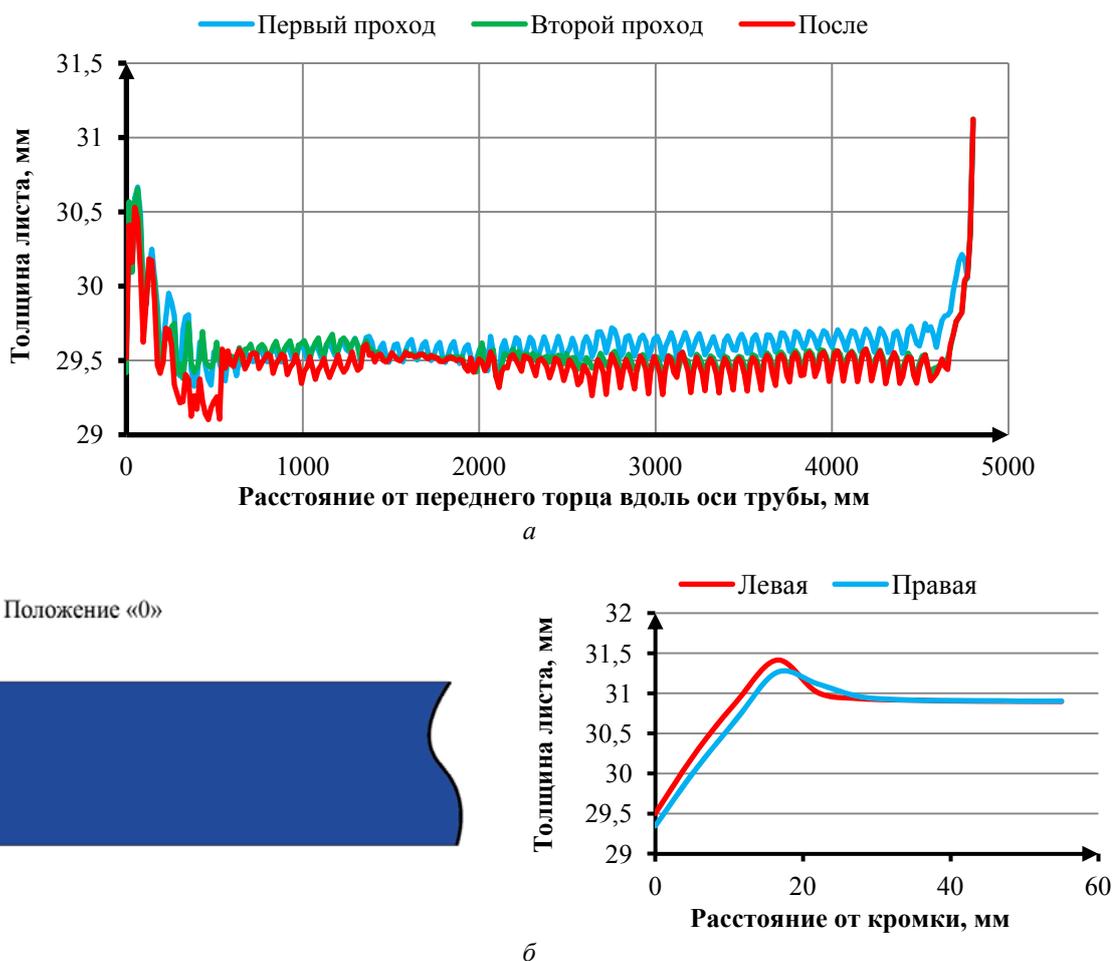


Рис. 6. Изменение толщины кромок листа вдоль оси трубы (а) и в поперечном сечении (б)

Замеры толщины листа догибаемых кромок в зоне непосредственно перед разделкой под сварной шов показали утонение на  $\sim 1,5$  мм и, за счет перемещения выдавленного металла, образования валика на расстоянии порядка 20 мм от разделки кромки (рис. 6).

Образование такого утонения вдоль кромки приводит к необходимости для его компенсации увеличения расхода электродов и объема наплавляемого металла, что сопровождается увеличением времени воздействия высоких температур при проведении сварки, что негативно сказывается на прочностных и пластических свойствах металла сварного шва и прилегающей зоны термического влияния.

Анализ расположения площадок контакта трубной заготовки с догибочным инструментом (рис. 7) показал, что при использовании традиционной схемы проведения догибки кромок

контакт трубной заготовки с нижним валком происходит только в одной точке, расположенной на линии выхода разделки под сварку на внешнюю поверхность трубной заготовки и радиусного профиля поверхности внутренних бочек нижнего валка. Успешность операции догибки кромок предполагает использование трехточечного изгиба для превращения плоской после формирования кромки в цилиндрическую. При отсутствии контакта с внешними бочками нижнего валка вместо трехточечного изгиба (контакт внешней поверхности каждой кромки трубной заготовки с профилями внутренней и внешней нижней бочки, и давление верхнего валка на внутреннюю поверхность кромки) имеет место смятие верхним роликом локального участка кромок реакцией от поверхности внутренних бочек, уравновешивающей усилие вдавливание верхнего ролика.

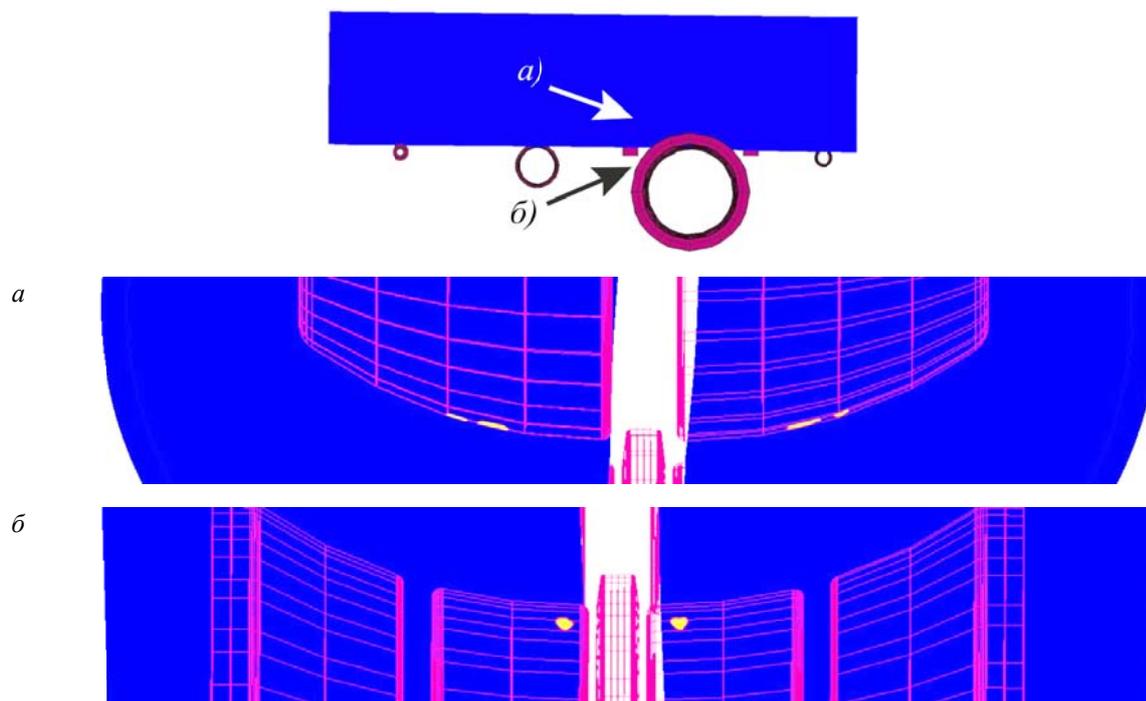


Рис. 7. Положение площадок контакта между поверхностями трубы и деформирующим инструментом. Светло-желтые участки – площадки контакта догибочного инструмента с внутренней (а) и наружной (б) поверхностями заготовки трубы

### Выводы

1. Анализ результатов моделирования показал, что использование традиционно используемой геометрии калибровки догибочного инструмента приводит к образованию таких дефектов как разная величина зазора между кромками вдоль оси трубной заготовки, образование вертикальных перегибов вдоль кромки, а также утонение локальных участков листа, что отрицательно сказывается на возможности успешного проведения последующих операций изготовления трубы.

2. Так как локальное утонение кромок листа в первую очередь связано с отсутствием реализации трехточечного изгиба в процессе догибки, то вероятным путем для устранения данного дефекта является переточка нижних наружных бочек с целью стимулирования образования второй точки контакта наружной поверхности каждой кромки трубной заготовки с нижним валком. Для борьбы с образованием вертикальной волны вдоль кромок возможно использо-

вание переменного погружения верхнего ролика, что должно позволить значительно уменьшить величину перегиба кромок.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фрункин, Д. Б. Применение системы САЕ-моделирования MSC.MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных прямошовных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолгГТУ : науч. журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110.
2. Исследование возможности повышения точности трубных заготовок сварных прямошовных труб, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Р. Е. Новиков, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. И. Банников // Известия ВолгГТУ : науч. журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 90–95.
3. Сторожев, М. В. Теория обработки металлов давлением / М. В. Сторожев, Е. А. Попов. – М. : Машиностроение, 1977. – 423 с.

УДК 669.716:621.785

*Ю. И. Моисеев<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>, О. В. Слаутин<sup>2</sup>, А. И. Богданов<sup>2</sup>, А. Г. Серов<sup>2</sup>*

**УСТАНОВЛЕНИЕ ПРИЧИНЫ ПОТЕРИ УПРУГОСТИ ПРУЖИНЫ КЛАПАНА  
ГАЗОЗАПОРНОЙ АППАРАТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ**

<sup>1</sup>Волжский политехнический институт (филиал ВолгГТУ)

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

e-mail: vat@volpi.ru<sup>1</sup>; mv@vstu.ru<sup>2</sup>

В работе исследованы состав, микроструктура и твердость пружин клапана газонапорной арматуры в состоянии поставки и после разрушения в связи с потерей упругих свойств после длительной эксплуатации идентичного клапана.

*Ключевые слова:* пружина, коррозионностойкая сталь, упругость, клапан, газонапорная арматура.

*Yu. I. Moiseev<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>, O. V. Slautin<sup>2</sup>, A. I. Bogdanov<sup>2</sup>, A. G. Serov<sup>2</sup>*

**INSTALLING THE REASON FOR THE LOSS OF THE ELASTICITY OF THE SPRING  
OF THE VALVE OF THE GAZPRESSOR EQUIPMENT IN THE OPERATION PROCESS**

<sup>1</sup>Volga Polytechnic Institute (VolgTU branch), Volzhsky, Russia

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

The composition, microstructure and hardness of the valve springs of the gas-pressure reinforcement in the state of delivery and after failure in connection with the loss of elastic properties after a long operation of the identical valve have been studied.

*Keywords:* spring, corrosion-resistant steel, elasticity, valve, gas-reinforcement

**Введение**

Необходимость повышения экономической эффективности перевозок и возрастающие ограничения по выбросам вредных веществ заставляет современного перевозчика искать все новые и новые способы для реализации этих задач. Одним из них является перевод городского общественного транспорта на компримированное топливо: метан [1].

Для повышения заинтересованности перевозчика в проведении таких мероприятий, правительство РФ реализует различные меры поддержки производителей транспортных средств, работающих на метане. Компания «ВолгоБас Волжский», используя сложившуюся благоприятную рыночную ситуацию, смогла оперативно наладить выпуск городских и пригородных автобусов с двигателями, работающими на метане. Первый опыт эксплуатации выпускаемого транспорта показал наличие ряда эксплуатационных проблем, требующих решения. Одной из них является разрушение пружины газоприемника заправочного устройства в процессе эксплуатации, происходящее через 150–200 циклов заправки автобусов газом. Необходимо отметить достаточно тяжелые условия работы заправочного механизма: высокое давление (23,0–24,0 МПа), низкие температуры, высокая скорость прохождения углеводородного топлива и термоциклирование в процессе заправки [2].

Целью данной работы явилось определение возможных причин разрушения пружины для последующего повышения ресурса газоприемника заправочного устройства.

**Материалы и методы исследования**

Из пружин до и после испытания изготавливались микрошлифы для исследования микроструктуры: образцы проволоки помещали в оксидную композицию, после шлифовки и полировки подвергали электротравлению в 10 %-ном водном растворе щавелевой кислоты (плотность тока от 10 до 20 мА/см<sup>2</sup>). Микроструктуру металла пружин исследовали при увеличении от ×50 до ×500 на металлографическом микроскопе «Olympus» BX61. Фиксирование структуры производилось цифровой камерой DP-12 с последующей обработкой электронного изображения пакетом программ AnaliSyS. Микротвердость определяли на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке 2 Н. Химический состав исследуемых пружин определяли энергодисперсионным анализом на электронном микроскопе Versa 3D DualBeam. Фазовый состав проволоки исследовали рентгеноструктурным анализом на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO.

**Результаты и их обсуждение**

Проведенный энергодисперсионный анализ поверхности пружин позволил установить химический состав стали до и после выработки

ресурса до разрушения (рис. 1, таблица). Установлено, что данный химический состав, с вы-

сокой вероятностью соответствует отечественной марке стали 09X17H7Ю [3].

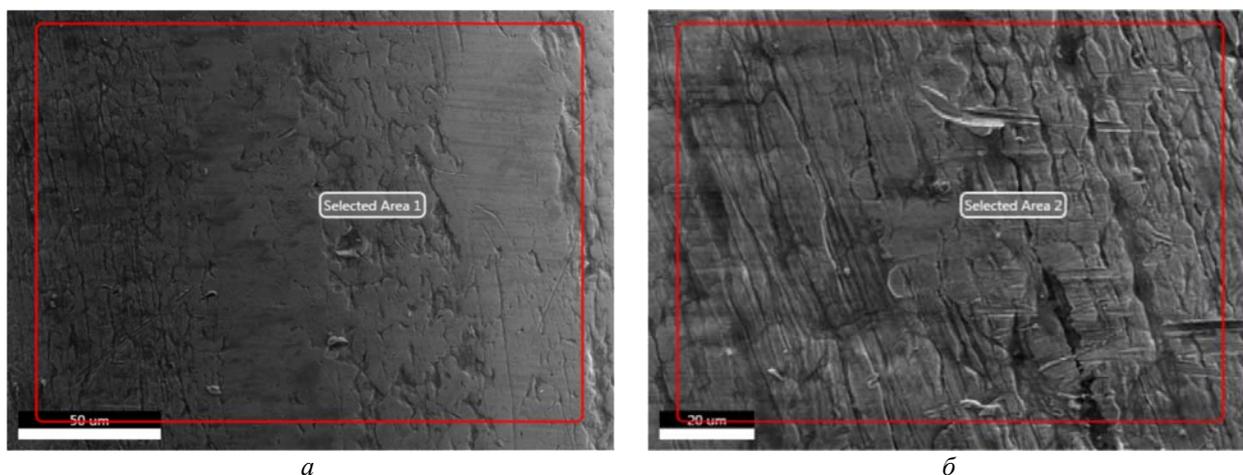


Рис. 1. СЭМ-изображение новой (а) пружинки и после выработки ресурса до разрушения (б) ×500

**Химический состав исследуемых пружин**

Период	Al	Si	Mo	S	Cl	K	Ca	V	Cr	Fe	Ni	Cu
До эксплуатации	0.68	1.05	0.19	0.29	0.18	1.12	0.46	0.25	18.1	ост	6.4	0.31
После эксплуатации	0.86	0.63	0.17	–	–	0.14	0.15	0.07	18.1	ост	7.3	0.21

Сталь 09X17H7Ю ГОСТ 5632–2014 – коррозионно-стойкая аустенитно-мартенситного класса применяется в судостроении для крыльевых устройств, рулей и кронштейнов, работающих в морской воде. Стали данной группы применяются не только в качестве конструкционных сталей в самых разных областях техники, но и для изготовления специальных пружин [4], обладающими необходимыми упругими характеристиками после специальных режимов термообработки. Согласно [3], сталь 09X17H7Ю после закалки имеет аустенитную структуру. В этом состоянии изготавливают пружину навивкой, затем подвергают криогенной обработке, в ходе которой большая часть аустенита превращается в низкоуглеродистый мартенсит, и дисперсионному старению при 450 °С (2 ч). Вследствие выделения дисперсных интерметаллидов (например, Ni<sub>3</sub>Al), пружина упрочняется до 40..50 HRC<sub>3</sub> [3, 4]. На работоспособность пружин и других упругих элементов из этой стали после термообработки существенное влияние оказывает состояние поверхности: уменьшение шероховатости и поверхностный наклеп повышают сопротивление усталости, обезуглероживание – снижает.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что поверхность проволоки пружины, не бывшей в эксплуатации, достаточно гладкая с минимальной шероховатостью (рис. 3, а), а поверхность после выработки рабочего ресурса (рис. 3, б) имеет характерный волокнистый микрорельеф с протяженными впадинами и выступами. Низкой шероховатости поверхности в новой проволоке, повышающей усталостную прочность, предположительно, добивались химическим травлением, что подтверждается наличием на поверхности по результатам энергодисперсионного анализа таких элементов, как S, Cl, K, Ca (см. таблицу), которые, скорее всего, могли войти в состав технологических травителей.

В проволоке из стали 09X17H7Ю после выработки ресурса изменений по основным химическим элементам практически не наблюдается (таблица), за исключением резкого снижения содержания элементов, не характерных для сталей (калия в 7 раз, кальция в 2–3 раза, сера и хлор отсутствуют). в процессе электротравления в проволоке пружины после выработки ресурса более интенсивно по сравнению с новой пружиной проявляется микроструктура, а также наблюдается образование микрорако-

вин (рис. 3, б), что возможно является следствием более интенсивного вытравливания наклепанных в процессе эксплуатации структурных составляющих.

Анализ микротвердости показал, что в про-

цессе выработки ресурса микротвердость проволоки повышается до 7,0–8,4 ГПа (у новой проволоки 6,0–7,5 ГПа), причем распределение твердости равномерное по сечению и вдоль геометрической оси проволоки.

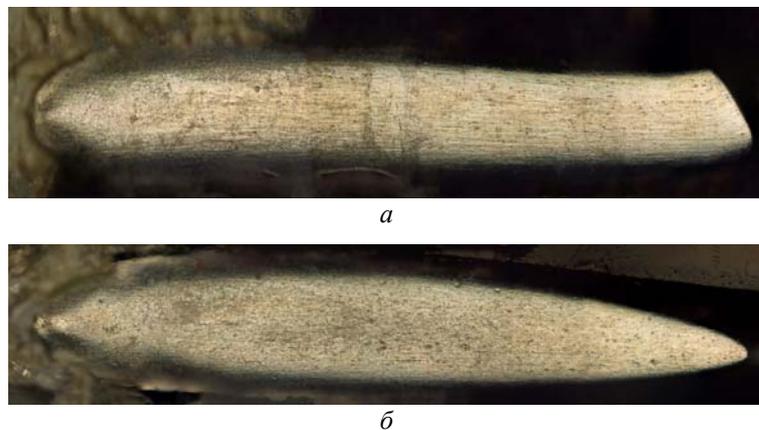


Рис. 3. Выявленная электролитическим травлением микроструктура проволоки из стали 09X17H7Ю до (а) и после эксплуатации (б) x200

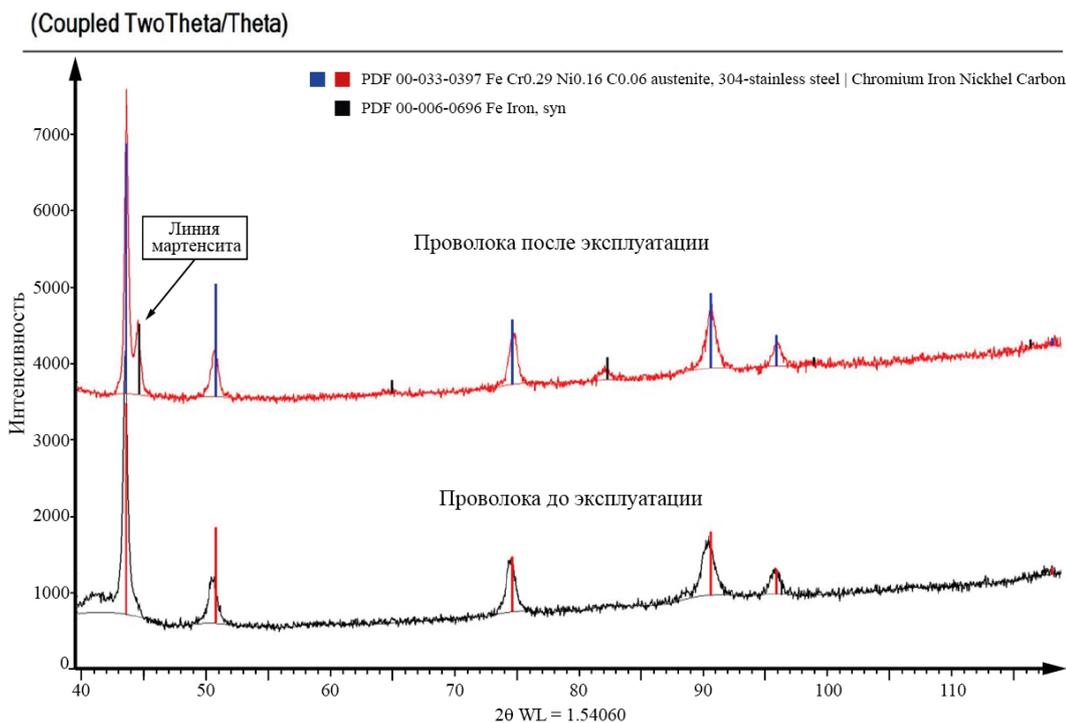


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы проволоки из стали 09X17H7Ю до и после эксплуатации

Рентгеноструктурный анализ показал (рис. 4), что основные линии дифрактограмм соответствуют аустениту, но на дифрактограмме от проволоки после выработки ресурса и разрушения (сверху) дополнительно появляются рефлексы мартенсита. Образование мартенсита можно объяснить многократным охлаждением

в процессе работы стали 09X17H7Ю до температур начала мартенситного превращения (ниже  $-70^{\circ}\text{C}$ ), а также циклической упругой, а, возможно и пластической, деформацией. Рефлексов, характерных для упрочняющей фазы – алюминиды никеля, на дифрактограммах не обнаруживается. Возможно, формирование релье-

ефа на поверхности проволоки связано с превращением аустенита в мартенсит, связанным со значительными объемными изменениями.

Из выше упомянутых данных можно сказать, что на процесс разрушения пружины влияет несколько факторов: увеличение доли хрупкого мартенсита в результате циклических температурных и силовых воздействий; увеличение плотности дислокаций из-за нарастающей пластической деформации, ухудшение качества поверхности пружин с образованием микрорельефа с ярко выраженными концентраторами напряжений.

#### Выводы

1. Длительное воздействие газа в процессе заправки через клапан ГБО практически не влияет на химический состав пружины, что подтверждается идентичным химическим составом основных элементов для стали 09Х17Н7Ю и отсутствием на поверхности и внутри пружины химических компонентов, входящих в состав компримированного топлива (С, Н, N).

2. Увеличение твердости пружины при эксплуатации, приводящее в конечном итоге к разрушению, происходит за счет повышения плотности дислокаций и формирования мартенсита

в процессе циклической упругой деформации и термоциклирования в область отрицательных температур.

3. На работоспособность и длительность ресурса пружины из стали 09Х17Н7Ю влияет качество поверхности, т. е. в процессе эксплуатации на поверхности образуется микрорельеф с ярко выраженными концентраторами напряжений.

4. Для увеличения ресурса пружины в подобных условиях работы следует проверить возможность применения коррозионностойких сталей с низким содержанием углерода и большей устойчивостью аустенита и мартенсита, например, 03Х10Н11М2Т, 03Х12Н10Д2ТБ или 06Х19Н10М3Т.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Моисеев, Ю. И. Способ очистки от конденсата баллонов системы питания двигателя автобуса, работающего на природном газе / Ю. И. Моисеев, О. А. Попов // Энерго- и ресурсосбережение: промышленность и транспорт. – 2016. – № 5 (17). – С. 39–44.
2. Захаров, Е. А. Газобаллонное оборудование автомобилей : учеб. пособ. (гриф) / Е. А. Захаров, Ю. И. Моисеев. – Волгоград, 2015. – 88 с.
3. ГОСТ 5582–75. Прокат тонколистовой коррозионно-стойкий, жаростойкий и жаропрочный. Технические условия.
4. Лахтин, Ю. М. Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – М. : Машиностроение, 1990. – 528 с.

УДК 621.778.011: 519.62

*В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, В. И. Водопьянов, В. А. Каньшев*

### ВЛИЯНИЕ УГЛА РАБОЧЕГО КОНУСА ВОЛОКИ НА ДОПОЛНИТЕЛЬНЫЙ СДВИГ В ПЕРИФЕРИЙНЫХ СЛОЯХ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ СТАЛЬНОЙ ПРОВОЛОКИ

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

В работе методом конечно-элементного моделирования исследовано влияние угла рабочего конуса волокна на дополнительный сдвиг в периферийных слоях при волочении толстой и тонкой проволоки. Установлены диапазон оптимальных углов конусности  $\alpha_{\text{opt}} = 7\text{--}12^\circ$ , а также изменение характера распределения дополнительных сдвиговых деформаций в поперечном сечении тонкой проволоки, способствующие повышению послойной равномерности деформации при волочении.

*Ключевые слова:* волочение, конечно-элементное моделирование, проволока, волокна, угол конуса, дополнительные сдвиговые деформации, поперечные линии, периферийные слои, интенсивность деформации.

*V. F. Danenko, L. M. Gurevich, V. I. Vodopyanov, V. A. Kanyshov*

### INFLUENCE OF THE ANGLES OF THE WORK CONUSION OF FIBERS ON ADDITIONAL SHIFT IN PERIPHERAL LAYERS WITH A WIRE OF WIRE WIRE

Volgograd State Technical University

In the work of finite element modeling, the influence of the angle of the working cone of a dredge on the additional shift in the peripheral layers was studied when drawing thick and thin wires. The range of optimum taper angles  $\alpha_{\text{opt}} = 7\text{--}12^\circ$  has been established, as well as the change in the distribution pattern of additional shear deformations in the cross section of a thin wire, which contribute to an increase in the layerwise uniformity of deformation during drawing.

*Keywords:* drawing, finite element modeling, wire, drag, cone angle, additional shear deformations, transverse lines, peripheral layers, strain intensity.

Величина угла рабочего конуса волокна играет значительную роль в процессе волочения проволоки. Наличие зоны оптимальных углов обеспечивает минимальные осевые усилия (напряжения) волочения и снижение работы пластического формоизменения заготовки [1–3], что приводит, при прочих равных условиях, к уменьшению величины потребляемой при волочении электроэнергии [4].

Известно [1], что процесс волочения проволоки характеризуется неравномерностью деформаций по поперечным сечениям. Под действием приложенных сил периферийные слои получают большие деформации неоднородного сдвига в осевом направлении, чем слои, расположенные вблизи оси [5]. Причиной образования дополнительного сдвига и, следовательно, неравномерности деформаций по поперечным сечениям, является, в основном, действие сил трения на контактной поверхности и конусообразная форма волочильного канала.

При уменьшении диаметра протягиваемой проволоки растет величина контактной поверхности, приходящаяся на единицу объема деформационной зоны – масштабный фактор [6], что оказывает влияние на процесс образования сдвигов на поверхности проволоки и в конечном итоге на ее свойствах.

Цель работы – исследование методом компьютерного 3D-моделирования влияния угла рабочего конуса волокна и диаметра проволоки на формирование дополнительного сдвига в периферийных слоях металла при волочении.

#### Материалы и методика исследований

Моделирование формирования дополнительного сдвига в периферийных слоях проволоки при волочении с использованием пакета конечно-элементных программ SIMULIA/ABAQUS (модуль Abaqus Explicit) осуществлялось для проволоки из стали 80 (содержание углерода 0,76 %) и стали 70 (содержание углерода 0,71 %).

Для проволоки из стали 80 моделировался маршрут волочения, мм

$$8,0 \rightarrow 6,95 \rightarrow 6,05 \rightarrow 5,30 \rightarrow 4,65 \rightarrow 4,10 \rightarrow 3,65 \rightarrow 3,30, \quad (1)$$

а для проволоки из стали 70

$$3,0 \rightarrow 2,7 \rightarrow 2,4 \rightarrow 2,1 \rightarrow 1,85 \rightarrow 1,63 \rightarrow 1,45 \rightarrow 1,3. \quad (2)$$

При 3D моделировании методом конечных элементов (размер ячейки конечно-элементной сетки в осевом направлении 0,06 мм для первого маршрута и 0,015 мм для второго) использовали следующие условия: полуугол рабочего конуса абсолютно жесткой волокна  $\alpha = 3, 7$  и  $12^\circ$ ; коэффициент трения  $f = 0,06$ ; длина калибрующей зоны  $l_k = 0,5d$ , где  $d$  – диаметр калибрующей отверстия волокна. Значение вытяжки за переход  $\mu = 1,23–1,30$ . Скорость волочения составляла 0,6 м/с. Разогрев проволоки вследствие выделения теплоты при деформировании не учитывали. Внешнее противонапряжение отсутствовало. Для описания реологии материалов слоев при холодном волочении использовалась упругопластическая модель с изменением сопротивления деформации  $\sigma_s$  в зависимости от степени деформации.

Линейные компоненты осевой  $\varepsilon_z$ , радиальной  $\varepsilon_r$  и окружной  $\varepsilon_\theta$  деформации элементов металла при волочении могут быть определены из условий неизменности объема и осесимметричности деформации по уравнениям

$$\varepsilon_z = 2 \ln \frac{r_0}{r_k}$$

$$\text{и} \quad \varepsilon_r = \varepsilon_\theta = -\ln \frac{r_0}{r_k}, \quad (3)$$

где  $r_0$  и  $r_k$  – значение радиуса проволоки на входе и выходе деформационной зоны соответственно. Оценка деформации при волочении только с помощью линейных компонентов тензора деформации дает представление лишь об изменении длины и площади поперечного сечения деформируемого металла. Экспериментально установлено [1], что в результате неравномерности послойных деформаций, связанных с наличием дополнительного сдвига поверхностных слоев металла в осевом направлении, прямые до волочения поперечные линии координатной сетки становятся в очаге деформации дугообразными с выпуклостью, направленной в сторону волочения. На рис. 1 показано изменение кривизны поперечных линий деформированной координатной сетки при волочении круглого профиля.

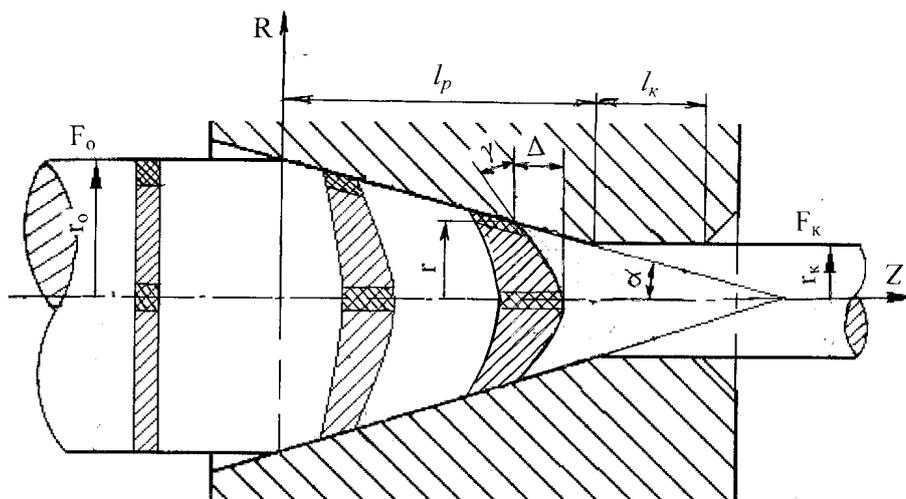


Рис. 1. Схема изменения кривизны поперечных линий деформированной координатной сетки

Величина дополнительного сдвига может быть охарактеризована углом  $\gamma$  между касательной к поперечной линии деформированной сетки в исследуемой точке и направлением поперечной линии недеформированной сетки. При этом, с учетом параболической формы искривления линий, сдвиговая компонента деформации может быть определена по уравнению

$$\varepsilon_{RZ} = \frac{1}{2} \gamma = \frac{\Delta}{r} \cdot \frac{r^*}{r}, \quad (4)$$

где  $r^*$  – текущий радиус промежуточного поперечного сечения деформационной зоны.

В связи с линейным и угловым характером деформации, более точной характеристикой деформации элементарных объемов при волочении является интенсивность деформации [7]

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_R - \varepsilon_\theta)^2 + (\varepsilon_\theta - \varepsilon_Z)^2 + (\varepsilon_Z - \varepsilon_R)^2 + \frac{3}{2}(\gamma_{R\theta}^2 + \gamma_{\theta Z}^2 + \gamma_{RZ}^2)}. \quad (5)$$

Для вычисления интенсивности деформации круглого образца при волочении компоненты тензора деформации определим как сумму компонентов тензоров растяжения и осесимметричного сдвига [7]

$$T_\Sigma = \begin{pmatrix} -\ln \frac{r_0}{r} & 0 & \frac{1}{2} \gamma_{RZ} \\ 0 & -\ln \frac{r_0}{r} & \frac{1}{2} \gamma_{RZ} \\ \frac{1}{2} \gamma_{RZ} & \frac{1}{2} \gamma_{RZ} & 2 \ln \frac{r_0}{r} \end{pmatrix}. \quad (6)$$

Тогда интенсивность деформации при волочении определится

$$\varepsilon_i = \sqrt{4 \left( \ln \frac{r_0}{r} \right)^2 + \frac{8}{3} \varepsilon_{RZ}^2}. \quad (7)$$

Определение характеристик деформации металла при волочении с позиций механики пластической деформации не дает возможности оценить влияние характера течения металла на деформированное состояние элементарных объемов при волочении проволоки разного диаметра. Использование метода конечно-эле-

ментного моделирования позволит оценить влияние масштабного фактора на степень неравномерности деформации металла по объему деформационной зоны.

#### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 представлены кривые, показывающие искажение прямых до деформации поперечных линий конечно-элементной сетки в связи с дополнительным сдвигом периферийных слоев металла. Кривые приведены для 2-го перехода волочения ( $q_\Sigma \approx 40\%$ ) маршрутов 1 и 2 при разных углах рабочего конуса волокна.

На рис. 2 за начало отсчета значений отклонения  $\Delta$  поперечных линий конечно-элементной сетки в осевом направлении принято положение узлов ячеек, находящихся на поверхности заготовки. Результаты моделирования показывают, что характер искривления поперечных линий конечно-элементной сетки в целом согласуется с положением о большей осевой скорости движения частиц металла центральных слоев по сравнению с периферийными [1].

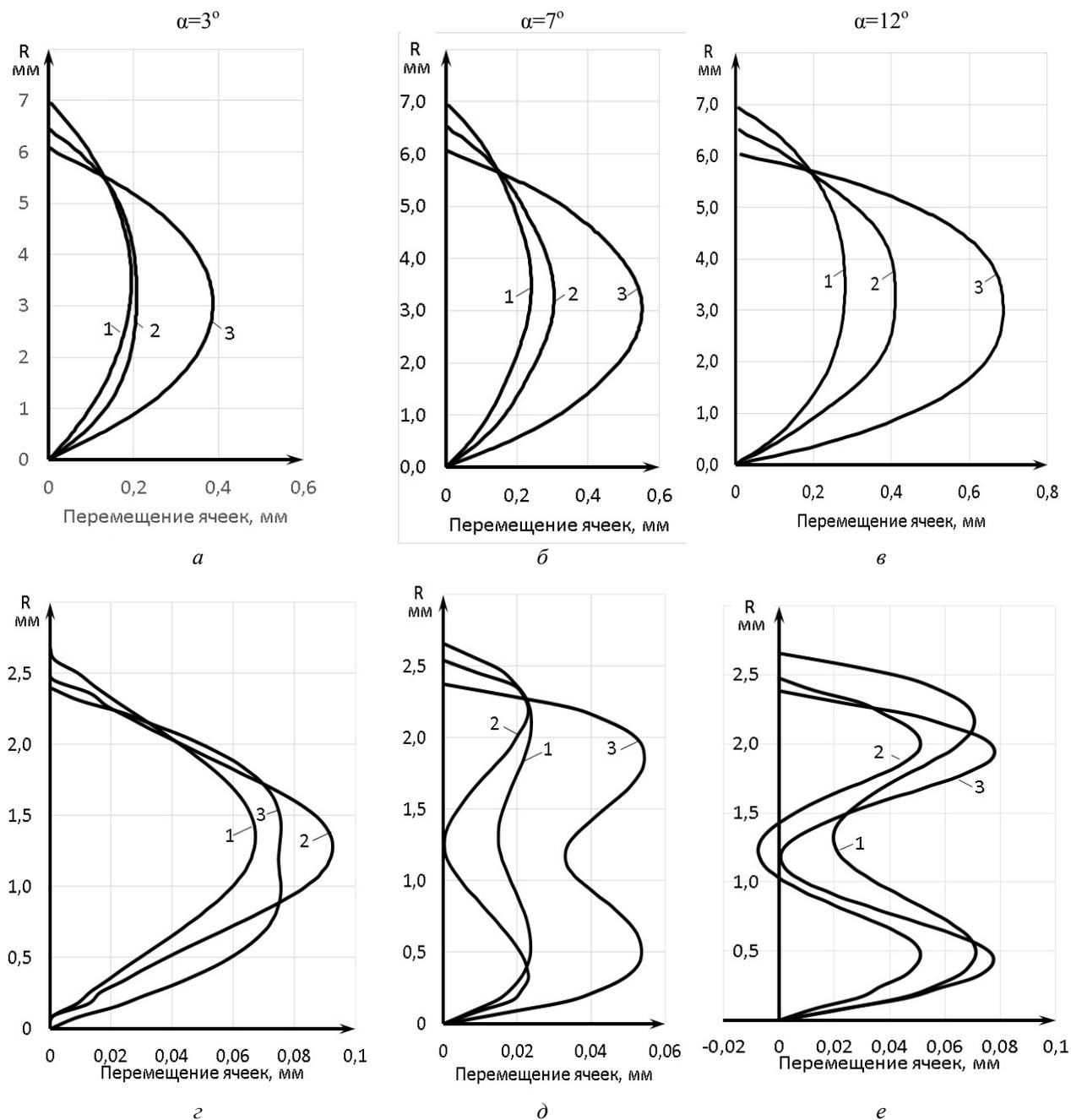


Рис. 2. Изменение кривизны поперечных линий конечно-элементной сетки на входе (кривая 1), в средней части (кривая 2) и на выходе (кривая 3) деформационной зоны при волочении по маршрутам 1 (а, б, в) и 2 (г, д, е)

Процесс волочения по маршруту 1 характеризуется параболической формой искривления поперечных линий (рис. 2, а, б, в), сохраняющейся для всех переходов маршрута. С ростом общего обжатия и угла рабочего конуса волокна кривизна линий увеличивается. При волочении по маршруту 2 подобный характер искривления поперечных линий наблюдается только при использовании волокна с минимальным углом конусности  $\alpha = 3^\circ$  (рис. 2, г). При этом линия 2, ха-

рактеризующая изменение сдвига в средней части деформационной зоны, занимает промежуточное положение между линиями 1 и 3.

При волочении по маршруту 2 параболическая форма искривления поперечных линий наблюдается лишь для приповерхностных слоев металла до глубины  $\sim 0,5R$  (рис. 2, д, е). Изменение положения кривых 1–3 в центральных слоях деформационной зоны, сохраняющееся до общей деформации  $q_{\Sigma} \approx 60\%$ , указывает на

снижение различия осевых скоростей движения частиц металла центральных и периферийных слоев. Отсутствие опережения (отставания) между осевой и периферийными точками средней части деформационной зоны (кривая 2 на рис. 2, д) говорит о повышении равномерности деформации по сечению проволоки. Изложенное не противоречит известным данным о существовании зоны оптимальных углов конусности  $\alpha_{\text{опт}} = 7\text{--}12^\circ$ , определенным по известным аналитическим зависимостям [8].

Повышение равномерности деформации при волочении проволоки малого диаметра объясняется знакопеременным характером деформации, связанным с изменением траекторий течения

металла на входе и выходе волокна [9]. Изменение знака деформаций сдвига приповерхностных слоев в деформационной зоне (рис. 2, д, е) ведет к уменьшению сопротивления пластической деформации и повышению пластичности металла этих слоев. Более ярко выраженное изменение траекторий течения объясняется меньшим объемом деформируемого металла.

Величина дополнительного сдвига может быть охарактеризована углом  $\gamma$  между касательной к поперечной линии деформированной сетки в исследуемой точке и направлением поперечной линии недеформированной сетки, значения которых для выхода из волокна приведены в таблице.

**Характеристики деформированного состояния периферийных слоев металла**

Номер маршрута	Переходы						
	1	2	3	4	5	6	7
Общее обжатие по переходам, %							
1	24,5	42,8	56,1	66,2	73,7	79,2	83,0
2	19,0	36,0	51,0	62,0	70,5	76,6	81,2
Деформация сдвига $\gamma$ ( $\alpha=3^\circ$ )							
1	0,107	0,240	0,468	0,752	1,232	1,808	2,330
2	0,103	0,133	0,257	0,468	0,836	1,0	1,314
Деформация сдвига $\gamma$ ( $\alpha=7^\circ$ )							
1	0,14	0,36	0,63	1,10	1,95	2,75	3,54
2	0,06	0,21	0,44	0,66	1,02	1,72	2,26
Деформация сдвига $\gamma$ ( $\alpha=12^\circ$ )							
1	0,248	0,620	0,767	1,750	2,940	4,0	4,94
2	0,048	0,280	0,5	1,167	2,380	4,02	-
Интенсивность деформации $\epsilon_i$ ( $\alpha=7^\circ$ )							
1	0,303	0,632	0,970	1,409	2,079	2,740	3,390
2	0,216	0,478	0,798	1,107	1,476	2,020	2,490

Из таблицы видно, что величина дополнительного сдвига периферийных слоев растет с увеличением общего обжатия и угла конусности волокна. При этом значения  $\gamma$  при волочении по маршруту 1 выше по сравнению с маршрутом 2, что объясняется большей величиной контактной поверхности проволоки большого диаметра. Уменьшение деформации сдвига на поверхности проволоки малого диаметра из высокоуглеродистой стали способствует улучшению механических свойств [10].

Оценка величины интенсивности деформации периферийных слоев проволоки на выходе из волокна по уравнению (7) показала, что зна-

чения  $\epsilon_i$  при волочении проволоки по маршруту 1 на 25–40 % выше, по сравнению с маршрутом 2 (см. таблицу). При этом интенсивность деформации  $\epsilon_i$  значительно отличается от линейной  $\epsilon_z$  и сдвиговых  $\gamma$  деформаций.

**Выводы**

1. Методом моделирования показано искривление поперечных линий конечно-элементной сетки деформационной зоны за счет дополнительного сдвига периферийных слоев проволоки. Характер искривления поперечных линий зависит от диаметра проволоки и угла рабочего конуса волокна.

Процесс волочения проволоки большого диаметра характеризуется постоянством параболической формы искривления поперечных линий для каждого перехода и угла конусности волоки и отличается повышенной послойной неравномерностью деформации. Изменение формы искривления поперечных линий при волочении проволоки малого диаметра, сохраняющееся до общей деформации  $q_{\Sigma} \approx 60\%$ , говорит о более ярком проявлении влияния изменения траекторий течения металла на входе и выходе волоки на деформированное состояние деформационной зоны и повышение равномерности деформации.

2. Величина дополнительного сдвига периферийных слоев растет с увеличением общего обжатия и угла конусности волоки. Подтверждено существование зоны оптимальных углов конусности  $\alpha_{\text{опт}} = 7-12^\circ$ , способствующих повышению послойной равномерности деформации при волочении тонкой проволоки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перлин, И. Л. Теория волочения / И. Л. Перлин, М. З. Ерманок. – М. : Металлургия, 1971. – 448 с.
2. Даненко, В. Ф. Моделирование процесса волочения биметаллической проволоки углеродистая сталь+12X18H10T с различными углами рабочего конуса волоки / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 107–110.
3. Даненко, В. Ф. Исследование влияния геометрии рабочего канала волок на усилие волочения и эксплуатационную стойкость / В. Ф. Даненко, Е. Ю. Кушкина, Г. Н. Иванова, А. М. Буров, И. А. Ильиних // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 107–110.
4. Гурьянов, Г. Н. Резервы экономии электроэнергии при холодном волочении стальной проволоки / Г. Н. Гурьянов // Сталь, 2009. – № 12. – С. 53–54.
5. Столяров, А. Ю. Определение глубины слоя дополнительной сдвиговой деформации при волочении тонкой проволоки / А. Ю. Столяров, В. А. Харитонов // Сталь. – 2012. – № 12. – С. 45–47.
6. Харитонов, В. А. Анализ влияния способа деформации на уровень свойств стальной проволоки / В. А. Харитонов, Д. Э. Галлямов // Качество в обработке материалов. – 2014. – № 1. – С. 42–47.
7. Материаловедение и технология конструкционных материалов : учеб. / под ред. В. С. Кушнера. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 2009. – 520 с.
8. Гурьянов, Г. Н. Оптимальные углы рабочего конуса волоки в зависимости от основных параметров деформации проволоки / Г. Н. Гурьянов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 9. – С. 42–45.
9. Богатов, А. А. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением / А. А. Богатов, О. И. Мижирицкий, С. В. Смирнов. – М. : Металлургия, 1984. – 144 с.
10. Nagashima H., Yoshida K. Ductility improvement of high carbon steel by alternate wire drawing method // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 70/1 (2015), P. 29-35.

УДК 621.762. 824. 016

*А. М. Буров, Э. Ю. Ковальчук*

### ИССЛЕДОВАНИЕ И РАСЧЕТ БОКОВОГО ДАВЛЕНИЯ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ ПОРОШКОВОГО БИМЕТАЛЛА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: 20Burov15@mail.ru

Проведен микроструктурный анализ штампованного порошкового биметалла и получено численное значение величины натяга. Предложен алгоритм и проведен расчет бокового давления при горячей штамповке биметалла по численному значению величины натяга.

*Ключевые слова:* горячая штамповка, порошок, биметалл, натяг, боковое давление, штамповый инструмент.

*A. Burov, E. Kovalchuk*

### STUDY AND CALCULATION OF LATERAL PRESSURE OF THE HOT STAMPING OF POWDER BIMETAL

Volgograd State Technical University

Microstructure analysis of powder pressed held bimetal and received numerical value of tightness. The algorithm and the calculation of the lateral pressure of bimetal hot stamping on numerical value of magnitude of tightness.

*Keywords:* hot stamping, powder, bimetal, lateral pressure, preload forging tool.

Горячая штамповка порошковых заготовок позволяет получать малопористые поковки с высоким уровнем механических свойств в закрытых штампах при значительных осевых усилиях, что приводит к появлению бокового давления внутри и на поверхности деформируемой порошковой заготовки. Наличие бокового давления дает возможность получать биметаллические порошковые поковки с комплексом механических свойств и, тем самым, расширить технологические возможности метода ГШПЗ.

Однако, боковое давление существенно влияет на стойкость инструмента и возникает необходимость в правильном подборе штамповой стали, а также в технологии ее обработки.

Исследование микроструктуры сплава позволяет определить величину натяга в биметалле, и рассчитать боковое давление на поверхности биметалла и штампового инструмента.

Цель работы: оценка величины бокового давления биметаллического соединения подшипников качения, полученных методом ГШПЗ [1].

На рис. 1 представлен эскиз большой головки шатуна пускового двигателя П-350.

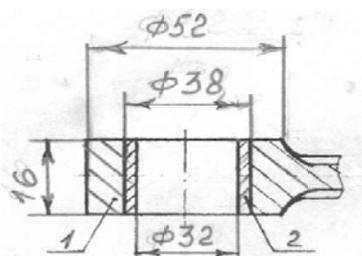


Рис. 1. Головка шатуна двигателя П-350 под игольчатый подшипник:

1 – стержень шатуна – сплав СП30Д2НЗ (плотность ~99...99,5 %);  
2 – втулка – сплав СП80Х3 (плотность ~99...99,5 %)

Данное соединение получали из порошковых материалов по следующей технологии: раздельное прессование стержня шатуна 1 и втулки 2 до плотности ~ 80 %; сборка и спекание биметаллической заготовки при температуре ~1150...1180 °С; транспортировка на участок горячей штамповки, кратковременный нагрев до температуры штамповки ~1000...1100 °С; штамповка в закрытом штампе на кривошипном прессе. Полученное соединение обладает комплексом физико-механических свойств и может быть использовано для узлов трения. Стержень и большая головка шатуна представляет сплав СП30Д2НЗ ( $\sigma_B = 700...800$  МПа; КСУ

не более 500 кДж/м<sup>2</sup>;  $\delta = 10...14$  %); втулка представляет сплав СП80Х3 ( $\sigma_B = 950...1050$  МПа; КСУ не менее 200 кДж/м<sup>2</sup>;  $\delta = 1...4$  %).

Биметаллическое соединение, полученное горячей штамповкой при температуре близкой к 1100 °С, является не разъемным соединением. На рис. 2 представлена микроструктура биметалла на которой наблюдаем взаимное проникновение материала втулки в материал стержня. Величина натяга посадки при этом составляет ~ 110 микрон.



Рис. 2. Микроструктура биметалла по линии сварки (×100):  
а – сплав СП30Д2НЗ; б – сплав СП80Х3

Давление  $p$  на боковой сопрягаемой поверхности определяется выражением полученным из формулы Ляме [3], по величине натяга

$$p = \frac{I}{d \cdot \left( \frac{C_1}{E_1} + \frac{C_2}{E_2} \right)},$$

где  $I$  – натяг посадки, мкм;  $d$  – номинальный диаметр натяга;  $E_1$  и  $E_2$  – модули упругости материалов охватываемой и охватывающей поверхности соответственно при температуре штамповки 1100 °С;  $C_1$  и  $C_2$  – коэффициенты;

$$C_1 = \left[ 1 + \left( \frac{d_1}{d} \right)^2 \right] / \left[ 1 - \left( \frac{d_1}{d} \right)^2 \right] - \mu_1;$$

$$C_2 = \left[ 1 + \left( \frac{d}{d_2} \right)^2 \right] / \left[ 1 - \left( \frac{d}{d_2} \right)^2 \right] + \mu_2;$$

$d_1$  – диаметр стержня;  $d_2$  – наружный диаметр охватываемой поверхности;  $\mu$  – коэффициент Пуассона.

При расчете бокового давления необходимо учитывать, что натяг образуется непосредственно во время горячей штамповки, когда порошковая заготовка позиционирована на стержне  $d_1 = 32$  мм, который является подпором для втулки, воспринимает боковое давление и в рас-

четах не учитывается ( $d_1=0$ ). В результате коэффициент  $C_1=1-\mu$ . Кроме выше сказанного делаем следующее допущение: для сталей СП30Д2НЗ и СП80ХЗ модули упругости равны и по данным [4] при температуре 1100 °С составляют  $E = E_2 \approx E_1 \approx 1,1 \cdot 10^{11}$  Па.

Для расчета бокового давления имеем следующие данные:  $E = E_2 \approx E_1 \approx 1,1 \cdot 10^{11}$  Па;  $\mu=0,3$ ;  $d = 38$  мм;  $d_2 = 52$  мм;  $F = 110$  мкН.

$$C_1=1-0,3=0,7; C_2=\frac{\left[1+\left(\frac{38}{52}\right)^2\right]}{\left[1-\left(\frac{38}{52}\right)^2+0,3\right]}=1,95;$$

$$p=\frac{110 \cdot 10^{-6}}{38 \cdot 10^{-3} \cdot \left(\frac{0,7}{1,1 \cdot 10^{11}} + \frac{1,95}{1,1 \cdot 10^{11}}\right)}=0,12 \cdot 10^9 \text{ Па.}$$

Таким образом представленный в работе алгоритм расчета и численные значения бокового давления в закрытом штампе при штамповке порошкового биметалла, позволяет:

– оптимизировать проектирование и технологию изготовления штампового инструмента: а именно осуществить правильный выбор штамповых сталей, их механическую и термическую обработку, в результате улучшить свойства сталей и увеличить стойкость штампового инструмента;

– определить осевые усилия штамповки и выбрать формоизменяющее оборудование.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: Справочник / ред. совет под ред. И. М. Федорченко. – Киев: Наукова думка, 1985. – 624 с.
2. Особенности применения композиционных сплавов в узлах трения / А. М. Буров, Т. А. Старкова, В. В. Курдин // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2015. – № 5. – С. 36–38.
3. Лебедев, В. А. Технология машиностроения: проектирование технологии изготовления изделий / В. А. Лебедев, М. А. Тамаркин, Д. П. Гепта. – Ростов н/Д.: Феникс, 2008. – 361 с.
4. Трубопроводы тепловых и электрических станций: учеб. пособие / Б. Е. Мурманский, Т. Ф. Богатова, Ю. М. Гофман, В. И. Брезгин. – Изд. УГТУ-УПИ, 2008. – 300 с.

УДК 629.1-192

**М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин**  
**МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ**  
**В ЗУБЬЯХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

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

Предложен метод расчетного определения предельных контактных напряжений и напряжений изгиба в зубьях зубчатых передач в зависимости от пластической твердости материала.

*Ключевые слова:* зубчатое колесо, зуб, пластическая твердость, предельное напряжение.

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

**THE METHOD OF DETERMINATION OF THE ULTIMATE**  
**CONTACT STRESSES IN THE COGWHEEL**

**Volgograd State Technical University**

A method for the design determination of the ultimate contact stresses and bending stresses in the cogwheel depending on the plastic hardness of the material is proposed.

*Keywords:* cogwheel, tooth, plastic hardness, ultimate stress.

В процессе работы зубчатой передачи зуб находится в сложном напряженном состоянии. При этом основными напряжениями являются контактные напряжения, которые действуют на рабочей эвольвентной поверхности зуба, а также напряжения изгиба, наибольшие значения ко-

торых возникают в сечении у основания зуба. При длительной эксплуатации указанные напряжения вызывают усталостные разрушения: контактное выкрашивание рабочей поверхности или излом зуба. В то же время даже при однократной ударной или статической перегрузке

зубчатой передачи на рабочей поверхности зуба может появиться остаточная деформация, хрупкое разрушение поверхностного слоя или излом зуба; в последнем случае разрушенные части зуба могут вызвать повреждение других деталей и узлов привода (подшипников, уплотнений и др.).

В настоящее время предельные напряжения определяют, используя различные числа твердости (по Бринеллю  $HB$ , по Роквеллу  $HRC$  или Виккерсу  $HV$ ), в зависимости от вида термической или химико-термической обработки. Очевидно, что это затрудняет сравнение и анализ полученных результатов. В настоящей работе предложено определять предельные напряжения с использованием пластической твердости [1, 2], которая может быть измерена в широком диапазоне изменения уровня твердости материала.

Рассмотрим вначале методику определения предельных контактных напряжений. В зубчатом зацеплении реализован случай первоначально линейного контакта деталей. При возрастании контактной нагрузки упругая деформация переходит в упругопластическую и на поверхности она возникает прежде всего в точках продольной оси симметрии площадки контакта. Для количественного описания предельного состояния материала в зоне контакта использовали критерий прочности Писаренко-Лебедева [3], который предполагает, что предельное состояние материала определяется как касательными, так и нормальными напряжениями. Для материалов в пластичном состоянии, условие достижения предельного состояния имеет вид [4]

$$\sigma_{\text{экв}} = \sigma_i = p_0(1 - 2\mu) = \sigma_{\text{пр}} = \sigma_{\text{т,р}}, \quad (1)$$

где  $p_0$  – величина наибольшего давления в точках продольной оси симметрии площадки контакта;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $\sigma_{\text{пр}}$  – характеристика предельного состояния материала (предел текучести, предел прочности и т. п.), полученная в условиях однородного линейного напряженного состояния (растяжения или сжатия).  $\sigma_{\text{т,р}}$  – предел текучести материала при растяжении.

Для идеально хрупкого материала

$$\sigma_{\text{экв}} = \sigma_{\text{наиб}} = p_0 = \sigma_{\text{пр}} = \sigma_{\text{в,с}}, \quad (2)$$

где  $\sigma_{\text{в,с}}$  – предел прочности материала при сжатии.

Для реальных конструкционных материалов, которые приобрели в результате упрочняющей поверхностной обработки повышенную склонность к хрупкому разрушению:

$$\sigma_{\text{экв}} = x \cdot p_0(1 - 2\mu) + (1 - x)p_0 = \sigma_{\text{пр}} = \sigma_{\text{в,р}}, \quad (3)$$

где  $\sigma_{\text{в,р}}$  – предел прочности при растяжении;  $x$  – коэффициент, равный 1,0 для материалов в пластичном состоянии и равный нулю для материалов в хрупком состоянии [4].

Согласно [5], величина наибольшего давления  $p_0$  в точках продольной оси симметрии площадки контакта.

$$p_0 = 0,318 \sqrt{\frac{q}{(k_1 + k_2)R_{\text{пр}}}}, \quad (4)$$

где  $q$  – нагрузка на единицу длины линии контакта (удельная нагрузка);  $R_{\text{пр}}$  – приведенный радиус кривизны эвольвентных поверхностей контактирующих зубьев;  $k_{1,2} = \frac{1 - \mu_{1,2}^2}{\pi E_{1,2}}$ ;  $\mu_{1,2}$  и  $E_{1,2}$  – коэффициент Пуассона и модуль нормальной упругости (индексы 1 и 2 относятся соответственно к материалу контактирующих зубчатых колес).

Рассмотрим определение предельных контактных напряжений при перегрузках для материалов в пластичном состоянии.

Из совместного решения уравнений (1) и (4) определим удельную нагрузку  $q_{\text{кр}}$ , отвечающую появлению пластической деформации в точках продольной оси симметрии площадки контакта

$$q_{\text{кр}} = \frac{R_{\text{пр}}(k_1 + k_2)\pi^2 \sigma_{\text{пр}}^2}{(1 - 2\mu)^2}, \quad (5)$$

а из формулы (1) получим выражение для наибольшего давления  $p_{0,\text{кр}}$  в точках продольной оси симметрии площадки контакта в момент появления в этих точках пластической деформации

$$p_{0,\text{кр}} = \frac{\sigma_{\text{т,р}}}{1 - 2\mu}. \quad (6)$$

Поскольку в технике под контактными напряжениями  $\sigma_H$  подразумевают наибольшее давление на площадке контакта, то контактное напряжение  $\sigma_{HP\text{max}}$  при максимальной нагрузке согласно формуле (6) можно записать в виде

$$\sigma_{HPmax} = p_{0,кр} = \frac{\sigma_{тп}}{1-2\mu} = (2,00 \dots 2,78) \sigma_{т,п}, \quad (7)$$

при изменении коэффициента Пуассона  $\mu$  от 0,25 до 0,32.

Этот результат соответствует данным, приведенным в работе [3], согласно которым при расчете на статическую прочность предельные контактные напряжения по условию полного отсутствия течения материала (для первоначально линейного контакта) выбирают для вязких материалов равными  $2\sigma_{т,п}$ , а если имеет место хотя бы небольшое перекачивание (то есть нет оснований опасаться влияния времени на появление остаточных деформаций), то предельные контактные напряжения можно повысить до  $3\sigma_{т,п}$ . Стандартом [6], применительно к рассматриваемому случаю, установлена следующая норма, ограничивающая величину контактных напряжений,

$$\sigma_{HPmax} = 2,8\sigma_{т,п}, \quad (8)$$

С учетом известных [2] соотношений между пределом текучести и пластической твердостью  $НД$  стальных деталей формула (8) примет вид

$$\sigma_{HPmax} = (0,56 \dots 0,62) НД. \quad (9)$$

Отметим, что в работе [7] приведены зависимости, устанавливающие связь  $НД$  с числами твердости по Бринеллю  $НВ$ , Роквеллу  $НRC$  и  $HRB$ , а также Виккерсу  $НV$ .

Для зубьев, которые приобрели повышенную склонность к хрупкому разрушению поверхностного слоя в результате его упрочняющей обработки (цементации, контурной закалки, азотированию), определение  $\sigma_{HPmax}$  следует проводить с использованием формулы (3)

$$\sigma_{HPmax} = p_{0,кр} = \frac{\sigma_{в,п}}{x(1-2\mu) + (1-x)}. \quad (10)$$

Согласно [5] для сталей, подвергнутых термической обработке, коэффициент  $x = 0,4 \dots 0,78$ . Принимая средние значения  $x = 0,6$  и  $\mu = 0,28$ , получим из формулы (10)

$$\sigma_{HPmax} = 1,48\sigma_{в,п}. \quad (11)$$

Между пределом прочности  $\sigma_{в,п}$  и пластической твердостью  $НД$  также существует аналитическая взаимосвязь [8], которую в рассматриваемом случае (когда твердость рабочих поверхностей деталей  $НRC \geq 40$ ) можно представить в следующей форме

$$\sigma_{в,п} = 11,15НД^{0,56}; \quad (12)$$

из формул (11) и (12) следует, что

$$\sigma_{HPmax} = 16,5НД^{0,56}. \quad (13)$$

Необходимо подчеркнуть, что для азотированных деталей (вследствие малой толщины упрочненного поверхностного слоя) возможно вдавливание поверхностного слоя в относительно мягкую сердцевину под действием высоких контактных напряжений, а также возникновение глубинных контактных разрушений. В таких случаях значения  $\sigma_{HPmax}$ , определяемые формулой (13) следует уменьшить приблизительно в 1,35 раза; в результате для азотированных зубьев

$$\sigma_{HPmax} = 12,2НД^{0,56}. \quad (14)$$

Расчет контактных напряжений по формулам (9), (13), (14) сопоставлен с данными стандарта [6], регламентирующего расчет зубьев (с различной упрочняющей обработкой: нормализация, улучшение или объемная закалка с низким отпускком; цементация или контурная закалка; азотирование) на контактную прочность при действии максимальной нагрузки. Установлено, что совпадение вполне удовлетворительное: разница в большинстве случаев не превышает 5...6 %.

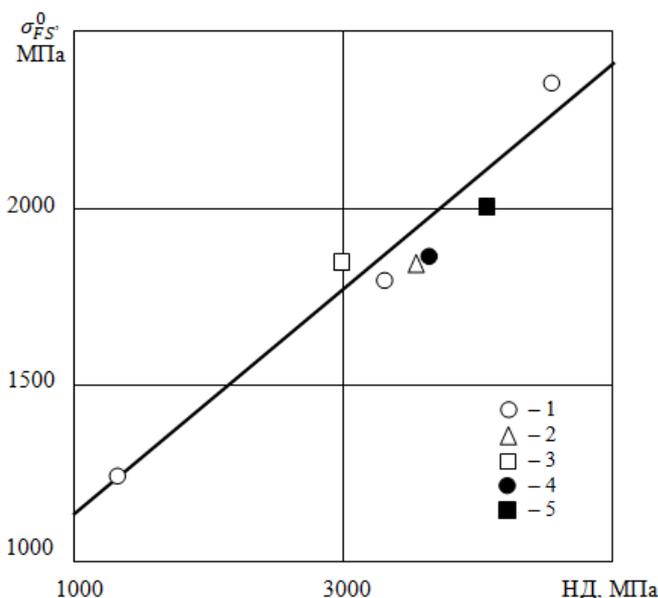
Перейдем теперь к методике определения максимальных изгибающих напряжений, обеспечивающих отсутствие остаточных деформаций, хрупкого излома или образование первичных трещин в поверхностном слое.

Предельное напряжение согласно [6] определяют как базовое значение предельного напряжения  $\sigma_{FS}^0$  зубьев при изгибе максимальной нагрузкой, скорректированное с помощью ряда коэффициентов применительно к конкретным условиям изготовления (вид механической обработки, наличие деформационного упрочнения, необходимого коэффициента запаса прочности и др.). Ряд значений базового предельного напряжения  $\sigma_{FS}^0$  приведен в таблице. Там же приведены и значения пластической твердости  $НД$ , вычисленные согласно [7] для средних значений твердости  $НВ$  или  $НRC$  сердцевины зуба. По данным таблицы получена зависимость, определяющая величину базовых значений предельного напряжения  $\sigma_{FS}^0$  зубьев при изгибе в зависимости от уровня пластической твердости  $НД$

$$\sigma_{FS}^0 = 0,309НД + 840. \quad (15)$$

Базовые значения предельного напряжения  $\sigma_{FS}^0$  зубьев при изгибе максимальной нагрузкой [6]

Вид термической или химико-термической обработки зубьев	Сталь	Твердость зубьев		$\sigma_{FS}^0$ , МПа	Среднее значение твердости НД, МПа
		В сердцевине у основания	Среднее значение твердости		
Нормализация, улучшение	Легированная и углеродистая	200...350 НВ	275НВ	6,5 НВ (1788)	3363
Закалка ТВЧ по контуру	Легированная	24...30 HRC	27HRC	1800	3577
Закалка ТВЧ сквозная	Легированная и углеродистая	200...300 НВ	250НВ	1800	3020
Азотирование	Легированная	24...30 HRC	27HRC	1800	3577
Цементация	Легированная	30...41 HRC	35,5HRC	2000	4030



Базовые значения предельного напряжения  $\sigma_{FS}^0$  зубьев при изгибе максимальной нагрузкой в зависимости от пластической твердости НД в сердцевине менее твердого материала из взаимодействующих зубьев; линия расчет по формуле (15); значки – данные стандарта [6] для зубчатых колес со следующей упрочняющей обработкой: 1 – нормализация, улучшение; 2 – закалка ТВЧ по контуру; 3 – закалка ТВЧ сквозная; 4 – азотирование; 5 – цементация

На рисунке расчет по формуле (15) сопоставлен с данными стандарта [6] (см. таблицу). Как видно, совпадение вполне удовлетворительное: разница в большинстве случаев не превышает 5...11 % и имеет характер двухстороннего разброса.

Разработанный метод может быть использован для оценки контактной и изгибной прочности зубьев зубчатых передач в условиях воздействия максимальных нагрузок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 18835–73 «Металлы. Метод измерения пластической твердости». – Введ. 01.01.74.  
 2. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.  
 3. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин :

Справочник / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. – М. : Машиностроение, 1993. – 640 с.  
 4. Тескер, Е. И. Критерии предельных состояний при контактом нагружении деталей трансмиссий и приводов : монография / Е. И. Тескер, М. М. Матлин ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 248 с.  
 5. Расчеты на прочность в машиностроении. В 3 т / С. Д. Пономарев, В. Л. Бидерман, К. К. Лихарев [и др.]. – М. : Машгиз. Т. 1, 1956. – 884 с. Т. 2. 1958. – 974 с.  
 6. ГОСТ 21354–87. Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления. Расчет на прочность. – Введ. 01.01.89.  
 7. Матлин, М. М. Жесткость упругопластического контакта деталей машин / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М. : Машиностроение, 2015. – 218 с.  
 8. Матлин, М. М. Определение параметров первоначально точечного упругопластического контакта по физико-механическим свойствам контактирующих тел // Проблемы машиностроения и автоматизации. – М. : Международный центр научной и технической информации. – 1993. – № 5. – С. 11–20.

УДК 621.9.047

*Н. Г. Дудкина***СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЧНОСТНЫХ, КОРРОЗИОННЫХ И ДЕМПФИРУЮЩИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 45 В ЗАВИСИМОСТИ ОТ МЕТОДОВ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ, СОСТАВЛЯЮЩИХ КОМБИНИРОВАННУЮ ОБРАБОТКУ ЭМО+ППД****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: detmash@vstu.ru

Приводятся результаты комплексных исследований прочностных, коррозионных и демпфирующих свойств поверхностно упрочненных стальных деталей, подвергнутых электромеханической обработке (ЭМО), поверхностному пластическому деформированию (ППД) и комбинированной обработке ЭМО + ППД. Сравнительный анализ экспериментальных данных показал, что комбинированная обработка ЭМО+ППД позволяет повысить коррозионные и демпфирующие свойства стали 45 при одновременном повышении прочностных свойств.

*Ключевые слова:* комбинированная обработка, электромеханическая обработка, поверхностное пластическое деформирование, сталь, микротвердость, белый слой, демпфирующие свойства, коррозионные свойства.

*N. G. Dudkina***COMPARATIVE ANALYSIS OF STRENGTH, CORROSIVE AND DAMPING PROPERTIES OF STEEL 45 DEPENDING ON SURFACE METHODS COMPOSING COMBINED EMO + SPD****Volgograd State Technical University**

The results of complex studies of strength, corrosion and damping properties of surface-hardened steel parts subjected to electromechanical processing (EMT), surface plastic deformation (SPD), and combined treatment of EMT + SPD are presented. A comparative analysis of the experimental data showed that the combined treatment of EMO + PPD makes it possible to increase the corrosion and damping properties of steel 45 while improving the strength properties.

*Keywords:* Electromechanical hardening, combined treatment, surface plastic deformation, steel, microhardness, white layer, damping properties, corrosive properties.

**Введение**

Современное производство предъявляет быстрорастущие требования к надежности деталей машин, к качеству материалов для их изготовления, работающих в условиях высоких давлений, низких и высоких температур, агрессивных сред, колебаний и т. д. В связи с этим одним из перспективных направлений является разработка новых и совершенствование существующих способов поверхностного упрочнения деталей машин [1, 2]. Поскольку традиционные методы упрочняющих обработок не обеспечивают в большинстве случаев необходимого сочетания комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств используемых материалов, безусловный интерес представляют комбинированные методы поверхностного упрочнения. Имеющиеся в литературе данные указывают на перспективность применения комбинированного упрочнения электромеханической обработки и последующего поверхностного пластического деформирования

(ЭМО+ППД) с целью повышения физико-механических [3, 4], демпфирующих свойств [5], коррозионной стойкости [6] и т. д. Однако в литературе недостаточно сведений о вкладе каждой составляющей комбинированной технологии (традиционных ЭМО и ППД) в изменение физико-механических и эксплуатационных свойств среднеуглеродистых сталей.

Целью работы является сравнительный анализ результатов комплексных исследований прочностных, демпфирующих, коррозионных свойств стали 45 после поверхностно упрочняющих обработок, составляющих комбинированную обработку ЭМО+ППД с целью выявления области наиболее эффективного их применения.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на образцах из нормализованной стали 45 в исходном (неупрочненном) и упрочненном электромеханической обработкой (ЭМО), поверхностным пластическим деформированием (ППД) и комбини-

рованным (ЭМО+ППД) состояниях. Изменение свойств поверхностного слоя осуществлялось путем обкатки образцов на токарном станке с помощью двухроликового приспособления.

Электромеханическая обработка (ЭМО) заключается в пластической деформации металла при его одновременном интенсивном нагреве в ходе пропускания электрического тока большой силы и низкого напряжения через зону контакта деформирующего инструмента (твердосплавного ролика) с обрабатываемой поверхностью. Финишная обработка поверхностного пластического деформирования (ППД) проводилась тем же деформирующим инструментом без подвода электрического тока.

ППД проводилось по режимам:

- рабочая нагрузка на инструмент  $P = 1200$  Н;
- подача  $S = 0,25$  мм/об;
- скорость вращения шпинделя  $n = 100$  мм/об.;
- число проходов  $i = 1$ .

ЭМО проводилась по режимам:

- плотность тока  $j = 400$  А/мм<sup>2</sup>;
- напряжение  $U = 4 \dots 5$  В;
- усилие на инструмент  $P = 300$  Н;
- скорость обработки  $V = 0,05$  м/с;
- подача инструмента  $S = 0,80; 1,0$  мм/об.

Измерение микротвердости по локальным объемам поверхностного слоя проводилась на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1 Н. Расстояние между отпечатками составляло 30 мкм. Поверхность шлифов тщательно полировалась, а затем протравливалась в четырехпроцентном растворе азотной кислоты в этиловом спирте для выявления микроструктуры.

Для оценки влияния комбинированного упрочнения на механические характеристики нормализованной стали 45 были проведены статические испытания на растяжение цилиндрических образцов длиной 100 мм, диаметром 10 мм (ГОСТ 1497–84). Образцы, находящиеся в исходном состоянии и обработанные ППД, ЭМО и ЭМО + ППД, подвергались осевому растяжению. Нагружение образцов осуществлялось с постоянной скоростью перемещения захвата, равной  $V = 0,5$  мм/мин, на машине УМЭ-10 ТМ с прецизионной записью диаграмм растяжения и петель механического гистерезиса. Одновременно производилась прецизионная запись начальных участков диаграмм растяжения с помощью тензометра с точностью определения деформаций  $\varepsilon = 1 \cdot 10^{-5}$ . Оценка развития неупругой деформации и интенсивность рассеяния энер-

гии при простом растяжении стандартных цилиндрических образцов осуществлялась методом статической петли гистерезиса. Петли гистерезиса снимались при разных уровнях напряжений и при одном и том же виде деформации. В качестве критериев, характеризующих демпфирующие свойства, рассматривались: деформационный – ширина петли механического гистерезиса  $\Delta\varepsilon$  и энергетический (необратимо рассеянная энергия за цикл) – площадь петли механического гистерезиса  $D$ .

При изучении влияния активных сред на свойства поверхностно упрочненной стали использовали широко применяемый в промышленности электролит (35 % раствор H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> в дистиллированной воде) и автодорожные реагенты рассол бишофита (MgCl<sub>2</sub> · 6H<sub>2</sub>O) и водный раствор хлористого натрия (26 % раствор NaCl). При определении коррозионной стойкости образцов в активных средах использовали следующую методику: цилиндрические образцы (диаметр 10 мм длина 10 мм) помещали в сосуды, с соответствующей средой и выдерживали в ней в течении 12 час. Длительность испытания составляла 72 часа. После погружения в коррозионную среду измеряли микротвердость поверхностного слоя, взвешивали и рассчитывали потерю веса образцов в граммах и относительных единицах, которая оценивалась характеристикой относительной массы  $\Delta m = m_i / m_{исх}$  (где  $m_{исх}$  – масса исходного образца;  $m_i$  – масса образца после пребывания в агрессивных средах).

### Результаты и их обсуждение

В результате температурно-силового воздействия ЭМО и интенсивного теплоотвода вглубь материала в зоне контакта твердосплавного ролика с поверхностью образца формируется специфическая мартенситная структура (белый слой) глубиной до  $h = 150$  мкм с твердостью  $H\mu = 7,5–8,0$  ГПа. Специфическая структура белого слоя отличается большой дисперсностью, значительными искажениями кристаллической решетки, концентрационной неоднородностью, наличием карбидов, нитридов и оксидов, а также изменением электронного строения и химической связи отдельных фаз вследствие высоких температур и давлений, имеющих место в зоне воздействия высококонцентрированного источника энергии [2].

Анализ результатов исследований поверхностно упрочненных стальных образцов показал, что с изменением взаимного расположения

треков белого слоя на поверхности меняются уровень неоднородности распределения зон повышенной и пониженной твердости, резкость перепада максимального и минимального значений твердости, частота их чередований [3]. Микротвердость при расположении треков встык (рис.1) изменяется по всей ширине трека из-за вторичного теплового влияния, при этом максимальная величина микротвердости упрочненной поверхности  $H_{\mu}=7,0$  ГПа, минимальная  $H_{\mu}=3,1$  ГПа. В результате комбинированной обработки ЭМО+ППД с подачей  $S = 0,8$  мм/об поверхностная твердость увеличивается в 3,5 раза по сравнению с исходными образцами, в 3 раза по сравнению с образцами, подвергнутыми поверхностному пластическому деформированию и практически не изменяется по сравнению с микротвердостью образцов, упрочненных ЭМО (рис. 1, кривая 2). Степень упрочнения и характерные особенности распределения

микротвердости в поверхностности образцов после ЭМО «наследуются» комбинированной обработкой ЭМО+ППД.

На рис. 2 показаны начальные участки кривых деформирования образцов, подвергнутых поверхностному упрочнению ППД, ЭМО, ЭМО + ППД. Все упрочненные образцы имеют возрастающую функцию напряжения от деформации, что соответствует большинству конструкционных материалов, но упрочняющие обработки вносят значительные изменения в поведение материала под нагрузкой. Изменение физико-механических свойств тонкого поверхностного слоя в процессе ППД приводит к исчезновению площадки текучести, значительному искривлению начального участка диаграммы, свидетельствующее об интенсификации неупругих процессов, происходящих в металле под нагрузкой, что проявляется в снижении характеристик прочности.

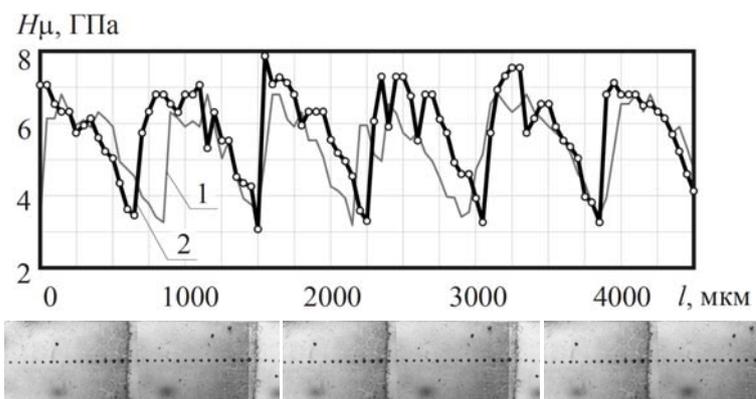


Рис. 1. Структура и микротвердость  $H_{\mu}$  упрочненного слоя вдоль оси образца, на поверхности нормализованной стали 45 после ЭМО+ППД (ЭМО с подачей  $S = 0,8$  мм/об): 1 – упрочнение ЭМО; 2 – упрочнение ЭМО+ППД

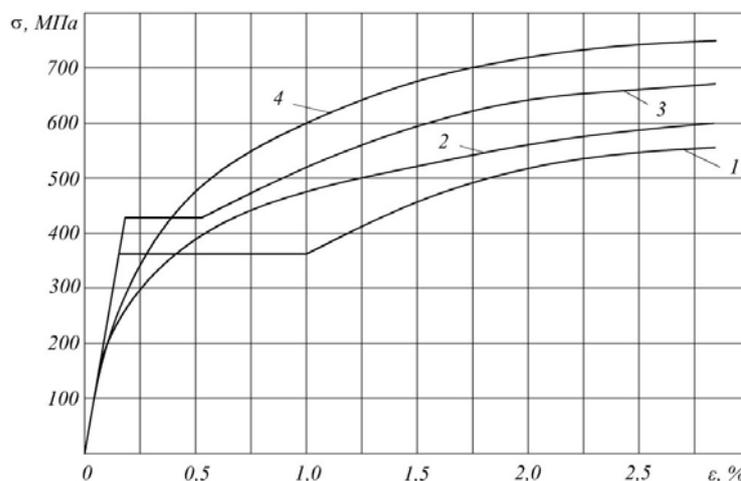


Рис. 2. Начальные участки диаграмм деформирования образцов из стали 45: 1 – исходное состояние; 2 – упрочнение ППД; 3 – упрочнение ЭМО ( $S = 0,8$  мм/об); 4 – упрочнение комбинированной обработкой ЭМО + ППД [4]

Проведение ППД после ЭМО также приводит к изменению вида диаграмм растяжения стали: исчезает площадка текучести, изменяется предел текучести. В результате комбинированной обработки ЭМО+ППД условный предел текучести в зависимости от подачи при ЭМО возрастает на 16–50 % по сравнению с неупрочненными образцами и упрочненными ППД, и на 10–40 % по сравнению с ЭМО. Так при ЭМО+ППД с подачей  $S = 3,0$  мм/об  $\sigma_{02} = 630$  МПа, а с подачей  $S = 0,8$  мм/об  $\sigma_{02} = 400$  МПа, что несколько меньше, чем при ЭМО с той же подачей.

Результаты сравнительного анализа микротвердости и характеристик прочности при статическом растяжении приведены на рис. 3 и в таблице.

Исследования с целью оценки влияния методов упрочняющих обработок, составляющих комбинированную технологию упрочнения ЭМО+ППД, на демпфирующие свойства стали 45 показали рост демпфирующих характеристик [5]. При этом проведение традиционного поверхностного пластического деформирования практически не изменяет ширину и площадь петель гистерезиса неупрочненной стали 45. Сравнительный анализ неупругой деформации и энергетических потерь образцов, показал, что при общей деформации  $\varepsilon = 1,0$  % площадь петель гистерезиса, упрочненных ЭМО образцов  $D = 0,0667$  МПа, ЭМО+ППД –  $D = 0,068$  МПа, а ширина петель  $\Delta\varepsilon = 4,8$  % и  $\Delta\varepsilon = 3,9$  %, соответственно. Таким образом, вклад ППД в повышении демпфирующих свойств незначителен по сравнению с традиционной электромеханической обработкой, но в сочетании с ЭМО приводит к увеличению рассеяния энергии до 50 % по сравнению с неупрочненными стальными образцами. Сравнительный анализ деформационных и энергетических характеристик поверхностно упрочненных образцов приведен на рис. 3.

В настоящее время к многим деталям машин по условиям эксплуатации предъявляются требования не только прочностных, трибологических свойств, но и высокого сопротивления коррозии. Белый слой отличается пониженной травимостью [1,2], что определяет его высокую коррозионную стойкость. В результате иссле-

дования воздействия агрессивных сред на упрочненные стальные образцы установлено, что поверхностно упрочненные ЭМО и ЭМО+ППД образцы обладают повышенной стойкостью ко всем видам агрессивных сред по сравнению с необработанными образцами. Приведены сравнительные результаты коррозионных испытаний необработанной стали и обработанной ЭМО, ЭМО+ППД (с подачей  $S=1,0$  мм/об). Изменение массовой доли образцов оценивалось характеристикой относительной массы  $\Delta m = m_i / m_{исх.}$ . В результате исследования воздействия агрессивных сред на образцы, установлено, что поверхностно упрочненные образцы обладают повышенной стойкостью ко всем видам агрессивных сред по сравнению с необработанными образцами, несмотря на то, что упрочненный слой составляет незначительную объемную долю образца. Так, например, коррозионная стойкость в электролите возрастает на 15 %, а в бишофите – на 8 %. Исследование влияния агрессивных сред на поверхностную твердость упрочненной стали, показало, что белый слой корродирует в электролите ( $H_2SO_4$ ) в 2 раза интенсивнее, чем в бишофите ( $MgCl_2 \cdot 6H_2O$ ) и в 15 раз, чем в соляном растворе ( $NaCl$ ), причем финишная обработка ППД практически не влияет на поведение стальных образцов в агрессивных средах (см. таблицу).

На гистограмме (рис. 3) представлен сравнительный анализ прочностных, коррозионных, деформационных и энергетических характеристик в результате обработок, составляющих комбинированное упрочнение ЭМО+ППД. Повышение прочностных, демпфирующих и коррозионных свойств стали после комбинированной обработки, объясняется, во-первых, специфической структурой мартенсита, полученного в результате ЭМО, характеризующегося большой дисперсностью, существенной неоднородностью, насыщенностью углеродом, высоким уровнем остаточных микронапряжений, значительными искажениями кристаллического строения, макроструктурной неоднородностью поверхностного слоя в осевом направлении образца, во-вторых, чрезвычайно сложной картиной остаточных напряжений по элементам структуры после финишного ППД.

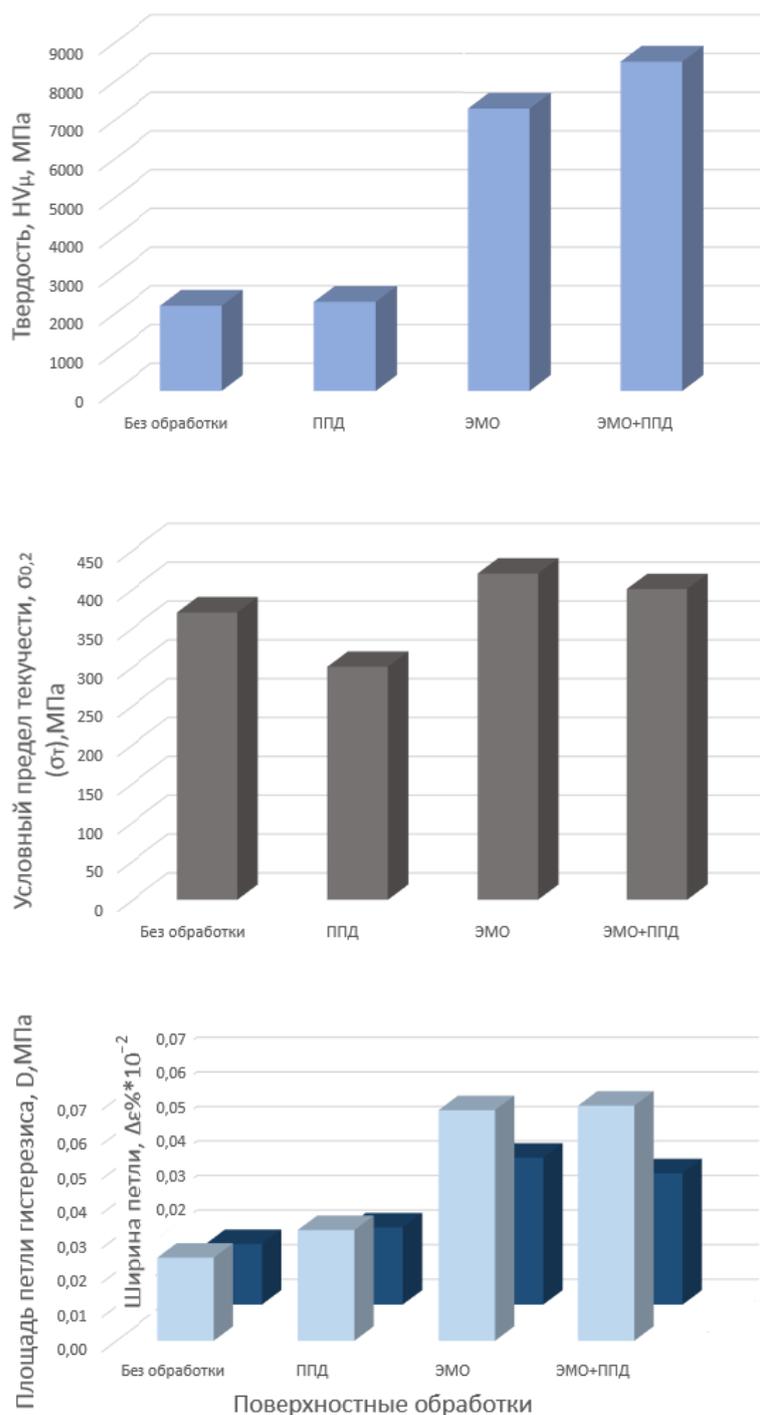


Рис. 3. Значения микротвердости  $H_{\mu}$ , предела текучести  $\sigma_{0,2}$ , площади  $D$  и ширины  $\Delta\varepsilon$  петли гистерезиса стали 45, подвергнутой различным методам поверхностного упрочнения: ППД, ЭМО, ЭМО+ППД

Таким образом, комбинированная обработка электромеханического упрочнения с финишным поверхностным пластическим деформированием позволяет получить уникальный комплекс механических и эксплуатационных

свойств для среднеуглеродистой стали. Результаты сравнительных исследований свойств, упрочненной ППД, ЭМО, ЭМО+ППД стали 45, приведены в таблице.

**Механические, демпфирующие, коррозионные свойства стали 45,  
упрочненной ППД, ЭМО, ЭМО+ППД**

Способы упрочнения	Твердость Нц, МПа	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}(\sigma_s)$ , МПа	Ширина петли, $\Delta\varepsilon\% \cdot 10^{-2}$ $\varepsilon=1,0\%$	Площадь петли, D, МПа, $\varepsilon=1,0\%$	Коррозионная стойкость в $MgCl_2 \cdot 6H_2O$ , 72 ч, $\Delta m$	Коррозионная стойкость в 35 % $H_2SO_4$ , 72 ч, $\Delta m$
Исходное состояние	2170	370	0,0175	0,024	0,919	0,705
ППД	2520	300	0,0223	0,032	-	-
ЭМО	7000	420	0,0455	0,056	0,893	0,818
ЭМО+ППД	7600	400	0,038	0,064	0,899	0,812

Повысить эффективность рассматриваемой технологии комбинированного упрочнения ЭМО+ППД возможно модернизацией оснастки обработки [7, 8] и изменением характера приложения усилия пластического деформирования при использовании способа электромеханической обработки с динамическим приложением деформирующего усилия («ЭМО с ударом») [9].

#### Заключение

Проведен сравнительный анализ результатов комплексных исследований прочностных, демпфирующих, коррозионных свойств стали 45, после комбинированной обработки ЭМО+ППД и поверхностно упрочняющих обработок, составляющих комбинированную обработку ППД, ЭМО.

Комбинированная технология электромеханической обработки с последующим поверхностным пластическим деформированием позволяет получать высокий комплекс свойств среднеуглеродистой стали: повысить прочностные свойства от 10 до 40 %, демпфирующие свойства в 2,8 раза, коррозионную стойкость до 8–15 %, «наследуя» высокую твердость поверхностного слоя и соответственно износостойкость, сформированные предварительной электромеханической обработкой.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бабей, Ю. И.* Физические основы импульсного упрочнения стали и чугуна / Ю. И. Бабей. – Киев : Наукова думка, 1988. – 238 с.

2. *Багмутов, В. П.* Электромеханическая обработка: технологические и физические основы, свойства, реализация / В. П. Багмутов, С. Н. Паршев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров. – Новосибирск : Наука, 2003. – 318 с.

3. *Дудкина, Н. Г.* Исследование микротвердости поверхностного слоя углеродистых сталей после электромеханической обработки / Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров // *Металлы*. – 2004. – № 4. – С. 64–71.

4. *Матлин, М. М.* Особенности пластического деформирования стальных деталей, упрочненных комбинированной обработкой ЭМО+ППД / М. М. Матлин, Н. Г. Дудкина, А. Н. Болдов // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2010. – № 8. – С. 44–48.

5. *Дудкина, Н. Г.* Влияние комбинированной обработки ЭМО+ППД на демпфирующие свойства среднеуглеродистой стали / Н. Г. Дудкина, В. В. Чекунов // *Металлообработка*. – 2016. – № 1. – С. 36–40.

6. *Дудкина, Н. Г.* Коррозионная стойкость стали 45, подвергнутой электромеханической обработке и поверхностному пластическому деформированию / Н. Г. Дудкина // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 9 (747). – С. 41–44.

7. Патент № 2108226 Российская Федерация. 6B24B39/04. Устройство для электромеханической обработки деталей / Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров, С. Н. Паршев ; заявитель и патентообладатель Волгоградский государственный технический университет ; заявл. 01.06.1996 опублик. 10.04.1998. № 96113393/02. (Бюл.№10)

8. Патент № 2361704 Российская Федерация. B23N9/04, C21D1/09, C21D8/00. Способ электромеханической обработки деталей машин / В. О. Надольский, С. А. Яковлев, Н. Г. Дудкина, И. Н. Захаров, К. Г. Львов ; заявитель и патентообладатель Ульяновская государственная сельскохозяйственная академия ; заявл. 29.11.2007 опублик. 20.07.2009. № 2007144457/02.

9. *Матлин, М. М.* Особенности формирования упрочненного слоя при электромеханической обработке с динамическим силовым воздействием / М. М. Матлин, Н. Г. Дудкина, А. Д. Дудкин // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2007. – № 6. – С. 39–40.

УДК 621. 817

*А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов***МОДЕЛИРОВАНИЕ И АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИЙ ЗВЕНЬЕВ СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА С ДВУМЯ СТЕПЕНЯМИ СВОБОДЫ\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: apopov34@rambler.ru

Представлен анализ деформаций элементов сферического механизма для бесступенчатых трансмиссий и приводов. Разработана 3D-модель конструктивного решения преобразующего механизма для маломощных приводов. Определены наиболее нагруженные элементы с максимальными деформациями. Обосновано усиление участков и сопряжений звеньев с целью уменьшения влияния на погрешность передаточной функции.

*Ключевые слова:* сферический механизм, бесступенчатый привод.

*A. V. Popov, I. V. Notov, A. A. Rozhnov***MODELING AND ANALYSIS OF DEFORMATION LINK OF SPHERICAL TRANSFORMING MECHANISM WITH TWO DEGREES OF FREEDOM****Volgograd State Technical University**

The analysis of deformations of elements of the spherical mechanism for stepless transmissions and drives is presented. A 3D model of the constructive solution of the transforming mechanism for low-power drives is developed. The most loaded elements with maximum deformations are determined. The reinforcement of the sections and joints of the links is justified in order to reduce the effect on the error of the transfer function.

*Keywords:* spherical mechanism, stepless drive.

Регулирование скоростных и силовых параметров механического привода весьма важно для многих технологических приводов. Особенно актуально и экономически обосновано применение регулируемых передач, способных осуществлять согласование кинематических и динамических выходных параметров привода на ходу и под нагрузкой в зависимости от изменяющихся свойств обрабатываемой среды. Большинство регулируемых приводов основаны на плоских рычажных механизмах, имеющих значительные динамические нагрузки, массу и габариты. Сферические механизмы, на фоне своей компактности, позволяют реализовать распространенные законы движения и имеют меньшую инерционную нагрузку. Также у них элементарные по форме звенья, что делает такие механизмы простыми и технологичными в изготовлении и монтаже. Увеличение быстроходности и рост передаваемых мощностей ставят задачу о повышении надежности и долговечности этого элемента привода.

Рассматриваемый сферический механизм является пятизвенным и позволяет преобразовать равномерное вращательное движение входного звена в качательное по близкому к синусному закону. На рис. 1 показана параметрическая модель варианта конструктивного

исполнения такого механизма. Он содержит ведущий вал (входное звено) 1, соединенное через ось 2 с внутренним кольцом 3. За счет этого отклонение последнего возможно на регулируемый угол  $\alpha$ . Подшипник 4, внутренней обоймой, установлен на внутреннем кольце 3, а наружной – в промежуточном кольце 5, которое через шарниры 6 соединено с наружным кольцом 7. Оно является выходным звеном и совершает качательные движения на своих цапфах 8 на угол  $\pm\theta$ .

При вращении ведущего вала 1 внутреннее кольцо 3 совершает вращательное движение. Поскольку геометрическая ось внутреннего кольца отклонена на регулируемый угол  $\alpha$ , то внутреннее кольцо 3 одновременно колеблется в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. Подшипник качения 4 отсекает вращательную составляющую этого сложного движения, и промежуточное кольцо 5, исключая колебания в одной плоскости, шарнирами 6 передает только качательное движение на наружное кольцо 7 преобразующего механизма, которое снимается с цапф 8.

Так как угол  $\alpha$  наклона внутреннего кольца 3 и угол  $\varphi$  поворота ведущего вала 1 определяет положение всех звеньев, значит механизм имеет две обобщенные координаты и две степени свободы.

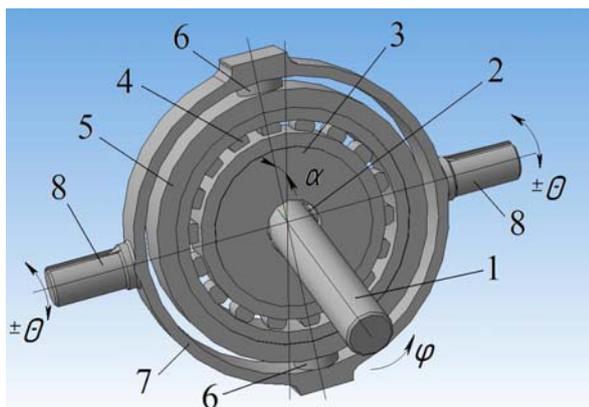


Рис. 1. Модель преобразующего сферического механизма с двумя степенями свободы

Передаточная функция рассматриваемого механизма имеет вид [1, 2]

$$\theta = \arctg(\operatorname{tg} \alpha \cos \varphi).$$

Проверка передаточной функции механизма, обоснование параметров преобразования движения и работоспособность проводилась на изготовленном действующем макете механизма, что позволило также выполнить проверку условий сборки и компоновки конструкции.

Передаточное отношение привода, в состав которого входит такой сферический механизм, зависит от амплитуды качания колец. Как видно из приведенного уравнения, амплитуда колебания наружного кольца 7 и цапф 8 составит  $2\alpha$ . Геометрические параметры (диаметры колец) не входят в передаточную функцию, а на максимальные значение угла  $\alpha$  и, следовательно  $\theta$ , накладывается ограничение только по прочности конструкции.

Для определения деформаций и распределения внутренних напряжений смоделировано напряженно-деформированное состояние сферического преобразующего механизма (рис. 2). Для этого виртуальная пространственная параметрическая твердотельная модель сферического механизма при помощи модулей инженерного анализа программного комплекса КОМПАС 3D дополнена физико-механическими характеристиками материалов звеньев и приняты некоторые конструктивные упрощения.

В созданной виртуальной модели механизма назначен материал для звеньев Сталь 40 ГОСТ 535–88 с пределом текучести 275 МПа, пределом прочности при растяжении 570 МПа и модулем упругости первого рода  $2,1 \cdot 10^5$  МПа. Для разбивки модели на конечные элементы использовались встроенные функции программного комплекса.

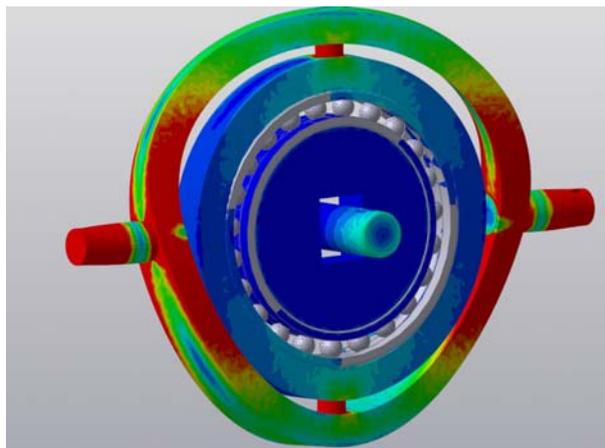


Рис. 2. Эпюры распределения внутренних напряжений и деформации звеньев сферического механизма

Моделирование нагруженного состояния для анализа деформаций звеньев механизма осуществлялось приложением к ведущему валу модели крутящего момента  $T = 50$  Н·м, а для имитации внешней нагрузки ведомое звено модели жестко закреплялось. Все шарниры для упрощения были заменены цилиндрическими сопряжениями соответствующих диаметров. В результате получены статические деформации элементов механизма и эпюры внутренних напряжений. Все данные визуализировались и масштабировались для удобства исследования.

Анализ полученных результатов показал, что максимальные значения напряжений сосредоточены, главным образом, на наружном кольце механизма. При этом места его соединения с цапфами наиболее подвержены разрушению, ввиду локализации максимальных значений на этих участках. Для уменьшения здесь концентрации напряжений рекомендуется использовать при проектировании таких сферических механизмов конструктивные приемы, например, использовать галтели как можно большего радиуса или плавные сопряжения поверхностей. У внутреннего и промежуточного кольца на модели не наблюдались существенные внутренние напряжения, что говорит об исключительности геометрических ограничений при проектировании этих звеньев механизма по радиальному направлению и ширине. Особое внимание следует уделять при проектировании шарнирам соединения промежуточного и наружного колец, оказавшиеся наиболее нагруженными элементами преобразующего механизма.

Анализ статических деформаций показал, что максимальные деформации обнаруживаются у наружного кольца, а их направление совпадает с направлением изменения угла поворота цапфы. При этом расположены они в параллельных плоскостях, что исключает их влияние на передаточную функцию преобразующего механизма.

Данное исследование позволило смоделировать и проанализировать деформации элементов разработанного преобразующего сферического механизма, выявить у него наиболее нагруженные участки звеньев и выработать рекомендации по их проектированию, а также исключить влияние упругих деформаций звеньев на передаточную функцию механизма.

Результаты моделирования подтвердили возможность использования и достаточную прочность представленной конструкции сферического преобразующего механизма в составе регулируемых приводов малой мощности [3] технологического оборудования и разработанных

новых схем бесступенчатых трансмиссий транспортных средств [4]. Таким образом, в представленной конструкции достигается необходимая надежность на фоне компактности и простоты исполнения. Это подкрепляется достаточным ресурсом работы разработанного варианта исполнения сферического механизма.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Сферический преобразующий механизм для бесступенчато регулируемых трансмиссий: совершенствование и экспериментально-теоретическое исследование / А. В. Попов // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2009. – № 3. – С. 92–96.
2. Попов, А. В. Spherical transformation mechanism for infinitely variable transmissions: Improvement and experimental theoretical investigations / А. В. Попов // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. - 2009. - Vol. 38, № 3. - С. 294-297.- Англ.
3. Пат. 2586803 Российская Федерация, МПК F16H29/04. Импульсный вариатор / А. В. Попов ; ВолгГТУ. – 2016.
4. Пат. 2586430 Российская Федерация, МПК B60K17/34, B60K23/08. Привод колес транспортного средства с передним и задним ведущими мостами / А. В. Попов, И. В. Нотов ; ВолгГТУ. – 2016.

УДК 621.735.34  
Г 957

*Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина*

### ВЛИЯНИЕ ФОРМЫ ИНСТРУМЕНТА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОЛЬЦЕВОЙ ЗАГОТОВКИ ПРИ РАСКАТКЕ

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

Исследовано влияние формы бойка при раскатке на изменение истинного напряжения текучести металла в различных зонах кольцевой заготовки. Применение вырезного бойка для раскатки кольцевых заготовок позволяет уменьшить растягивающие напряжения и обеспечить лучшую проработку металла в области, прилегающей к бойку.

*Ключевые слова:* ковка, раскатка, боек, поковка, деформированное состояние.

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

### THE EFFECT OF TOOL SHAPE ON MECHANICAL PROPERTIES OF ANNULAR BILLETS WHEN ROLLING

Volgograd State Technical University

The influence of the pane shape during rolling on the change of the true yield stress of the metal in different zones of the annular workpiece is investigated. The use of a cutout pane for rolling circular blanks reduces tensile stress and provides better elaboration of the metal in the area adjacent to the pane.

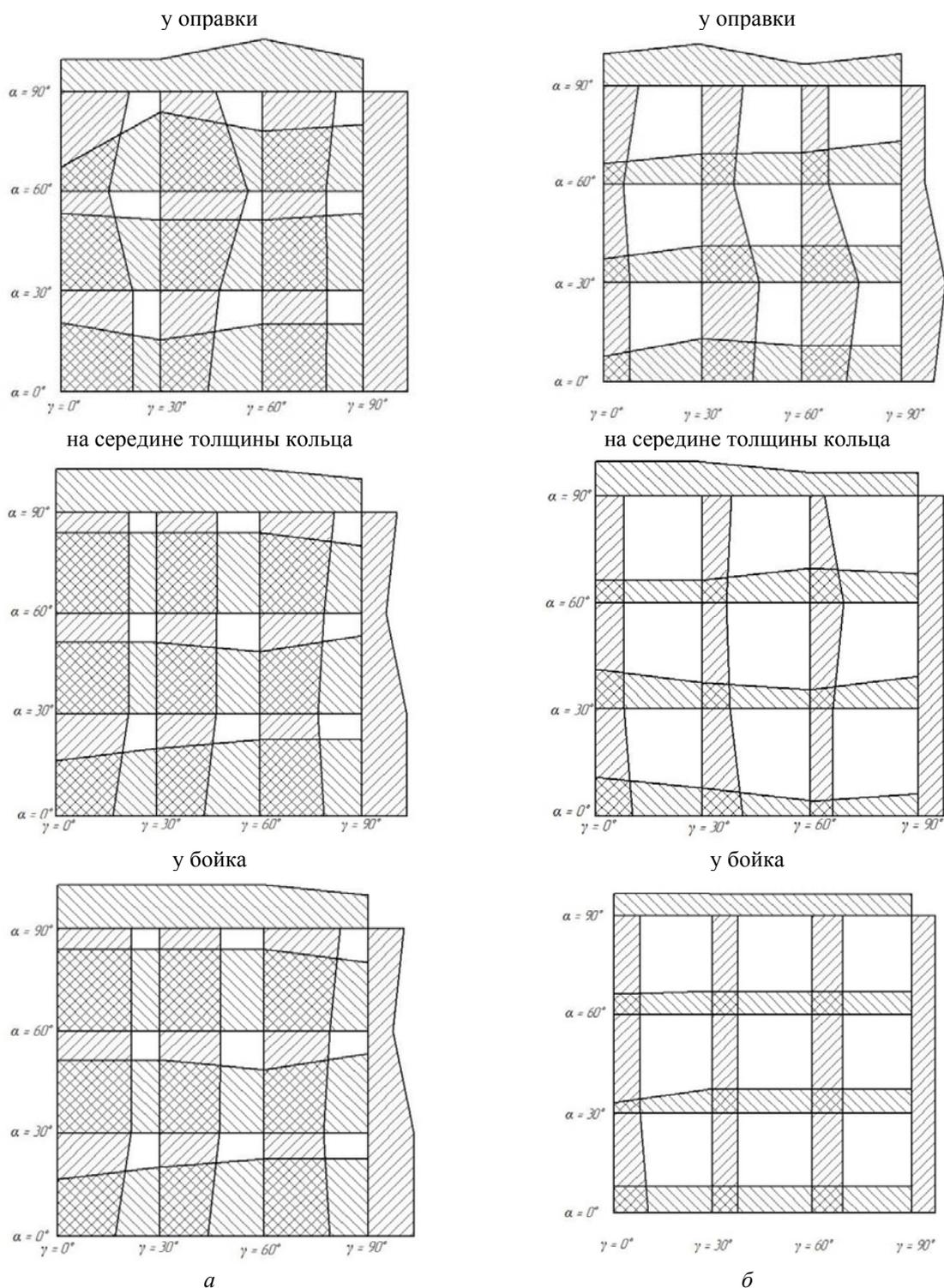
*Keywords:* forging, rolling, pane, press forging, deformed state.

Изготовленные раскаткой кольцевые поковки широко используются для получения таких деталей, как кольца подшипников, колеса железнодорожных вагонов, ободья вращающихся цементных печей, бандажи роторов турбогенераторов, детали новой специальной техники, корпуса реакторов и др.

Принципиальная технологическая схема изготовления кольцевых поковок состоит из билетировки, осадки, прошивки и собственно раскатки, которая является наиболее сложной и трудоемкой технологической операцией. Основная сложность раскатки состоит в том, что к моменту, когда будет достигнут необходимый

внутренний диаметр поковки, она должна иметь наружный диаметр и ширину заданных размеров. Если при необходимом внутреннем диаметре толщина поковки меньше заданной, то поковку приходится дополнительно осаживать,

что сопряжено с переналадкой инструмента. Если толщина кольца получается больше заданной, то, следовательно, ширина поковки недостаточная, т. е. технологический процесс был проведен неправильно.



Изменение истинного предела текучести для поволоков, раскатанных вырезным ромбическим бойком с углом выреза  $135^\circ$  (а) и плоским бойком (б)

Изготовление колец прошивкой и раскаткой на том или ином виде оборудования зависит от серийности, размеров и профиля поковок. Однако схема деформирования не зависит от способа раскатки. Так, при раскатке колец на специализированных раскаточных машинах или станах схема деформирования состоит в обжатии вращающейся заготовки на центральном ролике, перемещающимся приводным нажимным роликом. При раскатке кольца на ковочном молоте или гидравлическом прессе производят обжатие заготовки верхним бойком. В обоих случаях кольцо деформируется как со стороны бойка (нажимного ролика), так и со стороны оправки (центрального ролика).

В настоящей работе исследовалось влияние формы бойка при раскатке на изменение механических свойств металла кольцевых поковок.

Изменение механических свойств оценивалось с помощью топограмм, построенных в координатной сетке с шагом 25 мм. Масштаб выбран таким образом, чтобы разность между максимальным и минимальным значениями зарегистрированных свойств соответствовала шагу координатной сетки. При наложении вертикальных и горизонтальных эпюр у каждого угла прямоугольной координатной сетки, определяющего ориентировку образца, получается четырехугольник. Этот четырехугольник характеризует ресурс механических свойств. Чем ближе площадь этого четырехугольника к площади ячейки сетки, тем ближе механические свойства к максимальным, тем полнее используются возможности металла [2–3].

На рисунке приведена топограмма, показывающая изменение истинного напряжения текучести в кольцевой поковке в зависимости от формы бойка для раскатки.

Анализ топограмм показывает, что при раскатке вырезным бойком значительно лучше используется ресурс пластических свойств металла, чем при раскатке плоским бойком. Причем наиболее сильно различие в использовании ре-

сурса пластичности металла наблюдается в середине толщины кольцевой заготовки и у бойка. Следует отметить, что раскатка плоским бойком протекает в условиях действия растягивающих напряжений от начального момента обжатия и до некоторой степени деформации, меньшей 5 %. Если применить раскатку ромбическим бойком, то на всех стадиях она протекает только в условиях напряженного всестороннего сжатия. При этом более жесткая схема напряженного состояния всестороннего сжатия обеспечивается с уменьшением угла выреза ромбических бойков. Так, при угле выреза 110° схема более жесткая, чем при углах выреза 135° и 150°. Однако в данном случае очаг деформации вблизи оправки незначителен, а сама заготовка подвергается изгибающим нагрузкам от раскаточного бойка [4–5].

Таким образом, для повышения ресурса механических свойств металла кольцевых поковок целесообразно при раскатке использовать вырезной боек, который позволяет обеспечить условия уменьшения растягивающих напряжений в очаге деформации.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Охрименко, Я. М.* Технология кузнечно-штамповочного производства / Я. М. Охрименко. – М. : Машиностроение, 1976. – 560 с.
2. *Охрименко, Я. М.* Исследование процесса раскатки вырезным бойком / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин, А. И. Мохов, С. Д. Варанов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1975. – № 5. – С. 111–113.
3. *Гурулев, Д. Н.* Влияние формы бойка на деформированное состояние металла при раскатке кольцевой заготовки / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 69–72.
4. *Максимук, В. С.* Тензометрический пружинный ходограф / В. С. Максимук, Д. Н. Гурулев // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. – 2008. – № 7. – С. 43–44.
5. *Антощенко, Ю. М.* Ковка поковок из слитков / Ю. М. Антощенко, В. А. Тюрин, В. П. Барсуков. – М. : ЭПИ МИСиС, 2006. – 380 с.

УДК 621.793/.795:539.43

*А. С. Столярчук, М. Д. Романенко***ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ  
НА НЕУПРУГОСТЬ СТАЛИ, ИМЕЮЩЕЙ УСТАЛОСТНОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ\*****Волгоградский государственный технический университет**e-mail: [sopromat@vstu.ru](mailto:sopromat@vstu.ru)

Исследована сталь 45, широко применяемая в машиностроении. После предварительного усталостного повреждения изучены закономерности неупругого деформирования стали в исходном состоянии поверхности после пескоструйной обработки, а также после плазменного напыления твердосплавных порошков. Показано, что по сравнению с другими технологиями плазменное напыление более существенно влияет на характеристики неупругости, которые определяют механическое поведение поврежденного материала при его дальнейшей эксплуатации.

*Ключевые слова:* неупругость, усталость, состояние поверхности.

*A. S. Stolyarchuk, M. D. Romanenko***SURFACE TREATMENT TECHNOLOGY INFLUENCE  
AT STEEL UNELASTICITY UNDER ITS FATIGUE DAMAGE****Volgograd State Technical University**

Steel 45 which widely used in engineering there was researched. Regularities of unelastic steel deformation in initial surface condition (turning), after sandblasting and also after plasma-sprayed carbide powder were studied. There is shown, that plasma-sprayed in comparison with another technologies more significantly influence at unelastic characteristics which determine fatigue strength of researched steel at its further operation.

*Keywords:* unelasticity, fatigue, surface condition.

**Введение**

Ключевая роль поверхностного слоя материала в сопротивлении трению и износу хорошо известна [1, 2]. Однако вопрос о влиянии состояния поверхности на усталостную прочность, которая определяется локальными деформационными процессами сдвигового или (и) поворотного характера на микро- и мезоуровне, приводящими к появлению феномена «неупругость», остается в настоящее время предметом серьезных исследований [3–5]. Например, некоторые авторы целенаправленно разрабатывают концепцию *физической мезомеханики, согласно которой поверхностный слой в деформируемом твердом теле является самостоятельной подсистемой, оказывающей «определяющее влияние на стадийность локализации пластического течения и разрушение»* [4]. Особую актуальность приобретает изучение этой проблемы для изделий машиностроения при их последующей эксплуатации после ремонта, который обычно производится различными способами упрочнения именно поверхности.

Задача данной работы, опираясь на вышеуказанную концепцию, – исследовать влияние состояния поверхностного слоя на неупругое

(микропластическое) деформирование всего объема. Считается, что характеристики неупругости материала и его усталостная прочность взаимосвязаны [5, 6]. Принятая нами постановка задачи позволит разрабатывать методики прогнозирования остаточной усталостной прочности после ремонта изделий. Такое прогнозирование, очевидно, должно опираться на результаты измерения характеристик неупругости материала после упрочнения.

Состояние поверхности варьировалось различными способами ее обработки – от низко- (пескоструйная обработка) до высокоэнергетических (плазменное напыление твердосплавных порошков). Особое внимание уделялось *плазменному напылению* как технологии перспективной для повышения служебных характеристик (в частности износостойкости) изделий в результате их ремонта – при восстановлении деталей машин [7, 8].

Изучены закономерности входа в неупругое деформирование стали 45 в исходном состоянии (токарная обточка), после пескоструйной обработки, а также после плазменного напыления на поверхность твердосплавных порошков. Исследования проведены посредством преци-

зионной записи диаграмм растяжения после предварительной циклической тренировки образцов, которая осуществлялась для создания усталостного повреждения, имитирующего предысторию нагружения материала.

#### Влияние покрытий на усталостную прочность

Актуальность процедуры восстановления и упрочнения в процессе ремонта, в частности посредством плазменного напыления покрытий, объясняется более высокими эксплуатационными характеристиками обрабатываемых таким образом деталей: износостойкости, адгезионной и когезионной прочности, пористости, микротвердости, а также наведением благоприятных остаточных напряжений.

Влияние различных покрытий на усталостную прочность, изученное в работах [9–11], показало двойственный характер этого воздействия. Отмечается, что при размахах деформации менее 1% образцы, подвергнутые плазменному азотированию, обладали большей малоцикловой долговечностью, чем неазотированные,

а при размахах более 1 % – наоборот [9]. В области многоциклового усталости результаты также оказываются неоднозначными. Если при испытаниях образцов из стали 45 на изгиб с вращением наибольший эффект дало покрытие ПН55Т45 (предел выносливости увеличился примерно на 40 % [10]), то наплавка стали 40Х бронзой БрАМц9-2 привела к значительному снижению этого параметра [11]. Такие противоречивые факты говорят о необходимости дальнейшего изучения проблемы усталости (а значит и феномена «неупругость») в связи с технологией обработки поверхности.

#### Методика проведения испытаний; образцы

Для исследования применялись цилиндрические образцы диаметром 8...9 мм как в исходном состоянии, так и после различных технологий поверхностной обработки, в том числе нанесения покрытий посредством плазменного напыления твердосплавных порошков. Основные сведения по использованным порошкам приведены в табл. 1 [12].

Таблица 1

Химсостав и механические характеристики порошков

Марка порошка	Химический элемент, %							Твердость, HRC
	C	B	Si	Ni	Cr	Fe	Прочие элементы	
ПН70Х17С4Р4	0,8–1,2	3,1–4	3,8–4,5	–	16–18	До 5	–	55
ПТ-НА-01	–	–	–	Основа	–	–	(4–5) Al	–
ПГ-10Н-01	0,6–1	2,8–3,4	4–4,5	Основа	14–20	34	–	55–62

Нагружение образцов повторным растяжением производилось с фиксацией напряжений ( $\sigma$ ) и деформаций ( $\epsilon$ ) на машине УМЭ-10ТМ при скорости перемещения активного захвата 0,5 мм/мин. Прецизионная запись диаграмм деформирования осуществлялась с помощью специально сконструированного тензометра, имеющего рабочую базу 40 мм, с разрешающей способностью по деформации  $10^{-5}$ .

Нанесение покрытия (плазменная установка УПУ-3Д; порошки фракций 50...100 мкм) на предварительно обработанный в пескоструйной камере образец производилось в два этапа.

- Нанесение подслоя смесью порошков ПГ-10Н-01 (80 %) + ПТ-НА-01 (20 %) толщиной 0,25...0,30 мм. Образец предварительно нагрет до температуры 50...60 °С.

- Напыление поверхностного слоя порошком ПН70Х17С4Р4 (100 %) толщиной 0,50...0,60 мм. Эта процедура производилась в два прохода. Толщина покрытия за один проход 0,25...0,30 мм. Охлаждение осуществлялось сжатым воздухом до температуры образцов 150 °С в процессе напыления.

#### Обсуждение результатов экспериментов

Предварительно все испытываемые образцы в исходном состоянии (после токарной обточки) получали повреждение при циклическом отнулевом растяжении. На рис. 1 для примера представлена петля механического гистерезиса, записанная в процессе такой «тренировки». Число циклов при этом составляло величину

$N = 300$ . Очевидно, что описанный процесс сопровождается неупругими деформациями ( $\Delta \varepsilon \approx 0,01 \%$ ), а значит накоплением локальных усталостных повреждений [5, 6]. Последующее после описанной тренировки статическое растяжение проводилось с построением функций  $\sigma = f(\varepsilon)$  для образцов с разным состоянием поверхности.

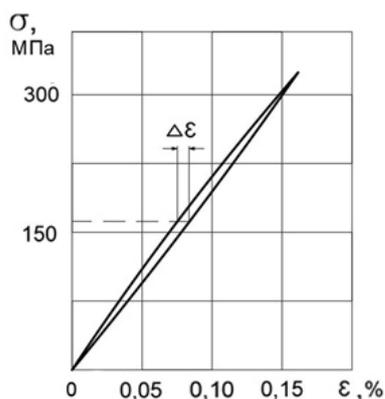


Рис. 1. Петля механического гистерезиса

Закономерности входа в неупругое деформирование часто [5] характеризуют мгновенным модулем упругости  $E = d\sigma/d\varepsilon$ . Для реализации такого подхода получали зависимости мгновенного модуля от  $\varepsilon$ . Для напыленного образца эта зависимость (рис. 2) показала немонотонное падение  $d\sigma/d\varepsilon$  с ростом деформации. Видно, что темп падения разный для двух областей: малых ( $\varepsilon \leq 0,05 \%$ ) и значительных ( $\varepsilon > 0,05 \%$ ) деформаций.

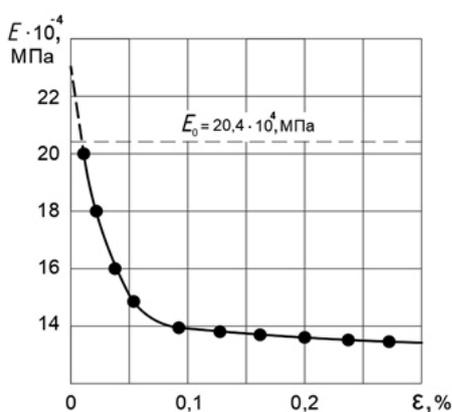


Рис. 2. Зависимость мгновенного модуля упругости от деформации для напыленного образца

Экстраполяция экспериментальных значений  $E$  в начало системы координат позволила оценивать величину модуля Юнга, который обозначен как  $E_0$  для каждой из использованных технологий. Для композиции *сталь 45 + напыленный поверхностный слой* эта величина, по нашим результатам, оказалась равной  $23,0 \cdot 10^4$  МПа, что превосходит на 13 % модуль Юнга исследованной стали в исходном состоянии ( $20,4 \cdot 10^4$  МПа).

На рис. 3 представлены экспериментальные зависимости мгновенного модуля упругости от деформации при различных технологиях обработки поверхности. Совокупность данных позволяет провести достаточно достоверный сравнительный анализ результатов. Как видно, различное состояние поверхностного слоя существенно влияет на сопротивление неупругому деформированию. Если общая закономерность – уменьшение мгновенного модуля упругости с ростом деформации для всех видов обработки поверхности остается неизменной, то темпы  $d^2\sigma/d\varepsilon^2$  этого уменьшения значительно отличаются для исследованных технологий. Наиболее круто падает  $E$  для образца с напылением (кривая 3) в области  $\varepsilon \leq 0,05 \%$ . Однако с переходом этой границы темп падения, по нашим данным, снижается в 50 раз! После других видов обработки (кривые 1; 2) такого сильного различия не наблюдается – происходит лишь незначительное (практически монотонное) уменьшение темпа. Кроме того, при  $\varepsilon > 0,03 \%$  величина мгновенного модуля упругости для напыленного образца оказывается наименьшей.

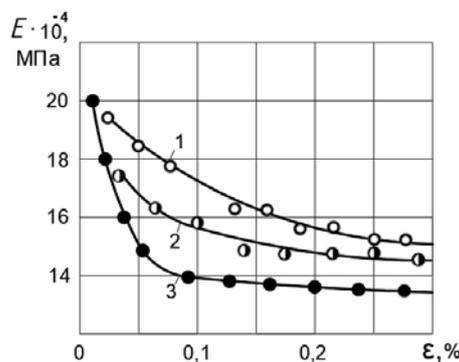


Рис. 3. Зависимости  $E$  от  $\varepsilon$  после: токарной обточки (1); пескоструйной обработки (2); плазменного напыления покрытия (3)

**Модуль Юнга и характеристики сопротивления неупругому деформированию при различной обработке поверхности**

№ п/п	Технология обработки поверхности	$E_0 \cdot 10^{-4}$ , МПа	$\sigma_{\text{пл}}$ , МПа	$\sigma_{\text{пл}}/\sigma_{\text{пл}}^*$
1	Токарная обточка	20,4	394	1
2	Пескоструйная обработка после токарной обточки	21,6	124	0,315
3	Плазменное напыление порошков после токарной обточки и пескоструйной обработки	23,0	40	0,102

\* – данные для образцов после токарной обточки.

Количественный анализ сопротивления неупругому деформированию проводился также и по пределу пропорциональности  $\sigma_{\text{пл}}$  (допуск на падение мгновенного модуля упругости по отношению к  $E_0$  принят 25 %). Все полученные для исследованного материала результаты представлены в табл. 2.

#### Заключение

1. Проведенный сравнительный анализ показал, что после предварительного усталостного повреждения исследованного материала сопротивление неупругому деформированию зависит от вида обработки поверхности. Эта обработка снижает указанное сопротивление; при этом очень существенно для высокоэнергетических технологий. В частности, в случае комбинации: *пескоструйная обработка и последующее напыление твердосплавных порошков* уменьшение, например, предела пропорциональности происходит практически на порядок (см. табл. 2).

2. Полученные результаты могут быть использованы при разработке технологии восстановления деталей из стали 45, уже имеющих на момент ремонта предысторию эксплуатации циклическими нагрузками.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зайцев, А. Н. Оценка влияния структуры и химического состава плазменно-напыленных покрытий на их адгезионные и триботехнические свойства / А. Н. Зайцев, А. Г. Ягопольский, Ю. П. Александрова // Известия высших учебных заведений. Машиностроение, 2014. – № 12. – С. 53–62.
2. Панин, В. Е. Физическая мезомеханика разрушения и износа на поверхностях трения твердых тел / В. Е. Па-

нин, П. А. Витязь // Физическая мезомеханика, 2002. – Т. 5. – № 1. – С. 5–13.

3. Терентьев, В. Ф. Усталость металлических материалов / В. Ф. Терентьев. – Москва : Наука, 2003. – 354 с.

4. Панин, В. Е. Эффект поверхностного слоя в деформируемом твердом теле / В. Е. Панин, А. В. Панин // Физическая мезомеханика, 2005. – Т. 8. – № 5. – С. 7–15.

5. Головин, С. А. Микропластичность и усталость металлов / С. А. Головин, А. Пушкар. – Москва : Металлургия, 1980. – 240 с.

6. Писаренко, Г. Г. Влияние циклического нагружения на локальные структурные изменения в жаропрочном сплаве / Г. Г. Писаренко [и др.] // Проблемы прочности, 2008. – № 2. – С. 98–104.

7. Федорченко, И. М. Покрытия как средство защиты от износа и восстановления изношенных деталей / И. М. Федорченко [и др.] // Защит. покрытия на металлах (Киев), 1983. – № 17. – С. 3–9.

8. Жачкин, С. Ю. Влияние плазменного напыления композиционных порошковых материалов на износостойкость деталей машин / С. Ю. Жачкин, Г. И. Трифионов // MASTER'S JOURNAL, 2017. – № 1. – С. 30–36.

9. Rie K.-T., Lampe Th., Kohler W. Effect of plasma nitriding on cyclic behavior under various environmental conditions. – Fract. and Role Microstruct. Proc. 4-th Eur. conf., Leoben. 22-24 Sept., 1982, Vol. 2. Warley, 1982. – P. 565-571.

10. Виллис, И. С. Влияние плазменных покрытий на циклическую прочность стали 45 / И. С. Виллис [и др.]. Сопроствл. материалов: матер. республ. конф. «Развитие технических наук в республике и перспективы использования их результатов». – 4–5 февр., 1985. – Вильнюс, 1986. – С. 32–33.

11. Бродяк, Я. П. Влияние покрытий из бронзы БрАМц9-2 и нержавеющей стали Св-04Х19Н11М3 на усталость и коррозионную усталость образцов стали 40Х / Я. П. Бродяк [и др.] // Защит. покрытия на металлах (Киев), 1985. – № 19. – С. 79–82.

12. Материалы для напыления. Порошковые самодиффузионные сплавы системы Ni-Cr-B-Si для восстановления изношенных поверхностей напылением и напылением с оплавлением [Электронный ресурс]. – Режим доступа : <http://delta-grup.ru/bibliot/23/12.htm>.

УДК 669.131.6:539.4

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина***О РАСЧЕТНОМ ПРОГНОЗИРОВАНИИ ПРОЧНОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА****Волгоградский государственный технический университет**

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

На основе подхода к первичной структуре серого чугуна как к аналогу композиционного материала с дискретными волокнами исследована возможность расчетного прогнозирования его предела прочности по известному в механике композиционных материалов правилу смесей. Оценка соотношения пределов прочности на сжатие у дендритных кристаллов и эвтектической матрицы производилась методом микротвердости. Для перлитных чугунов с малой объемной долей дендритных кристаллов (не более 10 %) получена система уравнений, позволяющая рассчитать прочность отдельных структурных элементов (дендритных кристаллов и эвтектической матрицы), и чугуна как композиции в целом.

*Ключевые слова:* серый чугун, микротвердость, пластинчатый графит, дендритные кристаллы первичного аустенита, правило смесей, предел прочности.

*A. A. Baron, L. V. Palatkina,***ON THE COMPUTATIONAL GREY CAST IRON STRENGTH ESTIMATION****Volgograd State Technical University**

On the basis of approach to primary structure of gray cast iron as to an analog of composite material with discrete fibers, the possibility of computational forecasting of its ultimate strength by the rule of mixes, known in mechanics of composite materials, is investigated. Assessment of a ratio of dendritic crystals and eutectic matrix compressive ultimate strength was made by a microhardness method. For the pearlitic cast iron with a low volume fraction of dendritic crystals (no more than 10%) the system of the equations allowing to calculate ultimate strength of separate structural elements (the dendritic crystals and the eutectic matrix) and cast iron as composition in general is received.

*Keywords:* grey cast iron, microhardness, lamellar graphite, dendritic crystals of primary austenite, rule of mixes, ultimate strength.

Исследования структуры и свойств серого чугуна, как одного из наиболее востребованных машиностроительных материалов, продолжают привлекать внимание специалистов и не теряют своей актуальности. По мере развития науки о материалах возникают новые подходы, позволяющие по-новому взглянуть на устоявшиеся представления о взаимосвязи структуры и свойств одного из старейших литейных сплавов. Так, в работах [1–3] высказана мысль о применимости положений механики композиционных материалов к результатам металлографического анализа прочности серого чугуна. Преимущества такого подхода очевидны. Рассматривая серый чугун как волокнистый композиционный материал, можно попытаться привлечь аппарат механики композитов для анализа и прогнозирования прочности. Исследованию вопроса о применимости одного из важных положений теории композитов – правила смесей – к анализу прочности серого чугуна посвящена настоящая статья.

**Материалы и методы исследования**

Исследования проводили на металлографических шлифах, полученных из прошедших ис-

пытание стандартных разрывных образцов серого перлитного чугуна с пластинчатым графитом марок СЧ 15 – СЧ 20, выплавленного по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха.

Металлографические шлифы из образцов готовились обычным способом. При проведении металлографических исследований осуществляли просмотр всей поверхности шлифа путем перемещения предметного столика микроскопа с исследуемым образцом и выбирали для анализа в плоскости шлифа наиболее типичные 3–5 полей зрения.

Вторичную перлитную структуру металлической основы выявляли кратковременным травлением в 4 %  $\text{HNO}_3$ . Для дальнейших исследований по шкалам и требованиям ГОСТ 3443–87 [6] отбирались образцы с содержанием феррита не более 5 %. После переполировки их подвергали травлению на первичную структуру.

Дендритные кристаллы первичного аустенита выявлялись с помощью кратковременного (6–10 с) травления в смеси борной (10–30 г) и серной (объем 100 мл) кислот, чередующегося с промывкой шлифа в проточной воде и его переполировкой.

Количественные металлографические исследования для определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита  $V_1$  выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличениях от 10 до 100.

Непосредственная оценка относительной прочности дендритных кристаллов и эвтектической матрицы может быть выполнена путем определения микротвердости этих структурных составляющих.

Замеры микротвердости в зонах дендритных кристаллов выполнялись с помощью прибора ПМТ-3, оснащенного цифровой камерой, подключенной к компьютеру. При нагрузке 10 гс. делалось 10 отпечатков. Измерения обеих диагоналей отпечатков осуществлялись в режиме реального времени на экране монитора с помощью специализированного программного обеспечения.

При нанесении отпечатков на поверхность дендритных кристаллов руководствовались требованиями ГОСТ 9450–76 [7]: расстояние отпечатка  $x$  от края образца (в данном случае – дендрита, рисунок) не должно быть меньше двойного размера диагонали отпечатка  $d$ , а расстояние между центрами отпечатков должно быть более  $3d$ .

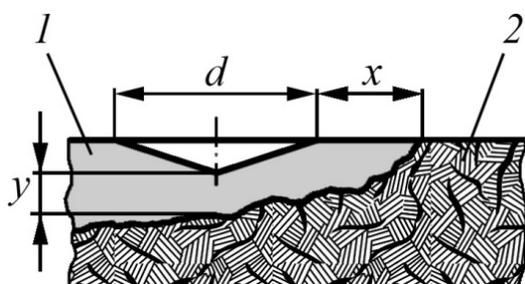


Схема вертикального разреза шлифа при замере микротвердости:

1 – дендрит; 2 – эвтектическая матрица;  $d$  – диагональ пирамидального отпечатка;  $x$  – расстояние между краями отпечатка и дендрита;  $y$  – расстояние от вершины отпечатка до нижней поверхности дендрита

Как показано нами в работе [8], малый поперечный размер дендритных кристаллов серого чугуна не позволяет корректно определять их микротвердость на верхнем пределе испытательных нагрузок 5 Н (500 гс). Расстояние  $y$  (см. рисунок) невозможно проконтролировать, но оно должно исключать распространение пластической деформации на нижнюю поверхность дендритного кристалла. Иначе результаты замеров микротвердости будут занижены. Было установлено, что для соблюдения приве-

денных требований испытательная нагрузка не должна превышать 10 гс.

### Результаты и их обсуждение

Как известно, правило смесей в механике композиционных материалов позволяет оценить влияние отдельных составляющих структуры – армирующих волокон и матрицы – на определенную механическую характеристику [4, 5]. Однако возможность его безоговорочного применения для оценки прочности серых чугунов сомнительна. Дело в том, что корректное использование данного правила основано на допущении об идеальной связи матричной и армирующей фаз на границах раздела.

Очевидно, что роли матрицы и армирующих волокон соответственно отданы металлической основе и дендритным кристаллам. Между тем, известно [9], что разрушение серых чугунов всегда сопровождается отделением этих структурных элементов друг от друга. Поэтому далее мы исследовали возможность применения правила смесей к серым чугунам. В рамках настоящей работы ограничились рассмотрением низкопрочного перлитного чугуна с пределом прочности при растяжении  $\sigma_{B,P}=190$  МПа и объемным содержанием дендритных кристаллов  $V_1=0,1$ .

Микротвердость  $H_1$  дендритов колебалась от 99 до 131 единиц при среднем значении 110. Значения микротвердости металлической основы  $H_2$  отдельных образцов находились в интервале от 63 до 80 при средней величине 69 по десяти измерениям. Некоторый разброс, возможно, связан с влиянием графита. Отношение микротвердостей перлитной эвтектики металлической основы  $H_2$  и дендритов  $H_1$  составляет 0,626.

При определении микротвердости материал в зоне вдавливания испытывает объемное сжатие, поэтому значения  $H_1$  и  $H_2$  должны коррелировать с прочностью при сжатии. Ожидаемый предел прочности перлитной металлической основы при растяжении  $\sigma_{B2,P}$  должен быть меньше, чем при сжатии  $\sigma_{B2,СЖ}$  из-за присутствия графита, работающего как внутренние надрезы. В то же время, ожидаемая прочность дендритов  $\sigma_{B1}$  при растяжении и сжатии должна быть одинакова.

Примем в первом приближении известную линейную связь между твердостью при вдавлении алмазной пирамиды Виккерса и прочностью вида  $\sigma_B=aH$ . Здесь полагаем, что величина константы  $a$  одинакова для дендритов и метал-

лической основы. Тогда на основании описанных выше экспериментов по определению микротвердости при  $H_2/H_1=0,626$  отношение пределов прочности при сжатии эвтектической матрицы  $\sigma_{B2,CЖ}$  и дендритов  $\sigma_{B1}$  равно 0,626. Применение правила смеси приводит к следующей системе уравнений:

$$\sigma_{B,CЖ} = V_1\sigma_{B1} + \sigma V_2\sigma_{B2,CЖ}, \quad (1)$$

$$\sigma_{B,P} = V_1\sigma_{B1} + V_2\sigma_{B2,P}, \quad (2)$$

$$\sigma_{B2,CЖ} = 0,626\sigma_{B1}. \quad (3)$$

Если принять [10, 11], что пределы прочности серого чугуна при растяжении  $\sigma_{B,P}$  и сжатии  $\sigma_{B,CЖ}$  отличаются в 3 раза

$$\sigma_{B,CЖ} = 3\sigma_{B,P}, \quad (4)$$

то подстановка (3) в (1) дает:

$$\sigma_{B1} = 3\sigma_{B,P}/(1-0,374V_2). \quad (5)$$

Тогда из уравнения (2) получим предел прочности эвтектической матрицы на растяжение:

$$\sigma_{B2,P} = (\sigma_{B,P} - V_1\sigma_{B1})/V_2. \quad (6)$$

Полученные нами расчетные значения пределов прочности структурных составляющих серых перлитных чугунов приведены в таблице и сопоставлены с известными литературными данными [1].

**Сравнительный анализ полученных значений предела прочности по экспериментальными данными работы [1]**

Предел прочности дендритов $\sigma_{B1}$ , МПа	Предел прочности эвтектической матрицы	
	при растяжении, $\sigma_{B2,P}$ , МПа	при сжатии, $\sigma_{B2,CЖ}$ , МПа
Расчет авторов для чугуна при объемной доле дендритов $V_1 = 0,1$		
910	110	569
Экспериментальные данные работы [1]		
780	100	465

Из таблицы следует, что расчетная прочность отдельных структурных составляющих перлитного серого чугуна при объемной доле дендритов 0,1 не противоречит известным литературным данным.

Дальнейшие исследования серых чугунов более высоких уровней прочности позволят с большей определенностью ответить на вопросы, поставленные в настоящей работе. Описанные результаты могут лечь в основу нового метода расчетной оценки прочности одного из старейших машиностроительных материалов.

**Выводы**

1. Исследована возможность расчетной оценки прочности структурных элементов серого чугуна на основе правила смесей, принятого в механике композиционных материалов.
2. На основе измерений микротвердости получено соотношение пределов прочности при сжатии для дендритных кристаллов первичного аустенита и эвтектической матрицы.
3. Расчетным путем определены значения пределов прочности дендритных кристаллов, а также эвтектической матрицы серого чугуна при растяжении и сжатии. Результаты расчетов

находятся в согласии с известными литературными данными.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Ильинский, В. А. Прочность элементов первичной структуры и особенности разрушения серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 3. – С. 23–26.
2. Ильинский, В. А. О композитном характере структуры кристаллизации чугунов с различной степенью эвтектичности / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – № 5. – С. 116–118.
3. Барон, А. А. Исследование соотношения твердости и прочности серых чугунов с учетом параметров структуры / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Металлы. – 2017. – № 6. – С. 93–98.
4. Фудзии, Т. Механика разрушения композиционных материалов / Т. Фудзии, М. Дзако. – М. : Мир, 1982. – 232 с.
5. Композиционные материалы : справочник / под общ. ред. В. В. Васильева, Ю. М. Тарнопольского. – М. : Машиностроение, 1990. – 510 с.
6. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – Взамен ГОСТ 3443 – 77; введ. 01.07.88. – М. : Стандартинформ, 2005. – 42 с. – (Межгосударственный стандарт).
7. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. – М. : Изд. Стандартов. – 1993. – 34 с.
8. Барон, А. А. Исследование микротвердости дендрит-

ной структуры серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 153–156.

9. Костылева, Л. В. Сопротивляемость первичной структуры серого чугуна распространению трещин отрыва / Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина, В. А. Ильинский //

Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 5. – С. 31–34.

10. Чугун : справочник / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М. : Металлургия, 1991. – 576 с.

11. Материалы в машиностроении. Выбор и применение. В 8 т. Т. 4. Чугун / под ред. А. А. Жукова, А. Д. Шермана. – М. : Машиностроение, 1969. – 248 с.

УДК 621.01:539.431

*А. Н. Савкин, К. А. Бадиков, А. А. Седов*

### **ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПРОДВИЖЕНИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ РЕГУЛЯРНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ С ПЕРЕГРУЗКАМИ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 2024-T3\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tfpic@vstu.ru, geronimo855@mail.ru

Приведены данные оценки усталостной долговечности в алюминиевом сплаве 2024-T3 при комбинации перегрузочных и недогрузочных циклов нагружения. Показано, что в зависимости от комбинации параметров нагружения могут наблюдаться задержка или ускорение роста усталостной трещины. Полученные интегральные характеристики роста трещин сравнивали с интенсивностью развития усталостных полос скольжения на фрактографии изучаемого сплава.

*Ключевые слова:* перегрузочные и недогрузочные циклы нагружения, рост усталостной трещины, усталостные полосы скольжения.

*A. N. Savkin, K. A. Badikov, A. A. Sedov*

### **FRACTOGRAPHIC ANALYSIS OF FATIGUE CRACK PROPAGATION UNDER CONSTANT AMPLITUDE LOADING WITH OVERLOADS IN ALUMINUM ALLOY 2024-T3**

**Volgograd State Technical University**

The data of fatigue life estimation in aluminum alloy 2024-T3 are presented with a combination of overloading and underloading cycles. It is shown that, fatigue crack growth rate increasing or decreasing can be observed depending on the combination of loading parameters. The obtained integral characteristics of cracks growth propagation were compared with the intensity of fatigue slip bands progress on studied alloy fractography.

*Keywords:* overloading and underloading loading cycles, fatigue crack growth, fatigue slip bands.

#### **Введение**

Усталостные трещины могут возникать в конструкциях при переменных нагрузках на различных стадиях и условиях эксплуатации, при повреждении поверхности, наличие коррозии, в сварных соединениях. Для наиболее ответственных конструкций вводится регламент по профилактическим осмотрам конструктивных элементов на наличие усталостных трещин и принятию решений о дальнейшем их эксплуатации или замены. Это вызывает необходимость расширения научно-исследовательских работ по исследованию трещиностойкости металлов и сплавов, формированию моделей разрушения, развитию линейной и нелинейной механики разрушения. Несмотря на то, что в этой области было получено много положительных результатов [1–3], накопленный мате-

риал еще не дает основание считать, что мы имеем полное представление по оценке долговечности роста трещин при взаимодействии переменных амплитуд нагружений [4, 5].

В механике разрушения разнообразные виды нагружения деталей с трещинами и вызванными ими напряженным состоянием описываются коэффициентами интенсивности напряжений (КИН), а различные предельные состояния критическими и пороговыми значениями этих коэффициентов. Влияние на рост усталостных трещин на воздухе коррозионных явлений в условиях переменных нагружений и истории их взаимодействия может существенно сказываться на долговечности до разрушения.

Существуют гипотезы, позволяющие объяснить снижение сопротивления развития трещин при воздействии агрессивных сред и цик-

© Савкин А. Н., Бадиков К. А., Седов А. А., 2018

\* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 17-08-01648 А и гранта Президента РФ МК-943.2017.8.

лического нагружения [6, 7], где отмечается, что определяющими факторами коррозионной усталости являются: адсорбционное и химабсорбционное воздействие поверхностно-активных сред (ПАВ) на ювиальную поверхность в вершине трещины, локальное электрохимическое растворение, активированных напряжениями, анодных участков металла, водородное охрупчивание. Эти механизмы могут действовать вместе или отдельно друг от друга. Влияние на рост трещины различных механизмов может быть доминирующим на различных этапах развития разрушения.

**Материал, методика исследования**

Испытание на трещиностойкость проводилось на компактных образцах, геометрические размеры соответствовали стандарту ASTM E647. Толщина образца составляла 5 мм, что давало возможность утверждать, что усталостная тре-

щина развивалась при плоском напряженном состоянии. Опыты проводились на сервогидравлической машине Biss-5 кН, оснащенной Паркерской звуковой катушкой серво-клапанов и контроллером с высокой производительностью BiSS 2370SS, способным цифровому обновлению серво – петли со скоростью до 32 кГц, с адаптивным алгоритмом управления, позволяющим осуществлять точность управления нагрузки на высокой частоте. Эта возможность была реализована для циклических испытаний при 150 Гц. Система позволяла реализовать программное нагружение по заданной схеме с записью роста трещина и ее скорости с помощью датчика раскрытия трещины.

Химический состав и механические свойства алюминиевого сплава 2024-T3 показан в табл. 1 и 2. Основной процентный состав представляет алюминий, далее медь, магний и другие элементы.

Таблица 1

**Химический состав алюминиевого сплава 2024-T3 в %**

Al	CU	Mg	Mn	Fe	Si	Ti	Cr	Zn
90.7–	3.8–	1.2–	0.3–	0.5	0.5	0.15	0.1	0.25
94.7	4.9	1.8	0.9	max	max	max	max	max

Блочное нагружение проводилось по схемам, показанным на рис.1. Предварительное выращивание трещины составляло 1–2 мм с на-

грузкой  $P_{max} = 3$  кН,  $P_{min}=0.1$  кН, при частоте нагружения  $f=150$  Гц.

Таблица 2

**Механические свойства сплава 2024-T3**

Предел прочности $\sigma_b$ , МПа	Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	Отн. удлинение $\epsilon$ , в %	Предел выносливости $\sigma_{-1}$ , МПа	Критический коэфф. интенсивности $K_{Ic}$ , МПа $\sqrt{мм}$
448–	331–	18	138	1008–
455	365			1147

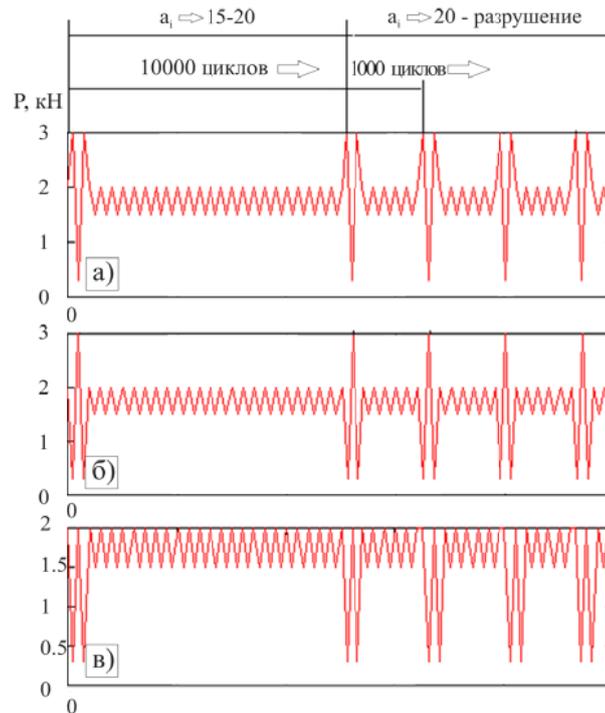


Рис. 1. Схемы нагружения компактных образцов из алюминиевого сплава 2024-T3

*Схема а:* Первый двухблочный шаг от 12 до 20 мм (перегрузка-недогрузка-перегрузка,  $P_{\max}=3$  кН,  $P_{\min}=0.3$  кН,  $f=0.1$  Гц), второй шаг –  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 10000 циклов, второй блок от 20 мм до разрушения-(перегрузка-недогрузка-перегрузка,  $P_{\max}=3$  кН,  $P_{\min}=0.3$  кН,  $f=0.1$  Гц), второй шаг –  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 1000 циклов.

*Схема б:* Первый двухблочный шаг от 12 до 20 мм (-недогрузка-перегрузка-недогрузка,  $P_{\max}=3$  кН,  $P_{\min}=0.3$  кН,  $f=0.1$  Гц), второй шаг –  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 10000 циклов, второй блок от 20мм до разрушения-(недогрузка-перегрузка-недогрузка,  $P_{\max}=3$  кН,  $P_{\min}=0.3$  кН), второй шаг –  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 1000 циклов.

*Схема в:* Первый двухблочный шаг от 12 до 20 мм (перегрузка-недогрузка-недогрузка,  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=0.3$  кН,  $f=0.1$  Гц), второй шаг –  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 10000 циклов, второй блок от 20 мм до разрушения-(недогрузка-недогрузка,  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=0.3$  кН),  $f=0.1$  Гц, второй шаг –  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 1000 циклов.

#### Результаты исследования

По меткам, нанесенным на боковую поверхность образца, фиксировалась длина трещины

и число циклов нагружения для дальнейшего изучения фрактурологии разрушения на электронном микроскопе Versa 3D при увеличении от 500 до 200000 раз и оценки скорости роста трещины за цикл нагружения по усталостным бороздкам.

На рис. 2а, 2б показаны фрагменты фрактурологии разрушений по разным схемам нагружения и различным величинам увеличений для фиксированных значений длин трещин. Характерной особенностью трещинообразования в алюминиевом сплаве 2024-T3 является четкие бороздки, связанные с блочной схемой нагружения сплава и создающие замкнутые участки разграничиваемые друг от друга ступеньками, как показано на рис. 2, а.

В большинстве эти участки, как правило, вытянуты вдоль направления продвижения магистральной трещины. На рис. 2, а для  $a=21$  и  $a=29$  мм между бороздками укладывается 1000 циклов стационарной нагрузки  $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1.5$  кН ( $R=0.75$ ). Такая асимметрия цикла приводит к тому, что минимальное напряжение цикла будет больше  $\sigma_{\text{отк}}$  – напряжения открытия трещины и размах коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  будет равен эффективному его значению  $\Delta K_{\text{эфф}}$ . Такая же картина наблюдается и в случае нагружения сплава по схеме б. Для трещины  $a=19$  мм между бороздками укладывается 10000 циклов.

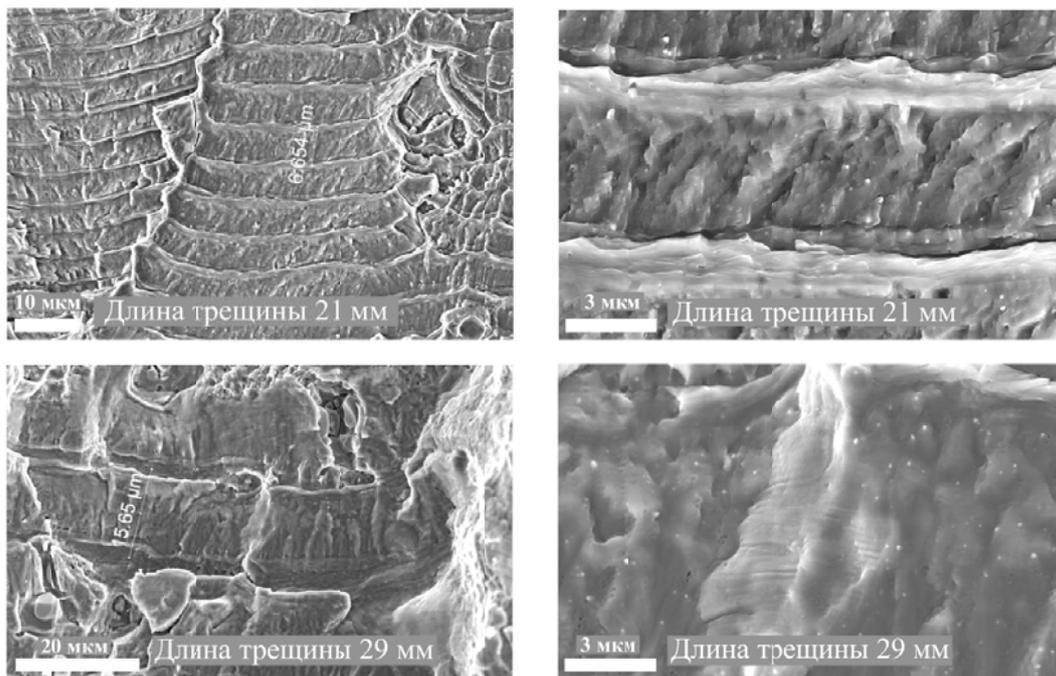


Рис. 2а. Фрактография роста трещины при нагружении по схеме а при различном увеличении

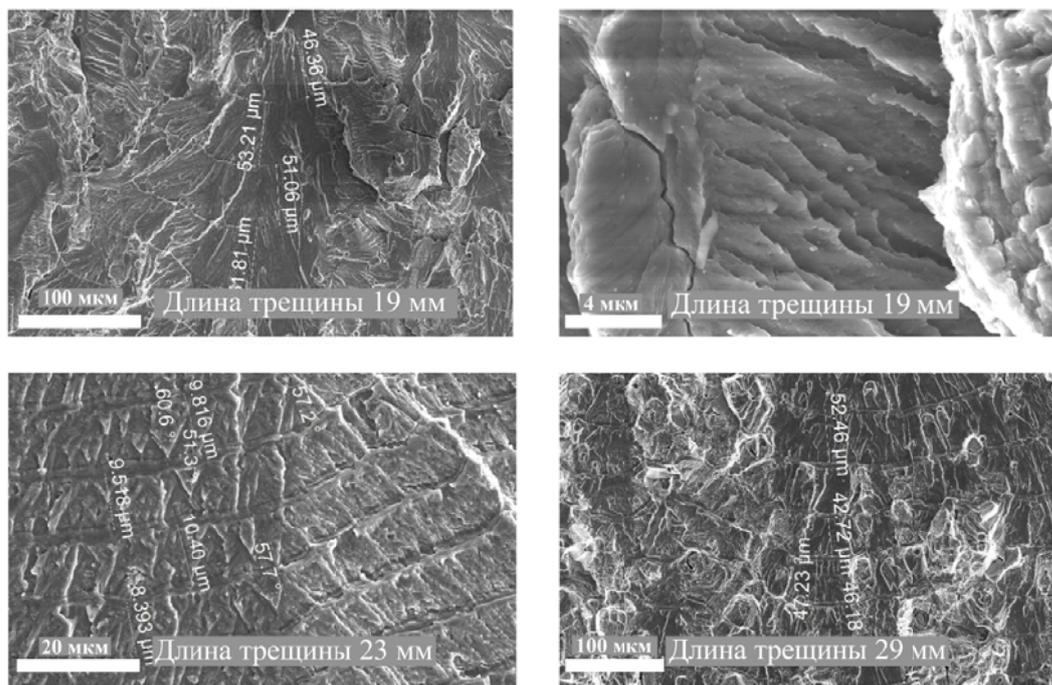


Рис. 2б. Фрактографии роста трещины при нагружении по схеме б при различном увеличении

Увеличение фрагмента фрактографии области сплава между бороздками до  $a=25$  мм для всех видов нагружения не выявило усталостных бороздок, соответствующих одному циклу нагружения. Фрактография разрушения сплава показывает картину хрупкого разрушения с грубыми гребнями и выемками, направленными вдоль линии продвижения трещины с не-

которыми отклонениями (рис. 2а и 2б увеличение до 25000 раз). Это согласуется с выводами работы [8], что для алюминиевого сплава диффузия в сочетании с абсорбцией и химабсорбцией уменьшает поверхностную энергию в вершине трещины в загрузочный полупериод, способствует росту хрупких усталостных микротрещин в околоторговой области нагружения.

Для этого механизма разрушения и доминирующего его влияния необходимо значительное время контакта образующихся поверхностей разрушения в вершине трещины, что и выполняется при малых скоростях продвижения трещины в околоторговой области.

Проведенное исследование химического состава сплава по различным фрагментам разрушения показало (рис. 3, табл. 3), что в усталостных бороздках между блоками нагружения для испытания перегрузка-недогрузка-перегрузка и длине трещины  $a=19$  мм содержание кислорода составляло 0.38 % (ошибка измерения 36.2 %), а в промежутке между блоками 0.45 % (ошибка измерения 23.6 %), т. е. скорость продвижения трещины при этом виде испытания в обоих

фрагментах разрушения примерно одинаковы.

Для недогрузочных возмущающих воздействий недогрузка-перегрузка-недогрузка (схема б, рис. 1) содержание кислорода в поперечных бороздках доходит до 4.98 %, что свидетельствует о повышенном процессе химабсорбции окисления и охрупчивании металла в трещине, способствующие ускоренному ее продвижению, и, следовательно, снижению долговечности до разрушения. В другом фрагменте разрушения в продольном направлении она составляет 0.43 %, что характерна для предыдущего режима нагружения. Для режима недогрузка-недогрузка (схема в, рис. 1) содержание кислорода в поверхностном слое составляет 1.28 %, и четко видны хрупкие микротрещины разрушения.

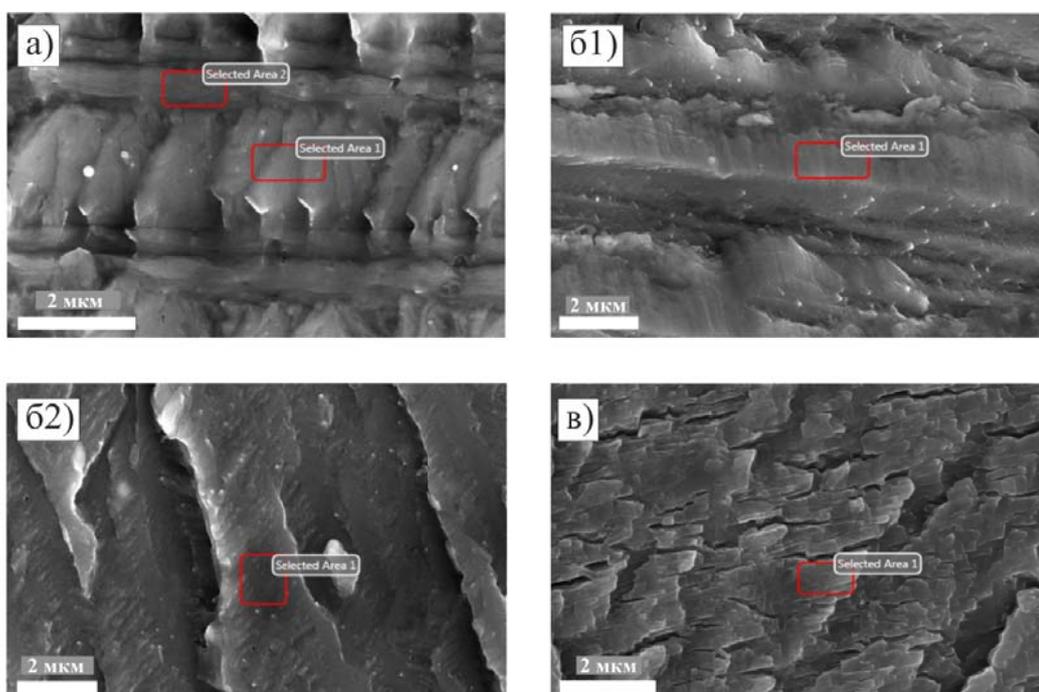


Рис. 3. Фрагменты фрактографии с различными видами нагружения с оценкой окислительных процессов на поверхности разрушения

Таблица 3

Содержание кислорода в различных фрагментах фрактографии разрушения алюминиевого сплава 2024-T3 при различных схемах нагружения

Схема нагружения	Возмущающие циклы нагружения	Область замера	Содержание кислорода в %	Ошибка измерения в %
а	перегрузка--недогрузка-перегрузка	1	0.45	23.6
		2	0.38	36.2
б	недогрузка--перегрузка-недогрузка	б1	4.98	9.55
		б2	0.43	22.89
в	недогрузка-недогрузка	1	1.29	13.39

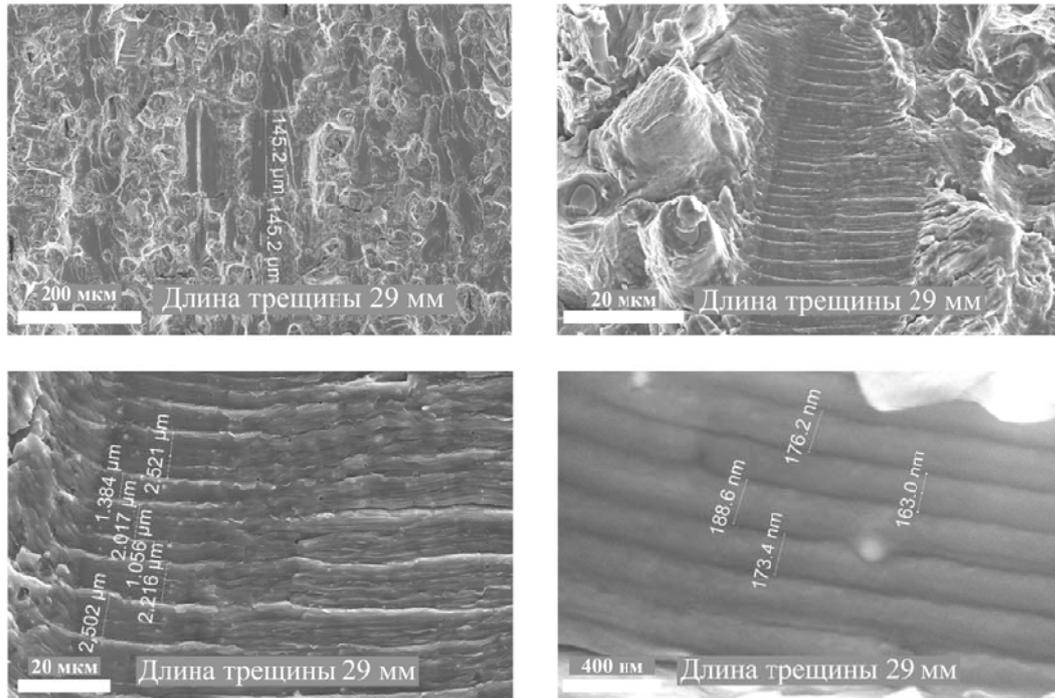


Рис. 4. Фрактография роста трещины при нагружении по схеме в при различном увеличении

Проведено исследование для фрагмента фрактографии разрушения сплава по схеме в для трещины,  $a = 29$  мм. Для этого участка, близкого к критическому порогу коэффициента интенсивности напряжений, доминирующая роль бороздчатого рельефа в изломе постепенно ослабляется в связи с реализацией типично статических механизмов в развитии усталостной трещины (внутризеренный или вязкий скол, ямочный отрыв) с фрагментами бороздчатости, развиваемыми по механизму пластического скольжения. Показано, что увеличение до 200000 раз выявляет усталостные полосы скольжения, соответствующие одному циклу нагружения и определяющие скорость их продвижения за цикл нагружения (рис. 4). Околопороговый режим роста трещины с высокими темпами роста обеспечивает мало времени для взаи-

модействия образуемых поверхностей в устье трещины с окружающей средой и поэтому почти полностью обусловлен механизмом скольжения. Это и показано для этого исследования.

Конкуренция между механизмом микроразрушения в вершине трещины, связанный с абсорбцией и химабсорбцией образующихся в поверхностях в усталостной трещине сплава и процессами скольжения с увеличением скорости роста трещины приводит к уменьшению первого механизма и увеличению процесса скольжения.

**Обсуждение результатов**

На рис. 5 показано соответствие интегральной (1) и локальной (2) кривой изменения скорости  $da/dn$  роста трещины в зависимости от величины трещины усталости  $a_1$ .

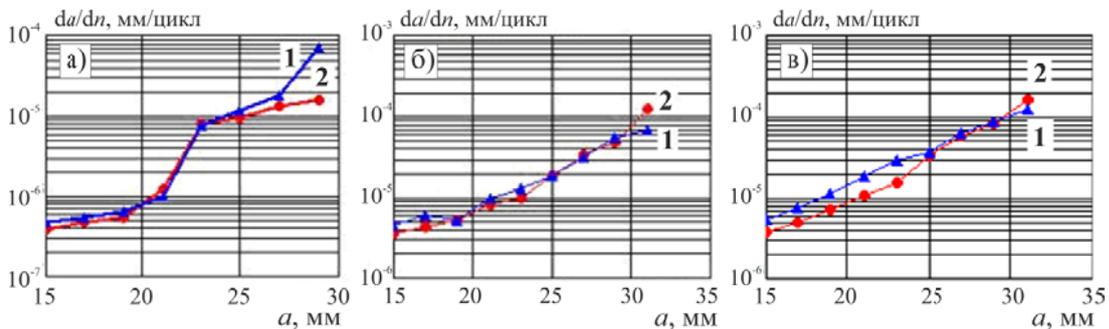


Рис. 5. Соответствие скорости роста трещин  $da/dn$ , полученное по замеру датчика раскрытия трещины (интегральная кривая 1) и измерению усталостных полос скольжения (локальная кривая 2) для различных схем нагружения а, б, в

На кривой трещиностойкости по первой схеме нагружения (рис. 1, а, перегрузка-недогрузка-перегрузка) наблюдается перегиб кривой, связанный с переходом от блоков нагружения стационарным нагружением ( $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1,5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 10000 циклов) к блокам со стационарным нагружением ( $P_{\max}=2$  кН,  $P_{\min}=1,5$  кН ( $R=0.75$ ),  $f=150$  Гц – 1000 циклов), после достижения трещиной величины  $a=20$  мм.

При других видах нагружения (рис. 1, б и 1, в) этого скачка не наблюдается, и скорость трещины плавно переходит от первой ко второй стадии роста трещины. Такое же хорошее соответствие для этих видов нагружения получено на основании замера скорости трещины с помощью датчика ее раскрытия (интегральные кривые 1) и по замеру усталостных бороздок (локальные кривые 2). Такое же хорошее соответствие для этих видов нагружения получено на основании замера скорости трещины с помощью датчика ее раскрытия (интегральные кривые 1) и по замеру усталостных бороздок

(локальные кривые 2). Это подтверждает физическую обоснованность полученных данных.

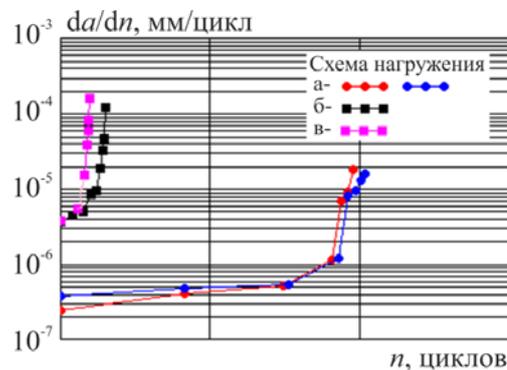


Рис. 6. Локальные кривые роста трещин  $da/dn$  в зависимости от долговечности их роста

Рис. 6 показывает локальные кривые роста трещин  $da/dN$  в зависимости от долговечности их роста в циклах нагружения. Можно отметить значительное увеличение долговечности распространения трещины для первой схемы нагружения (рис. 1, а). Сравнительный анализ результатов экспериментов представлен в табл. 4.

Таблица 4

Долговечность роста трещины при различных возмущающих воздействиях перегрузочных и недогрузочных циклов нагружения

Схема нагружения	Возмущающие циклы нагружения	$a_0, мм$	$a_{кр}, мм$	$N, 10^6 * цикл$
а	перегрузка–недогрузка– –перегрузка	15	29	10
б	недогрузка–перегрузка– –недогрузка	15	31	1.459
в	недогрузка–недогрузка	15	31	0.942

Таким образом, можно сделать выводы:

1. Сравнение кривых роста трещин усталости при различном возмущающем воздействии перегрузочных и недогрузочных циклов нагружений, полученных на основании датчика раскрытия трещины и замера усталостных бороздок блоков нагружения показало их хорошее соответствие, что говорит о физической обоснованности полученных результатов.

2. Показано, что возмущающее воздействие на рост усталостной трещины циклов (перегрузка-недогрузка-перегрузка) в сравнении с циклами, где преобладают недогрузочные

циклы (недогрузка-перегрузка-недогрузка) и (недогрузка-недогрузка), может приводить к значительному увеличению долговечности ее распространения, что не объясняется современными моделями механики разрушения.

3. Анализ характера разрушения сплава и химсостава различных фрагментов фрактографий излома показал, что рост усталостных трещин в алюминиевом сплаве определяется суперпозицией двух механизмов разрушения – хрупкого микроразрушения и механизма пластического скольжения. Первый связан с абсорбцией и химабсорбцией новых поверхностей разруше-

ния в устье трещины в околопороговой области нагружения, а второй проявляется в продвижении усталостной трещины в виде полос скольжения в околокритической области нагружения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Paris, P.C., Erdogan F. A Critecal Analysis of Crack Propagation Laws. Journal of Basic Engineering; transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D, 85, pp. 528-534. 1963
2. Broek, D. The Practical Use of Fracture Mechnics. Kluwer Academic Publishers, Netherlands. 1991.
3. Панасюк, В. В. Механика разрушения и прочность материалов : Справочное пособие : 4 т. / В. В. Панасюк. – Киев : Наук.думка, 1988–1990.
4. Scorupa, M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading – a literature review part 1: empirical trends. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 1998, 21: 987-1006.
5. Scorupa, M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading – a literature review part 2: gualitude interpretation. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 1998, 22: 905-926.
6. Sunder, R. Fatigue as a process of brittle microfracture, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures 2005, vol. 28, № 3, pp. 289-300.
7. Похмурский, В. И. Коррозионная усталость металлов / В. И. Похмурский. – М. : Металлургия, 1985. – 207 с.
8. Sunder, R. Unraveling the Science or Variable Amplitude Fatigue. Journal of ASTM International, 2011, Vol. 9, №1, paper ID JAI103940.

## ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И СВАРКИ

УДК 621.791.927.5

*С. К. Елсуков, И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, А. А. Артемьев, Ф. А. Кязымов,  
Г. О. Сухобоков, А. А. Самойлов, С. А. Фастов, В. А. Фетисов*

### ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ НАПЛАВКИ РАСЩЕПЛЕННЫМ ЭЛЕКТРОДОМ НА ФОРМИРОВАНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СИСТЕМЫ Ni – Cr – Mo – Nb

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Произведена оценка совместного влияния напряжения на дуге, угла наклона электрода и расстояния между электродными проволоками при наплавке расщепленным электродом на формирование наплавленного металла. Выявлен диапазон значений (10–30°) угла наклона электрода, при котором обеспечивается качественное формирование наплавленного металла при минимальной доле (30 %) участия в нем основного металла. Определены коэффициенты переходов легирующих элементов в наплавленный металл и исследована структура наплавленного металла, полученного под флюсами различного состава.

*Ключевые слова:* наплавка, расщепленный электрод, инконель, угол наклона, флюс.

*S. K. Elsuikov, I. V. Zorin, G. N. Sokolov, A. A. Artem'ev, F. A. Kjazymov,  
G. O. Suhobokov, A. A. Samojlov, S. A. Fastov, V. A. Fetisov*

### INFLUENCE OF THE PARAMETERS OF CLADDING BY SPLIT ELECTRODE ON THE FORMATION OF THE WELDED METAL OF THE SYSTEM Ni-Cr-Mo-Nb

Volgograd State Technical University

The joint influence of voltage on the arc, the tilt angle of the electrode and the distance between the electrode wires during the deposition by a split electrode on the formation of the weld metal is estimated. The range of values (10–30 °) of the tilt angle of the electrode is revealed, which ensures the qualitative formation of welded metal with a minimum fraction (30 %) of the participation of the base metal in it. The chemical composition and structure of the weld metal obtained under fluxes of different composition was studied.

*Keywords:* surfacing, split electrode, inconel, tilt angle, flux.

#### Введение

Дуговая наплавка широко применяется для формирования жаро- и коррозионностойкого наплавленного металла в производстве сосудов и аппаратов нефтехимического назначения [1–2]. В условиях современного рынка требуется постоянное совершенствование способов, технических приемов наплавки и сварочного оборудования для повышения производительности при сохранении или улучшения качества наплавленного металла.

На сегодняшний день одноэлектродный процесс наплавки является не самым эффективным способом наплавки из-за низкой производительности и большой доли участия основного металла в наплавленном слое. Повысить производительность процесса наплавки можно

путем формирования за один проход широко-слоистого наплавленного металла с минимальной долей в нем основного металла.

Способ наплавки колеблющимся электродом позволяет получить широкослоистый наплавленный металл (до 50 мм) и обеспечить малую долю участия основного металла в наплавленном (около 20–30) %, что обусловлено перераспределением тепла дуги по большей площади поверхности изделия [3] при поперечных перемещениях электродной проволоки (рис. 1, а). Однако использование такого технологического приема изменяет характер гидродинамических потоков в сварочной ванне, в результате чего управление тепловложением в основной металл реализуется в узком диапазоне возможных режимов.

При наплавке дугой косвенного действия плавящимся электродом большой коэффициент расплавления электродов (до 42 г/А·ч) достигается за счет повышенного падения напряжения в приэлектродных областях и одновременного плавления двух проволок, расположенных под углом друг к другу и подключенных к разным полюсам источника питания (рис. 1, б) [4]. Однако по причине различия в скорости расплавления катодного и анодного металлов стабильное существование дуги возможно лишь при определенном соотношении между скоростями подачи электродных проволок. С учетом того, что минимальное тепловложение в основной металл в данном способе наплавки достигается только при углах между проволоками не менее 100°, конструкция подающего механизма усложняется.

При наплавке трехфазной дугой в две фазы системы питания включаются два электрода, а изделие включается в третью фазу (рис. 1, в). В этом случае существуют три дуги: две дуги между электродами и изделием, а третья дуга – между электродами [5]. Характер формирования наплавленного металла в этом случае также зависит от магнитного взаимодействия сварочных дуг, которые в случае их питания трехфазным током существенно изменяют свое пространственное положение в зависимости от порядка следования потенциалов и угла наклона электродов. Это вызывает неоднородность давления дуг на расплав металла и нарушение гидродинамических потоков в сварочной ванне.

Особый технологический интерес вызывает способ наплавки под флюсом двумя проволочными электродами с подачей в зону горения дуги дополнительной заземленной проволоки (ДЭЗП) (рис. 1, з). Существенным преимуществом процесса наплавки ДЭЗП под флюсом являются увеличение производительности и возможность изменять в широких пределах тепловложение в основной металл [6]. Однако сложность раздельного регулирования параметров режима наплавки на каждом проволочном электроде пока сдерживает применение данного процесса.

Известен способ многоэлектродной наплавки, при котором сварочные проволоки подключены к общему полюсу источника питания и подаются одновременно в зону наплавки (рис. 1, д) [7]. При определенном выборе напряжения на дуге, силы тока (скорости подачи проволоки) в двух- или многоэлектродной системе происходит самопроизвольное импульсное (поочередное) плавление электродов без применения специализированного оборудования или устройств. Такой эффект обеспечивает уменьшение тепловложения в наплавляемое изделие и повышает производительность наплавки. Увеличение количества электродов обуславливает снижение стабильности дугового процесса из-за трудности контроля скорости подачи большого количества (более трех) электродных проволок и высокой стоимости мощных сварочных источников тока. Более широкое распространение получил способ наплавки расщепленным электродом с использованием двух проволок (рис. 1, е) [8].

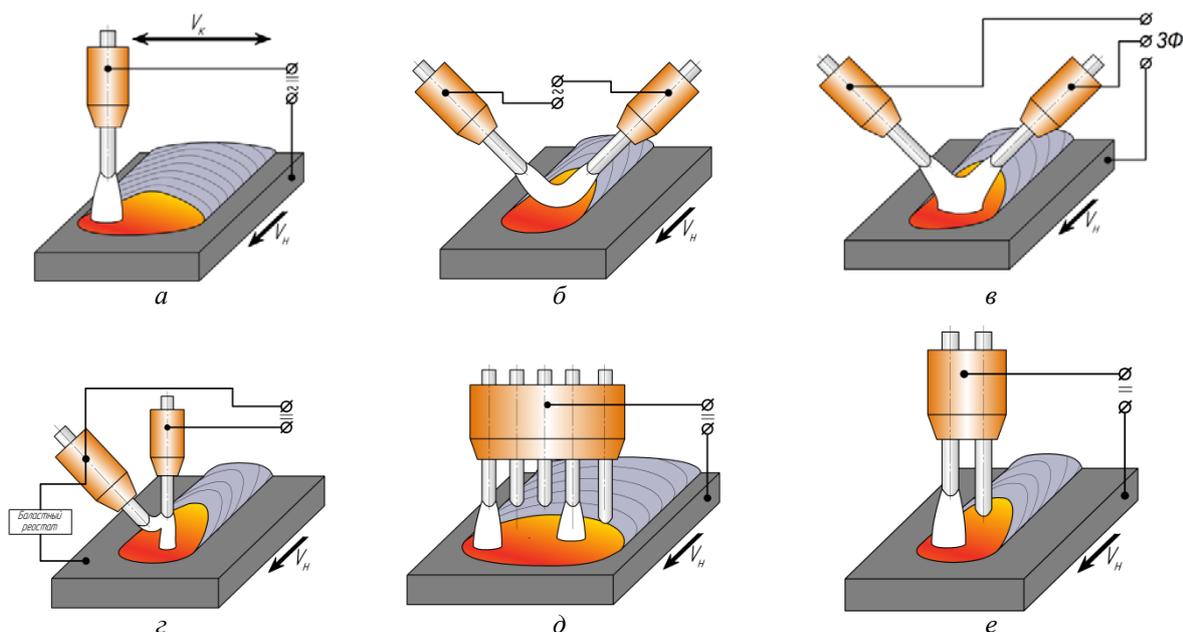


Рис. 1. Разновидности способов одно- и двухэлектродной дуговой наплавки:

а – колеблющимся электродом; б – косвенной дугой; в – трехфазной дугой;  
 з – с дополнительной заземленной проволокой; д – многоэлектродная; е – расщепленным электродом

Управлять формированием наплавленного металла в этом случае можно как изменяя режим наплавки, так и регулируя иные технологические параметры, одним из которых является изменение угла наклона электрода. Этот параметр является одним из эффективных способов регулирования глубины провара и ширины наплавленного металла.

Цель работы заключается в выявлении влияния флюсов различного состава и технологических параметров наплавки на формирование наплавленного металла системы Ni–Cr–Mo–Nb.

### Методика эксперимента

Наплавку способом расщепленного электрода (рис. 2) производили на промышленном сварочном автомате А6 MasterTrack (ESAB) с использованием проволоки диаметром 2,4 мм марки ОК Autrod NiCrMo-3 (С 0,03; Ni 60; Cr 20–23; Mo 8–10; Nb 3,15–4,15; Mn 0,3; Si 0,2). С целью оценки эффективности применения при наплавке данной марки проволоки использовали шлаки алюминатнофторидного высокоосновного типа (флюс ОК 10.16 (EN ISO 18274: S Ni 6625), основно-фторидно-силикатного типа (флюс ФЦ-18 (ГОСТ Р 52222–2004) и кальциево-силикатного типов (ОК 10.92 (ESAB) и UF-S (ПАО «ЧТПЗ»)) соответственно. С целью уменьшения доли участия основного металла в наплавленном экспериментальные образцы из стали 20 наплавляли на прямой полярности постоянного тока. В процессе наплавки варьировали основные параметры режима

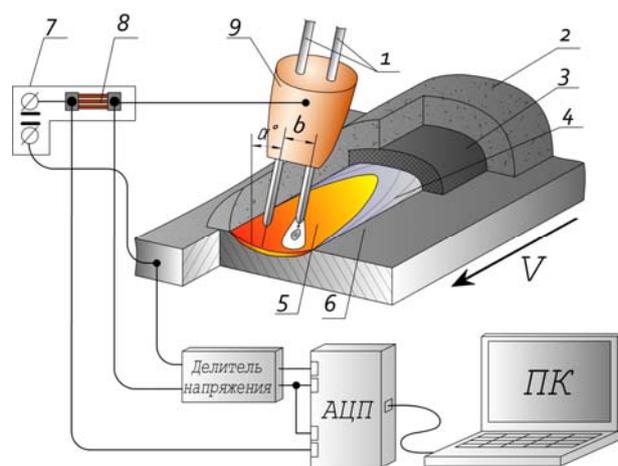


Рис. 2. Схема наплавки расщепленным электродом с регистрацией сварочного тока и напряжения на дуге: 1 – электродные проволоки; 2 – сварочный флюс; 3 – шлаковая корка; 4 – наплавленный металл; 5 – сварочная ванна; 6 – изделие; 7 – источник сварочного тока LAF 1000; 8 – измерительный шунт; 9 – токоподводящий узел;  $b$  – межэлектродное расстояние;  $\alpha$  – угол наклона электрода от вертикальной плоскости; АЦП – аналого-цифровой преобразователь

в диапазонах: напряжения на дуге (32–39 В), сварочный ток (350–750 А), скорость наплавки (18–42 м/ч), угол наклона расщепленного электрода (0–60°). Межэлектродное расстояние составляло 8 и 12 мм. Изменение сварочного тока и напряжения на дуге в процессе наплавки регистрировали с частотой дискретизации 5 кГц с использованием 12 разрядного многоканального аналого-цифрового преобразователя LA-20USB, подключенного к персональному компьютеру. Обработку полученных осциллограмм производили с использованием специализированного программного обеспечения PowerGraph 3.3.

Химический состав наплавленного металла определяли с использованием оптико-эмиссионного спектрометра ARL 3460. Фазовый состав металла определяли рентгеноструктурным анализом микрошлифов металла в медном излучении (Ni-фильтр) на дифрактометре Bruker D8 Advance. Структуру наплавленного металла изучали с помощью электронной микроскопии (растровый двухлучевой электронно-ионный микроскоп FEI Versa 3D). Твердость наплавленного металла контролировали методом Роквелла на приборе ТН-500.

### Результаты и их обсуждение

Исследование влияния величины сварочного тока в диапазоне 350–750 А показало, что качественное формирование наплавленного металла при обеспечении максимальной производительности процесса достигается при значениях плотности тока в диапазоне 155–160 А/мм<sup>2</sup> в электродной проволоке, на которой существует сварочная дуга в данный момент времени. Вместе с тем дуговой процесс не чувствителен к изменению плотности тока в исследуемом диапазоне и сопровождается периодическими короткими замыканиями, частота которых варьируется в пределах 6–10 Гц.

Анализ осциллограмм процесса наплавки, полученных при использовании флюсов на основе различных шлаковых систем, показывает, что их химический состав в первую очередь оказывает влияние на длительность периода замыкания каплями электродного металла дугового промежутка и величину колебаний сварочного тока. При наплавке на прямой полярности эти характеристики стабилизируются и достигают наилучших значений для случая использования флюса UF-S и его зарубежного аналога ОК 10.92 (рис. 3, а, в). Очевидно, что относительно небольшое содержание в обоих

флюсах фтористого кальция, а также наличие в их составе, по данным химического анализа, элементов с низким потенциалом ионизации – калия и натрия, способствует более устойчивому существованию сварочной дуги под этими флюсами. Вследствие этого, условия переноса электродного металла в дуге улучшаются, о чем свидетельствует достижение наибольших (с учетом уменьшения на прямой полярности доли участия основного металла в наплавленном на 35–40 %) значений коэффициентов перехода ( $k_{п}$ ) хрома и молибдена (рис. 4, в) в наплавленный металл.

При использовании флюсов, в составе которых фтористый кальций является базовым компонентом (ФЦ-18 и ОК 10.16) значения  $k_{п}$  для

хрома и молибдена несколько уменьшаются относительно значений  $k_{п}$  для этих элементов, полученных при наплавке под флюсами UF-S и ОК 10.92. Такое изменение коэффициента перехода легирующих элементов характеризует его повышенную зависимость от устойчивости дугового процесса, а не от химической активности шлаковой системы. В тоже время анализ изменения значения  $k_{п}$  для ниобия отражает его большую чувствительность к содержанию свободного кислорода в шлаке. Поэтому наибольший коэффициент перехода ниобия в наплавленный металл обеспечивается при использовании кальциево-фторидных флюсов, содержащих небольшое суммарное количество кислотных оксидов  $\text{SiO}_2 + \text{TiO}_2$ .

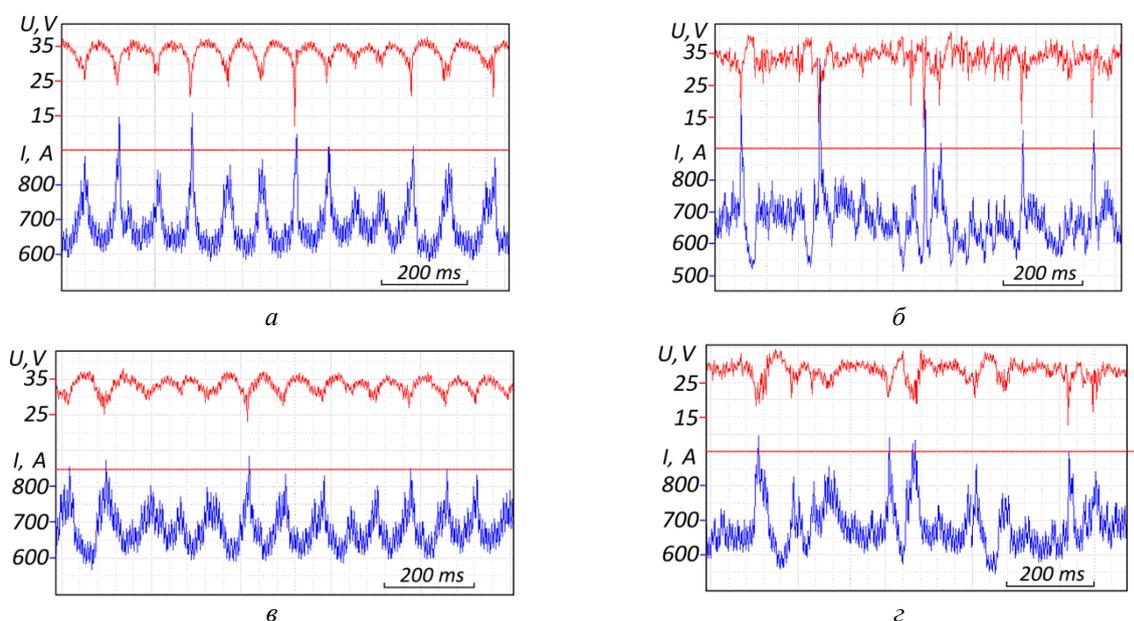


Рис. 3. Изменение силы сварочного тока  $I_{св}$  и напряжения на дуге  $U_{д}$  при наплавке под флюсами ОК 10.92 (а), ОК 10.16 (б), UF-S (в), ФЦ-18 (г) на постоянном токе прямой полярности

С учетом ранее полученных в работе [9] результатов выявлено, что при наплавке по схеме «углом вперед» угол наклона электрода ( $\alpha$ ) оказывает наибольшее влияние на размеры валика наплавленного металла и долю участия в нем основного металла при скоростях наплавки до 24 м/ч. С увеличением напряжения на дуге при межэлектродном расстоянии ( $b$ ) 8 мм ширина наплавленного валика увеличивается тем больше, чем больше угол наклона расщепленного электрода (рис. 5, а).

С повышением межэлектродного расстояния до 12 мм ширина валика наплавленного металла наиболее интенсивно увеличивается в диапазоне  $U_{д} = 33\text{--}39$  В без использования накло-

на электрода и в меньшей степени при его наклоне на угол  $30^\circ$ . Характерно, что с уменьшением напряжения на дуге до 33 В ширина наплавленного валика увеличивается только при значениях  $\alpha \leq 10^\circ$  (рис. 5, б). Таким образом, при  $b = 12$  мм наклон электрода целесообразен только при использовании напряжения на дуге до 33 В. Такая особенность процесса связана с тем, что при увеличении межэлектродного расстояния с 8 до 12 мм сила электродинамического взаимодействия между дугами уменьшается в 2 раза, что создает условия для отдельного существования дуг на электродных проволоках. Это приводит к изменению гидродинамического течения металла в передней

части сварочной ванны и нарушает формирование общей сварочной ванны. Характерная для

этого случая форма проплавления показана на рис. 4, *з*.

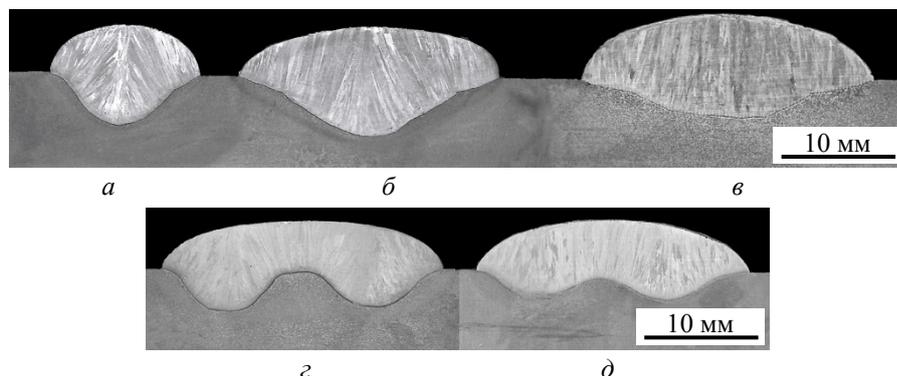


Рис. 4. Макросечение металла, наплавленного одной электродной проволокой (*а*) и расщепленным электродом при:  $b = 8$  мм и  $\alpha = 0^\circ$  (*б*);  $b = 8$  мм и  $\alpha = 20^\circ$  (*в*);  $b = 12$  мм и  $\alpha = 0^\circ$  (*г*);  $b = 12$  мм и  $\alpha = 20^\circ$  (*д*)

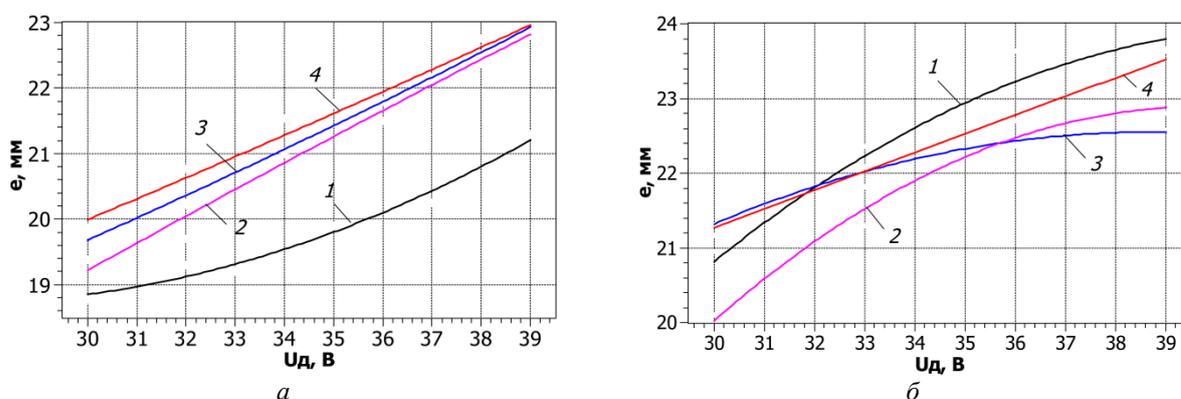


Рис. 5. Зависимости ширины наплаваемого валика  $e$  от угла наклона электрода  $\alpha$  и напряжения на дуге  $U_d$  при межэлектродных расстояниях  $b = 8$  мм (*а*) и  $b = 12$  мм (*б*): 1 – без наклона электрода; 2; 3; 4 – наклон электрода  $5^\circ$ ;  $10^\circ$  и  $30^\circ$  соответственно

Исследованиями макро- и микроструктуры хорошо сформированного металла (рис. 6), наплавленного на оптимальном режиме с использованием флюса ОК 10.16, установлено, что в нем и в металле переходной зоны отсутствуют сварочные дефекты в виде горячих и холодных трещин, нет микропор и шлаковых включений.

Структура наплавленного металла представляет собой дендриты легированного  $\gamma$ -твердого раствора, в промежутках между которыми распо-

ложена эвтектика ( $\sim 5$  об.%), состоящая из интерметаллидных фаз  $Ni_4Mo$  и  $Nb_{0.1}Ni_{0.9}$ , образование которых характерно для неравновесных условий кристаллизации (рис. 7, *а*). В металле, наплавленном под флюсами ФЦ-18, ОК 10.92 и UF-S существенных изменений структуры не произошло, однако он характеризуется наличием неметаллических включений типа  $(Si, Al)O_2$  размером 1–3 мкм, что нежелательно для эксплуатации наплавленного изделия (рис. 7, *б*).

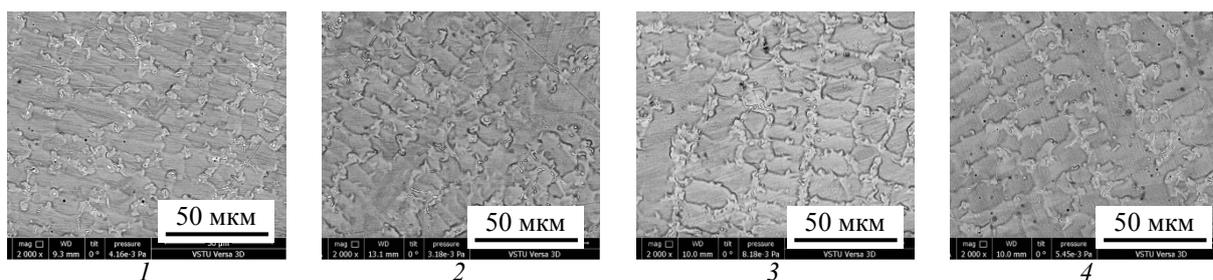


Рис. 6. Микроструктуры металла, наплавленного с использованием флюсов: ОК 10.92 (*1*), ОК 10.16 (*2*), ФЦ-18 (*3*) и UF-S (*4*)

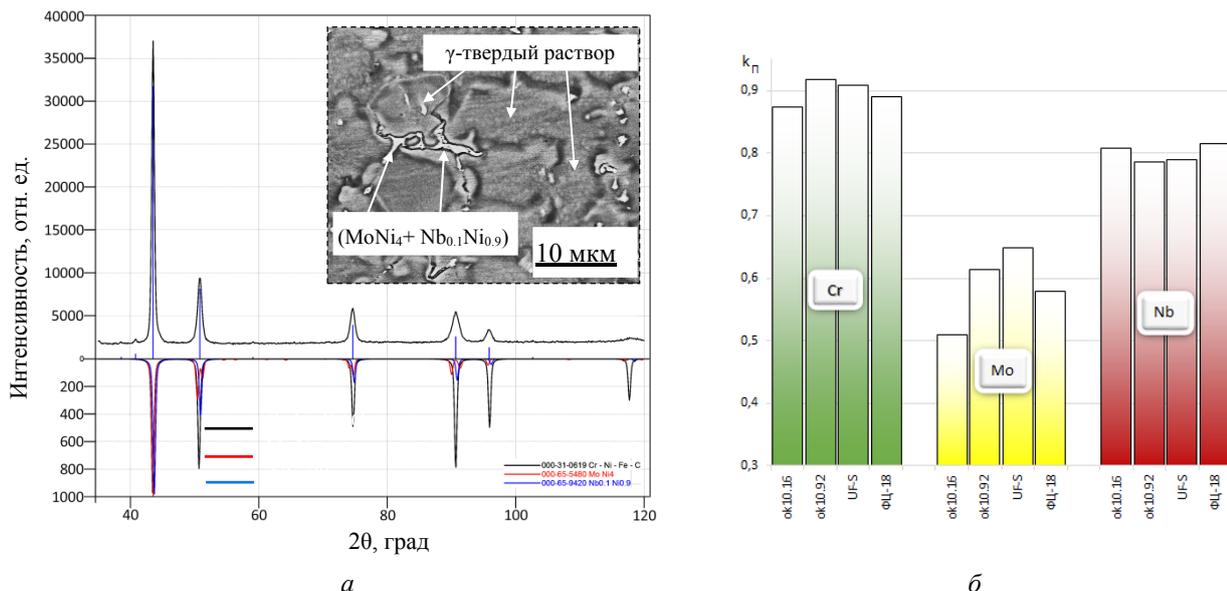


Рис. 7. Типичный фазовый состав (а) металла и распределение коэффициента перехода (б) легирующих элементов в наплавленный металл, под различными флюсами

При оценке твердости металла на образцах, наплавленных под флюсами различных составов не выявлено существенных отличий в изменении ее значений. В зоне термического влияния среднее значение твердости составляет 80,5 HRB, а в наплавленном металле – 83 HRB. Значения твердости при наплавке под флюсами различных составов не выявило больших отличий. Таким образом, можно предположить, что химический состав исследуемых флюсов не оказывает существенного влияния на уровень механических свойств наплавленного металла.

**Выводы**

1. Экспериментальные исследования процесса наплавки расщепленным электродом на прямой полярности показали большую зависимость коэффициента перехода легирующих элементов в наплавленный металл от устойчивости дугового процесса, чем от химической активности шлаковой системы. Это способствует достижению наибольших коэффициентов перехода хрома и молибдена в металл, наплавленный под флюсами кальциево-силикатного типа (UF-S, ОК 10.92) по сравнению с высокоосновными флюсами (ФЦ-18, ОК 10.16).

2. Установлено, что в условиях наплавки расщепленным электродом с использованием флюсов различных шлаковых систем в наплавленном металле системы Ni–Cr–Mo–Nb формируется химически однородная структура легированного γ-твердого раствора, содержащего (до 5 об.%) количество интерметаллидных фаз,

что обеспечивает достижение требуемого уровня его механических свойств.

3. Для обеспечения формирования качественного и широкослойного (до 25 мм за один проход) наплавленного металла с долей участия основного металла не превышающей 30–33 %, угол наклона расщепленного электрода от вертикальной плоскости следует выбирать в пределах 10–30 ° (для b = 8 мм – 10 °, для b = 12 мм – 30 °).

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. S. Pak, S. Rigdal, L. Karlsson, A. Gustavsson Electroslag and submerged arc stainless steel strip cladding // Anti-Corrosion Methods and Materials. – 1998. – Vol.45. – № 1. – p. 41–47.
2. J. Słania, R. Krawczyk, S. Wójcik Quality requirements put on the Inconel 625 austenite layer used on the sheet pile walls of the boiler’s evaporator to utilize waste thermally // Archives of Metallurgy and Materials. – 2015. – Vol.60, Is. 2. – С. 677–685.
3. Расчет режима дуговой наплавки колеблющимся электродом оправок трубопрокатного стана / В. Б. Литвиненко-Арьков, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, Ф. А. Кязымов // Сварка и диагностика. – 2010. – № 5 (сентябрь–октябрь). – С. 20–24.
4. Норин, А. П. Наплавка дугой косвенного действия с применением плавящихся проволочных электродов / А. П. Норин, А. А. Кириянов, Н. Н. Малышев // Сварочное производство. – 1990. – № 6. – С. 3–4.
5. Мандельберг, С. Л. Магнитное взаимодействие дуг при двухдуговой трехфазной сварке / С. Л. Мандельберг // Автоматическая сварка. – 1966. – № 4. – С. 30–36.
6. Мастенко, В. Ю. Высокопроизводительная механизированная двухэлектродная наплавка проволоками под флюсом с подачей дополнительной заземленной проволоки в зону горения дуги / В. Ю. Мастенко // Сварочное производство. – 2007. – № 8. – С. 3–6.
7. Меликов, В. В. Многоэлектродная наплавка / В. В. Меликов. – М. : Машиностроение, 1988. – 143 с.

8. Медовар, Б. И. Об автоматической сварке расщепленным электродом / Б. И. Медовар, А. Г. Потапьевский // Автоматическая сварка. – 1955. – № 3.

9. Технологические особенности формирования металла, наплавленного расщепленным электродом / С. К. Елсуков,

И. В. Зорин, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов, Т. Р. Литвинова, С. А. Фастов, В. А. Фетисов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 122–125.

УДК 621.791.927.5

*Т. Р. Литвинова, Г. Н. Соколов, А. И. Богданов, К. Е. Титов, И. С. Антипов*

**ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ  
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 10ХСНД  
ПОД ВЛИЯНИЕМ ЧАСТИЦ ДИОКСИДА ЦЕРИЯ И АЛМАЗА**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: naplavka34@yandex.ru

Показана возможность легирования металла шва смесью микропорошков диоксида церия и алмаза, полученного детонационным синтезом, для повышения пластических свойств при отрицательных температурах сварных швов конструкционной стали 10ХСНД. Исследован фазовый состав и структура металла шва, полученного при различных соотношениях вводимых компонентов.

*Ключевые слова:* хладостойкость, покрытый электрод, высокопрочная низкоуглеродистая сталь, ударная вязкость.

*T. R. Litvinova, G. N. Sokolov, A. I. Bogdanov, K. E. Titov, I. S. Antipov*

**PECULIARITIES OF FORMATION OF THE STRUCTURE  
AND PROPERTIES OF WELDED COMPOUNDS FROM STEEL 10HSND  
UNDER EFFECT OF PARTICLES OF DEROXIDE OF CERIUM AND DIAMOND**

**Volgograd State Technical University**

In this paper the possibility of alloying the weld metal with a mixture of micron powders of cerium oxide and diamond obtained by detonation synthesis for improving the plastic properties at negative temperatures of welded structural steel 10HSND is shown. The phase composition and structure of the weld metal obtained at different ratios of the input components was studied.

*Keywords:* cold resistance, coated electrode, high-strength low-carbon steel, impact strength.

**Введение**

Повышение хладостойкости металлических конструкций, сваренных на монтаже с использованием покрытых электродов, работающих при знакопеременных нагрузках в условиях отрицательных температур, является актуальной задачей современного материаловедения. Используемые в промышленности сварочные электроды обеспечивают получение достаточно высоких значений пластичности и прочности металла сварных соединений для их эксплуатации преимущественно в диапазоне от -20 до -60 °С, что достигается при минимальном содержании в металле швов диффузионного водорода, серы, и других вредных примесей [1, 2], а также его легирования никелем и РЗМ [3, 4].

Освоение Арктического шельфа и области Крайнего Севера РФ напрямую связано с разработкой новых сварочных материалов, с улучшенными сварочно-технологическими свойствами в условиях работы при максимальных температурах до -70 °С, способных обеспечить высокую надежность сварных нефте- и газотрубо-

проводов, горнодобывающего, бурильного оборудования, а также техники специального, в том числе и оборонного назначения.

Цель настоящего исследования заключается в повышении хладостойкости сварных соединений из стали 10ХСНД путем микролегирования сварного шва микродисперсными частицами диоксида церия и алмаза, введенными в покрытие электродов.

**Материалы, методы исследований  
и эксперимент**

В экспериментах в качестве основного металла использовали сталь 10ХСНД ГОСТ19281–2014. Использовали стандартные электроды УОНИ 13/55 (ГОСТ 9466–77) диаметром 3 мм, в основное покрытие которых вводили комплексную добавку из смеси микродисперсных алмазов, полученных детонационным синтезом и диоксида церия в различных долевых соотношениях (указаны в таблице).

Частицы алмаза имели в среднем размеры в диапазоне 1–30 мкм (рис. 1, а), частицы диоксида церия – размер 3х10 мкм (рис. 1, б).

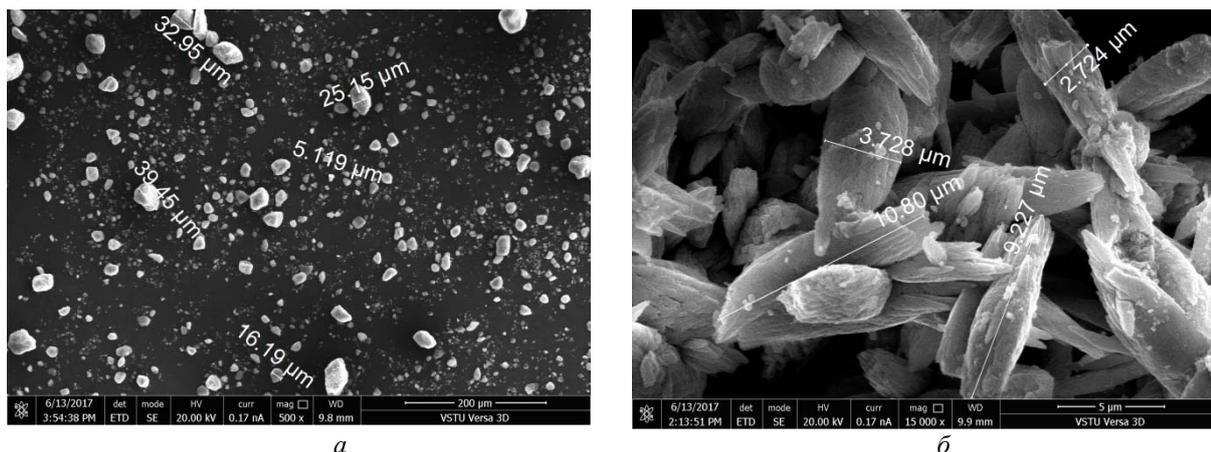


Рис. 1. Характерные форма и размер частиц алмаза (а) и частиц диоксида церия (б)

**Долевое участие порошков алмаза и диоксида церия в смеси, введенной в покрытия экспериментальных электродов**

№ серии опытов	Компоненты порошковой смеси	
	Алмаз	Диоксид церия
1	50	50
2	40	60
3	30	70
4	20	80
5	10	90

Суммарное содержание порошков алмаза и диоксида церия в покрытиях каждого электрода составляло 0,7 % от его массы. Ударную вязкость сварных образцов измеряли согласно ГОСТ 6996–66 при температурах 20 и минус 70 °С. Использовали маятниковый копер ИО 5003-0.3-11, образцы охлаждали в криокамере ККМ-1М. Массу материалов измеряли на электронных аналитических весах VIBRA HT124 RSE (точность до 0,1 мг). Структуру, микроморфологию материалов и наплавленного металла изучали с использованием оптической (цифровой микроскоп Axiovert 40MATCarl Zeiss) и электронной (микроскоп FEI Versa 3D) микроскопии. Фазовый состав определяли на рентгеновском дифрактометре «Bruker D8 Advance». Расшифровка дифрактограмм и фазового состава проводилась с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac EVA (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Centre for Diffraction Data). Эксперименты выполнены при нормальных условиях в параллельно-лучевой геометрии с использованием  $CuK\alpha$  – излучения. Для получения квазиоднохроматического параллельного пучка

применяли зеркало Гёбеля. Для формирования точечного фокуса использовали коллиматор диаметром 1 мм. Выравнивание и позиционирование образца относительно верхней части валика сварного шва в плоскости металлографического шлифа проводили с помощью системы лазерного наведения. Съемка велась в интервале углов  $20^\circ < 2\theta < 120^\circ$  с шагом сканирования 0,1° и временем экспозиции  $\tau = 1$  с.

**Результаты и их обсуждение**

Набор экспериментальных данных по ударной вязкости сварных швов стали 10ХСНД при различных температурах позволил выявить определенную нелинейную связь между переменными. Анализ данных (рис. 2) показывает, что с увеличением содержания диоксида церия в модификаторе повышается ударная вязкость сварного соединения, как при нормальных, так и при отрицательных температурах. Показано, что введение комплексной добавки не приводит к снижению прочностных характеристик металла сварного шва ( $\sigma_b \sim 600$  МПа).

При исследовании микроструктуры (рис. 3) металла сварного шва с различными соотношениями содержаний микропорошков алмаза и диоксида церия в покрытиях выявлено, что с уменьшением содержания микропорошка алмаза и увеличением количества диоксида церия соотношение фазовых составляющих феррита и грубых пакетов структуры бейнитного типа изменяется. При увеличении количества диоксида церия измельчается зерно и увеличивается количество ферритной фазы, кристаллиты которой приобретают форму, приближенную к равноосной, что объясняется увеличением количества образовавшихся в расплаве сварочной ванны центров кристаллизации.

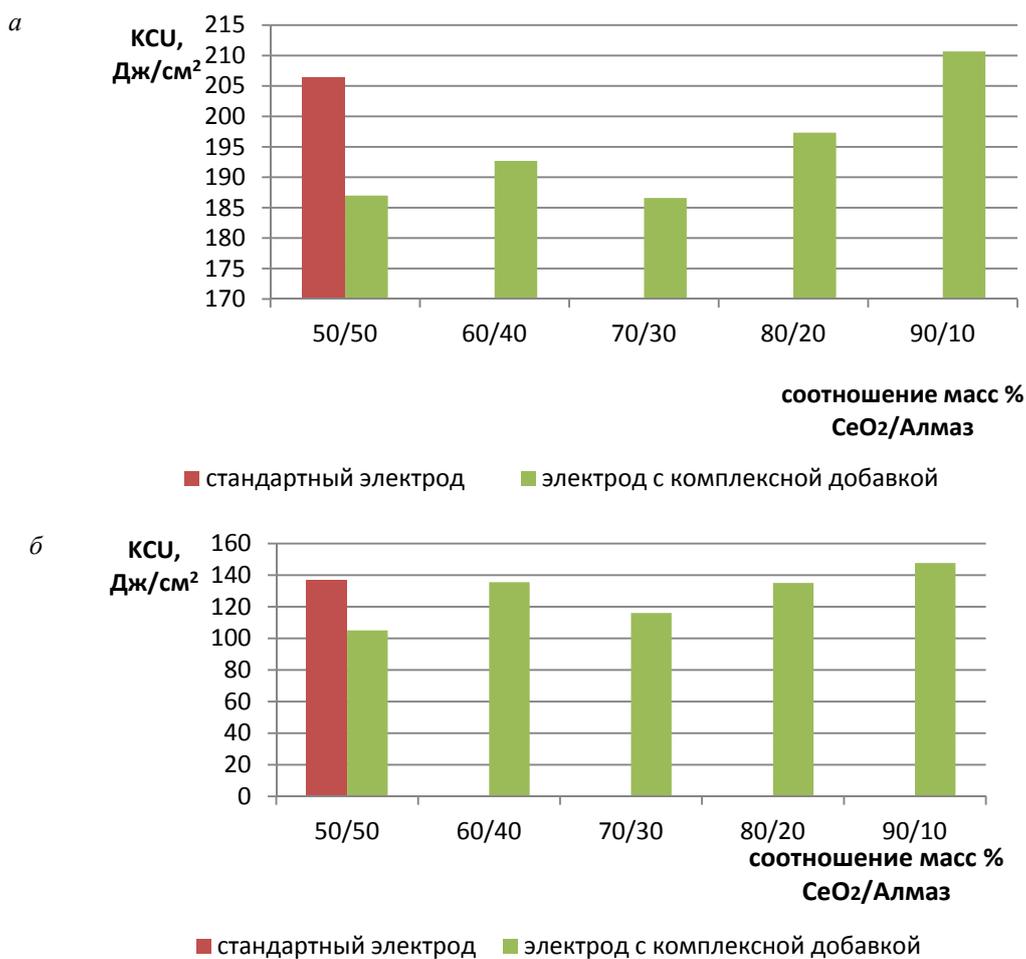


Рис. 2. Диаграммы изменения работы удара КСУ при испытании сварного соединения при температурах 20 °С (*а*) и -70 °С (*б*)

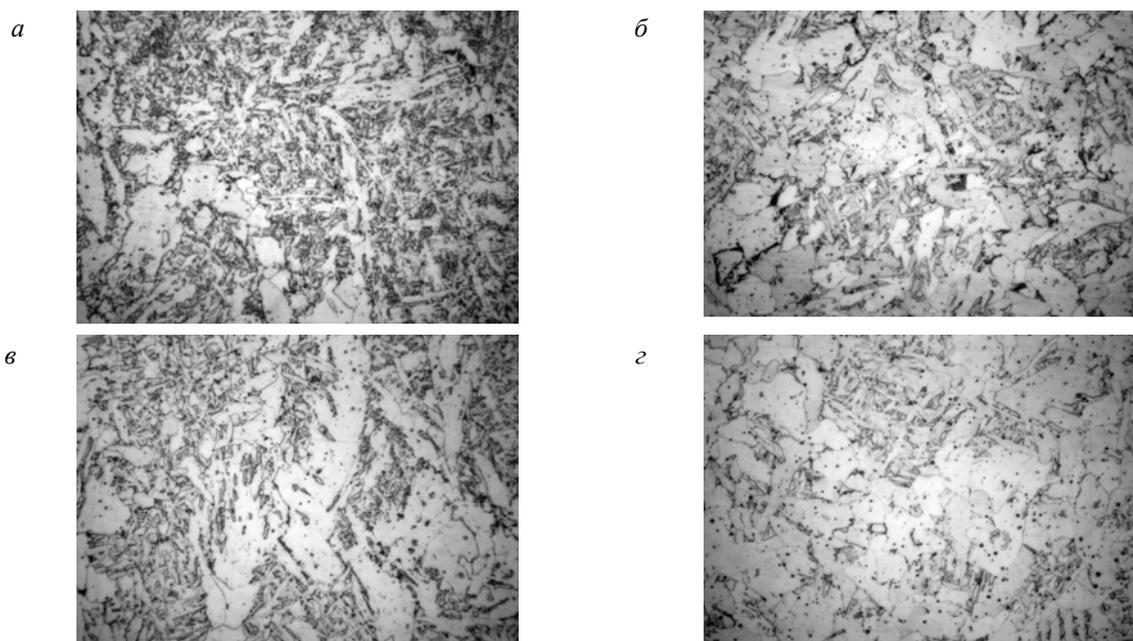


Рис. 3. Характерные микроструктуры (x1000) металла сварного шва на стали 10ХСНД, выполненного электродами с введенными в покрытие алмазным порошком (*а*) и – смесью порошков диоксида церия и алмаза: 80 %+20 % (*б*), 60 %+40 % (*в*), 90 %+10 % (*г*) соответственно

Микроструктура металла сварного шва, выполненного с использованием стандартного электрода (рис. 4, а, в), состоит из ферритной фазы и верхнего бейнита, сформированных вдоль направления кристаллизации металла.

В микроструктуре металла сварного шва, выполненного с использованием электрода содержащего диоксид церия и алмаз, фазовый состав аналогичен, но размер зерна металла существенно мельче (рис. 4, б, г).

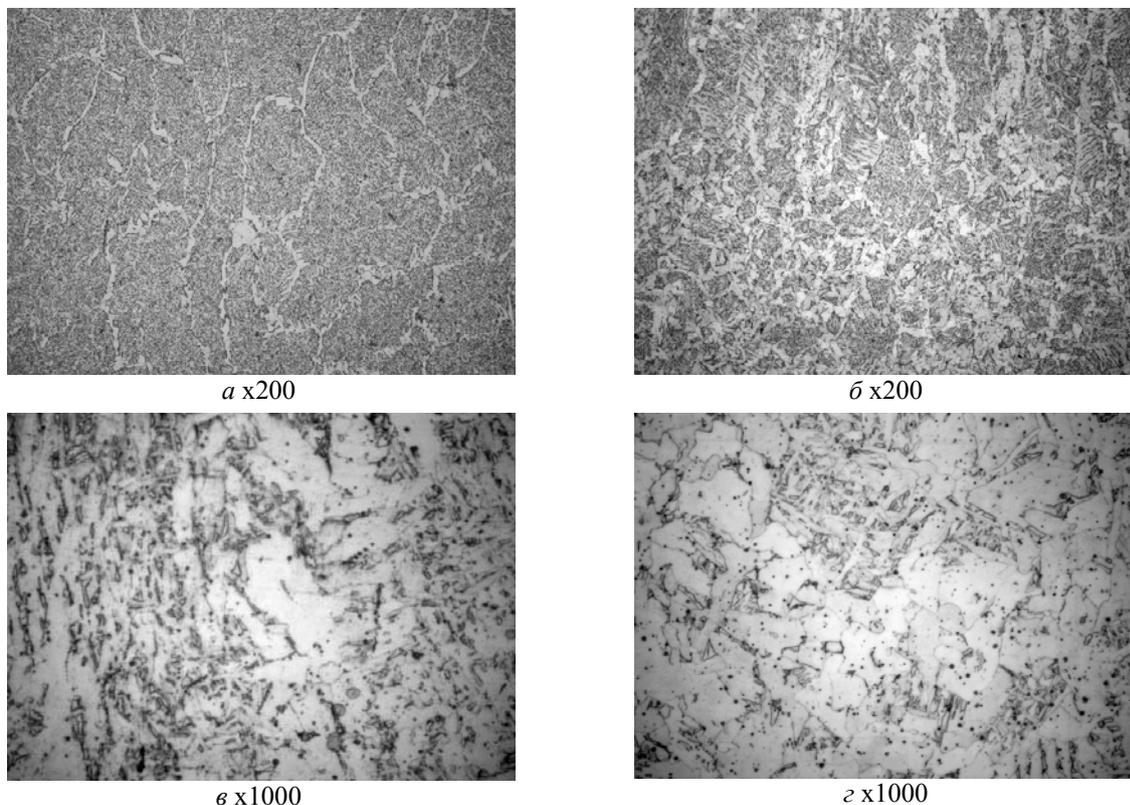


Рис. 4. Характерные микроструктуры металла сварного шва на стали 10ХСНД, выполненного с использованием стандартного электрода (а, в) и – электрода, содержащего в покрытии смесь микропорошков алмаза (10 %) и диоксида церия (90 %) (б, г)

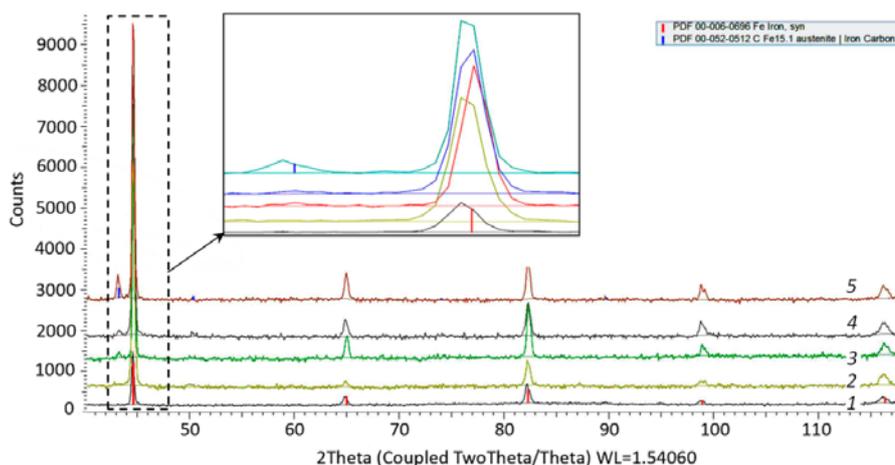


Рис. 5. Характерные дифрактограммы металла сварного шва на стали 10ХСНД, выполненного с использованием стандартного электрода и электродами, содержащими в покрытии смесь микропорошков алмаза и диоксида церия с различными долевым участием (нумерация согласно таблице)

На рис. 5 показаны характерные дифрактограммы металла сварного шва на стали 10ХСНД, выполненного с использованием стандартного

электрода (нижний график) и – электродов, содержащими в покрытии смесь микропорошков в различных соотношениях алмаза и диокси-

да церия в порядке возрастания содержания (масс. %) последнего. Рентгенофазовый анализ показал, что варьирование состава смеси микропорошков алмаза и оксида церия в электродном покрытии приводит к изменению фазового состава металла сварных швов.

На дифрактограмме металла шва, выполненного с использованием стандартного электрода, наблюдаются только линии, соответствующие ферриту, а в шве, сваренном с использованием электрода, содержащего алмазный микропорошок, на позиции  $2\theta \sim 43,3^\circ$  появляется рефлекс 111, характерный для аустенита. Это может быть связано с особенностями формирующейся в условиях перегрева и ускоренного охлаждения пластинчатой структуры феррита по типу видманштедта. Причем, с ростом содержания данного компонента интенсивность рефлекса возрастает, что говорит о все большем нарушении степени когерентности кристаллических решеток двух фаз и растущей гетерогенности структуры исследуемого металла. Возможной причиной появления такого эффекта является активный аустенизатор азот, содержащийся в частицах алмаза, полученного детонационным синтезом.

#### Выводы

1. Установлено оптимальное соотношение компонентов (90 %  $\text{CeO}_2$ +10 % алмаза) в покрытии электродов, что обеспечивает повышение работы удара до 210 Дж/см<sup>2</sup> при 20 °С и до 148 Дж/см<sup>2</sup> при минус 70 °С, что по сравнению со стандартным электродом выше на 2,5 и 8 % соответственно.

2. Показано, что легирование металла шва смесью микропорошков диоксида церия и алмаза, полученного детонационным синтезом, приводит к измельчению структуры металла сварного шва, и их можно использовать в качестве компонентов комплексного модификатора для сварочных материалов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кривоносова, Е. А. Способы влияния на характеристики оксидов и сульфидов в сварных соединениях низколегированной стали / Е. А. Кривоносова, Т. В. Лодягина // Вестник ПНИПУ. – 2014. – Т. 16, № 3. – С. 16–20.
2. Головкин, В. В. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головкин, И. К. Походня // Автоматическая сварка. – 2013. – № 6. – С. 3–11.
3. Влияние нанодисперсных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла / Г. Н. Соколов, А. С. Трошков, В. И. Лысак, А. В. Самохин, Ю. В. Благочестенский, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Сварка и Диагностика. – 2011. – № 3. – С. 36–38.
4. Нейросетевой анализ показателей трещиностойкости сварных соединений конструкционных сталей / К. А. Муравьев, В. Д. Макаренко, Т. Ф. Евпак, А. А. Бондарев // Компрессорное и энергетическое машиностроение. – 2014. – № 1. – С. 21–25.
5. Долматов, В. Ю. Ультрадисперсные алмазы детонационного синтеза: свойства и применение / В. Ю. Долматов // Успехи химии. – 2001. – Т. 70, № 7. – С. 3–11.
6. Влияние комплексного модификатора на структуру и хладостойкость сварных соединений сталей 12Х2НВФА и 10ХСНД / Т. Р. Литвинова, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10(205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 130–136.
7. Исследование сварочно-технологических свойств покрытых электродов для сварки низколегированных высокопрочных сталей / Т. Р. Литвинова, С. К. Елсуков, И. С. Антипов [и др.] // Международный научно-исследовательский журнал. – 2017. – № 5–3 (59). – С. 71–75.

УДК 620.178.165

*А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, В. И. Лысак,  
М. А. Рыков, А. В. Крутенко, М. В. Шнипко*

#### МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЙ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА ГАЗОАБРАЗИВНОЕ ИЗНАШИВАНИЕ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: artspace5@yandex.ru

Разработана лабораторная установка, а также методика испытаний с ее использованием наплавленных сплавов на стойкость к газоабразивному изнашиванию при нормальной и повышенных до 1000 °С температурах. Установлены технологические параметры режима испытаний, обеспечивающие однородность и стабильность теплового поля на изнашиваемой поверхности металлического образца. Определены критерии износостойкости материалов, обеспечивающие достоверную оценку и воспроизводимость результатов испытаний образцов сплавов с различным составом и свойствами.

*Ключевые слова:* газоабразивное изнашивание, износостойкость, испытания, наплавленный металл.

*A. A. Artem'ev, G. N. Sokolov, I. V. Zorin, V. I. Lysak,  
M. A. Rykov, A. V. Krutenko, M. V. Shnipko*

## METHOD OF TESTED WELD METAL FOR GAS-ABRASIVE WEARING

Volgograd State Technical University

A laboratory installation has been developed, as well as a test procedure with its use of welded alloys for resistance to gas-abrasive wear at normal and elevated temperatures up to 1000 °C. Technological parameters of the test regime are established, which ensure uniformity and stability of the thermal field on the wear surface of a metallic sample. The criteria of wear resistance of materials are determined, which ensure reliable evaluation and reproducibility of test results for samples of alloys with different composition and properties.

*Keywords:* gas abrasive wear, wear resistance, tests, welded metal.

### Введение

Различные детали металлургического, энергетического и другого оборудования (лопатки эксгаустеров котлов и агломерационных машин, турбин газоперекачивающих агрегатов, детали засыпных устройств доменных печей и т. д.) работают в условиях газоабразивного изнашивания при повышенных температурах. Соприкасаясь с высокоскоростным потоком перегретого газа, содержащего абразивные частицы, поверхности деталей нагреваются до высоких (500...1000 °C) температур и интенсивно изнашиваются в условиях окисления и ударного воздействия абразива. Повысить их ресурс можно наплавкой рабочих поверхностей новыми типами износостойких сплавов, модифицированных ультрадисперсными частицами тугоплавких химических соединений [1, 2]. При оптимизации составов таких материалов и сравнения их эксплуатационных свойств с промышленными аналогами необходимо использовать экспресс-методы испытаний, обеспечивающие достаточную достоверность ре-

зультатов. В технической литературе не выявлены стандартизированные методики испытаний материалов на газоабразивное изнашивание при повышенной температуре, а экспериментальные [3–5] – имеют существенные эксплуатационные ограничения, не позволяющие в полной мере моделировать реальные условия работы деталей.

Целью настоящей работы являлась разработка конструкции установки и методики экспресс-испытаний термо- и износостойких наплавленных сплавов и покрытий на стойкость к газоабразивному изнашиванию при нормальной и повышенных до 1000 °C температурах.

### Материалы и методы исследования

Сконструирована и изготовлена лабораторная установка (рис. 1), принцип действия которой основан на ускорении абразивных частиц потоком горячего сжатого воздуха и их соударении под заданными углами (углами «атаки») с поверхностью нагретого образца испытуемого сплава.



Рис. 1. Общий вид лабораторной установки (а) и испытательной камеры (б): 1 – испытательная камера; 2 – система подачи абразивного материала; 3 – блок управления плазмотроном; 4 – система подачи плазмообразующих газов; 5 – система воздухоочистки; 6 – станина; 7 – образец; 8 – токоподводы; 9 – устройство позиционирования образца; 10 – абразивоструйное сопло; 11 – устройство позиционирования сопла; 12 – плазмотрон. Компрессор, источники постоянного тока для нагрева образца и питания плазмотрона не показаны

Образец представляет собой пластину размером 40x16x3 мм, на боковых гранях которой изготовлены площадки, обеспечивающие подвод электрического тока и равномерный нагрев образца. Система позиционирования образца обеспечивает его вращение относительно неподвижного абразивоструйного сопла, что дает возможность изменять углы атаки образца газоабразивным потоком в диапазоне 20...90°. Конструкция устройства позиционирования сопла обеспечивает плавную регулировку расстояния от сопла до образца, а также продольное и поперечное перемещения сопла с целью формирования пятна износа строго в центральной части образца при различных углах атаки.

Нагрев газоабразивного потока осуществляется струей аргоно-азотной плазмы, истекающей из сопла плазмотрона, питаемого от источника постоянного тока ВДУ-504. Нагрев образца, изготовленного из наплавленного металла, осуществляется проходящим через него током от сварочного источника ВДУ-1000. Данный способ нагрева показал свою высокую эффективность в разработанной ранее методике испытаний наплавленного металла на стойкость к изнашиванию при трении об абразивную прослойку [6, 7], а также в процессе склерометрических испытаний [8].

Стабильность температурного режима испытаний обеспечивается постоянным контролем температуры образца с использованием термопары ВР5/20, подключенной к аналогоцифровому преобразователю ЛА-20 USB, обеспечивающему вывод показаний на экран персонального компьютера. Изучение теплового поля на поверхности образца выполняли с использованием тепловизора SAT HotFind- LTXT.

Система подачи абразивного материала предусматривает использование порошков кварцевого песка, электрокорунда, железной окалины и т. д. с размером частиц от 50 до 500 мкм.

Безопасные для оператора условия при работе лабораторной установки обеспечивает двухступенчатая система очистки отработанного воздуха от абразивной пыли, включающая инерционный пылеуловитель типа «циклон» и фильтрующий пылеуловитель.

Обработку методики испытаний производили на образцах из жаростойкой стали AISI 316Ti при температуре до 700 °С, а также наплавленного сплава на основе алюминид никеля 10X4H76M3B3Ю11 при температуре до 1000 °С.

В качестве критерия износостойкости предложено использовать величину удельного износа (г/кг):

$$I = \Delta m / m_a,$$

где  $\Delta m$  – потеря массы образца сплава (г), измеренная с точностью 0,1 мг;  $m_a$  – масса затраченного в процессе испытания абразива (кг). Потерю массы испытанных образцов измеряли на аналитических весах VIBRA HT-124RCE с точностью до 0,1 мг.

В случае необходимости сравнения группы сплавов с отличающимися плотностями критерием износостойкости служит относительная износостойкость:

$$\xi = \frac{I_э \cdot \rho_и}{I_и \cdot \rho_э},$$

где  $I_э$ ,  $I_и$  – удельный износ эталонного и испытуемого образцов соответственно;  $\rho_э$ ,  $\rho_и$  – плотность эталонного и испытуемого образцов соответственно, измеренная с использованием гидростатического метода.

#### Результаты и их обсуждение

Установлено, что при варьировании силы тока, проходящего через образец, в диапазоне 120...600 А обеспечивает высокоскоростной (около 17 °С/с) нагрев его центральной части в диапазоне температур от комнатной до 1000 °С. При уменьшении угла атаки образца газоабразивной струей от 90° до 20° контур пятна износа на поверхности образца изменяется от кругового до эллиптического (рис. 2, а). При этом необходимо смещать ось газоабразивного потока к одному из токоподводов, однако это нарушает равномерность теплового поля образца в пятне износа. Так, при заданной температуре испытаний 650 °С и без нагрева газоабразивной струи с углом атаки 30° температурный градиент между точками 1 и 2 составляет ~75 °С. Вместе с тем плазменный нагрев газоабразивной струи способствует снижению градиента до ~20 °С. Таким образом, разработанная методика испытаний обеспечивает практически равные температурные условия изнашивания поверхностных слоев образца по всей площади его контакта с абразивом (рис. 2, б).

Экспериментально установлен диапазон соотношений аргона и азота (3:1–4:1), а также суммарного расхода плазмообразующих газов (2-3 л/мин), обеспечивающих высокое значение энтальпии вырабатываемой плазмы и стабильное существование плазменной струи в условиях воздействия высокоскоростного газоабразивного потока. Изменение параметров режима

(силы тока от 60 до 250 А и напряжения от 14 до 30 В) работы плазмотрона обеспечивает на-

грев газообразного потока в диапазоне температур от комнатной до 500 °С.

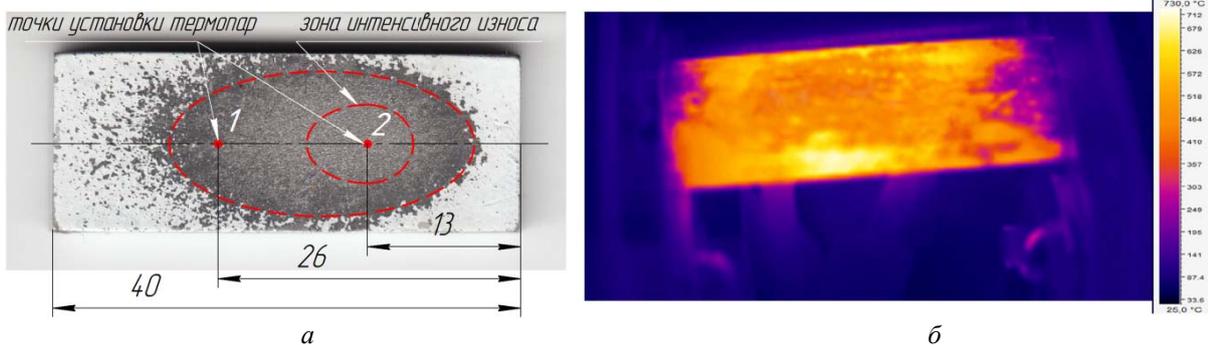


Рис. 2. Пятно износа (а) и топология теплового поля (б) на поверхности образца при угле атаки газообразной струи 30°

Установлено, что при использовании в качестве абразива кварцевого песка (рис. 3) при его соударении с поверхностью нагретого образца происходит разрушение абразивных частиц, что изменяет их исходную морфологию и гранулометрический состав, поэтому повторное использование абразива не допустимо.

Варьирование скорости соударения абразива с поверхностью исследуемого образца осуществляется за счет изменения давления воздуха на входе в сопло в диапазоне от 0,2 до 0,6 МПа, что позволяет в широких пределах управлять кинетической энергией абразивных частиц.

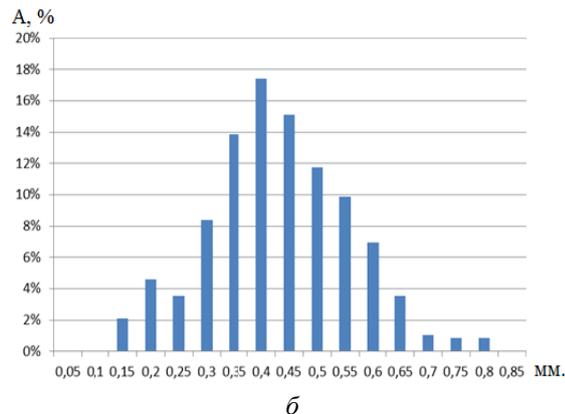
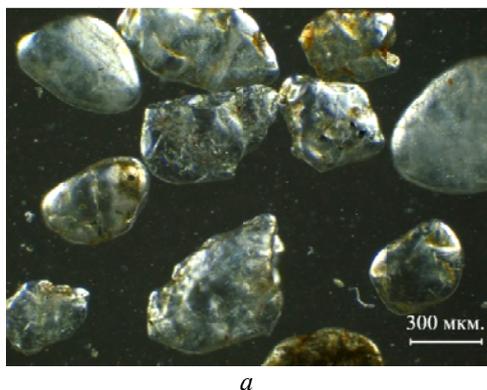


Рис. 3. Морфология кварцевого песка Орловского-3 месторождения Волгоградской области (а) и результаты его гранулометрического анализа после просева на фракцию 250...500 мкм

Методика предусматривает кратковременный цикл экспресс-испытаний длительностью от 120 с, что позволяет свести к минимуму влияние процессов окисления неизнашиваемых поверхностей образца на изменение его массы в процессе испытания. Так, при испытании стали AISI 316Ti при температуре 700 °С прирост массы образца вследствие окалинообразования составляет менее 1 % от измеренной потери его массы.

**Вывод**

Разработанная установка и методика высокотемпературного экспресс-испытания наплавленного металла, основанные на применении

раздельной схемы нагрева образца и газообразного потока с частицами различного компонентного и гранулометрического состава и широкого диапазона варьирования его скорости позволяют максимально приблизить условия испытаний к реальным условиям работы различных деталей машин и оборудования.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Влияние ультрадисперсных частиц нитрида титана TiN на структуру наплавленного металла системы Fe-Cr-C-Mo-Ni-Ti-B / А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, Ю. Н. Дубцов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 138–140.

2. Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, А. А. Артемьев, В. Б. Литвиненко-Арьков, Ю. Н. Дубцов, В. И. Лысак, В. О. Харламов, А. В. Самохин, Ю. В. Цветков // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 2. – С. 38–47.
3. Жудра, А. П. Исследование износостойкости композиционных сплавов в условиях газоабразивного износа при повышенных температурах / А. П. Жудра // Автоматическая сварка. – 2014. – № 11. – С. 31–34.
4. Юзвенко, Ю. А. Установка для оценки износостойкости наплавленного металла при газо-абразивной эрозии / Ю. А. Юзвенко, В. А. Гавриш // Автоматическая сварка. – 1972. – № 6. – С. 73–74.
5. Manish, R. Erosion-Oxidation Interaction in Ni and Ni-20Cr Alloy / R. Manish, K.K. Ray, G. Sundararajan // Metallurgical and materials transactions A. – 2001. – № 32A. – P. 431–451.
6. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Трение и износ. – 2017. – Т. 38, № 3. – С. 247–254.
7. Патент РФ №2564827, МПК G 01 N 3/56 Установка для испытания материалов на абразивное изнашивание / А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак; ФГБОУ ВО ВолгГТУ. – 2015.
8. 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. – С. 34–39.

УДК 621.746.6-034.15:004.94

*М. Ю. Чубуков<sup>1</sup>, Д. В. Руцкий<sup>1</sup>, Н. А. Зюбан<sup>1</sup>, С. В. Рябошук<sup>2</sup>, Е. Р. Кофтунов<sup>1</sup>*

**РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННОЙ ПРИРОДЫ ОБРАЗОВАНИЯ ФАЗОВЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ В СТАЛЯХ КЛАССА X42-X70**

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

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого

e-mail: tecmat@vstu.ru, sergey@thixomet.ru

В работе представлены результаты моделирования особенностей формирования основных фазовых составляющих и карбидных фаз при затвердевании и охлаждении непрерывно-литой заготовки (НЛЗ) из низкоуглеродистых доперитектических и перитектических марок сталей, используемых для производства бесшовных труб.

В результате расчета с использованием программного комплекса Fact Sage установлено, что при содержании углерода в пределах от 0,04 до 0,20 %, а также при введении в состав сталей карбидообразующих элементов ванадия и ниобия массовой долей до 0,08 % происходит изменение фазового состава сталей в различных температурных интервалах.

Отмечена положительная динамика в части увеличения содержания  $\delta$ -феррита и сужение интервала кристаллизации путем перевода стали в доперитектический класс. Установлены температурные интервалы выделения карбидных и карбо-нитридных фаз в сталях с различным химическим составом. Сравнительное исследование сталей с марганецванадиевой/марганецванадийниобиевой и сталей с марганецкремниевой системой легирования показало существенное отличие в выделении карбонитридных фаз в области температур 1200–800 °С за счет образования высокотемпературных составляющих.

*Ключевые слова:* моделирование, фазовые составляющие, карбидная фаза, сталь.

*M. Yu. Chubukov<sup>1</sup>, D. V. Rutskiy<sup>1</sup>, N. A. Zuyban<sup>1</sup>, S. V. Ryaboshuk<sup>2</sup>, E. V. Koftunov<sup>1</sup>*

**CALCULATION OF THE TEMPERATURE-TEMPORARY NATURE OF FORMING OF PHASE COMPONENTS IN STEELS OF CLASS X42-X70**

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

<sup>2</sup> Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University

The paper presents the results of modeling the features of the formation of the main phase constituents and carbide phases during solidification and cooling of a continuously cast billet from low carbon pre-peritectic and peritectic steels used for the production of seamless pipes.

As a result of calculation using the software system Fact Sage, it was found that with a carbon content in the range from 0.04% to 0.20%, and when vanadium and niobium carbide elements are introduced into the composition of carbide-forming elements of mass fraction to 0.08%, a change occurs phase composition of steels in different temperature ranges.

Positive dynamics in the part of increasing the content of  $\delta$ -ferrite and narrowing of the crystallization interval by transferring steel to the pre-peritectic class are noted. The temperature intervals for the separation of carbide and carbon-nitride phases in steels with different chemical compositions have been established. A comparative study of steels with manganese-vanadium / manganese-vanadium-niobium and steels with a manganese-silicon alloying system showed a significant difference in the separation of carbonitride phases in the temperature range 1200-800 °C due to the formation of high-temperature constituents.

*Keywords:* modeling, phase constituents, carbide phase, steels.

В настоящее время около 91 % доли стали, производимой в мире разливается на машинах непрерывной разливки стали [1]. С учетом известных преимуществ этого способа производства стальных заготовок, интенсифицируются работы, направленные на изучение процессов затвердевания жидкой стали в медном кристаллизаторе, снижение уровня дефектности заготовок, снижения физической и химической неоднородности непрерывнолитых заготовок.

Многими исследованиями показано, что степень развития осевой пористости непрерывнолитых заготовок в значительной степени зависит от кинетики и равномерности фронта затвердевания [2, 3, 4, 5].

Известно, что ширина двухфазной зоны, т. е. температурный интервал, в котором наряду с жидким расплавом имеет место наличие закристаллизовавшегося дендритного остова, оказывает влияние на процесс питания заготовки, формирование ликвационной неоднородности и горячих трещин [6, 7]. При этом, чем шире двухфазная зона, тем более развиты дефекты, связанные с физической и химической неоднородностью. Температурный интервал затвердевания зависит от многих факторов, основным из которых является химический состав стали.

Кроме того, как известно, химический состав стали оказывает непосредственное влияние на кинетику выделения карбидных и кар-

бонитридных фаз при затвердевании НЛЗ, а также определяет температурные интервалы существования основных фазовых составляющих. На текущий момент недостаточно изучены процессы выделения карбонитридных составляющих и формирования фазового состава стали в процессе затвердевания НЛЗ низколегированных сталей, применяемых для производства бесшовных труб. Между тем, понимание процессов формирования НЛЗ на уровне фазовых составляющих позволит объяснить и предопределить направление вектора по снижению уровня пораженности непрерывнолитых заготовок дефектами различного происхождения.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния химического состава трубных сталей на особенности формирования существующих фазовых составляющих при затвердевании непрерывно литых заготовок путем компьютерного моделирования в программном комплексе Fact Sage.

#### Методика исследования

Моделирование температурно-временной природы выделения фазовых составляющих осуществлялось в специализированном программном комплексе Fact Sage. Моделированию подвергались 8 химических составов сталей, представленных в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав, используемый при моделировании

№ стали	Содержание элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al	N	Nb
1	0,04	0,22	1,44	0,011	0,003	0,14	0,05	0,021	0,007	0,04
2	0,05	0,22	1,44	0,011	0,003	0,14	0,05	0,021	0,007	0,04
3	0,06	0,22	1,44	0,011	0,003	0,14	0,05	0,021	0,007	0,04
4	0,07	0,22	1,44	0,011	0,003	0,14	0,05	0,021	0,007	0,04
5	0,08	0,54	1,32	0,012	0,006	0,12	–	0,023	0,008	–
6	0,10	0,54	1,32	0,012	0,006	0,12	–	0,023	0,008	–
7	0,13	0,20	1,06	0,007	0,003	0,09	0,06	0,021	0,007	–
8	0,20	0,25	0,43	0,010	0,002	0,12	0,05	0,020	0,007	–

Существенным отличием являлось различие в системах легирования и содержании углерода. Остаточные примеси и газы, неизбежно входящие в состав сталей, при расчетах не учитывались.

Для проведения расчетов на основе введенных химических составов использовались мо-

дули, основанные на термодинамических алгоритмах минимизации энергии Гиббса (уравновешивание свободной энергии системы), а также на термохимических функциях. Получаемый в результате комплекс данных представлял собой термодинамически уравновешенный массив фазовых составляющих и возможных

химических соединений компонентов системы, дифференцированных по температурным полям.

Начальной температурой интервала моделирования являлась температура 1550 °С, конечной – 400 °С.

Обработка результатов моделирования заключалась в построении зависимостей процентного содержания фазовых составляющих от температуры для каждой стали, заданного химического состава. Пример получаемых результатов моделирования, приведен на рис. 1.

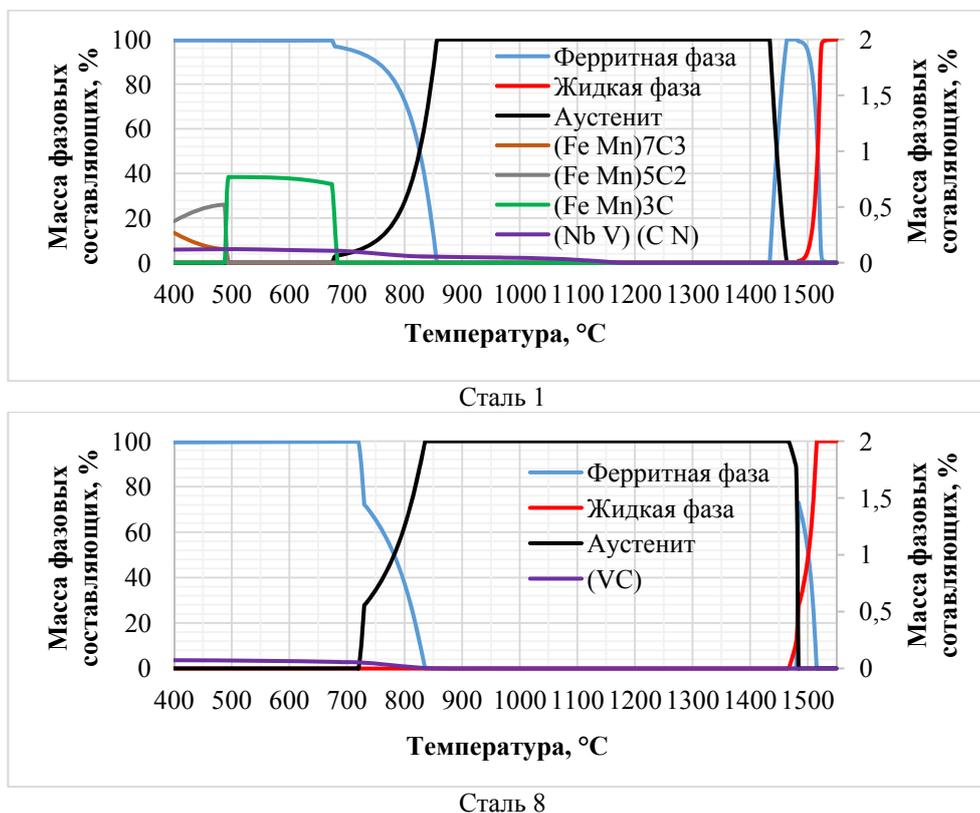


Рис. 1. Термо-временная природа выделения фазовых составляющих при затвердевании и охлаждении НЛЗ сталей 1 и 8

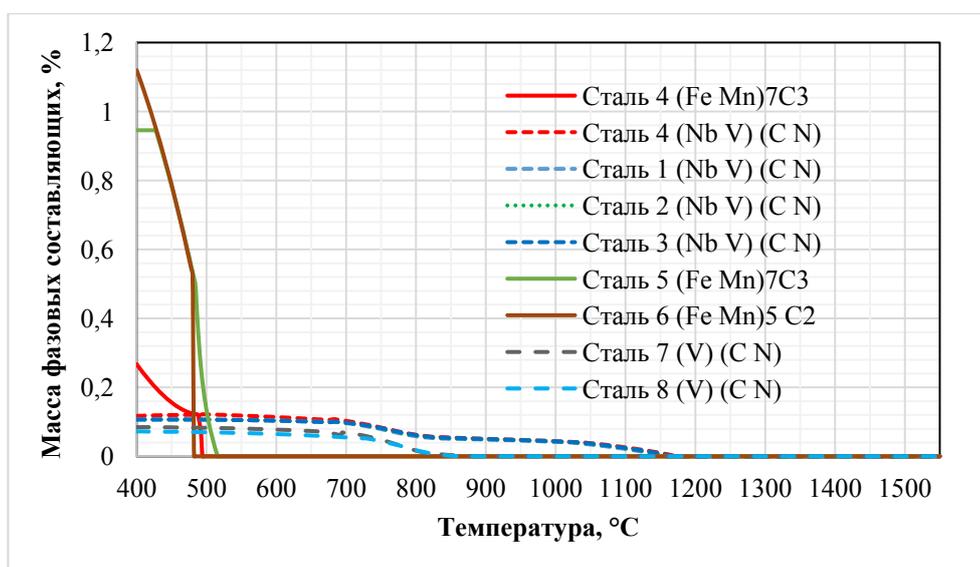


Рис. 2. График зависимости содержания карбидных фаз от температуры

На рис. 2 приведен обобщенный график зависимости выделения карбидных фаз для исследуемых составов (см. табл. 1).

**Результаты работы и их обсуждение**

Для исследуемых химических составов (см. табл. 1), температуры фазовых превращений изменяются незначительно. Для ниобий содержащих сталей 1–4 отмечено наличие выделения высокотемпературной карбонитридной фазы с температуры 1150 °С. Для ванадий содержащих сталей выделение карбидов ванадия отмечается при температурах 840–850 °С. При более низких температурах от 520 °С отмечается выделение низкотемпературных карбидов марганца (рис. 2). Процентное содержание фазовых составляющих увеличивается с увеличением содержания углерода.

В табл. 2 указаны результаты расчета температурных интервалов существования основных фазовых составляющих в исследуемых марках сталей.

Согласно результатам проведенного моделирования, интервал кристаллизации минимален для стали 1, имеющей марганецванадийниобиевую систему легирования и максимален для стали 8 с ванадиевой системой легирования. Интервал существования δ-феррита нелинейно сужается с увеличением содержания углерода в стали. Температурный интервал существования аусте-

нита увеличивается до содержания углерода 0,10 %, далее сужается до 0,20 % (табл. 2).

Таблица 2

**Температурные интервалы существования основных фазовых составляющих**

№ стали	Жидкая фаза	δ-феррит	Аустенит
1	66	114	786
2	72	108	796
3	74	104	798
4	70	66	760
5	74	56	790
6	78	92	790
7	68	36	788
8	82	32	760

На рис. 3 приведен график зависимости содержания δ-феррита от температуры для рассматриваемых химических составов. Согласно приведенным данным, с увеличением содержания углерода, содержание δ-феррита снижается. При этом, зависимость представляет собой степенную функцию, имеющую следующее уравнение:

$$Y = -3E + 0.6X^3 + 1E + 0.6X^2 - 227067X + 13969, [1]$$

где Y – содержание δ-феррита, %; X – содержание углерода, %.

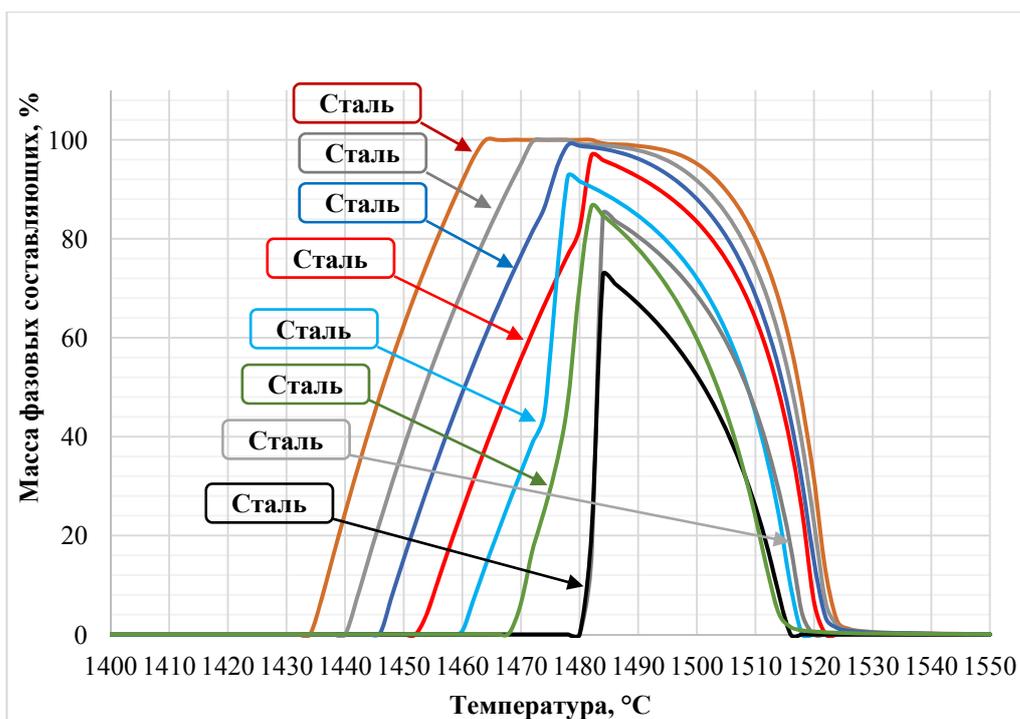


Рис. 3. График зависимости содержания δ-феррита от температуры

Необходимо отметить, что максимальное содержание  $\delta$ -феррита в стали (100 %) отмечается до содержания углерода 0,06 %. При более высоком содержании углерода, фазовое превращение в  $\delta$ -феррит не наблюдается.

Известно [8, 9, 10], что при концентрации углерода от 0,10 до 0,16 %, в условиях охлаждения из жидкого состояния стали перитектического класса протекает изотермическая перитектическая реакция  $L+\delta\rightarrow\gamma$  с образованием аустенита, концентрация углерода в котором соответствует 0,16 %. Избыточная фаза  $\delta$ -феррита превращается в фазу  $\gamma$ -железа в интервале температур ниже 1499 °С до температур, ограниченных линией полного перехода в аустенитное состояние. Образование сразу двух твердых растворов углерода в  $\delta$ - и  $\gamma$ -железе, имеющих различные кристаллические решетки (объемно-центрированную и гране-центрированную, соответственно) способствует большей вероятности возникновения дефектной структуры из-за появления несовершенств кристаллической решетки – вакансий, межузельных смещенных атомов, дислокаций (свободных узлов решетки), дефектов упаковки и других.

Кроме того, в результате промежуточных перитектических  $\delta\rightarrow\gamma$  превращений происходит изменение объема металла в процессе затвердевания, что также может служить причиной появления поверхностных дефектов непрерывно-литой заготовки. Изменение объема металла (усадка) оказывает отрицательное влияние при прохождении металла через зону первичного охлаждения – медный кристаллизатор. В этом случае возможно образование воздушной прослойки между поверхностью кристаллизатора и наружным корковым слоем заготовки. Это ухудшает отвод тепла, отрицательно сказывается на толщине коркового слоя и на макроструктуре заготовки в целом, ухудшая плотность центральной зоны.

При охлаждении из области жидкого состояния сталей доперитектического класса, содержащих менее 0,10 % углерода, первичная кристаллизация происходит путем превращения жидкости в  $\delta$ -феррит и заканчивается при температурах линии солидуса. В процессе последующего охлаждения  $\delta$ -феррит претерпевает превращение в фазу  $\gamma$ -железа (аустенит) в интервале температур  $\delta\rightarrow\gamma$  превращения. Согласно приведенным в табл. 2 и на рис. 3 данным, с уменьшением содержания углерода увеличивается температурный диапазон существо-

вания  $\delta$ -феррита и, соответственно, продолжительность пребывания металла в этой области. Учитывая тот факт, что диффузионная подвижность атомов углерода и других растворенных примесей в  $\delta$ -феррите на несколько порядков ( $\approx$  в 10 раз) превышает скорость диффузии в аустените [8, 9], увеличение продолжительности пребывания металла в области  $\delta$ -феррита приводит к большей гомогенизации, перераспределению атомов примесей из междендритных областей по всему объему. В этом случае вероятность возникновения внутренних несовершенств металла минимальна.

### Выводы

По результатам проведенного моделирования выделения фазовых составляющих отмечено, что с увеличением содержания углерода снижается интервал существования  $\delta$ -феррита. Для обеспечения получения 100 % содержания  $\delta$ -феррита в структуре необходимо содержание углерода в стали не более 0,06 %. Определено, что изменение содержания  $\delta$ -феррита происходит по степенному закону [формула 1], что позволяет рассчитать массовую долю  $\delta$ -феррита по содержанию углерода в стали. С учетом того, что интервал нахождения в  $\delta$ -феррите позволяет снизить общий уровень поверхностных дефектов НЛЗ, результаты проведенного моделирования могут быть использованы для подбора оптимального химического состава трубных сталей. Отмечено уменьшение интервала кристаллизации с уменьшением содержания углерода.

Комплексная добавка микролегирующих элементов (ниобий, ванадий) в сочетании с легированием марганцем позволяет получить выделение карбонитридных и карбидных включений во всем диапазоне затвердевания НЛЗ, что способствует повышению уровня прочностных характеристик НЛЗ и позволяет избежать ряда дефектов, связанных с пониженным комплексом свойств.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. [Электронный ресурс] <http://www.stahl-online.de/index.php/statistiken>
2. Гуцин, В. Н. Исследование влияния неравномерности фронта затвердевания на осевую пористость непрерывнолитых сортовых заготовок / В. Н. Гуцин, В. А. Ульянов // Черные металлы. – 2016. – № 12. – С. 21–24.
3. Ульянов, В. А. Исследование влияния условий затвердевания на образование трещин в непрерывнолитых заготовках / В. А. Ульянов, В. Н. Гуцин // Черные металлы. – 2012. – № 6. – С. 13–16.

4. Гуцин, В. Н. Математическое и физическое моделирование теплофизических процессов в металлургии / В. Н. Гуцин, В. А. Ульянов. – Нижний Новгород : НГТУ, 2014. – 157 с.

5. Braun A., Warzecha M., Pfeifer H. Numerical and physical modelling steel flow in two-stand tundish for different casting conditions. Metallurgical and Materials Transactions. 2010. Vol. 41, №3. P. 549-559.

6. Чернышов, Е. А. Особенности формирования двухфазной зоны в тонкостенных металлооболочковых формах / Е. А. Чернышов // Современные проблемы науки и образования. – 2009. – № 6–1.

7. Vicent Guyot, J.F. Martin, A. Ruelle e.a. / Control of

surface Quality of 0,08%<C<0,12% Steel Slabs in Continuous Casting //ISIJ International, Vol. 36. – 1996. – Supplement, P. S227-S230.

8. Jacobi H., Dr.-Ing.Habil. thesis jf TU Clausthal (Germany), June 1991.

9. Носоченко, А. О. Исследование влияния углерода на центральную химическую и структурную неоднородность и комплекс свойств низколегированных трубных сталей : дис. ... канд. наук / Носоченко А. О. – 2003. – С. 39.

10. Mostafa Omar El-Bealy. Li Mold Thermo-Mechanical Rigidity Criterion for Surface Quality of Continuous Casting of Steel. Materials Sciences and applications. 2013. Vol. 3. P. 39-51.

УДК 621.83.062.1

*Е. И. Тескер, Е. Н. Асеева, А. В. Соломатин*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ  
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ  
ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ ИЗ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: s92@ro.ru, agromash-vlg@rambler.ru

В статье приведены результаты исследований, связанных с разработкой методик расчета размеров упрочненных участков рабочих поверхностей силового контакта деталей, покрываемых при лазерном упрочнении конструкционных сталей. Разработана математическая модель контактного нагружения поверхностей клинового соединения. Модель позволяет произвести расчет контактных напряжений в наиболее нагруженной зоне сопрягаемых поверхностей.

*Ключевые слова:* сталь, поверхность, упрочнение.

*E. I. Tesker, E. N. Aseeva, A. V. Solomatin*

**INVESTIGATION OF THE PROCESSES OF FORMATION  
OF SURFACE LAYERS IN LASER PROCESSING  
OF STRUCTURAL STEEL FUSION PARTS**

**Volgograd State Technical University**

The results of studies related to the development of methods for calculating the dimensions of hardened areas of the working surfaces of the power contact of parts coated with laser hardening of structural steels investigated. A mathematical model of contact loading of surfaces of a wedge joint is developed. The model makes it possible to calculate the contact stresses in the most loaded zone of mating surfaces.

*Keywords:* steel, surface, hardening.

Эффективность применения лазерной упрочняющей обработки в значительной степени зависит от свойств, размеров и расположения структурно неоднородных участков, образование которых обусловлено особенностями теплового воздействия лазерного луча на упрочненную поверхность детали.

Исследованиями установлено, что оптимальным является упрочнение наиболее нагруженных участков, т. к. в большинстве случаев именно сопротивляемость изнашиванию этих участков (зон максимального износа) определяет работоспособность детали или узла трения

в целом. В связи с этим при лазерной обработке трущихся поверхностей необходимо обеспечить высокие свойства на всех участках силового контакта поверхностей.

Поскольку многие типы сопряжений трущихся деталей имеют большие по размеру площади контакта, чем площади, подвергнутые лазерному воздействию за один проход лазерного луча, то требуются в каждом конкретном случае при выборе режимов обработки обеспечить оптимальное соотношение размеров рабочего объема нагруженного контакта и свойств упрочненного объема материала.

Таким образом, необходимые размеры упрочненных участков могут быть рассчитаны с учетом величины реального объема нагруженного контакта.

Например, для контакта цилиндрических поверхностей размеры упрочняемой поверхности с заданными свойствами должны быть больше, чем размеры площадки силового контакта, определяемого с учетом уравнений контактной задачи теории Герца [1].

При разработке методики расчёта размеров и расположения упрочняемых участков необходимо учитывать тот факт, что на практике чаще всего применяют два варианта лазерной обработки реальных поверхностей.

При реализации первого варианта нагрев осуществляется без оплавления, при котором изменяются характеристики микрогеометрии, полученных в результате механической обработки. В результате теплового воздействия образуются зоны, со структурой представляющий собой мартенсит закалки.

В случае нагрева с проплавлением образуется поверхностный слой, состоящий из оплавленного металла, и зоны лазерной закалки и участка неполной закалки.

Таким образом, в зависимости от технологических факторов, а именно, характеристик исходной микрогеометрии перед лазерной обработкой, мощности лазерного излучения, скорости перемещения лазерного луча по упрочняемой поверхности формируются так называемые зоны лазерного воздействия (ЗЛВ).

Управление процессами образования ЗЛВ позволяет обеспечить заданные свойства поверхностных слоев, тем самым реализовать преимущества лазерной обработки.

Необходимо отметить, что при лазерной обработке по первому варианту изменяются только физико-механические характеристики поверхностного упрочненного слоя, а качество поверхности практически не изменяется.

При обработке по второму варианту размеры ЗЛВ значительно увеличиваются, что необходимо при действии высоких контактных нагружений.

Выбор варианта и режимов упрочняющей лазерной обработки сопрягаемых поверхностей определяется условиями контактного взаимодействия структурно-неоднородных участков.

Поэтому для повышения эффективности применения лазерной упрочняющей обработки необходимо обеспечив требуемое качество поверхностного слоя, что можно достигнуть

только разработкой и применением расчетов требуемых геометрических размеров ЗЛВ, и характеристик упрочненного слоя, определяющих его несущую способность и сопротивляемость разрушению и изнашиванию.

В данной работе приведены результаты исследований, связанных с разработкой методики расчёта размеров ЗЛВ, учитывающих условия контактного нагружения деталей из конструкционных сталей.

Для решения этой задачи применительно к контакту деталей механизма свободного хода (МСХ), была разработана модель, позволяющая расчетным путем определять размеры и характеристики поверхностей трения.

Расчетные условия модели позволяют выявить зону с минимальным запасом контактной прочности сопрягаемых поверхностей клина и обоймы. Выявленные закономерности изменения контактных напряжений в зоне контакта упрочненных поверхностей позволяют установить местоположение опасной зоны поверхностного слоя (зоны  $n = n_{\min}$ ), где могут при определенных условиях возникнуть контактные разрушения и интенсивное изнашивание.

С использованием модели выполнен расчет наибольших эквивалентных касательных напряжений, которые являются ответственными за возникновения разрушений как в самом слое, так и на его границе с сердцевиной.

Оптимизация характеристик свойств поверхности силовых элементов МСХ, передающих крутящий момент достигается рациональным расположением лазерных треков, образующих ЗЛВ.

Для решения этой задачи была разработана модель узла трения (клин обойма) МСХ конструкции ВолгГТУ.

Использование лазера позволяет рассчитать оптимальные режимы обработки, с целью создания заданных размеров ЗЛВ.

Расчеты режимов и характеристик зон упрочнения позволяет прогнозировать размеры получаемых слоев, в зависимости от режимов лазерной обработки [2].

Порядок расчета включает выполнение следующих операций.

1. Вычисляется температурный множитель

$$K = \frac{T_{\text{зак}}}{T_{\text{пл}}}, \quad (1)$$

где  $T_{\text{пл}}$  – температура плавления (теплофизические данные),  $T_{\text{зак}}$  – температура закалки (теплофизические данные).

При виде обработки без оплавление значение температурного множителя  $K < 1$ , а с оплавлением  $K > 1$ .

2. Вычисляются значения безразмерных пе-

ременных  $\hat{r}, \hat{y}, \hat{z}$ , (необходимых для дальнейших расчетов) по значению обобщенной скорости обработки  $\alpha$  производится по кривым, представленным на рис. 1.

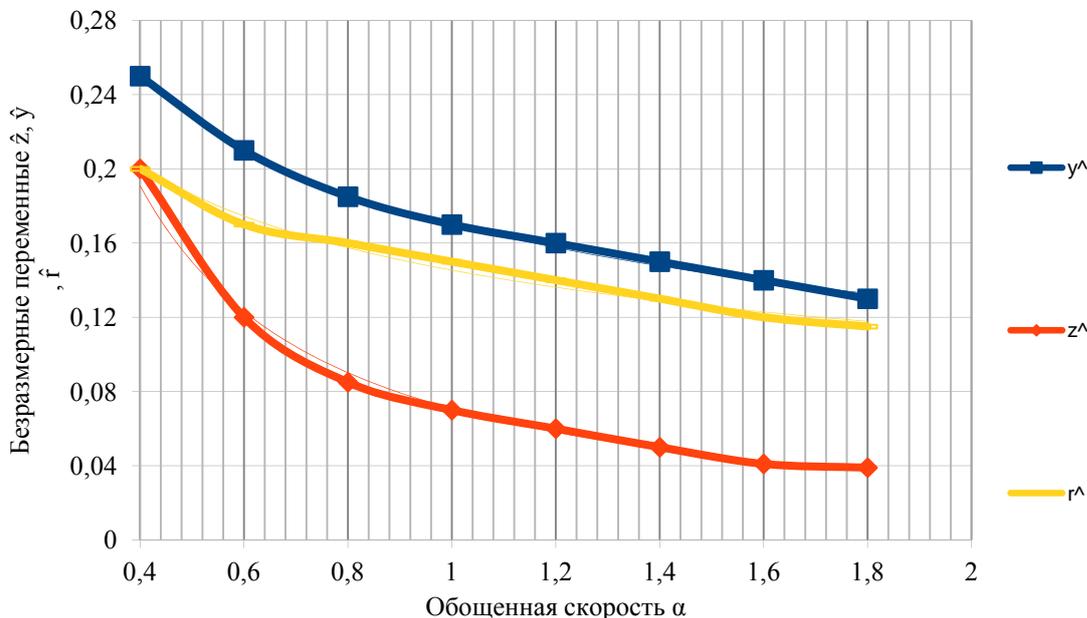


Рис. 1. Зависимость безразмерных переменных  $\hat{r}, \hat{y}, \hat{z}$  от обобщенной скорости  $\alpha$  перемещения лазерного луча

3. Вычисляются значения радиуса  $r$  сфокусированного пятна на поверхности обрабатываемого материала в зависимости скорости обработки  $v$ :

$$r = \frac{P\eta}{\lambda T_{пл} K} \hat{r}, \quad (2)$$

где  $P$  – выходная мощность лазерного излучения,  $\eta$  – коэффициент поглощения,  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности (теплофизические данные),  $\hat{r}$  – безразмерная переменная

$$v = 4a \frac{\alpha}{r}, \quad (3)$$

где  $\alpha$  – обобщенная скорость обработки,  $a$  – коэффициент температуропроводности (теплофизические данные).

4. Вычисляются значения размеров получаемой зоны упрочнения поверхностного слоя  $y_{зак}, z_{зак}$  (ЗЛВ):

$$y_{зак} = P\eta \sqrt{\ln \frac{T_{пл}}{T_{зак}}} \frac{\hat{y}}{\lambda T_{пл} K}, \quad (4)$$

где  $T_{зак}$  – температура закалки,  $\hat{y}, \hat{z}$  – безразмерные координаты

$$z_{зак} = P\eta \frac{\ln T_{пл} K / T_{зак}}{\lambda T_{пл} K} \hat{z}. \quad (5)$$

5. При  $K > 1$  вычисление значений величин полуширины  $y_{пл}$  и глубины  $z_{пл}$  зоны оплавления:

$$y_{пл} = P\eta \frac{\sqrt{\ln K}}{\lambda T_{пл} K} \hat{y}, \quad (6)$$

$$z_{пл} = P\eta \frac{\ln K}{\lambda T_{пл} K} \hat{z}. \quad (7)$$

Формулы (1)...(7) позволяют прогнозировать размеры получаемых слоев в зависимости от режима лазерной обработки.

По полученным данным построены кривые характеризующие закономерности изменения параметров лазерной обработки при поверхностном упрочнении (рис. 2).

Предложенный метод расчета и прогнозирования характеристик ЗЛВ при лазерной обработке применяется для определения оптимальных режимов обработки, обеспечивающих заданные размеры ЗЛВ при фиксированной температуре на упрочненной поверхности.

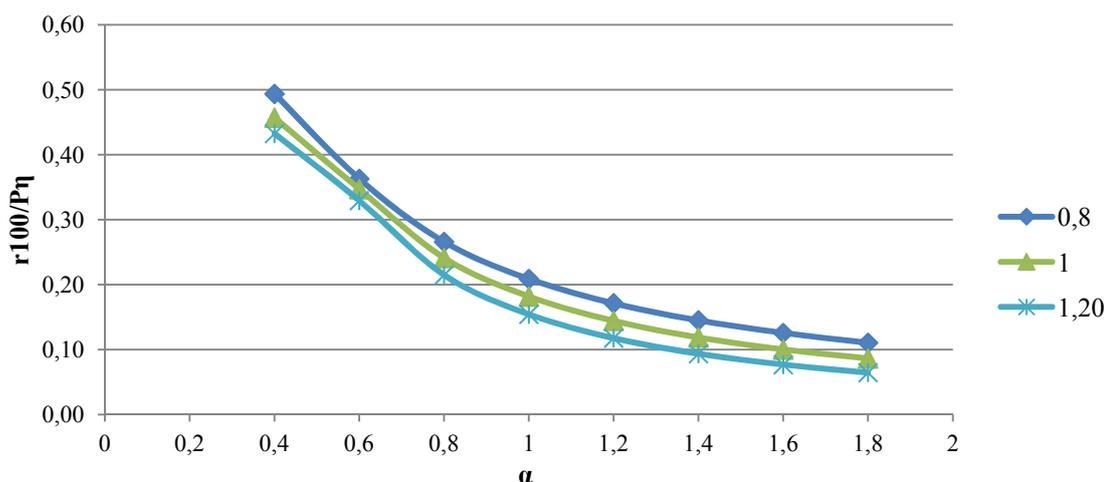


Рис. 2. Относительные значения радиуса пятна  $r(100/P\eta)$  и скорости обработки  $v(100/P\eta)$  при лазерном упрочнении материала

В первом случае (обработка без оплавления) при известном температурном множителе  $K$  (формула 1) и заданных размерах зоны закалки ( $z_{зак}$  и  $z_{зак}$ ) определяется требуемая обобщенная скорость  $\alpha$ . С помощью графиков (рис. 2) при найденном значении обобщенной скорости  $\alpha$  и заданном температурном множителе  $K$  определяются оптимальные значения радиуса пятна  $r$  и скорости обработки  $v$ .

Во втором случае (обработка без оплавления) из рис. 2 при известных значениях радиуса пятна  $r$  и скорости обработки  $v$  определяется величина температурного множителя  $K$  и обоб-

щенной скорости  $\alpha$ . С помощью полученных значений  $K$  и  $\alpha$  прогнозируются полуширина и глубина зон закалки и оплавления.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лурье, А. И. Теория упругости / А. И. Лурье. – М. : Наука, 1970. – 940 с.
2. Дорожкин, Н. Н. Расчет размеров износостойких поверхностных слоев, получаемых лазерным упрочнением конструкционных сталей / Н. Н. Дорожкин, Г. И. Ветрогонов, С. Ф. Кукин [и др.] // Инженерно-физический журнал. – 1986. – Том VII. – № 6. – С. 1054...1061.
3. Тескер, Е. И. Современные методы расчета и повышения несущей способности поверхностно-упрочненных зубчатых передач трансмиссий и приводов / Е. И. Тескер. – М. : Машиностроение, 2011. – 434 с.: ил.

УДК 621.793

### М. С. Степанов, Л. В. Давидян, Ю. М. Домбровский СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СТАЛИ ПОСЛЕ МИКРОДУГОВОГО БОРОХРОМИРОВАНИЯ И БОРОМОЛИБДЕНИРОВАНИЯ

Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону  
e-mail: stepanovms@yandex.ru

Изучены структура, фазовый состав, механические свойства и износостойкость диффузионного покрытия, полученного при борохромировании и боромолибдировании стали 20 в микродуговом режиме. После диффузионного борохромирования формируется поверхностный слаботравящийся слой толщиной 85–90 мкм, имеющий основу микротвердостью 8,3–8,8 ГПа, в которой расположены отдельные включения микротвердостью 14,1–14,6 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектоидной концентрации микротвердостью 3,5–3,6 ГПа, переходящий в исходную ферритно-перлитную структуру. После диффузионного боромолибдирования формируется поверхностный слаботравящийся слой толщиной 115–120 мкм, состоящий из основы светло-серого цвета микротвердостью 8,7–9,4 ГПа и практически белых включений узорчатой формы микротвердостью 15,5–16,0 ГПа. Микротвердость отдельных более крупных белых включений местами достигает 20,0 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектоидной концентрации микротвердостью 3,6–3,7 ГПа, переходящий в исходную ферритно-перлитную структуру. В поверхностном слое борохромированного образца обнаружены бориды железа  $Fe_2B$  и хрома  $Cr_2B$ , боромолибдированного – бориды железа  $Fe_2B$  и молибдена  $Mo_2B$ , карбид молибдена  $Mo_2C$ , комплексный карбид  $Fe_2MoC$ , а также нитрид бора  $BN$ . Механические свойства поверхностного слоя после микродугового борохромирования и боромолибдирования существенно выше, чем исходного материала. Абразивная износостойкость борохромированного покрытия в 4,2 раза выше, а боромолибдированного – в 4,5 раза выше, чем у стали 20 в исходном состоянии.

**Ключевые слова:** диффузионное насыщение, микродуговой нагрев, борохромирование и боромолибдирование в микродуговом режиме.

*M. S. Stepanov, L. V. Davyidian, Yu. M. Dombrovsky*

## STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF THE STEEL AFTER MICRO-BROCHROOMATION AND BOROMOLIBDENIATION

Don State Technical University, Rostov-on-Don

Studied the structure, phase composition, mechanical properties and wear resistance of diffusion coatings by boron-chrom and boron-molibdenum saturation of steel 20 in microarc mode. After boron-chrom diffusion saturation surface is formed the surface layer thickness of 85–90 microns, having a base microhardness of 8.3–8.8 GPa, which is separate on microhardness 14.1–14.6 GPa. Further, there is the carbonized layer eutectoid concentration a microhardness of 3.5–3.6 GPa, passing in the original ferrite-pearlite structure. After boron-molibdenum diffusion saturation is formed the surface layer with a thickness of 115–120 microns, consisting of a base light gray microhardness of 8.7–9.4 GPa and almost white inclusions patterned forms microhardness 15.5–16.0 GPa. Microhardness of separate larger white inclusions sometimes reaches 20.0 GPa. Further, there is the carbonized layer eutectoid concentration the microhardness of 3.6–3.7 GPa, passing in the original ferrite-pearlite structure. In the surface layer of the boron-chrome samples discovered iron borides  $Fe_2B$  and chrome borides  $CrB$  and  $Cr_2B$ , boron-molibdenum samples – iron borides  $Fe_2B$  and molybdenum borides  $Mo_2B$ , molybdenum carbide  $Mo_2C$ , complex  $Fe_2MoC$  carbide, and boron nitride  $BN$ . The mechanical properties of the surface layer after microarc boron-chrome and boron-molibdenum saturation are higher than the starting material. Abrasive wear resistance of boron-chrome coatings is 4.2 times higher than that of steel 20, boron-molibdenum coatings is 4.5 times higher than that of steel 20 in the initial state.

*Keywords:* diffusion saturation, microarc heating, boron-chrome and boron-molibdenum diffusion saturation in microarc mode.

### Введение

Химико-термическая обработка (ХТО) является распространенным методом поверхностного упрочнения стальных изделий в современном производстве. Одним из способов ХТО является диффузионное борирование, которое значительно увеличивает твердость и износостойкость стальных изделий. Однако технологические процессы борирования длительны и трудоемки, а борированные изделия обладают повышенной хрупкостью [1–3].

Для повышения свойств борированных изделий предложены методы совместного насыщения бором и одним из карбидообразующих металлов – хромом и молибденом [2, 3].

Двухкомпонентные покрытия, содержащие бор и хром, получают с помощью одновременного или последовательного поверхностного насыщения с использованием различных методов ХТО: твердофазного, гальванотермического или их сочетания [3, 4]. Источниками диффузанта могут быть тетраборат натрия  $Na_2B_4O_7$ , карбид  $B_4C$  или оксид  $B_2O_3$  бора, оксид хрома  $Cr_2O_3$ , феррохром, борид хрома  $CrB_2$ , а также порошки чистых компонентов. Температура процесса – 900–1050 °С, продолжительность – от 2 до 8 часов.

Диффузионные борированные покрытия на армко-железе и сталях разделяют на три типа: покрытия на основе боридов железа  $(Fe, Cr)_2B$  и  $(Fe, Cr)B$ ; на основе боридов хрома  $(Cr, Fe)_2B$  и  $(Cr, Fe)B$ ; на основе  $\alpha$  – твердого раствора хрома и бора в железе с включениями боридов [3].

Имеются данные, что борохромированные стали обладают большей пластичностью по

сравнению с борированными, а образующиеся бориды железа имеют более высокую твердость вследствие легирования хромом [3, 4]. Поэтому износостойкость борохромированных сталей выше, чем борированных.

Двухкомпонентные покрытия, содержащие бор и молибден, получают в порошковых смесях или с использованием жидкостных методов. В качестве источника диффузанта используют карбид бора и молибдат натрия, либо порошок чистого металла. Рекомендуемая температура процесса 950–975 °С, продолжительность – 4 часа. Диффузионный слой не отличается по фазовому составу от борированного, но содержит в зоне боридов  $FeB$  у поверхности 10–15 % молибдена, а износостойкость боромолибденированного слоя выше по сравнению с борированным [3].

Известно, что при повышении температуры насыщения свыше 1000 °С интенсификация диффузии молибдена приводит к исчезновению боридной зоны в поверхностном слое из-за вытеснения бора вглубь материала [3].

Большая продолжительность двухкомпонентного насыщения обуславливает необходимость разработки новых технологий, отличающихся большим интенсивным протеканием диффузионных процессов.

Такой технологией является микродуговая ХТО (МДХТО), позволяющая достичь значительного ускорения диффузии насыщающих элементов за счет микродугового легирования стали за счет формирования у поверхности материала зоны газового разряда [5–9]. Установлена целесообразность применения МДХТО

для цементации, а также для формирования поверхностных покрытий карбидного типа за счет одновременной диффузии углерода и карбидообразующих металлов [10–13]. В этой связи возможность использования преимуществ МДХТО для создания комплексных борохромированных и боромолибденированных покрытий представляет несомненный интерес.

Целью данной работы явилось исследование строения и свойств борохромированных и боромолибденированных покрытий, полученных в режиме микродугового нагрева.

#### Методика проведения исследований

Для проведения экспериментальных исследований использовали экспериментальную установку и методику [5]. Образцы из стали 20 длиной 35 мм и диаметром 12 мм погружали на глубину 15 мм в металлический контейнер, заполняемый порошком каменного угля (антрацита) с размером частиц 0,4–0,6 мм, и нагревали пропусканием электрического тока. Предварительно на поверхность образца наносилась обмазка на основе электропроводного геля, содержащая карбид бора  $B_4C$  и феррохром ФХ800 в соотношении 1:1 (борохромирование) и карбид бора и ферромолибден ФМо в соотношении 2:1 (боромолибденирование). Плотность тока на поверхности образцов составляла  $0,3 \text{ А/см}^2$ . Общая продолжительность процесса – 4 мин.

Поперечные шлифы образцов, протравленные реактивом Ржешотарского, исследовали с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450-76 с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,490 и 0,196 Н. Для регистрации микроструктур использовали цифровую камеру с разрешением 7,2 Мп. Рентгеновский фазовый анализ проводили с помощью дифрактометра ARL X'TRA-435 в  $CuK\alpha$  излучении.

Исследование механических свойства покрытий выполняли методом микроиндентирования с помощью установки Nanotest 600 производства фирмы MicroMaterials Ltd (Wrexham, Великобритания) по стандартной методике\* [14], при этом использовали пирамидальный индентор Берковича с нагрузкой 100 мН. Анализ результатов индентирования проводили методом Оливера-Фарра [15].

\* Исследование выполнено на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования научно-образовательного центра «Материалы» ДГТУ.

Износостойкость упрочненных образцов исследовали на машине трения Х4-Б по известной методике М. М. Хрущова и М. А. Бабичева [16] и изложенной в ГОСТ 17367–71. Для испытаний использовали цилиндрический образец из стали 20 диаметром 4 мм и длиной 35 мм, на торец которого наносилось испытуемое покрытие. Для приложения нагрузки использовали груз массой 310 г, длина пути трения составляла 30 м. Относительную износостойкость образцов определяли по соотношению изменения массы эталона (сталь 20) и образца с покрытием.

При испытаниях использовали тканевую шлифовальную шкурку марки 14А по ГОСТ 5009–82 из нормального электрокорунда марки 14А зернистостью М40, причем в каждом эксперименте осуществляли трение по свежей поверхности шкурки.

#### Результаты исследований и их обсуждение

При борохромировании стальных образцов в микродуговом режиме формируется поверхностный слаботравящийся слой толщиной 85–90 мкм, имеющий основу микротвердостью 8,3–8,8 ГПа, в которой расположены отдельные включения микротвердостью 14,1–14,6 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектидной концентрации микротвердостью 3,5–3,6 ГПа, переходящий в исходную ферритно-перлитную структуру стали 20 (рис. 1, а).

После боромолибденирования стальных образцов в микродуговом режиме обнаружен поверхностный слаботравящийся слой толщиной 115–120 мкм, состоящий из основы светло-серого цвета микротвердостью 8,7–9,4 ГПа и практически белых включений узорчатой формы микротвердостью 15,5–16,0 ГПа. Микротвердость отдельных более крупных белых включений местами достигает 20,0 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектидной концентрации микротвердостью 3,6–3,7 ГПа, переходящий в исходную ферритно-перлитную структуру стали 20 (рис. 1, б).

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) установил наличие в поверхностном слое борохромированного образца боридов железа  $Fe_2B$  и хрома  $CrB$  и  $Cr_2B$  (рис. 2).

В поверхностном слое образца после боромолибденирования обнаружены бориды железа  $Fe_2B$  и молибдена  $Mo_2B$ , карбид молибдена  $Mo_2C$ , комплексный карбид  $Fe_2MoC$ , а также нитрид бора  $BN$  (рис. 3).

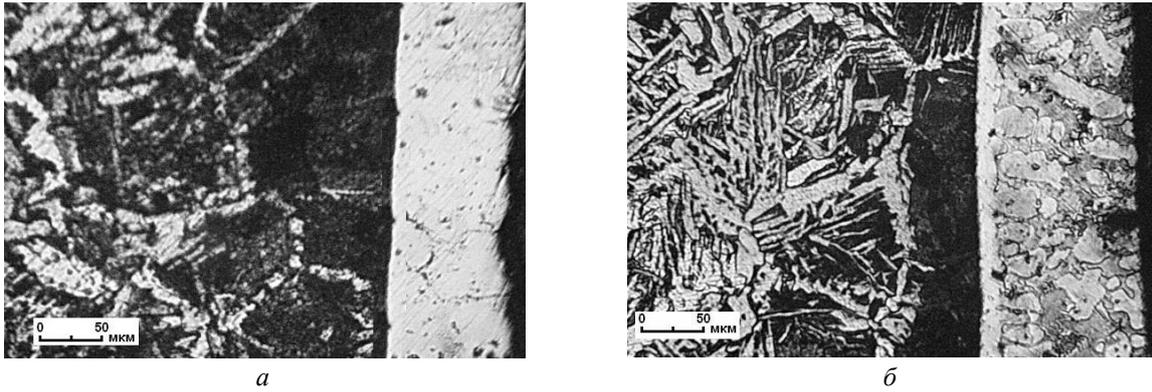


Рис. 1. Микроструктура диффузионного слоя после:  
 а – борхромирования; б – боромолибденирования

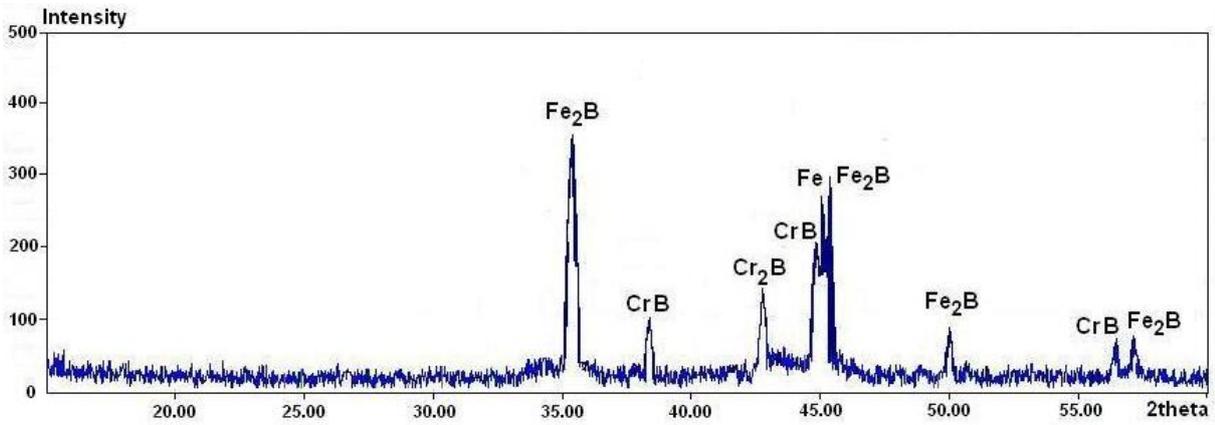


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма поверхности образца после микродугового борхромирования

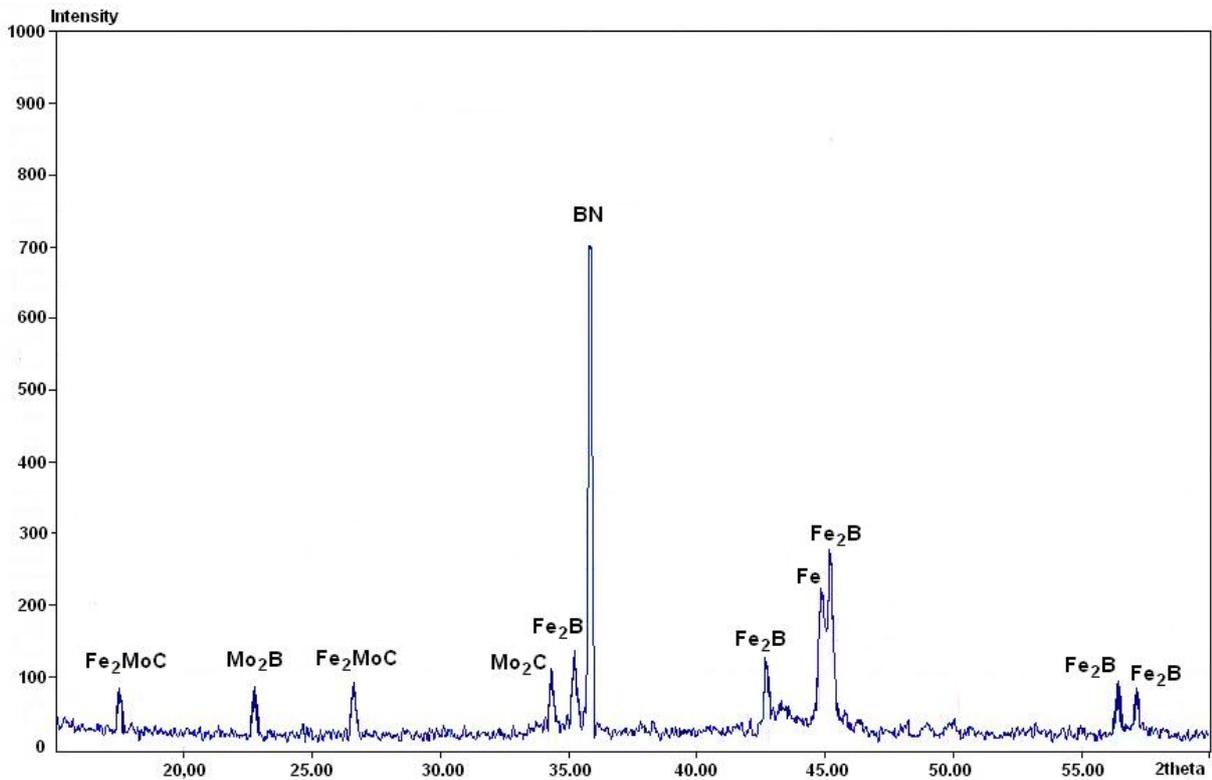


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма поверхности образца после микродугового боромолибденирования

Для оценки влияния структурных составляющих на механические свойства материала проведены исследования свойств слоя методом микроиндентирования. Осуществляли внедрение индентора как в основу слоя, так и в твер-

дые включения. Полученные  $P-h$  диаграммы представлены на рис. 4 (борохромирование) и рис. 5 (боромолибденирование). Для сравнения на рис. 6 приведена диаграмма для исходной структуры стали 20.

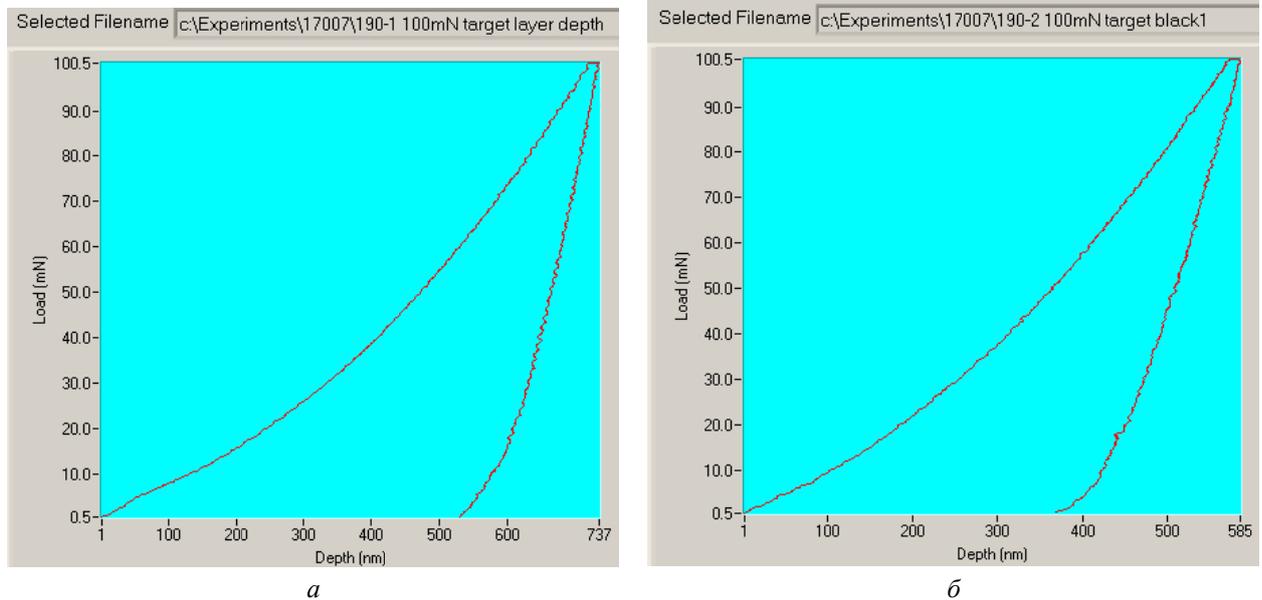


Рис. 4.  $P-h$  диаграммы для борохромированного образца при внедрении индентора:  
*a* – в основу поверхностного слоя; *б* – в мелкодисперсные включения

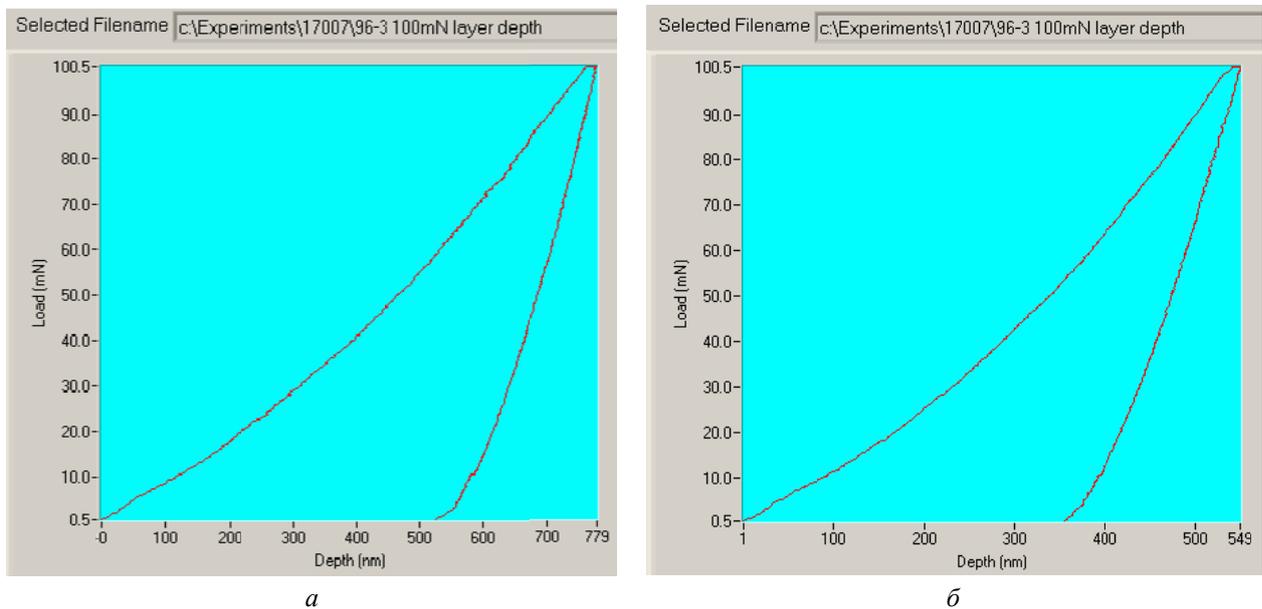


Рис. 5.  $P-h$  диаграммы для боромолибденированного образца при внедрении индентора:  
*a* – в основу поверхностного слоя; *б* – в мелкодисперсные включения

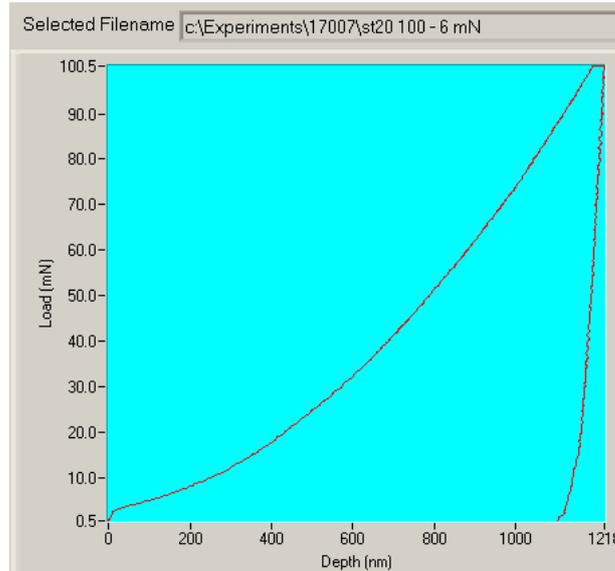


Рис. 6. P – h диаграмма для образца из стали 20

Для оценки ползучести покрытия определяли относительное изменение глубины индентирования при постоянной испытательной нагрузке. Полученные диаграммы представлены на рис. 7 и 8.

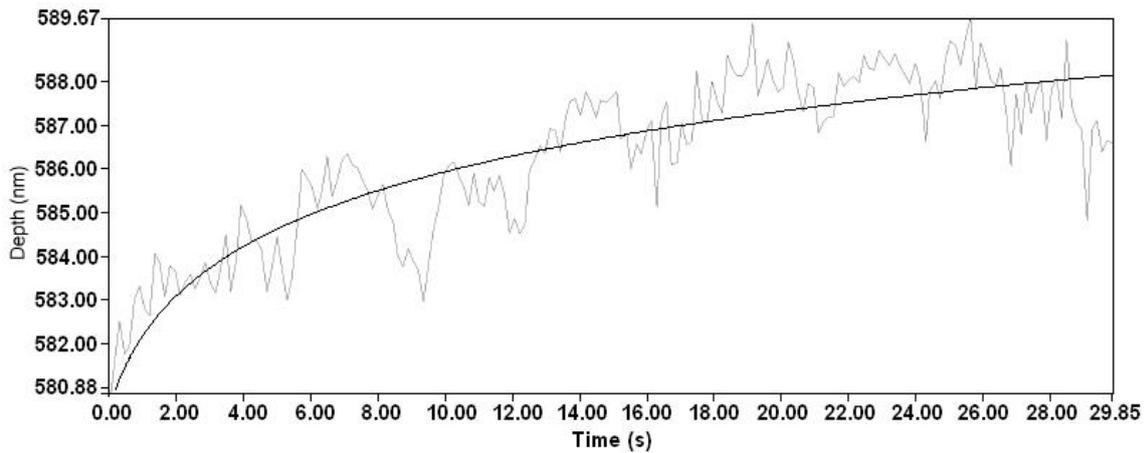


Рис. 7. Диаграмма ползучести при внедрении индентора в светлые включения в борохромированном слое

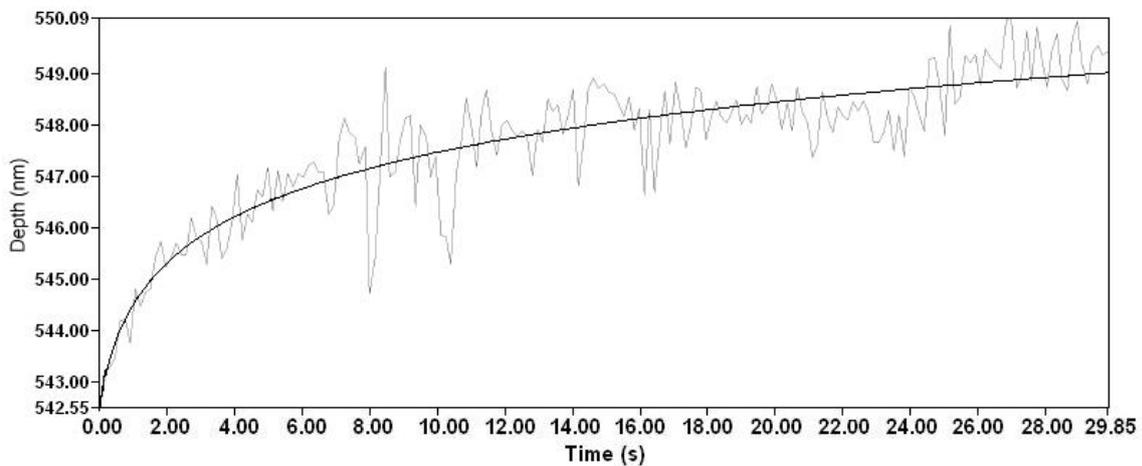


Рис. 8. Диаграмма ползучести при внедрении индентора в светлые включения в боромолибденированном слое

Результаты расчетов механических характеристик приведены в таблице.

**Механические характеристики поверхностного слоя и основы образца**

Образец	Твердость индентирования Н <sub>ГТ</sub> , ГПа	Модуль упругости при индентировании Е <sub>ГТ</sub> , ГПа	Ползучесть при индентировании С <sub>ГТ</sub> , %	Упругая составляющая μ <sub>ГТ</sub> , %	Пластическая составляющая (1-μ <sub>ГТ</sub> ), %
Сталь 20	2,80	210	2,29	9,0	91,0
Борохромирование, основа слоя	8,53	246	1,42	27,3	72,7
Борохромирование, светлые включения	14,55	350	1,22	35	65
Боромолибденирование, основа слоя	8,90	242	1,52	30,4	69,6
Боромолибденирование, светлые включения	16,62	360	1,19	35,5	64,5

Из приведенных данных видно, что механические свойства поверхностного слоя после борохромирования и боромолибденирования в микродуговом режиме существенно выше, чем у стали 20 в исходном состоянии. Твердость при индентировании: при борохромировании для основы слоя 8,53 и 14,55 ГПа для твердых включений; при боромолибденировании – для основы слоя 8,58 и 16,62 ГПа для твердых включений. Модуль упругости при индентировании равен соответственно 246 /350 ГПа и 242 /360 ГПа (основа/включения). Ползучесть и доля пластической составляющей при микроиндентировании с ростом твердости и модуля упругости закономерно снижаются.

Формирование поверхностного слоя, содержащего мелкодисперсные включения боридов железа и карбида бора, приводит к существенному увеличению износостойкости стали. По сравнению со сталью 20, износостойкость после микродугового борохромирования возросла в 4,2 раза, а после микродугового боромолибденирования – в 4,5 раза.

#### Выводы

1. При микродуговом борохромировании на поверхности стали наблюдается слаботравящийся слой толщиной около 200–220 мкм, имеющий основу микротвердостью 8,3–8,8 ГПа, в которой расположены отдельные включения микротвердостью 14,1–14,6 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектоидной концентрации микротвердостью 3,5–3,6 ГПа толщиной около 80 мкм, переходящий в исходную ферритно-перлитную структуру стали 20.

2. При микродуговом боромолибденировании стали формируется поверхностный слаботравящийся слой толщиной 250–270 мкм, состоящий из основы светло-серого цвета микротвердостью 8,7–9,4 ГПа и светлых включений

узурчатой формы микротвердостью 15,5–16,0 ГПа. Микротвердость отдельных более крупных белых включений местами достигает 20,0 ГПа. Далее расположен науглероженный слой эвтектоидной концентрации микротвердостью 3,6–3,7 ГПа толщиной около 100 мкм, переходящий в исходную ферритно-перлитную структуру стали 20.

3. Методом РФА в поверхностном слое борохромированного образца обнаружены бориды железа Fe<sub>2</sub>B и хрома CrB и Cr<sub>2</sub>B; в поверхностном слое боромолибденированного образца – бориды железа Fe<sub>2</sub>B и молибдена Mo<sub>2</sub>B, карбид молибдена Mo<sub>2</sub>C, комплексный карбид Fe<sub>2</sub>MoC, а также нитрид бора BN.

4. Борохромирование и боромолибденирование в микродуговом режиме приводят к существенному возрастанию механических свойств поверхностного слоя стали. Твердость при индентировании составляет: при борохромировании 8,53 ГПа для основы слоя и 14,55 ГПа для твердых включений; при боромолибденировании 8,90 ГПа для основы слоя и 16,62 ГПа для светлых включений. Модуль упругости при индентировании равен соответственно 246 ГПа/350 ГПа и 242 ГПа/360 ГПа (основа/включения). Ползучесть и доля пластической составляющей при микроиндентировании с ростом твердости и модуля упругости закономерно снижаются. Абразивная износостойкость покрытия после микродугового борохромирования в 4,2 раза выше, а после микродугового боромолибденирования – в 4,5 раза выше, чем у стали 20 в исходном состоянии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворошнин, Л. Г. Теория и технология химико-термической обработки / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – Москва : Новое знание, 2010. – 304 с.

2. *Борисенок, Г. В.* Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Г. В. Борисенок, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
3. *Лабунец, В. Ф.* Износостойкие боридные покрытия / В. Ф. Лабунец, Л. Г. Ворошнин, М. В. Киндрачук. – К.: Техника, 1989. – 158 с.
4. *Земсков, Г. В.* Многокомпонентное диффузионное насыщение металлов и сплавов / Г. В. Земсков, Р. Л. Коган. – М.: Металлургия, 1978. – 208 с.
5. *Степанов, М. С.* Диффузионное насыщение углеродистой стали в режиме микродугового нагрева / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, В. Н. Пустовойт // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2017. – № 1 (739). – С. 54–57.
6. *Степанов, М. С.* Микродуговое диффузионное насыщение стали углеродом и карбидообразующими элементами / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, В. Н. Пустовойт // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2017. – № 5 (743). – С. 45–49.
7. *Степанов, М. С.* Кинетика нагрева при микродуговой химико-термической обработке стальных изделий / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, Ю. А. Корнилов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* – 2016. – Т. 82. – № 3. – С. 42–44.
8. *Степанов, М. С.* Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, Ю. А. Корнилов // *Упрочняющие технологии и покрытия.* – 2016. – № 8 (140). – С. 34–38.
9. *Степанов, М. С.* Механизм ускорения диффузионных процессов при микродуговом нагреве стали / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // *Физика и химия обработки материалов.* – 2017. – № 1. – С. 5–11.
10. *Домбровский, Ю. М.* Новые возможности поверхностного легирования стали в порошковых средах / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // *Вестник машиностроения.* – 2015. – № 8. – С. 79–81.
11. *Степанов, М. С.* Формирование карбидного покрытия при микродуговом молибденировании стали / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // *Упрочняющие технологии и покрытия.* – 2015. – № 10 (130). – С. 34–38.
12. *Домбровский, Ю. М.* Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2017. – Т. 60. – № 4. – С. 262–267.
13. *Степанов, М. С.* Термодинамический анализ реакций формирования карбидного слоя в стали при микродуговом насыщении молибденом / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия.* – 2016. – Т. 59. – № 2. – С. 77–81.
14. ГОСТ Р 8.748–2011 (ИСО 14577-1:2002) Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний.
15. *Головин, Ю. И.* Наноиндентирование и его возможности / Ю. И. Головин. – М.: Машиностроение, 2009. 312 с.
16. *Хрущов, М. М.* Абразивное изнашивание / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. – М.: Наука, 1970. – 251 с.

УДК 621.793

*Л. В. Давидян, М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский*

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И СВОЙСТВА СТАЛИ 20 ПОСЛЕ МИКРОДУГОВОГО БОРИРОВАНИЯ

Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону

e-mail: stepanovms@yandex.ru

Изучены структура, фазовый состав, механические свойства и износостойкость диффузионного покрытия, полученного при борировании стали 20 в микродуговом режиме. После диффузионного насыщения формируется композиционное покрытие толщиной 0,3 мм, состоящее из основы микротвердостью 4500–4700 МПа и включений боридной эвтектики микротвердостью 15,0–17,0 ГПа, под которым расположена науглероженная зона с эвтектичной структурой, переходящая в исходную ферритно-перлитную структуру стали 20. Диффузионный слой содержит мелкодисперсные включения частиц бориды железа  $Fe_2B$  и карбида бора. Механические свойства поверхностного слоя после микродугового борирования существенно выше, чем исходного материала. Твердость при микроиндентировании основы покрытия составила 5,3–5,6 ГПа, светлых включений – 13,5–14,0 ГПа. Модуль упругости при микроиндентировании для указанных зон равен соответственно 228 и 250 ГПа (сталь 20 в исходном состоянии – 210 ГПа). Ползучесть и доля пластической составляющей с ростом твердости закономерно снижаются. Абразивная износостойкость боридного покрытия в 3,1 раза выше, чем у стали 20 в исходном состоянии.

*Ключевые слова:* диффузионное насыщение, микродуговой нагрев, формирование боридного покрытия.

*L. V. Davydian, M. S. Stepanov, Yu. M. Dombrovsky*  
**STRUCTURAL PHASE STATE AND PROPERTIES  
OF THE STEEL 20 AFTER MICRO-BURIAL BORING**

**Don State Technical University, Rostov-on-Don**

Studied the structure, phase composition, mechanical properties and wear resistance of diffusion coatings by boron saturation of steel 20 in microarc mode. After diffusion saturation of the formed composite coating thickness of 0.3 mm, consisting of a base microhardness 4500–4700 MPa and inclusions of boride eutectic with microhardness 15.0–17.0 HPa, which is located under the carbonized area with an eutectoid structure, turning into the initial ferrite-pearlite structure of steel 20. The diffusion layer contains fine-dispersed inclusions of particles of boride iron  $Fe_2B$  and boron carbide. The mechanical properties of the surface layer after microarc boring are higher than the starting material. The microindentation hardness of the base surface was 5.3–5.6 GPa, the bright inclusions – 13.5–14.0 GPa. The microindentation modulus of elasticity for the specified zones are respectively 228 GPa and 250 HPa (steel 20 in the initial state – 210 GPa). Creep and the proportion of the plastic component with increasing hardness naturally reduced. Abrasive wear resistance of boride coatings is 3.1 times higher than that of steel 20 in the initial state.

*Keywords:* diffusion saturation, microarc heating, the formation of a boron coating.

### **Введение**

Диффузионное борирование применяется с целью повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости стальных изделий. Для поверхностного насыщения обычно применяют порошковые смеси, электролизное и жидкостное безэлектролизное насыщение, и борирование из обмазок. В качестве источника диффузанта используют карбид бора, тетраборат натрия, ферробор, аморфный бор. Температурный интервал процесса 900–1050 °С, продолжительность 2–6 часов [1–3].

В диффузионном слое в зависимости от применяемой технологии насыщения и химического состава стали формируются двухфазные или однофазные покрытия, состоящие из боридов  $FeB$  и  $Fe_2B$ , под которыми располагается переходная зона – твердый раствор бора в  $\alpha$ -железе. Кристаллы боридов растут преимущественно перпендикулярно поверхности, и, срастаясь в основаниях, образуют сплошной боридный слой, имеющий характерное столбчатое строение [1–3].

Боридные диффузионные покрытия имеют высокую твердость: для двухфазных покрытий она достигает 18–21 ГПа, а для однофазных – 14–16 ГПа. Однако для борированного слоя характерна низкая пластичность, что затрудняет применение данного метода для поверхностного упрочнения изделий, работающих в условиях знакопеременного нагружения, и подвергающихся ударным нагрузкам.

Для повышения пластичности борированных покрытий рекомендуется создание поверхностного слоя, состоящего из эвтектических и псевдоэвтектических композиционных структур, включающих высокодисперсные фазы различной твердости [4]. Именно такой слой формируется при микродуговой химико-термичес-

кой обработке (МДХТО), заключающейся в поверхностном легировании стали за счет воздействия микродуговых разрядов [5–9]. Микродуговой нагрев создает зону локального газового разряда у поверхности обрабатываемого стального изделия, что позволяет значительно интенсифицировать процесс диффузионного насыщения и обеспечить получение структуры, фазового состава и свойств поверхностного слоя, которые недостижимы другими методами [10–14].

Целью настоящей работы явилось исследование структуры, фазового состава, механических свойств и износостойкости диффузионного покрытия, полученного при борировании стали 20 в микродуговом режиме.

### **Методика проведения исследований**

При проведении исследований применяли экспериментальную установку и методику [5]. Для металлургических исследований использовали цилиндрические образцы из стали 20 длиной 35 мм и диаметром 12 мм, которые погружали на глубину 15 мм в металлический контейнер, заполняемый порошком каменного угля (антрацита) с размером частиц 0,4–0,6 мм, и нагревали пропусканием электрического тока в цепи «источник питания – контейнер – порошковая среда – образец». Предварительно на поверхность образца наносилась обмазка на основе электропроводного геля, содержащая карбид бора в качестве источника диффузанта. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,3 А/см<sup>2</sup>. Общая продолжительность процесса – 4 мин.

Микроструктурный анализ диффузионного слоя выполняли с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах, протравленных реактивом Ржешотарского. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450–76 микротвер-

домером ПМТ-3 при нагрузках на индентор 0,490 и 0,196 Н. Для регистрации микроструктур использовали цифровую камеру с разрешением 7,2 Мп. Рентгеновский фазовый анализ проводили с помощью дифрактометра ARL X'TRA-435 в  $\text{CuK}\alpha$  излучении.

Механические свойства покрытий изучали методом микроиндентирования на установке Nanotest 600 производства фирмы MicroMaterials Ltd (Wrexham, Великобритания) по стандартной методике\* [15] с пирамидальным индентором Берковича при величине нагрузки 100 мН. Анализ результатов индентирования проводили по методу Оливера-Фарра [16].

Исследование износостойкости покрытий выполняли на машине трения Х4-Б по методике М. М. Хрущева и М. А. Бабичева [17], изложенной в ГОСТ 17367–71. Образец для испытаний представлял собой цилиндр из стали 20 диаметром 4 мм и длиной 35 мм, на торец которого наносилось испытываемое покрытие. Величина нагрузки составляла 310 г, а длина пути трения – 30 м.

Относительную износостойкость  $\varepsilon$  образцов определяли по формуле

$$\varepsilon = \Delta m_1 / \Delta m_2,$$

где  $\Delta m_1$  – изменение массы образца в исходном

состоянии;  $\Delta m_2$  – изменение массы образца с испытываемым покрытием.

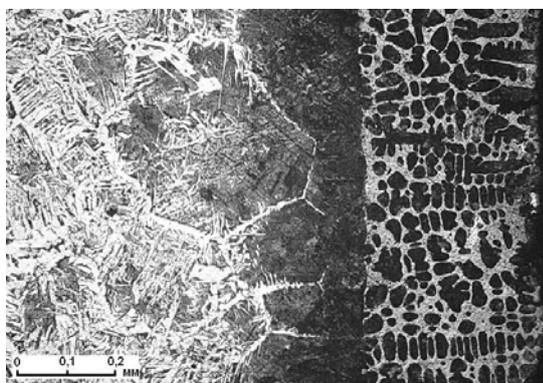
Взвешивание образцов осуществляли на лабораторных весах марки ВЛТ-150-П с пределом допускаемой абсолютной погрешности  $\pm 0,005$  г.

В качестве абразивной поверхности использовали тканевую шлифовальную шкурку марки 14А по ГОСТ 5009–82 из нормального электрокорунда марки 14А зернистостью М40.

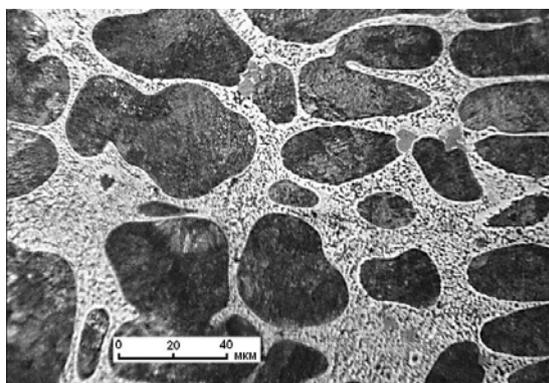
Для устранения влияния неоднородности абразивных свойств шлифовальной шкурки трение исходного и опытного образцов в каждом эксперименте выполняли по свежей поверхности шкурки.

### Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктурный анализ борированных образцов позволил установить формирование композиционного покрытия толщиной 0,3 мм (рис. 1, а), состоящего из основы микротвердостью 4500–4700 МПа, в которой расположены участки боридной эвтектики микротвердостью 15,0–17,0 ГПа (светлые участки покрытия, рис. 1, б). Под композиционным слоем расположена науглероженная зона с эвтектоидной структурой, переходящая в исходную ферритно-перлитную структуру стали 20.



а



б

Рис. 1. Микроструктура борированного покрытия:  
а – общий вид композиционного покрытия; б – участки боридной эвтектики

Совместная диффузия атомарного бора и углерода происходит преимущественно по границам зерен, что обусловлено преобладающей ролью зернограницной диффузии по сравнению с объемной. Это ускоряет достижение предельных концентраций на межфазных границах и приводит к появлению в этих участках

легкоплавких эвтектик: двойной железо-бор при температуре 1177 °С и концентрации бора 17 % [18] или тройной железо-углерод-бор (1100 °С, 2,9 % В, 1,5 % С) [4].

Рентгеновский фазовый анализ (РФА) подтвердил наличие в поверхности образца боридов  $\text{Fe}_2\text{B}$  (рис. 2).

\* Исследование выполнено на оборудовании ресурсного центра коллективного пользования научно-образовательного центра «Материалы» ДГТУ

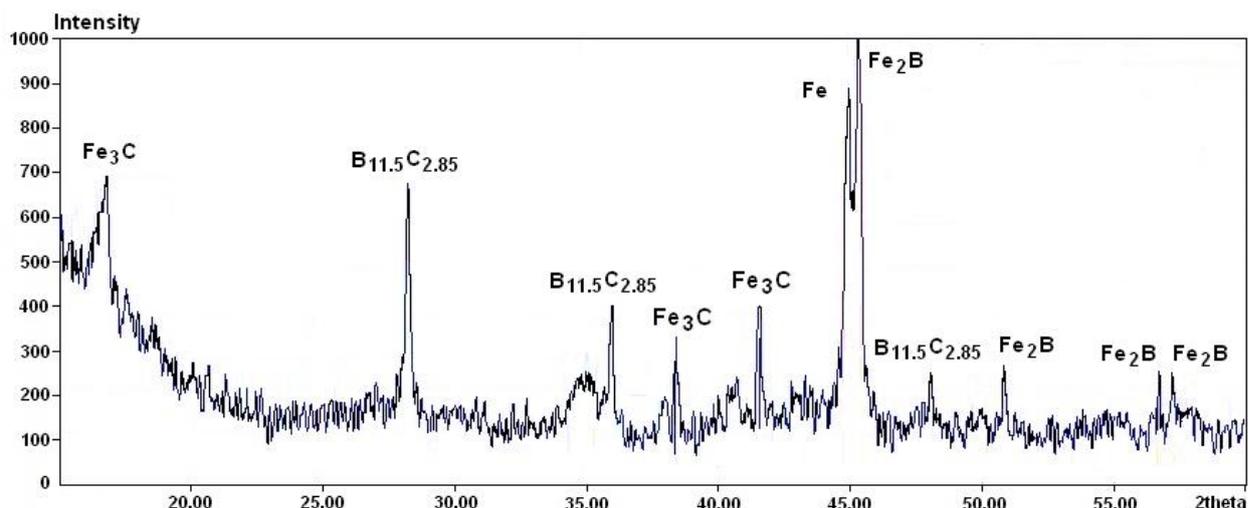


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма поверхности образца после микродугового борирования

Кроме того, на дифрактограмме обнаружены рентгеновские дифракционные линии карбида бора  $B_{11.5}C_{2.85}$  с соотношением В:С, несколько отличающимся от нормальной стехиометрии карбида  $B_4C$ .

Таким образом, с помощью РФА подтверждено, что полученное боридное покрытие имеет композиционную структуру, характеризующуюся наличием в основе, имеющей относительно невысокую твердость, мелкодисперсных включений твердой фазы – бориды железа и карбида бора.

Такой фазовый состав поверхностного слоя, несомненно, должен оказывать влияние на механические свойства упрочненного слоя, оценка которых выполнена методом микроиндентирования. Выбор данного метода обусловлен тем, что единственной возможностью оценить прочность и пластичность стали после диффузионного насыщения является индентирование упрочнённого слоя, т.е. получение информации о его свойствах с помощью регистрации и последующего анализа диаграммы деформации материала при внедрении и последующей разгрузке индентора.

Для анализа диаграмм нагружения предложены различные методы обработки  $P-h$  – диаграмм (сила – деформация), которые имеют ограниченную область применения и зависят от диапазона свойств материалов, типа индентора, величины нагрузки и других факторов. По мнению большинства материаловедов, для пирамидальных инденторов наиболее универсальной является методика Оливера-Фарра, которая положена в основу международного (ИСО

14577-1:2002) и национального (ГОСТ Р 8.748–2011) стандартов.

Существующие конструкции нанотестеров прецизионны и обладают высокой степенью автоматизации процесса индентирования. Они позволяют визуализировать с помощью персонального компьютера диаграммы нагружения и разгрузки, провести обработку этих диаграмм и получить исходные данные для расчёта целого ряда параметров материала.

Применение инструментального индентирования для оценки результатов МДХТО позволяет получить информацию о механических свойствах упрочненного слоя в части:

- сопротивления большим пластическим деформациям при внедрении индентора – твердость при индентировании  $H_{IT}$ ;
- сопротивления упругим деформациям (жесткость) – модуль упругости при индентировании  $E_{IT}$ ;
- сопротивления деформации при длительном воздействии нагрузки – ползучесть при индентировании  $C_{IT}$ ;
- соотношения между упругой и пластической деформациями – пластическая  $W_{PLAST}$  и упругая  $W_{ELAST}$  составляющие полной механической работы  $W_{TOTAL}$  при инструментальном индентировании.

При проведении микроиндентирования внедрение индентора осуществлялось как в основу полученного покрытия, так и в мелкодисперсные включения. Полученные  $P-h$  диаграммы представлены на рис. 3. Для сравнения на рис. 4 приведена  $P-h$  диаграмма для стали 20 в исходном состоянии.

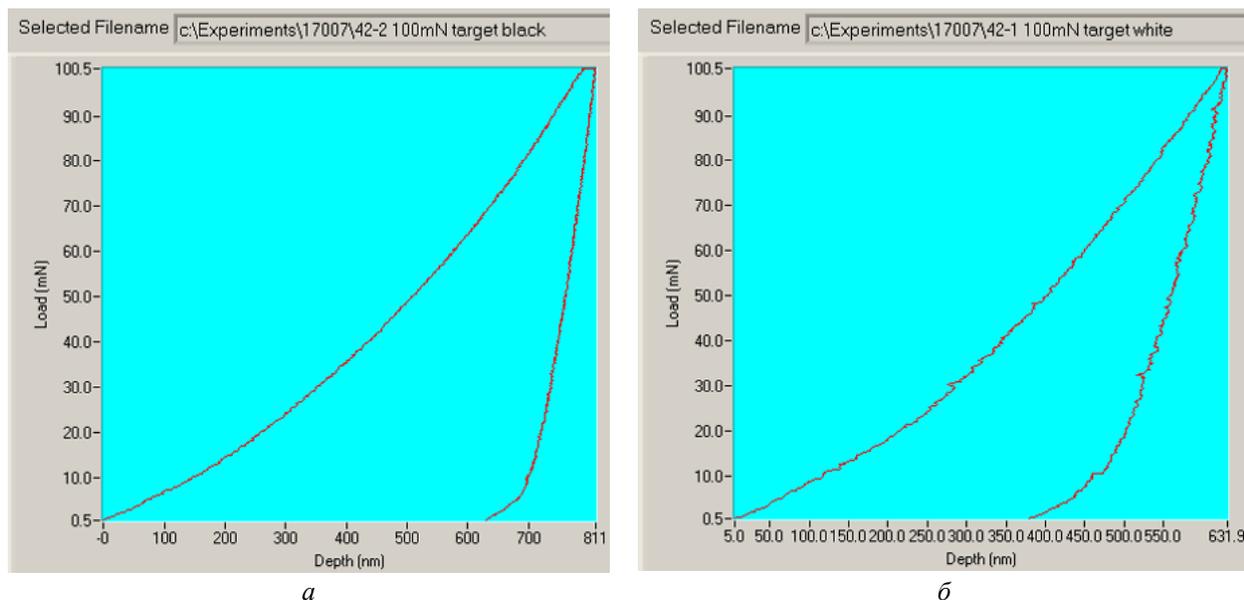


Рис. 3. P – h диаграммы для борированного образца при внедрении индентора:  
*a* – в основу покрытия; *б* – в мелкодисперсные включения

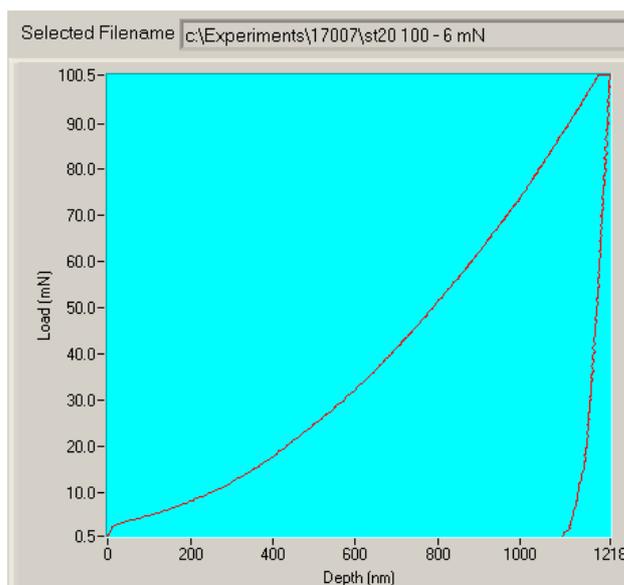


Рис. 4. P – h диаграмма для образца из стали 20

Для оценки ползучести покрытия определяли относительное изменение глубины индентирования при постоянной испытательной нагрузке. Диаграмма ползучести при внедрении индентора в светлые включения представлена на рис. 5.

Результаты расчетов механических характеристик приведены в таблице.

Анализ полученных данных показал, что механические свойства поверхностного слоя после борирования в микродуговом режиме существенно выше, чем исходного материала. Твердость при индентировании основы покры-

тия составила 5,3–5,6 ГПа, а мелкодисперсных включений – 13,5–14,0 ГПа. Модуль упругости при индентировании для этих участков составил соответственно 228 и 250 ГПа при 210 ГПа для стали 20 в исходном состоянии.

В хорошем соответствии с этими результатами находятся показатели ползучести и соотношения упругой и пластической составляющих работы при инструментальном индентировании. С ростом твердости и модуля упругости величина ползучести и пластичность указанных зон упрочненного слоя закономерно снижаются.

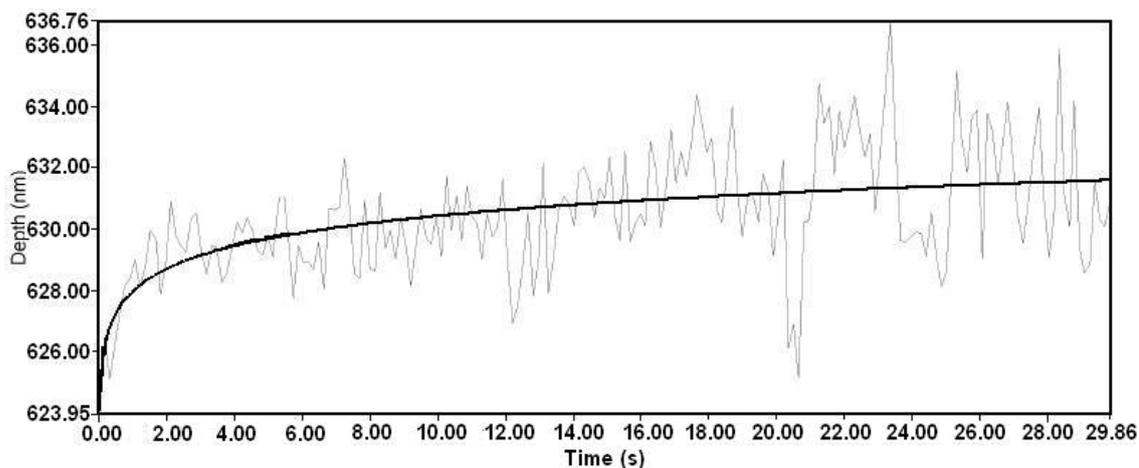


Рис. 5. Диаграмма ползучести при внедрении индентора в светлые включения в борированном слое

#### Механические характеристики поверхностного слоя и основы образца

Образец	Твердость при индентировании $H_{IT}$ , ГПа	Модуль упругости при индентировании $E_{IT}$ , ГПа	Ползучесть при индентировании $C_{IT}$ , %	Упругая составляющая $\mu_{IT}$ , %	Пластическая составляющая ( $1-\mu_{IT}$ ), %
Сталь 20	2,80	210	2,29	9,0	91,0
Борирование, основа слоя	5,3–5,6	228	1,67	20,5	79,5
Борирование, светлые включения	13,5–14,0	250	1,22	32,9	67,1

Исследование величины износа образцов о закрепленные абразивные частицы показало, что износостойкость поверхностного слоя, содержащего мелкодисперсные включения боридов железа и карбида бора, увеличивается в 3,1 раза по сравнению с исходным состоянием.

#### Выводы

1. Борирование образцов из стали 20 в микродуговом режиме формирует композиционное покрытие толщиной 0,3 мм, состоящее из основы микротвердостью 4500–4700 МПа и включений боридной эвтектики микротвердостью 15,0–17,0 ГПа. Под композиционным слоем расположена науглероженная зона с эвтектоидной структурой, переходящая в исходную феррито-перлитную структуру стали 20.

2. По данным РФА, мелкодисперсные включения светлой фазы борированного слоя представляют собой частицы борида железа  $Fe_2B$  и карбида бора  $B_4C$  с соотношением В:С, несколько отличающимся от нормальной стехиометрии карбида  $B_4C$ .

3. Методом микроиндентирования установлено, что механические свойства поверхностного слоя после борирования в микродуговом режиме существенно выше, чем исходного материала. Твердость при микроиндентировании

основы покрытия составила 5,3–5,6 ГПа, светлых включений – 13,5–14,0 ГПа. При этом модуль упругости при микроиндентировании для указанных зон равен соответственно 228 и 250 ГПа (сталь 20 в исходном состоянии – 210 ГПа). Ползучесть и доля пластической составляющей с ростом твердости закономерно снижаются.

4. Абразивная износостойкость боридного покрытия в 3,1 раза выше, чем у стали 20 в исходном состоянии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворошнин, Л. Г. Теория и технология химико-термической обработки / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – Москва : Новое знание, 2010. – 304 с.
2. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Metallurgia, 1985. – 256 с.
3. Борисенко, Г. В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Г. В. Борисенко, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин. – М. : Metallurgia, 1981. – 424 с.
4. Крукович, М. Г. Пластичность борированных слоев / М. Г. Крукович, Б. А. Прусаков, И. Г. Сизов. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2010. – 384 с.
5. Степанов, М. С. Диффузионное насыщение углеродистой стали в режиме микродугового нагрева / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, В. Н. Пустовойт // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2017. – № 1 (739). – С. 54–57.
6. Степанов, М. С. Микродуговое диффузионное насыщение стали углеродом и карбидообразующими эле-

ментами / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, В. Н. Пустовойт // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 5 (743). – С. 45–49.

7. Степанов, М. С. Кинетика нагрева при микродуговой химико-термической обработке стальных изделий / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, Ю. А. Корнилов // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. – 2016. – Т. 82. – № 3. – С. 42–44.

8. Домбровский, Ю. М. Новые возможности поверхностного легирования стали в порошковых средах / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // *Вестник машиностроения*. – 2015. – № 8. – С. 79–81.

9. Степанов, М. С. Формирование карбидного покрытия при микродуговом молибденировании стали / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2015. – № 10 (130). – С. 34–38.

10. Домбровский, Ю. М. Формирование покрытия карбидного типа при микродуговом ванадировании стали / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2017. – Т. 60. – № 4. – С. 262–267.

11. Степанов, М. С. Термодинамический анализ реакций формирования карбидного слоя в стали при микродуговом насыщении молибденом / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2016. – Т. 59. – № 2. – С. 77–81.

12. Степанов, М. С. Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский, Ю. А. Корнилов // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2016. – № 8 (140). – С. 34–38.

13. Степанов, М. С. Механизм ускорения диффузионных процессов при микродуговом нагреве стали / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // *Физика и химия обработки материалов*. – 2017. – № 1. – С. 5–11.

14. Домбровский, Ю. М. Формирование композиционного боридного покрытия на стали при микродуговой химико-термической обработке / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 2015. – Т. 58. – № 3. – С. 214–215.

15. ГОСТ Р 8.748–2011 (ИСО 14577-1:2002) Государственная система обеспечения единства измерений. Металлы и сплавы. Измерение твердости и других характеристик материалов при инструментальном индентировании. Часть 1. Метод испытаний.

16. Головин, Ю. И. Наноиндентирование и его возможности / Ю. И. Головин. – М.: Машиностроение, 2009. – 312 с.

17. Хрущов, М. М. Абразивное изнашивание / М. М. Хрущов, М. А. Бабичев. – М.: Наука, 1970. – 251 с.

18. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник / под общ. ред. О. А. Банных. – М.: Металлургия, 1986.

УДК 621.74:669.14.015

*О. Б. Крючков, Ю. Ю. Турапин, Д. Г. Ситников*

## ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА СТАЛЬНЫХ ОТЛИВОК

Волгоградский государственный технический университет

e-mail:olegk@vstu.ru

В настоящей статье приведены результаты экспериментального исследования влияния суспензионной разливки на качество литого металла: плотность, макро- и микроструктуру, форму и характер распределения неметаллических включений и ударную вязкость.

*Ключевые слова:* суспензионная разливка, экзогенные инокуляторы, плотность металла, макроструктура, микроструктура, механические свойства.

*O. B. Kryuchkov, Yu. Yu. Turapin, D. G. Sitnikov*

## IMPROVING THE QUALITY OF STEEL CASTINGS

Volgograd State Technical University

This article presents the results of an experimental study of the influence of suspension casting on the quality of cast metal: density, macro- and microstructure, the shape and nature of the distribution of non-metallic inclusions, and impact viscosity.

*Keywords:* casting suspension, exogenous inoculants, the density of the metal, macrostructure, microstructure, and mechanical properties.

Литые углеродистые стали в качестве конструкционного материала находят широкое применение в машиностроении, например, для изготовления деталей ходовой части сельхозмашин. В процессе эксплуатации такие изделия подвергаются значительным динамическим и циклическим нагрузкам, что может приводить к преждевременному выходу их из строя.

В этой связи к изделиям предъявляются повышенные требования по надежности и долговечности [1]. Перегрев металла выше температуры ликвидус перед его разливкой в формы приводит к появлению разнообразных строчечных и остроугольных неметаллических включений, микротрещин, ликвации, грубой неравновесной, разнотермической структуры [2]. При меха-

нической обработке отливок отмечаются случаи появления пористости, усадочной рыхлости подкорковых пузырей. Производство плотных и однородных литых деталей является одной из основных задач сталелитейщиков. Особую актуальность проблема повышения плотности стальных отливок приобретает при работе деталей в условиях значительного гидравлического или газового давления. Решение указанной проблемы возможно при использовании физических методов воздействия на затверждение слитка, в частности, экзогенной суспензионной разливки, которая осуществляется путем ввода в жидкий металл дисперсных иноксуляторов, представляющих собой металлический порошок или мелкую дробь близкого химического состава к разливаемой марке стали [2]. Твердые металлические частицы, введенные при разливке в струю жидкой стали, снимают перегрев и обеспечивают ускорение процесса кристаллизации стали в литейной форме.

Целью данной работы было повышение качества литого металла посредством воздействия на процесс формирования его кристаллической структуры за счет применения суспензионной разливки.

Объектом исследования в данной работе являлись отливки из стали 45Л, предназначенные для работы в условиях знакопеременных нагрузок. Промышленную выплавку стали 45Л проводили в дуговой электропечи с кислой набивной футеровкой по действующей технологии. Готовую сталь, предварительно раскисленную ферромарганцем ФМн-78 и ферросилицием ФС-45, после выпуска из печи в стеновый ковш окончательно раскисляли алюминием АВ-97 в количестве 1,2 кг/т жидкого металла. При температуре жидкой стали 1570–1590 °С с помощью заливочного ковша производилась заливка металла в литейную форму, в которой дополнительно были выполнены полости для приливных проб с поперечным сечением, соответствующим толщине стенки отливки. При заполнении литейных форм в жидкий металл из бункера-дозатора поступала дробь, которая равномерно перемешивалась с жидкой сталью. С использованием образцов, изготовленных из приливных проб, проводили металлографическое исследование и механические испытания, результаты которых дают возможность оценить эффективность влияния суспензионной заливки форм на качество отливок.

При выборе иноксулятора учитывались различные факторы. Согласно литературным данным [3, 4, 5] существенное улучшение макро и микроструктуры отливок может быть получено путем присадки в жидкий металл железного порошка, например, марки ПЖ-2К, или порошкообразных лигатур, содержащих нитридокарбидные компоненты. Основным препятствием для использования указанных иноксуляторов в литейном и металлургическом производствах является их высокая стоимость и дефицитность.

Принципы модифицирования литой стали с помощью иноксуляторов были реализованы в данной работе методом, не требующим значительных материальных затрат. В качестве иноксуляторов была использована предварительно просеянная стальная дробь, отработавшая в дробебетных камерах. Химический состав дроби характеризуется содержанием основных элементов и примесей в количествах (%): углерод 0,47–0,54, марганец 0,7–0,9, кремний 0,4–0,5, хром 0,24–0,28, никель 0,17–0,27, медь 0,19–0,28, сера 0,02–0,05, фосфор 0,03–0,06. Необходимо отметить, что наиболее эффективные результаты использования модифицирования достигаются в случае, когда расплавление иноксуляторов в жидкой стали завершается непосредственно перед началом ее кристаллизации. Исходя из этого, из просеянной дроби были выделены частицы размером 1,4–1,7 мм, а относительное количество дроби, вводимой в жидкую сталь, было выбрано в пределах 2,4–2,7 % от массы отливок. При этом нижний предел принят для мелких отливок, а верхний – для крупных. Подготовленную и подогретую к присадке дробь загружали в специальный бункер-дозатор емкостью 0,5 т, смонтированный на заливочном ковше.

Проведенные эксперименты при использовании суспензионной разливки позволили установить, что ее результатом явилось повышение плотности отливок. Методом гидростатического взвешивания установлено, что для обычных рядовых отливок характерны показатели плотности 7,68–7,73 г/см<sup>3</sup>, а на экспериментально-опытных отливках значения плотности достигали 7,78–7,84 г/см<sup>3</sup>.

Увеличение плотности наглядно подтверждается сравнением микроструктуры исходного и модифицированного, литого и нормализованного металла, представленного на рисунке. Для не модифицированных отливок характерно наличие многочисленных, разнообразных внут-

ренных дефектов в виде усадочных раковин, скоплений пор, особенно в центральной зоне, а в модифицированной стали – таких дефектов и ликвации не обнаружено. В связи со значительным уменьшением объема усадочных раковин в открытых прибылях, отсутствием усадочных дефектов в массивных частях отливок, полученных методом суспензионной заливки, появляется возможность на 25–35 % сократить расход стали на прибыли и соответственно этому – увеличить выход годного на 7–12 %.

Проведенные металлографические исследования показали, что под влиянием инокуляторов

произошли существенные положительные изменения в микроструктуре, литой стали. Неоднородная структура в не модифицированной стали с величиной зерна, изменяющейся в широком диапазоне 2–6 баллов, приобрела в обработанном металле мелкозернистую структуру 7–8 балла.

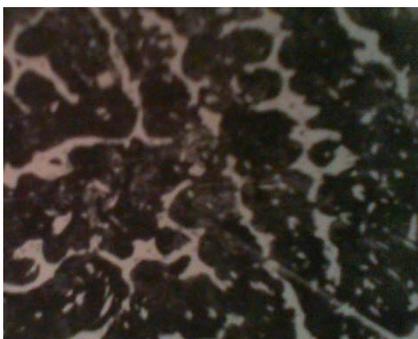
В микроструктуре образцов не обработанной стали преобладала перлитная составляющая, где остроугольный игольчатый феррит располагался в виде сетки по границам кристаллитов. Для микроструктуры модифицированной литой стали характерно равномерное распределение округлого феррита.



Исходная литая сталь



Модифицированная литая сталь



Исходная нормализованная сталь



Модифицированная нормализованная сталь



Рис. Микроструктура литой и нормализованной модифицированной и исходной стали 45Л

Повышение скорости затвердевания стали в объеме отливки, оказывает существенное влияние на процесс выделения неметаллических включений. Металлографический анализ показал, что ввод в жидкую сталь инокуляторов

привел к положительным изменениям формы и характера распределения неметаллических включений. Так в обычных рядовых отливках наблюдались остроугольные, продолговатые, вытянутые включения, преимущественно рас-

положенные неравномерно в металлической матрице и образующие группы и скопления по границам кристаллитов. Для модифицированной стали характерны более мелкие неметаллические включения, как правило, округлой формы, относительно равномерно и хаотично расположенные в микрообъемах мелких зерен.

Результатом повышения плотности литой стали и улучшения ее макро и микроструктуры явилось увеличение механических свойств литой стали, а именно ударной вязкости (ГОСТ 9454–87), являющейся одной из наиболее структурно-чувствительных характеристик литой стали, и определяющей в целом качество литых деталей. Для рядовых отливок ударная вязкость изменяется в пределах 24–32 Дж/см<sup>2</sup>. При этом минимальная величина находилась за пределами требований ГОСТа на литейную сталь 45Л. В опытных отливках с применением суспензионной заливки литейных форм ударная вязкость стали 45Л повысилась в среднем на 44 % и составила 38–54 Дж/см<sup>2</sup>.

### Выводы

Проведенная работа свидетельствует о целесообразности применения инокуляторов в виде дробы при суспензионной заливке литейных форм исходя из экономических соображений и повышения качества литого и термообработанного металла, а именно за счет повышения его плотности, улучшения структуры, формы и характера распределения неметаллических включений, а также повышения ударной вязкости.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн, Я. Е. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали / Я. Е. Гольдштейн, В. Г. Мизин. – М. : Metallurgia, 1986. – 484 с.
2. Крещановский, Н. С. Модифицирование стали / Н. С. Крещановский. – М. : Metallurgia, 1979. – 297 с.
3. Затуловский, С. С. Суспензионная разливка / С. С. Затуловский. – Киев : Наук. думка, 1987. – 259 с.
4. Аникеев, В. В. Суспензионное литье стальных слитков / В. В. Аникеев, И. К. Марченко, В. Я. Генкин // Высокие технологии в машиностроении : матер. Всеросс. науч.-техн. интернет-конф. с межд. уч. – Самара, СамГТУ, 2010. – 193–198 с.
5. Грацианов, Ю. А. Металлические порошки из расплавов / Ю. А. Грацианов, Б. Н. Путимцев, А. Ф. Силаев. – М. : Metallurgia, 1970. – 248 с.

УДК [620.179:621.78]:669.295

**О. Б. Крючков, И. А. Миронов, Д. Г. Ситников, О. П. Бондарева**

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА УГАР ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT-1-0 ПРИ НАГРЕВЕ

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

В настоящей статье приведены результаты экспериментального исследования влияния различных защитных покрытий на угар титанового сплава VT-1-0 при его нагреве в нагревательных печах.

*Ключевые слова:* защитные покрытия, угар, окисление, обезуглероживание, нагревательные печи, титановый сплав.

**O. B. Kryuchkov, I. A. Mironov, D. G. Sitnikov, O. P. Bondareva**

### A STUDY OF THE INFLUENCE OF PROTECTIVE COATINGS ON THE BURN OF TITANIUM ALLOY VT-1-0 WHEN HEATED

Volgograd State Technical University

This article presents the results of an experimental study of the effect of various protective coatings on the carbon of titanium alloy VT-1-0 when heated in heating furnaces.

*Keywords:* protective coatings, carbon monoxide, oxidation, decarbonization, heating furnaces, titanium alloy.

Процесс нагрева металла сопровождается окислением его поверхности – угаром, который снижает массу металла и составляет при каждой технологической операции нагрева, которых может быть несколько, от 1 до 5 % [1, 2]. При этом увеличивается трудоемкость последующей обработки изделий в связи с необходимостью удаления образовавшейся окалины

с поверхности заготовки. Повышенная твердость окалины вызывает более быстрый износ режущих инструментов при механической обработке заготовок, и может способствовать увеличению их брака при ковке и прокатке. Вследствие того, что окалина по сравнению с металлом имеет меньшую теплопроводность, время нагрева заготовок в печах увеличивается,

что приводит к снижению их производительности печи. Процесс нагрева заготовок в печи сопровождается осыпанием окалины, которая образует шлаковые наросты на поду печей, что вызывает необходимость более частых ремонтов футеровки и повышенный ее расход [1].

Титан и титановые сплавы используются в машиностроении, приборостроении и инструментальной промышленности для изготовления изделий с высокой прочностью при достаточной пластичности и вязкости, для изготовления изделий с высоким сопротивлением малым пластическим деформациям, а также – изделий, сопротивляющихся хрупкому и усталостному разрушению. Однако титан и его сплавы еще сравнительно дороги, склонны к водородной хрупкости, активно взаимодействуют с кислородом воздуха при нагреве, плохо обрабатываются резанием.

Высокая химическая активность титановых сплавов при повышенных температурах является причиной загрязнения поверхности титана газами при нагреве заготовок под горячую деформацию и термообработку. Окисление и насыщение газами поверхности титановых заготовок затрудняет их обработку давлением и резанием, является причиной больших потерь сплавов в отходы. Сопротивление деформиро-

ванию при обработке титановых сплавов давлением выше, чем при обработке конструкционных сталей. Титановые сплавы весьма чувствительны к температуре деформирования. Из-за снижения пластичности, сильно зависящей от температуры, сопротивление деформированию возрастает в 1,5–2 раза при снижении температуры на 50 °С, а на 100 °С – в 2,5–3 раза. Защита титановых сплавов от угара является актуальной, в связи с необходимостью защиты металла от окисления при повышенных температурах и экономических соображений [3, 4, 5].

Целью первого эксперимента была проверка эффективности покрытия на основе талька (80 % талька, 10 % оксида цинка, 10 % крахмала) для защиты титанового сплава ВТ-1-0 от окисления его поверхности. Исследование проводили при различных температурах нагрева титанового сплава. Угар образцов рассчитывался по формуле

$$\varphi = \frac{m_{oi} - m_i}{m_{oi}} \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где  $m_{oi}$  – масса образца до нагрева, г;  $m_i$  – масса образца после нагрева, г.

Схеме загрузки титановых образцов в камерную муфельную печь представлена на рис. 1, а исходные данные и результаты исследования – в табл. 1 и рис. 2.



Рис. 1. Схема загрузки образцов-пластин из титанового сплава ВТ1-0 в камерную, муфельную электрическую печь

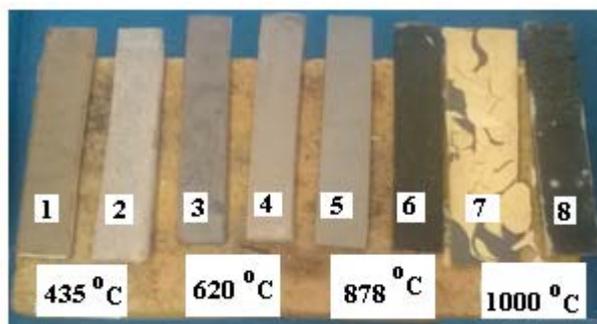


Рис. 2. Образцы из титанового сплава ВТ1-0 после нагрева в печи при различных температурах:  
1, 3, 5, 7 – образцы без покрытия; 2, 4, 6, 8 – образцы с тальковым покрытием

Таблица 1

Исходные данные и результаты исследования нагрева образцов из титанового сплава BT-1-0

№	Образец		Температура испытания	Масса образца, г				Угар, %
				исходная	с покрытием	после извлечения его из печи	после очистки от окалины	
1	Ti №1 (BT1-0)	Без покрытия	435	21,665	–	21,665	21,645	0,092
2	Ti №2 (BT1-0)	Покрытие 10 % тальк		20,335	21,07	20,88	20,315	0,098
3	Ti №3 (BT1-0)	Без покрытия	620	19,285	–	19,275	19,265	0,104
4	Ti №4 (BT1-0)	Покрытие 10 % тальк		19,515	20,16	20	19,495	0,102
5	Ti №5 (BT1-0)	Без покрытия	878	20,14	–	20,175	20,055	0,422
6	Ti №6 (BT1-0)	Покрытие 10 % тальк		18,315	18,985	18,81	18,29	0,137
7	Ti №7 (BT1-0)	Без покрытия	1000	28,165	–	28,83	27,37	2,823
8	Ti №8 (BT1-0)	Покрытие 10 % тальк		20,975	21,72	21,625	20,895	0,381

Результаты табл. 1 показывают, что защитное покрытие на основе талька способствовало снижению угара титанового сплава в температурном диапазоне 435–1000 °С. Вместе с тем, эффективность защитного покрытия возрастает с повышением температуры нагрева и при нагреве до 1000 °С составила 87 %. На рис. 2 хорошо видно, как при охлаждении на воздухе образца из титанового сплава, ранее нагретого до температуры 1000 °С, окисная пленка растрескалась (образец № 7). Тогда как защитная пленка из талькового покрытия при температурах нагрева 876 °С и 1000 °С при охлаждении

на воздухе сохранилась целой, изменив только цвет на темный (образцы 6 и 8).

Результаты нагрева пластин из титанового сплава до температуры 1000 °С с защитой их поверхности от окисления покрытиями из жидкого стекла с присадками алебаstra и талька в количестве 10 % по массе, согласно табл. 2, способствовали снижению угара на 88–90 %.

С целью опробования защитного покрытия, состоящего из нитрита натрия  $\text{NaNO}_2$  и оксида магния  $\text{MgO}$  [6], а также покрытия, состоящего из нитрата натрия  $\text{NaNO}_3$  и оксида магния  $\text{MgO}$ , было проведено три эксперимента.

Таблица 2

Исходные данные и результаты исследования нагрева образцов из титанового сплава BT1-0

№	Образец	Покрытие на основе жидкого стекла с добавками 10 % по массе	Температура испытания, °С	Масса образца, г			Угар, %
				исходная	с покрытием	после очистки от окалины	
1	Ti: №1 (BT1-0) пластина	Без покрытия	1000	21,6	–	21,055	2,523
2	Ti: №2 (BT1-0) пластина	Тальк		18,285	19,42	18,235	0,273
3	Ti: №3 (BT1-0) пластина	Алебастр		19,215	20,04	19,155	0,312

В соответствие с [6] и рис. 3, технология получения защитного покрытия из нитрита натрия  $\text{NaNO}_2$  и оксида магния  $\text{MgO}$  заключается в следующем: в предварительно подогретую с помощью кипятивильника до температуры 85–95 °С воду вводят нитрит натрия  $\text{NaNO}_2$  в количестве 50–60 % от массы воды и хорошо перемешивают. Далее добавляют  $\text{MgO}$  в количестве 5–6 % от массы воды и тщательно перемешивают. При этом температура раствора должна быть в пределах 70–80 °С. После этого в емкость с раствором вводят образец и выдерживают в нем в те-

чении 30 минут, после чего образец подвергают сушке. Согласно литературным данным [6] нитрит натрия (азотнокислый натрий), выпадая в осадок на холодной поверхности образца, увлекает за собой равномерно распределенный в объеме смеси частицы оксида магния. Получившийся после сушки слой, состоящий из смеси азотнокислого натрия и оксида магния, по мнению авторов изобретения [6], прочен и способен защитить поверхность металла от окисления. После нагрева состав покрытия легко смывается водой с поверхности заготовки.



Рис. 3. Технология получения защитного покрытия из нитрита натрия и оксида магния

В данной работе аналогичную процедуру провели с нитратом натрия  $\text{NaNO}_3$ . Образцы из титанового сплава подвергались взвешиванию до и после нанесения покрытия, а также – после

удаления покрытия с нагретых в печи до температуры  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  образцов. Результаты трех экспериментов представлены – в табл. 3.

Таблица 3

Исходные данные и результаты экспериментальных нагревов образцов из титанового сплава ВТ-1-0

№	Образец		Температура испытания, $^\circ\text{C}$	Масса образца, г			Угар, %
				исходная	с покрытием	после очистки от окалины	
1	Ti: №1 (ВТ-1-0) пластина	Без покрытия	1000	21,6	–	21,055	2,52
2	Ti: №4 (ВТ1-0) пластина	Покрытие $\text{NaNO}_2+\text{MgO}$		20,84	21,085	20,51	1,58
3	Ti: №5 (ВТ1-0) пластина	Покрытие $\text{NaNO}_2+\text{MgO}$		27,3	27,71	26,8	1,83
4	Ti: №1 (ВТ1-0) пластина	Без покрытия		17,455	–	17,07	2,21
5	Ti: №2 (ВТ1-0) пластина	Покрытие $\text{NaNO}_3+\text{MgO}$		18,51	18,865	18,205	1,65
6	Ti: №1 (ВТ1-0) параллелепипед	Без покрытия		4,15	–	4,035	2,77
7	Ti: №2 (ВТ1-0) параллелепипед	Покрытие $\text{NaNO}_2+\text{MgO}$		6,08	6,15	5,935	2,38

Как следует из результатов табл. 3, покрытия из нитрита натрия с оксидом магния, как и покрытие из нитрата натрия с оксидом магния, хотя и снижают угар титанового сплава при его нагреве до  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ , но уступают по эффективности защиты от окисления покрытию на основе жидкого стекла с присадками талька и алебаstra.

Выводы по работе:

– для защиты от окисления при нагреве титанового сплава ВТ1-0 наилучшими покрытиями показали себя покрытия на основе жидкого стекла с присадками 10 % по весу порошка на основе талька и алебаstra;

– защитные покрытия на основе нитрита и нитрата натрия с оксидом магния менее эффективны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теплотехника металлургического производства. Т. 1. Теоретические основы : учеб. пособие для вузов / В. А. Кривандин [и др.]. – М. : МИСИС, 2002. – 608 с.
2. Крючков, О. Б. Исследование влияния защитных покрытий на угар металла при его нагреве в нагревательных и термических печах / О. Б. Крючков, И. А. Миронов, Э. В. Седов, О. П. Бондарева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – С. 114–116.
3. Диомидовский, Д. А. Металлургические печи цветной металлургии / Д. А. Диомидовский. – М. : Металлургия, 1970. – 704 с.
4. Солнцев, С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве : справочное пособие. – Изд. 2-е, доп. / С. С. Солнцев. – М. : ЛИБРОКОМ, 2009. – 248 с.
5. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства : справочник / А. А. Ильин, Б. А. Колачёв, И. С. Польшкин. – М. : ВИЛС-МАТИ. – 2009. – 520 с.
6. Авторское свидетельство № 876767, кл. С 22 F 1/00, С 21 D 1/72, 1981.

УДК [620.179:621.78]:669.15

*О. Б. Крючков, И. А. Миронов, Ю. Ю. Турапин, Э. В. Седов*  
**ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ  
НА УГАР СТАЛИ 40ХН ПРИ НАГРЕВЕ**

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

В настоящей статье приведены результаты экспериментального исследования влияния различных защитных покрытий на угар стали 40ХН при ее нагреве в нагревательных печах.

*Ключевые слова:* защитные покрытия, угар, обезуглероживание, нагревательные печи, конструкционная легированная сталь.

*O. B. Kryuchkov, I. A. Mironov, Yu. Yu. Turapin, E. V. Sedov*  
**A STUDY OF THE INFLUENCE OF PROTECTIVE COATINGS  
THE FRENZY BEGAN 40KHN WHEN HEATED**

**Volgograd State Technical University**

This article presents the results of an experimental study of the effect of various protective coatings on the carbon steel 40KHN when heated in heating furnaces.

*Keywords:* protective coating, heat, decarburization, heating furnace, structural alloy steel.

Нагрев металлических заготовок в окислительной атмосфере топливных печей, как и нагрев в воздушной атмосфере электрических печей, сопровождается угаром – окислением химических элементов на его поверхности: железа, углерода (обезуглероживание) и легирующих элементов (обезлегиrowание) [1]. Из литературных источников известно [1, 2], что с повышением температуры и продолжительности нагрева угар металла возрастает. Отрицательное влияние от окисления заключается: в потере массы металла в виде окалина, в обеднение поверхности сплавов углеродом и легирующими элементами, способствующему снижению механических, коррозионных и других свойств заготовок, а также в ухудшении качества прокатанного и кованного металла в результате возможного закатывания окалина в его поверхность и, из-за высокой ее твердости, ускорения износа прокатных валков и режущего инструмента при механической обработке.

Окисленный слой металла с поверхности заготовок можно удалять с помощью механической обработки или травлением в кислотах и щелочах, что требует больших материальных и временных затрат. Защиту от окисления поверхности заготовок можно проводить в печаваннах с использованием расплавов солей, в печах с защитными атмосферами и вакуумных печах. Вместе с тем такие печи дефицитны и имеют ограниченное применение из-за небольшого

объема рабочего пространства при нагреве заготовок в расплавах солей, из-за большой стоимости защитных атмосфер и усложнения технологии, а также из-за более длительного нагрева в вакууме. Одновременно, эффективную защиту поверхности нагреваемого металла от образования окалина, от обезлегиrowания и обезуглероживания обеспечить вышеперечисленными методами в полной мере не удается.

Из литературных источников известны попытки исследователей защитить поверхность металла от окисления с помощью покрытий, наносимых на заготовку перед ее нагревом и удаляемых с ее поверхности после нагрева [3, 4]. Вместе с тем, в литературных источниках часто не приводятся количественные составы защитных покрытий, технологические параметры нагрева и эффективность защиты металла от окисления. Ранее в работе [2] приведены результаты по снижению угара металлических образцов из стали 20 при их нагреве до температуры 1000–1200 °С с использованием защитных покрытий на жидком стекле с добавками комплексного соединения на основе талька (80 % талька, 10 % оксида цинка, 10 % крахмала), огнеупорной глины и алюминиевой пудры.

Целью данной работы было исследование влияния различных защитных покрытий с использованием различных соотношений компонентов на основе жидкого стекла на угар стали 40ХН при ее нагреве до 1000 °С.

Выбор для исследования качественной конструкционной стали 40ХН связан с тем, что изделия из нее (оси, шатуны, валы и др.) должны обладать повышенной вязкостью и прочностью, работать в условиях повышенных динамических нагрузок и вибрации. Согласно литературным данным [5] максимальная толщина деталей из стали 40ХН не должна превышать 120 мм, поэтому необходимо до минимума снизить окисление ее поверхности.

В настоящей работе исследование проводили на стальных цилиндрических образцах из стали марки 40ХН диаметром 10 мм и длиной 85 мм, представленных на рис. 1.



Рис. 1. Исследуемые образцы из стали 40ХН и весы

На образцах с одного торца на глубину 30 мм были просверлены отверстия для установки хромель алюмелевых термопар с целью замера температуры в центре образцов в процессе нагрева. Предварительно поверхность образцов зачищалась наждачной бумагой для снятия ржавчины, обезжиривалась и взвешивались с точностью до тысячной доли грамма. Взвешивание образцов проводили до и после нанесения покрытий, а также – после нагрева и уда-

ления покрытия. В качестве печи для нагрева образцов использовалась муфельная электропечь сопротивления типа СНОЛ, представленная на рис. 2.

Во всех экспериментах образцы нагревались до 1000 °С и выдерживались при этой температуре в течение 30 мин, после чего охлаждались на воздухе или с печью. С целью создания в печи одинаковых условий нагрева при проведении различных экспериментов в каждом отдельном нагреве использовался свой образец для сравнения.

Для проведения первого эксперимента было использовано 11 цилиндрических образцов из стали 40ХН. В пяти образцах с помощью хромель алюмелевых термопар фиксировалась температура в центре образца. Основываясь на литературные данные [2] было выбрано два типа покрытий на основе жидкого стекла с различными добавками комплексного соединения на основе талька и алюминиевой пудры. После приготовления покрытия на подготовленные образцы с помощью кисти наносились покрытия, которые подвергались сушке при температуре 150 °С в течение 1,5 ч и дополнительно в течение суток естественным образом на воздухе. Сравнительный образец был без покрытия. Угар образцов рассчитывался по формуле

$$\varphi = \frac{m_{oi} - m_i}{m_{oi}} \cdot 100 \%, \quad (1)$$

где  $m_{oi}$  – масса образца до нагрева, г;  $m_i$  – масса образца после нагрева и удаления покрытия, г.

Качественный, количественный составы покрытий и величины угара первого эксперимента представлены в табл. 1.

Таблица 1

Качественный, количественный составы покрытий и величины угара первого эксперимента

№ образца	Покрытие на основе жидкого стекла		№ образца	Покрытие на основе жидкого стекла	
	Количество материала на основе талька, % по массе	Угар, %		Количество алюминиевой пудры, % по массе	Угар, %
1	Исходный (без покрытия)	10,69	7	0,13	8,27
2	2,6	8,64	8	1,93	8,03
3	4,2	6,98	9	2,0	8,08
4	7,9	5,82	10	4,29	9,16
5	9,8	5,25	11	7,9	8,5
6	23	2,36	–	–	–

Результаты эксперимента, представленные в табл. 1 показывают, что наилучшие значения по снижению угара при нагреве образцов дают покрытия на основе жидкого стекла, в которых

содержится более 7,9 % материала на основе талька и алюминиевой пудры. Причем порошок на основе талька оказался более эффективным.

Необходимо отметить и более хорошее со-

стояние поверхности покрытия на основе жидкого стекла с тальком, в отличие от покрытия на жидком стекле с алюминиевой пудрой. По этой причине алюминиевая пудра в дальнейшем в экспериментах не использовалась.

На основании полученных результатов во втором и третьем экспериментах количественные добавки талька, борной кислоты и боридом молибдена составили 10 и 20 % по массе на основе жидкого стекла. Результаты второго и

третьего экспериментов представлены в табл. 2.

Как следует из табл. 2, повышение количества присадок в жидкое стекло с 10 до 20 % приводит к более эффективному снижению угара (значения в скобках). Вместе с тем при 20 % присадке возникают трудности с равномерным распределением компонента в жидком стекле и, как следствие, неравномерной толщиной покрытия на образце. В этих экспериментах наилучшей показала себя присадка боридом молибдена.

Таблица 2

Качественный, количественный составы покрытий и величины угара второго и третьего экспериментов

№ образца	Материал покрытия на основе жидкого стекла	Количество материала покрытия (угар, %)	
		10 % по массе	20 % по массе
1	Исходный (без покрытия)	3,17	5,7
2	Жидкое стекло	2,04 (35,6 %)	3,4 (40,4 %)
3	Жидкое стекло с тальком	1,2 (62,1 %)	4,5 (21 %)
4	Жидкое стекло с борной кислотой	2,6 (17,9 %)	3,57 (37,4 %)
5	Жидкое стекло с боридом молибдена	1,81 (42,9 %)	1,1 (80,7 %)

С целью установления влияния состояния поверхности образца при нагреве (без покрытия или с покрытием) на изменение его температуры в центре был проведен эксперимент с использованием хромель-алюмелевых термопар, результаты которого представлены на рис. 2. Как видно из приведенного рисунка образец без покрытия (исходный) нагревается медленнее всех, что может быть связано с более низким коэффициентом теплопроводности образующейся на поверхности окисной пленки в сравнении с различными покрытиями на основе жидкого стекла.

В четвертом эксперименте, на основе литературных данных [6], было сделано защитное покрытие на образце с помощью его погружения в насыщенный раствор азотнокислого натрия, который, выпадает в осадок на холодной поверхности образца и увлекает за собой равномерно распределенный в объеме смеси частицы оксида магния. Получившийся после сушки слой, состоящий из смеси азотнокислого натрия и оксида магния, по мнению авторов

изобретения [6], прочен и способен защитить поверхность металла от окисления. После нагрева состав покрытия легко смывается водой с поверхности заготовки.

Технология получения защитного покрытия [6]: в предварительно подогретую с помощью кипятивника до температуры 85–95 °С воду вводили азотистокислый натрий  $\text{NaNO}_2$  в количестве 50–60 % от массы воды и перемешивали. Далее добавляли  $\text{MgO}$  в количестве 5–6 % от массы воды и перемешивали. При этом температура раствора должна находиться при температуре 70–80 °С. После этого в емкость с раствором подвешивался образец, который выдерживался в нем в течении 30 минут, после чего подвергался естественной сушке в течение суток. Аналогичную процедуру провели с нитратом натрия  $\text{NaNO}_3$ . Образцы подвергались взвешиванию до и после нанесения покрытия, а также – после удаления покрытия с нагретого в печи до температуры 1000 °С образца. Методика эксперимента представлена на рис. 3, а результаты эксперимента – в табл. 3.

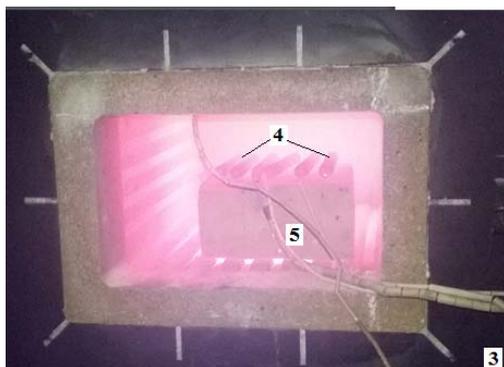
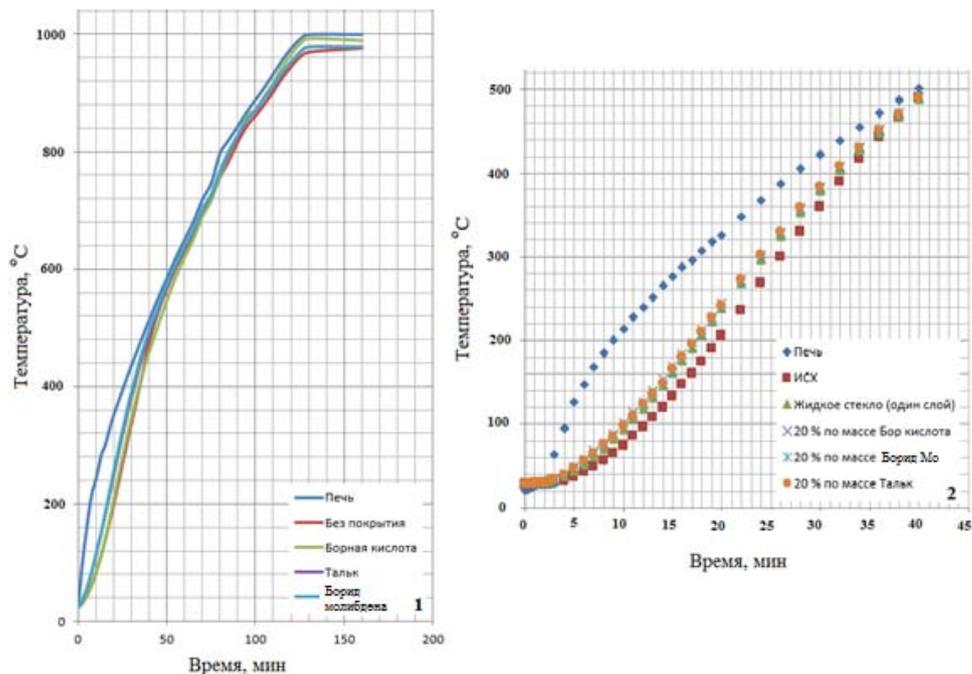


Рис. 2. Изменение температуры в центре образцов с различными покрытиями: 1 – 10 %; 2 – 20 % (фрагмент); 3 – муфельная электропечь; 4 – образцы; 5 – термопары



Рис. 3. Методика проведения эксперимента: кипячение воды, взвешивание, получение раствора, замер температуры, загрузка образца и сушка

Результаты четвертого эксперимента представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты четвертого эксперимента

№	Покрытие	Сталь	Форма	Масса исходная, г	Масса с покрытием, г	Масса после нагрева и удаления покрытия, г	Угар, %
1	Без покрытия (исходный)	40XH	Цилиндр	44,195	–	42,655	3,48
2	NaNO <sub>2</sub> и MgO			46,94	47,24	45,315	3,46
3	Без покрытия (исходный)			47,28	–	46,18	2,33
4	NaNO <sub>3</sub> и MgO			46,525	46,855	45,35	2,53

Как видно из табл. 3 покрытие из  $\text{NaNO}_2$ ,  $\text{NaNO}_3$  и  $\text{MgO}$  практически не способствовало защите стального образца марки 40ХН от окисления. Необходимо отметить, что методика нанесения покрытия, предложенная авторами работы [6], предназначена для защиты титана.

Выводы:

– защитные покрытия из жидкого стекла, а также покрытий на основе жидкого стекла с добавками материалов на основе талька (80 % талька, 10 % оксида цинка, 10 % крахмала), алюминиевой пудры, борной кислоты и борида молибдена, снижают угар металла;

– наилучшими покрытиями исходя из параметров, снижающих угар стали 40ХН и способствующих равномерному нанесению покрытия на поверхность образца, были 10 % присадки порошка на основе талька и борида молибдена;

– образец без защитного покрытия нагревался медленнее образцов с покрытиями, что может быть связано с более низким коэффици-

ентом теплопроводности оксидной пленки в сравнении с материалом различных покрытий;

– покрытия на основе нитрита и нитрата натрия с оксидом магния не защищают стальной образец марки 40ХН от окисления.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Теплотехника металлургического производства. Т. 1. Теоретические основы : учеб. пособие для вузов / В. А. Кривандин [и др.]. – М. : МИСИС, 2002. – 608 с.
2. Крючков, О.Б. Исследование влияния защитных покрытий на угар металла при его нагреве в нагревательных и термических печах / О. Б. Крючков, И. А. Миронов, Э. В. Седов, О. П. Бондарева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – 2016. – С. 114–116 с.
3. Солнцев, С. С. Защитные покрытия металлов при нагреве : справочное пособие. – Изд. 2-е, доп. / С. С. Солнцев. – М. : ЛИБРОКОМ, 2009. – 248 с.
4. Новый способ уменьшения угара, обезуглероживание и наводороживания металла при нагреве в пламенных печах / И. М. Дистергоф // Сталь. – 2008. – № 1. – С. 86–93.
5. Марочник сталей и сплавов : справочник / А. С. Зубченко [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 2003. – 784 с.
6. Авторское свидетельство № 876767, кл. С 22 F 1/00, С 21 D 1/72, 1981.

УДК 669.017

*Н. И. Габельченко, А. А. Белов, Н. А. Кидалов, О. А. Мишустин, И. А. Чуваев*

#### ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 110Г13Л ПУТЕМ ОПТИМИЗАЦИИ РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: [mitlp@vstu.ru](mailto:mitlp@vstu.ru)

В работе показано, что для повышения качества отливок из стали 110Г13Л при назначении режима термической обработки необходимо учитывать существование области гомогенности цементита и добиваться формирования при кристаллизации отливок метастабильных карбидов цементитного типа, легко растворимых при последующих нагревах.

*Ключевые слова:* чугун, сталь, карбиды, область гомогенности цементита, термическая обработка.

*N. I. Gabelchenko, A. A. Belov, N. A. Kidalov, O. A. Mishustin, I. A. Chuvaev*

#### IMPROVEMENT OF QUALITY OF CASTINGS FROM STEEL 110G13L BY OPTIMIZATION OF THE MODE OF HEAT TREATMENT

Volgograd State Technical University

In work it is shown that for improvement of quality of castings from steel 110G13L at purpose of the mode of heat treatment it is necessary to consider existence of area of homogeneity of the cementite and to try to obtain formation at crystallization of castings of the metastable carbides of cementite type which are easily dissolved at the subsequent heatings.

*Keywords:* cast iron, steel, carbides, area of homogeneity of the cementite, heat treatment.

На сегодняшний день в связи с одним из важнейших направлений повышения качества металлопродукции является необходимость получения гарантированных и стабильных механических и эксплуатационных характеристик, что требует совершенствования существующих

и поиска новых научно-технических и технологических решений.

Применительно к высокомарганцевым сталям аустенитного класса, серьезной проблемой является получение гомогенной структуры, свободной от карбидов цементитного типа, так

как стандартная термообработка по ГОСТ 977–88 не всегда приводит к их устранению. Основной причиной является формирование при кристаллизации стабильных карбидов нестехиометрического состава, содержащих менее 6,67 % углерода [1]. Такие карбиды в отличие от карбидов стехиометрического состава имеют меньшую термодинамическую активность по углероду и не растворяются при проведении стандартной термической обработки.

Поэтому целью работы было выявить условия формирования в железоуглеродистых сплавах карбидов цементитного типа и разработать мероприятия по переводу стабильных карбидов, с недостатком по углероду, в метастабильные стехиометрического состава.

Объектом исследования была выбрана сталь 110Г13Л, как наиболее подверженная образованию карбидов в литом состоянии и как следствие, имеющая высокий процент брака в производстве из-за неэффективности стандартного режима термической обработки.

Для выявления причины данного явления необходимо было проанализировать образование карбидной фазы опираясь на диаграмму состояния железо-углерод, с обозначенной на ней областью гомогенности цементита. В области гомогенности цементита, которая характеризуется снижением растворимости углерода при повышении температуры, углерод имеет различные значения термодинамической активности для стехиометрической и не стехиометрической концентрации. Следовательно, карбид железа стехиометрического состава, т. е. содержащий 6,67 %С, имеет максимальную термодинамическую активность углерода и поэтому, как наиболее метастабильное соединение, легко распадается при последующих нагревах.

С целью выявления температурно-временных параметров образования карбидной фазы были проведены исследования для определения начальной температуры изменения морфологии карбидов в исследуемых образцах стали 110Г13Л.

Для этого образцы нагревались в термической печи и исследовались на оптическом микроскопе. Нагрев производился со скоростью 10 град/мин с выдержкой 15 минут, через каждые 50 °С, от начальной температурой нагрева 100 °С.

При температурах 100–600 °С изменений в структуре образцов не наблюдалось (рис. 1).

Началу изменения морфологии карбидов в стали 110Г13Л соответствовала температура

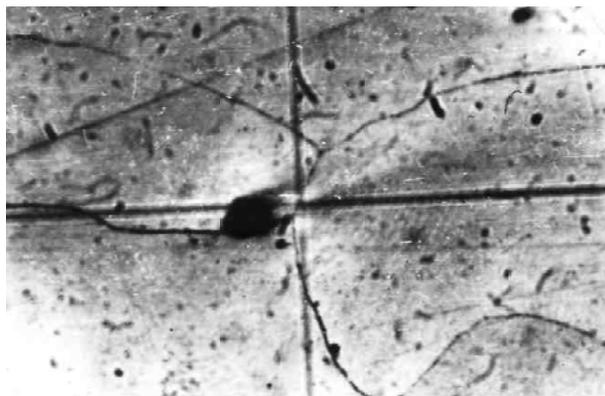


Рис. 1. Микроструктура образца при температурах 100–600 °С

650 °С (рис. 2). Так как процессы нагрева и охлаждения, кристаллизации и плавления в железоуглеродистых сплавах являются односторонними по своей природе, только с обратным знаком, то можно заключить, что при охлаждении сплавов, содержащих карбиды, какие-либо изменения в их составе могут протекать только до температуры 650 °С. Поэтому, при получении литых заготовок и изделий желательнее не проводить выбивку отливок из формы до достижения ими этой температуры. Только в этом случае можно гарантировать, что в металле отливки полностью завершаются процессы структурообразования в целом и карбидообразования в частности. И проводимая по ГОСТ 977–88 термическая обработка позволит получить чисто аустенитную структуру.

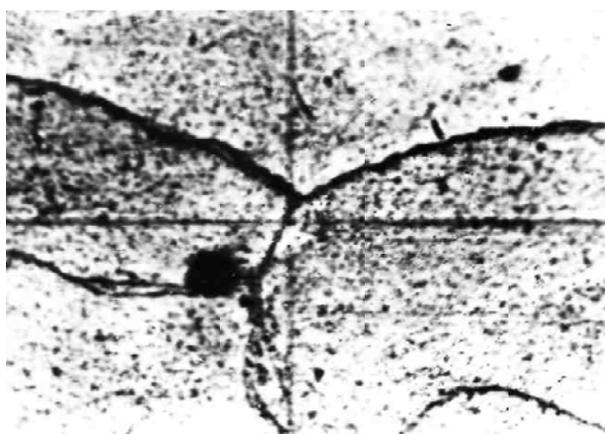


Рис. 2. Микроструктура образца при температуре 650 °С

В противном случае в металле отливки подвергшейся ранней выбивке образуются карбиды нестехиометрического состава, с низкой термодинамической активностью, которые не растворяются при стандартной термической

обработке по ГОСТ 977–88. Это приводит к наличию в аустенитной структуре стали 110Г13Л включений цементитного типа, что в свою очередь снижает механические и эксплуатационные характеристики конечного изделия.

Для этих случаев был предложен скорректированный режим термической обработки (рис. 3), который отличается от стандартного наличием изотермической выдержки в режиме нагрева при температуре 650–700 °С.

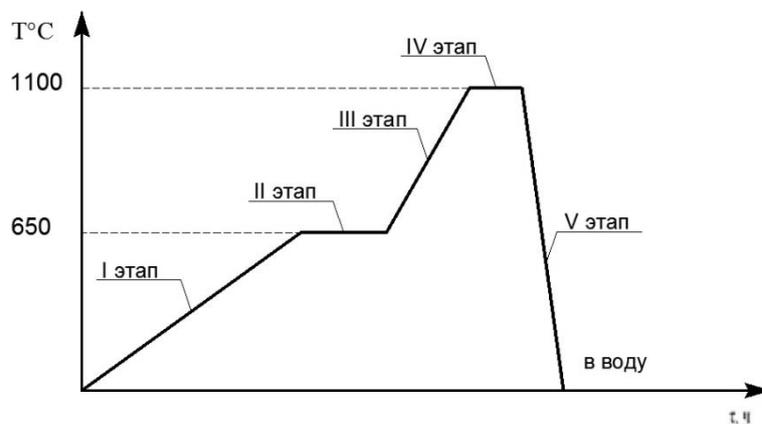


Рис. 3. Схема скорректированного режима термической обработки для стали 110Г13Л

Время изотермической выдержки зависит от размеров и конфигурации отливок и подбирается в каждом случае индивидуально. Во время выдержки в литой структуре отливки изменяется состав карбидов цементитного типа, которые будут иметь стехиометрический состав, с содержанием углерода 6,67 %, они будут метастабильные, легко растворимые при последующих нагревах.

Разработанный режим термической обработки для отливок из стали 110Г13Л, содержит следующие этапы:

1. Медленный нагрев отливки до температуры 650–700 °С
2. Изотермическая выдержка в течение времени, соответствующего толщине и конфигурации отливки.
3. Скоростной нагрев до температуры закали 1100–1150 °С.
4. Выдержка при температуре закали в течение времени, соответствующего толщине и конфигурации отливки.
5. Охлаждение отливки в воде.

Таким образом, используя полученные сведения о температурных параметрах формирования карбидов цементитного типа необходимо при разработке технологии производства отливок придерживаться соблюдения температуры выбивки из формы не выше 650 °С. Только в этом случае в литой структуре отливки полностью пройдут процессы карбидообразования

и карбиды цементитного типа будут иметь стехиометрический состав, с содержанием углерода 6,67 %, они будут метастабильные, легко растворимые при последующих нагревах. В случае, если соблюдать выдержку при выбивке отливок не представляется возможным, рекомендуется использовать скорректированный режим термической обработки по предложенной методике.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Природа пониженной пластичности стальных отливок / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Литейное производство. – 1997. – № 5. – С. 19–21.
2. Жуков, А. А. О термодинамической активности компонентов сплавов / А. А. Жуков, М. А. Криштал // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1975. – № 7. – С. 70–76.
3. Диаграммы состояний двойных и многокомпонентных систем на основе железа / гл. ред. О. А. Банных. – Москва : Металлургия, 1986. – 440 с.
4. Габельченко, Н. И. Получение гомогенной аустенитной структуры в отливках из стали 110Г13Л / Н. И. Габельченко, Ю. В. Гребнев, Н. В. Волкова, А. А. Зенин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 4). – С. 151–154.
5. Розанов, А. Н. Структура и свойства цементита / А. Н. Розанов // Металловедение и современные методы термической обработки чугуна : сб. науч. тр. / Машгиз. – Москва, 1955. – С. 29–32.

УДК 669-194.2

*М. В. Кириличев, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк,  
Е. А. Косова, П. Г. Маширова, И. А. Галкин*

**ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ И РАСПОЛОЖЕНИЯ  
СУЛЬФИДНЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ В СЛИТКАХ МАССОЙ 24,2 Т  
СТАЛИ 38ХНЗМФА, ОТЛИТЫХ В ОБЫЧНЫХ УСЛОВИЯХ  
И С ИНОКУЛИРОВАНИЕМ СТРУИ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: [tecmat@vstu.ru](mailto:tecmat@vstu.ru)

В статье рассмотрены особенности распределения и расположения неметаллических включений в двух слитках массой 24,2 т стали 38ХНЗМФА, отлитых в обычных условиях и с инокуляцией струи. Установлено, что распределение сульфидов и оксисульфидов (оксидов) находится между собой во взаимнообратной зависимости, показывающей, что возрастание оксидов и оксисульфидов в стали приводит к снижению чистой сульфидной фазы, расположенной по границам литого зерна. Полученные данные указывают на необходимость соблюдения ограничений по сере в заготовках ответственного назначения, особенно для вакуумированного металла.

*Ключевые слова:* крупный слиток, неметаллические включения, оксиды, сульфиды, оксисульфиды, разливка, кристаллизация.

*M. V. Kirilichev, N. A. Zyuban, D. V. Rutsii, S. B. Gamanyuk,  
E. A. Kosova, P. G. Mashirova, I. A. Galkin*

**PECULIARITIES OF DISTRIBUTION AND LOCATION OF SULPHIDE INCLUSIONS  
IN MIXTURES OF 24.2 T STEELS 38HN3MFA, OTHERS  
IN CONVENTIONAL CONDITIONS, AND WITH INJOYING OF THE JET**

**Volgograd State Technical University**

The article deals with the features of the distribution and location of nonmetallic inclusions in two ingots with a mass of 24.2 tons of 38KhN3MFA steel cast under normal conditions and with jet inoculation. It has been established that the distribution of sulfides and oxysulfides (oxides) is interdependent, showing that the increase in oxides and oxysulfides in the steel results in a decrease in the net sulphide phase located along the boundaries of the cast grain. The data obtained indicate the need for observance of sulfur restrictions in the billets of the responsible use, especially for the vacuumed metal.

*Keywords:* a large ingot, nonmetallic inclusions, oxides, sulfides, oxysulfides, crystallization.

**Введение**

Современные технологии внепечной обработки и вакуумирования металла дают возможность получать высококачественные стальные изделия для нужд энергетической, атомной, химической и других отраслей промышленности. Тенденции производства к достижению в расплаве сверхнизких концентраций кислорода, серы и других примесей может привести к нежелательным явлениям, связанным с изменением условий формирования неметаллических включений и их распределения в металле [1].

Особенность расположения и вида неметаллических включений зависит от большого количества факторов, таких как химический состав, условий кристаллизации и в большей степени окисленности расплава. Особое внимание

требуют сульфидные неметаллические включения. В основном это связано с выделением сульфидов по границам зерен, снижающие пластические свойства стали [2]. Морфология сульфидных включений определяется наличием оксисульфидных включений, формирование которых зависит от концентрации кислорода в расплаве. При ее снижении до равновесных значений, образование оксидов и оксисульфидов прекращается и происходит выделение «чистых» сульфидов [1, 2, 3].

Таким образом, процесс формирования и распределения оксисульфидов в металле является одним из значимых факторов, от которого в большой степени зависит форма и особенности расположения сульфидов в слитках и, соответственно, в поковках.

© Кириличев М. В., Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Гаманюк С. Б., Косова Е. А., Маширова П. Г., Галкин И. А., 2018

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научных проектов № 16-38-60007 мол\_а\_дк, № 18-08-00050\_А, № 16-08-01029\_А

### Материал и методика проведения исследования

Объектом исследования являлись два слитка массой 24,2 стали 38ХНЗМФА отлитых в вакууме в обычных условиях и с формированием инокуляторов в струе [4], с целью выявления особенностей распределения и расположения неметаллических включений, в частности, сульфидов и оксисульфидов как по объему слитка, так внутри зерна.

Для определения загрязненности стали неметаллическими включениями были порезаны два слитка стали 38ХНЗМФА массой 24,2 т отлитых по различным технологиям. Предварительно провели отжиг слитков для снятия внутренних напряжений и облегчения порезки. Далее были вырезаны образцы для исследования на нижнем, среднем и подприбыльном уровнях. Химический состав плавок и технологические характеристики отливок указаны в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав стали ковшевых проб и параметры отливки слитка

Технология разливки	Вес слитка, т.	Содержание элемента, %									Температура, °С		Время отливки, мин	
		C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	V	перед раскислением	перед выпуском	тела	прибыли
Обычный	24,2	0,38	0,39	0,34	0,010	0,014	1,39	3,13	0,40	0,13	1650	1630	6,3	5,8
С инокуляцией струи	24,2	0,36	0,40	0,35	0,012	0,012	1,42	3,20	0,41	0,12	1650	1630	6,3	5,8

Загрязненность стали неметаллическими включениями определялась методом Л [5] на оптическом микроскопе МЕТАМ ЛВ-41. Предельная ошибка при определении загрязненности включениями составляет  $0,75 \times 10^{-3}$ . Идентификация неметаллических включений проводилась с использованием методов оптической (МЕТАМ ЛВ-41) и электронной микроскопии (Электронный сканирующий микроскоп FEI Versa 3D).

### Результаты исследования и их обсуждение

Процесс образования и роста неметаллических включений по объему слитка протекает неоднозначно. В донной части формирование включений проходит в условиях ускоренной кристаллизации в результате охлаждающего воздействия массивного поддона. В верхней части слитка за счет высоких температур интенсивно развиваются ликвационные процессы, приводящие к перераспределению примесей и активному образованию новых фаз.

Распределение включений по сечению слитков представлена на рис. 1. Самым часто встречающимся видом включений в обоих слитках

являются оксисульфиды. Они состоят из оболочки сульфида марганца (MnS), содержащая оксиды (SiO<sub>2</sub>) и сульфиды железа (FeS). Вторым по распространенности видом включений являются сульфиды, представленные в виде твердого раствора сульфида марганца (MnS). Основным и подавляющим видом оксидов являются силикаты.

Из полученных данных видна взаимообратная связь между количеством сульфидов и оксисульфидов с оксидами в слитках отлитых по обычной технологии, и в слитках с инокуляцией струи. На инокулированном слитке эта связь прослеживается более четко, что демонстрирует ведущую роль условий охлаждения на процессы формирования и расположения неметаллических включений. Уменьшение количества оксидных включений ближе к центру инокулированного слитка сопровождается возрастанием количества «чистых» сульфидов, располагающихся, как правило, по границам зерна. Эти данные подтверждают наличие определенного «баланса» между оксисульфидами, сульфидами и оксидами в ходе кристаллизации металла, полученных ранее в лабораторных условиях [1].

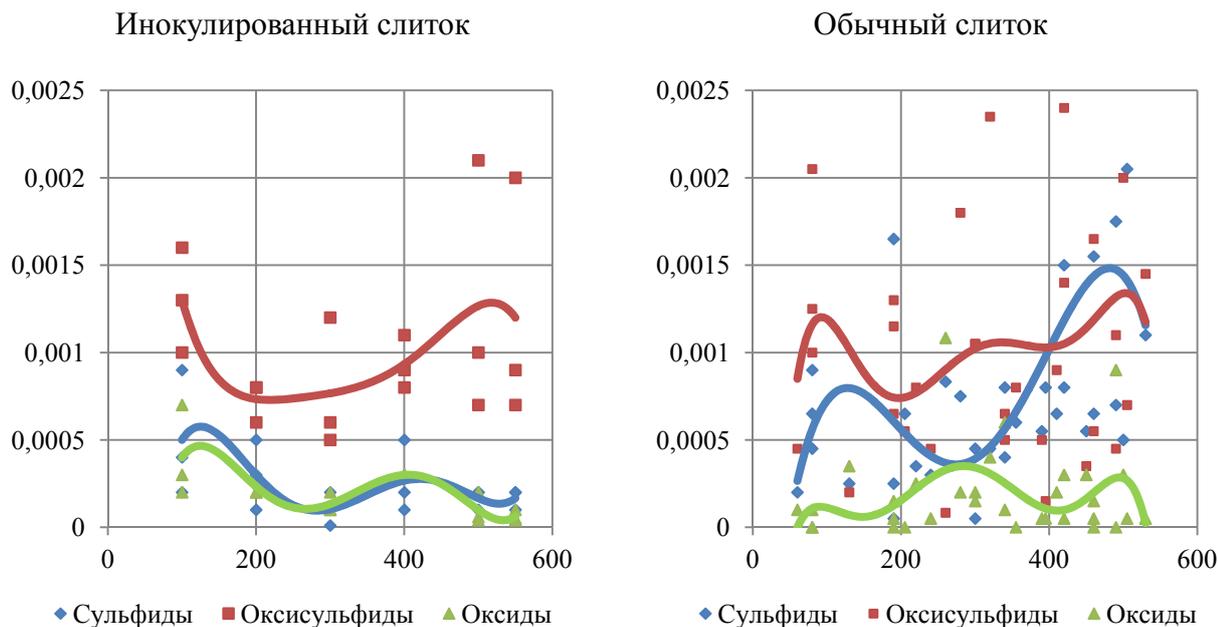


Рис. 1. Усредненное (по высоте) распределение неметаллических включений по сечению в инокулированном (а) и обычном (б) слитках стали 38ХНЗМФА

На рис. 2 изображено распределение сульфидных и оксисульфидных включений по высоте инокулированного и обычного слитков. Полученное распределение указывает на проявление обратной закономерности между количеством сульфидов и оксисульфидов (оксидов) по всему объему слитка, особенно инокулированного, на его верхних горизонтах.

На рис. 3 приведены фотографии, получен-

ные на электронном микроскопе «Versa – 3D». Сульфидные включения расположены по границам дендритов. На средней фотографии при увеличении  $\times 150$  изображено типичное расположение сульфидов, имеющие расположение в междендритном пространстве имеющее светлый фон. Сульфидные включения представлены в виде сульфида марганца (MnS) (табл. 2).

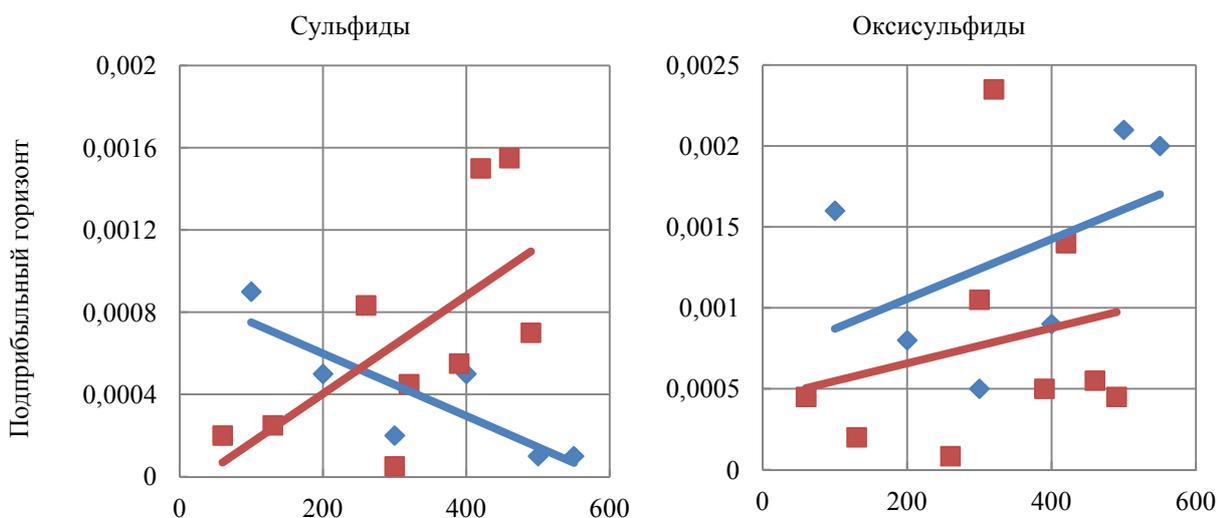


Рис. 2. Распределение сульфидов и оксисульфидов по горизонтам инокулированного (синий) и обычного (красный) слитков стали 38ХНЗМФА (см. также с. 154)

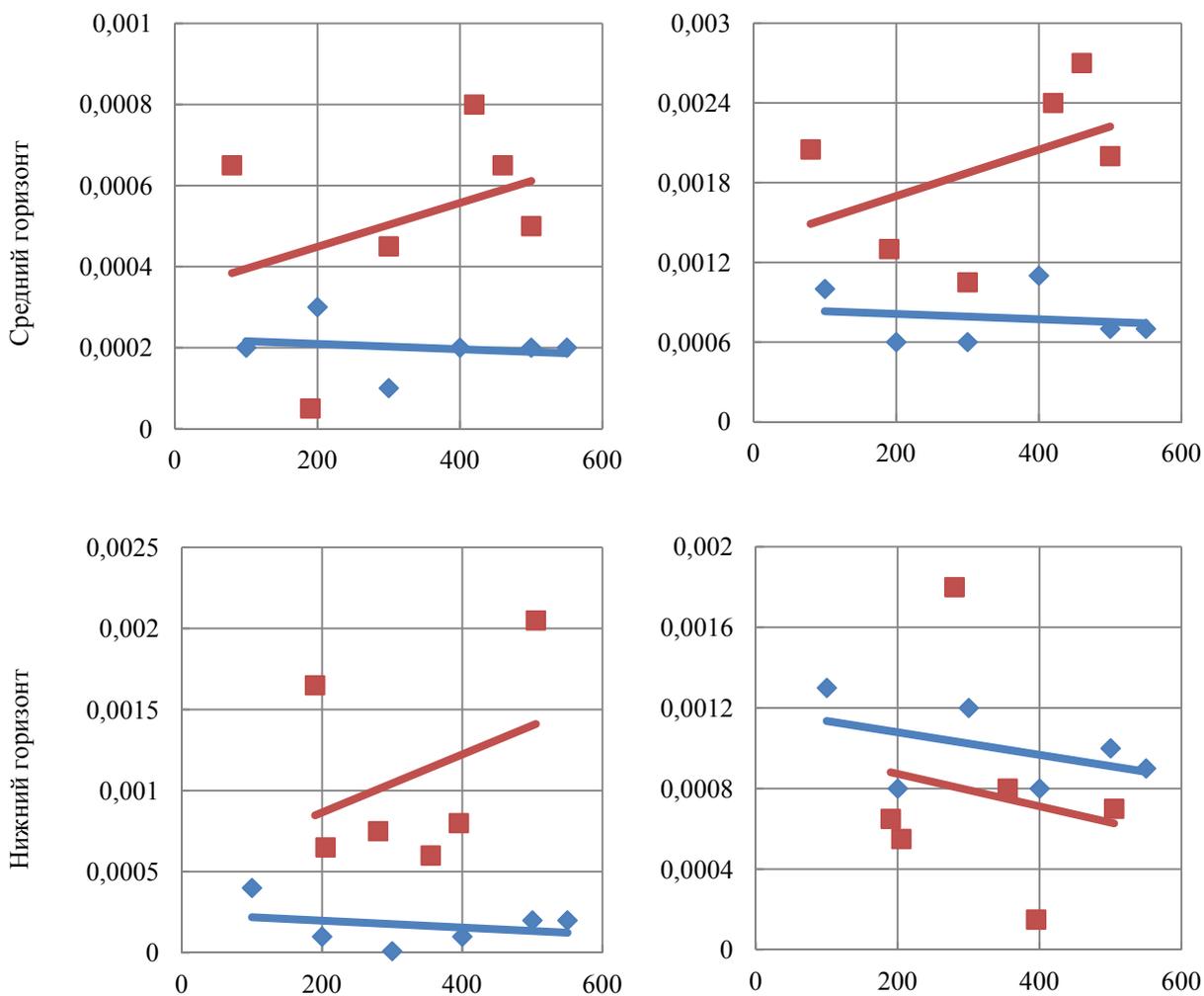


Рис. 2. Окончание

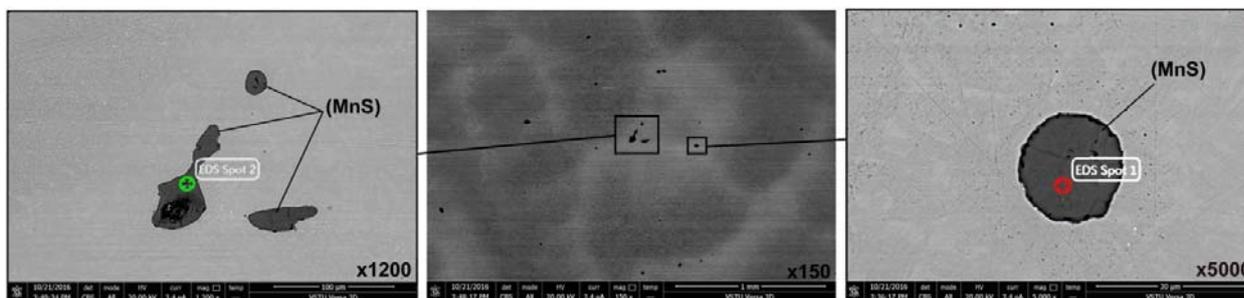


Рис. 3. Вид сульфидных включений в образце из среднего горизонта слитка стали 38ХНЗМФА

Таблица 2

Химический состав включений

Точки отбора проб (рис. 4)	Содержание элементов, % вес				
	Fe	Mn	Cr	V	S
Spot 1	4,54	50,71	7,85	1,5	35,41
Spot 2	3,61	50,00	8,99	8,99	35,71

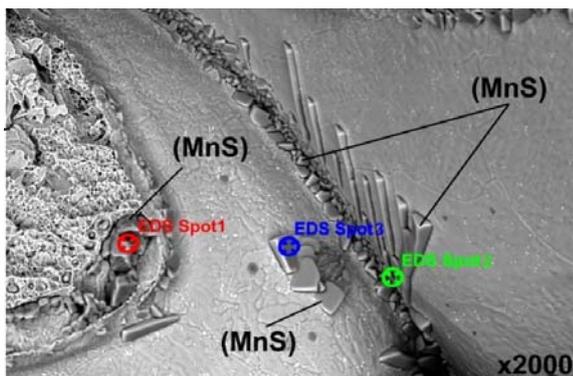


Рис. 4. Неметаллические включения по границам дендритов в изломе ударного образца, вырезанного из осевой зоны слитка массой 24,2 т стали 38ХНЗМФА

На рис. 4 приведена фотография излома ударного образца, отобранного со среднего горизонта слитка, из осевой зоны.

Из рис. 4 видно, что сульфидные включения располагаются по границам дендритов, а также в междендритном пространстве. Химических состав включений указан в табл. 3.

Также были обнаружены оксисульфидные включения, состоящие из SiO<sub>2</sub> в оболочке MnS (табл. 4), находящиеся в ямках чашеобразной формы, которые образовались во внутрезеренном вязком изломе (рис. 5). Это говорит о том, что оксисульфиды в основном находятся в центре зерна.

Таблица 3

**Химический состав сульфидной оболочки**

Точки отбора проб (рис. 5)	Содержание элементов, % вес					
	Fe	Mn	Cr	V	S	Si
Spot 1	10,82	59,75	5,51	0,61	22,7	0,61
Spot 2	12,83	56,16	5,54	0,49	24,82	0,17
Spot 3	11,68	55,17	5,27	0,79	27,04	0,05

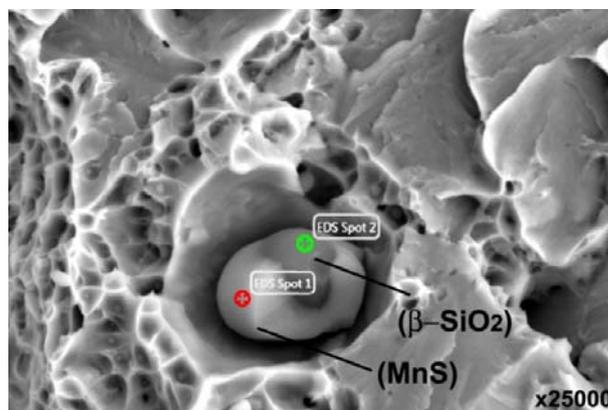


Рис. 5. Оксисульфидные включения в изломе образца

Таблица 4

**Химический состав включений**

Точки отбора проб (рис. 6)	Содержание элементов, % вес				
	Fe	Mn	Si	O	S
Spot 1	10,51	50,58	4,23	7,02	27,67
Spot 2	21,46	4,05	29,60	40,77	4,11

**Выводы**

Формирование сульфидных включений является важным процессом в формировании качества крупного стального слитка. Он зависит

от многих факторов, но определяющим из них является наличие условия достаточной окисленности металла, обеспечивающее формирование оксисульфидов. Это ограничивает актив-

ное образование сульфидов в крайне неблагоприятной пленочной форме, располагающихся по границам литого зерна.

Для предотвращения выделения избыточной сульфидной в вакуумированном металле необходимо обеспечить достижение концентрации серы до минимального уровня, что гарантирует наличие сульфосодержащих включений, в основном, в виде окисульфидов и повышение свойств готовых изделий.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шевцова, О. А. Особенности образования сульфидных включений и их расположение внутри зерна в зависимости от условий раскисления стали 20 / О. А. Шевцова,

Н. А. Зюбан, С. А. Пегишева, Д. В. Рудкий, К. Е. Титов, Н. В. Клячина // *Металлург.* – 2014. – № 5. – С. 60–63.

2. Зюбан, Н. А. Распределение неметаллических включений в слитках для поковок энергетического машиностроения / Н. А. Зюбан, Д. В. Рудкий, С. Б. Гаманюк, М. В. Кириличев // *Металлург.* – 2017. – № 12. – С. 7–12.

3. Зюбан, Н. А. Влияние вакуумирования на особенности формирования сульфидных включений и свойства изделий из низколегированных конструкционных сталей / Н. А. Зюбан, О.Б. Крючков // *Изв. вузов. Черная металлургия.* – 2008. – № 5. – С. 56–60.

4. Жульев, С. И. Стальные слитки: проблемы качества и новые технологии : монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан, Д. В. Рудкий. – Волгоград, 2016. – 176 с.

5. ГОСТ 1778–70. Металлографические методы определения неметаллических включений. Государственный комитет стандартов Совета министров СССР. – Москва, 1970. – 32 с.

Редактор  
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:  
Е. В. Макарова

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

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

Темплан 2018 г. Поз. № 5ж. Подписано в печать 30.03.2018 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 18,14. Уч.-изд. л. 17,81.

Тираж 80 экз. Свободная цена. Заказ №  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.