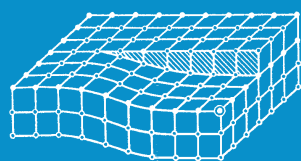


# ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского  
государственного  
технического  
университета

ISSN 1990-5297



Серия  
Проблемы материаловедения, сварки  
и прочности в машиностроении

16+

№ 2 (249)  
2021

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

**Редакционная коллегия:**

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

Серия  
«ПРОБЛЕМЫ  
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,  
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ  
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

# ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО  
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

## РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

**Гуревич Л. М.,**

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

*Багмутов В. П.,* д.т.н., проф.

*Зюбан Н. А.,* д.т.н., проф.

*Матлин М. М.,* д.т.н., проф.

*Кидалов Н. А.,* д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала  
ISSN 1990-5297.

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

Тел. издательства ВолГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

## № 2 (249)

## Февраль 2021

УЧРЕДИТЕЛЬ

ФГБОУ высшего образования

«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета  
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

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

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

### **Editorial board:**

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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



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

# IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL  
UNIVERSITY

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

## Editorial board:

Chairman

**Gurevich L. M.,**

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal  
ISSN 1990-5297.

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

**Tel. Of VSTU editorial office:**

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

**№ 2 (249)**  
**February**  
**2021**

**FOUNDER**

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

**Editorial office address:**

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

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

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

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

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

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

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

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

© Volgograd State Technical University,  
«Izvestia VSTU», 2021

## АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Або-Шакра В. 37  
Агафонова Г. В. 26, 30  
Агейкин А. С. 26  
Адаменко Н. А. 26, 30  
Ан Д. А. 30  
Арисова В. Н. 12  
Бабичев А. А. 52  
Барон А. А. 64  
Биршбаева А. Е. 12  
Богданов А. И. 7  
Борисов В. Н. 52  
Бровер А. В. 72  
Гребнев Ю. В. 22  
Гуревич Л. М. 12, 37, 82  
Гурулев Д. Н. 45  
Гурьев В. А. 92  
Даненко В. Ф. 37  
Злобина И. В. 34, 56  
Зорин И. В. 59  
Казанкин В. А. 42  
Казанкина Е. Н. 42  
Казуров А. В. 26, 30  
Карлов В. И. 20  
Кидалов Н. А. 92  
Крыхтин Ю. И. 20  
Кулевич В. П. 7  
Лысак В. И. 59  
Максимова А. С. 78  
Матлин М. М. 42  
Муругов Д. А. 59  
Нотов И. В. 49  
Палаткин С. В. 64  
Палаткина Л. В. 45, 64  
Петрова В. Ф. 78  
Пироженко В. С. 30  
Пожилова Е. А. 78  
Попов А. В. 49  
Проскуряков В. И. 88  
Родионов И. В. 88  
Рожнов А. А. 49  
Савин Д. В. 26  
Склезнев А. А. 52  
Тельдеков В. А. 82  
Томов В. Н. 92  
Трудов А. Ф. 12  
Усанин А. С. 26  
Фастов С. А. 59  
Фомина Е. В. 92  
Харламов В. О. 12  
Шморгун В. Г. 7  
Щербин Д. В. 7

## СОДЕРЖАНИЕ

---

---

### I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

- Шморгун В. Г., Богданов А. И., Щербин Д. В., Кулевич В. П.*  
Формирование структуры и состава зоны диффузионного взаимодействия при термообработке сваренного взрывом композита АД1+Х20Н80 в присутствии жидкой фазы..... 7
- Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Гуревич Л. М., Бирибаева А. Е., Харламов В. О.*  
Особенности формирования структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20 + нержавеющая сталь 50Х15М2Ф после длительных высокотемпературных нагревов..... 12

### II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

- Крыхтин Ю. И., Карлов В. И.*  
Высокопроизводительный метод изготовления порошковых фрикционных изделий на Fe-основе с высокими технологическими и эксплуатационными свойствами..... 20
- Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., Агейкин А. С., Усанин А. С.*  
Исследование влияния дисперсности металла на тепловое расширение фторопласт-алюминиевых композиционных материалов..... 26
- Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Ан Д. А., Казуров А. В., Пироженко В. С.*  
Исследование термомеханических свойств СВМПЭ и его композита с КГП после взрывного прессования..... 30
- Злобина И. В.*  
Влияние СВЧ электромагнитного поля на дефектообразование под влиянием факторов внешней среды в отвержденном углепластике..... 34

### III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

- Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Або-Шакра В.*  
Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с волновым профилем сварного соединения..... 37
- Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.*  
К вопросу о влиянии масштабного эффекта на истинное сопротивление разрыву сталей..... 42
- Гурулев Д. Н., Палаткина Л. В.*  
Распределение потока металла кольцевой заготовки при раскатке в вырезных бойках..... 45
- Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А.*  
Сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния подшипника сферического преобразующего механизма различных схем исполнения..... 49
- Склезнев А. А., Бабичев А. А., Борисов В. Н.*  
Поликонический композитный сетчатый адаптер полезной нагрузки и технология его изготовления..... 52
- Злобина И. В.*  
Снижение влияния факторов внешней среды на изгибную деформацию отвержденного углепластика путем СВЧ обработки..... 56

## IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

|   |    |
|---|----|
| <i>Фастов С. А., Зорин И. В., Лысак В. И., Муругов Д. А.</i><br>Исследование влияния предварительного подогрева<br>на структуру и свойства переходной зоны<br>между наплавленным износостойким сплавом и сталью 5ХНМ..... | 59 |
| <i>Барон А. А., Палаткина Л. В., Палаткин С. В.</i><br>Компьютерное моделирование процессов заливки и затвердевания<br>стандартных литых проб серого чугуна.....  | 64 |
| <i>Бровер А. В.</i><br>Роль массопереноса в структурообразовании поверхностных слоев<br>материалов при экстремальном тепловом воздействии.....  | 72 |
| <i>Петрова В. Ф., Максимова А. С., Пожилова Е. А.</i><br>Влияние закалочного охлаждения на микроструктуру и микротвердость<br>тонколистового проката из стали 12Х17Г9АН4 – Ш.....   | 78 |
| <i>Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.</i><br>Повышение работоспособности стальных деталей<br>комплексным насыщением поверхности легирующими элементами.....   | 82 |
| <i>Проскуряков В. И., Родионов И. В.</i><br>Исследование влияния состава легирующей обмазки на изменение<br>структуры и микротвердости нержавеющей стали 12Х18Н10Т.....   | 88 |
| <i>Кидалов Н. А., Томов В. Н., Гребнев Ю. В., Фомина Е. В., Гурьев В. А.</i><br>Особенности термодиффузионного алюмоцинкования стальных изделий<br>для нефтегазовой промышленности.....                                   | 92 |



# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-7-11

*В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, Д. В. Щербин, В. П. Кулевич*

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА ЗОНЫ ДИФфуЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ КОМПОЗИТА АД1+Х20Н80 В ПРИСУТСТВИИ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования структуры, химического и фазового состава диффузионного покрытия, сформированного при термообработке сваренного взрывом биметалла Х20Н80+АД1 по режиму, обеспечивающему жидкофазное взаимодействие (выше температуры плавления алюминия), на поверхности сплава Х20Н80. Показано, что его структура состоит из включений интерметаллидов NiAl<sub>3</sub>, CrAl<sub>7</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>, а также метастабильного тройного соединения – τ<sub>2</sub>-фазы состава Al<sub>77.5</sub>Cr<sub>12.5</sub>Ni<sub>10</sub> различной дисперсности и морфологии. Дефекты кристаллизационного характера в структуре покрытия отсутствуют.

*Ключевые слова:* алюминиды никеля, покрытие, жидкофазное взаимодействие, сварка взрывом, термообработка.

*V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, D. V. Shcherbin, V. P. Kulevich*

## FORMATION OF THE STRUCTURE AND COMPOSITION OF THE DIFFUSION INTERACTION ZONE DURING THE HEAT TREATMENT OF THE EXPLOSION-WELDED AD1 + Cr20Ni80 COMPOSITE IN THE PRESENCE OF A LIQUID PHASE

Volgograd State Technical University

The paper presents the study results of the structure, chemical and phase composition of the diffusion coating formed during the heat treatment of the explosion-welded Cr20Ni80 + AD1 bimetal according to the regime providing liquid-phase interaction (above the melting point of aluminum) on the surface of the Cr20Ni80 alloy. It is shown that its structure consists of inclusions of NiAl<sub>3</sub>, CrAl<sub>7</sub>, Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> intermetallic compounds, as well as a metastable ternary compound - τ<sub>2</sub>-phase with composition of Al<sub>77.5</sub>Cr<sub>12.5</sub>Ni<sub>10</sub> of different dispersion and morphology. There are no crystallization defects in the coating structure.

*Keywords:* nickel aluminides, coating, liquid-phase interaction, explosion welding, heat treatment.

Для изготовления деталей, работающих при температурах 800–1150 °С, широко используются NiCr-сплавы различного состава. Чем выше температура эксплуатации таких сплавов, тем меньше срок их службы. Увеличение жаростойкости нихромов можно достичь после насыщения их поверхности Al. Последнее может быть реализовано в порошкообразных смесях [1–3], при напылении [3, 4], алитировании [5, 6] и т. д.

Нами предложена комплексная технология насыщения поверхности NiCr-сплавов Al, включающая операции сварки взрывом, обработки давлением и термической обработки (ТО) [7].

В работе [7] рассмотрен процесс насыщения поверхности сплава Х20Н80 Al при ТО сваренного взрывом композита Х20Н80 + АД1 по режиму твердофазного взаимодействия. Низкая скорость формирования интерметаллидного слоя и необходимость проведения последующей операции по отделению непрореагировавшего Al значительно усложняют процесс получения диффузионного слоя на основе алюминидов Ni и ограничивают его максимальную толщину. Известно, что значительного увеличения интенсивности диффузионных процессов можно добиться ТО сваренного взрывом компо-

зита в присутствии жидкой фазы [8–10]. Целью настоящей работы явилось исследование структуры диффузионных покрытий, сформированных на поверхности NiCr-сплава после ТО сваренного взрывом биметалла X20H80 + АД1 при температуре, превышающей температуру плавления Al.

#### Материалы и методика эксперимента

Исследования проводили на образцах сваренного взрывом композита сплав X20H80 + алюминий АД1 (2+1 мм). Сварку проводили на режимах, обеспечивающих минимальное количество физической и химической микроненормодности на межслойной границе. ТО проводили в печи SNOL 8.2/1100 при температуре 800 °С. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Olympus BX-61. Состав покрытий оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D

DualBeam и дифрактометра Bruker D8 Advance.

#### Результаты и обсуждение

Металлографический анализ сваренных взрывом образцов X20H80 + АД1 после ТО при 800 °С (рис. 1) показал, что на поверхности сплава X20H80 формируется двухслойное покрытие, состоящее из более темной тонкой прослойки (на границе со сплавом X20H80) и светлой – с большим количеством включений игольчатой и округлой формы. Дефекты кристаллизационного характера (такие, как поры и трещины) отсутствуют.

С ростом времени выдержки размер темной прослойки увеличивается (рис. 1, б–е). Так, если после пятиминутной выдержки ее толщина составляла ~1 мкм, то после получасовой – 33 мкм, а после выдержки в течение 2 ч – 95 мкм (рис. 2). В структуре прослойки начинают отчетливо различаться слои с разной степенью дисперсности, растущей по мере приближения к светлому слою.

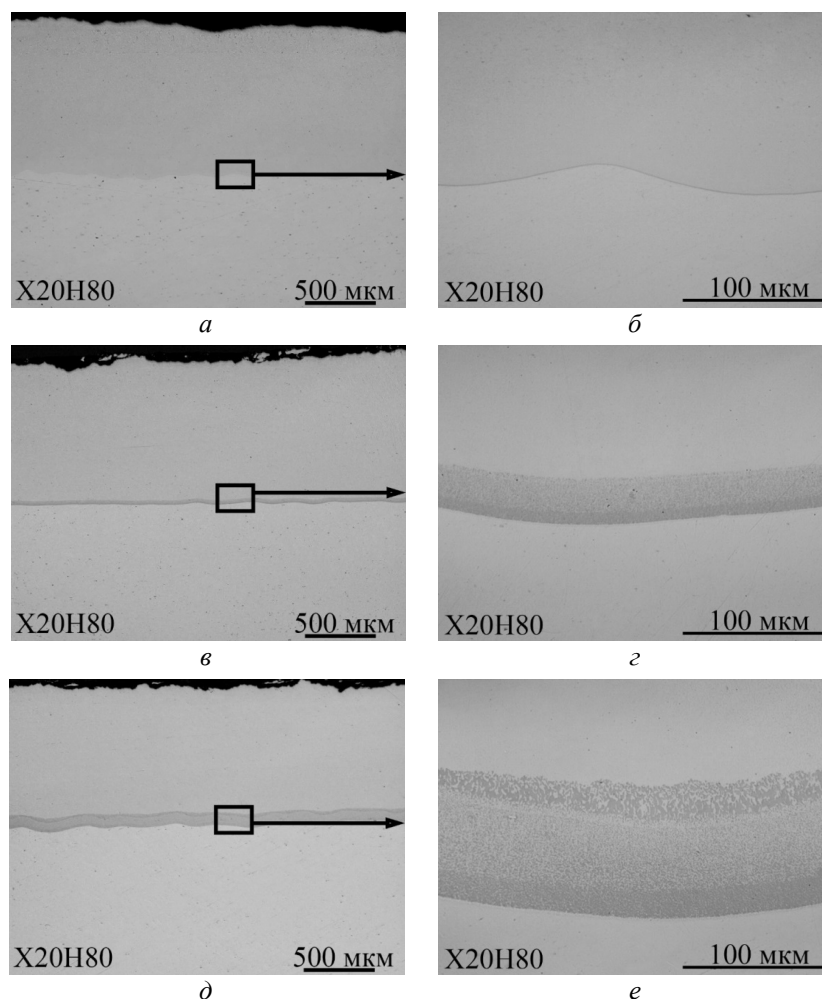


Рис. 1. Микроструктура покрытия, сформированного на поверхности сплава X20H80 после ТО при 800 °С в течение 5 мин (а, б), 30 мин (в, г) и 2 ч (д, е)

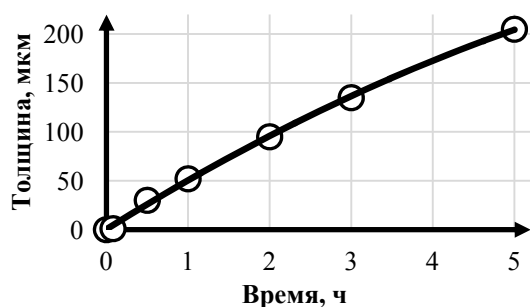


Рис. 2. Кинетика роста темной прослойки при 800 °C

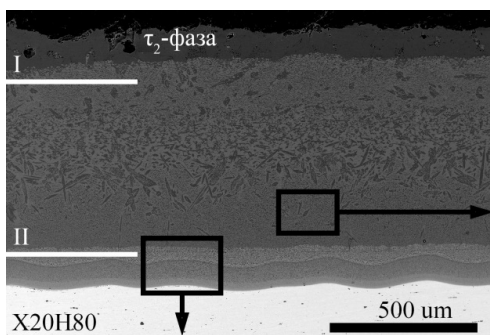
Более детальное изучение структуры покрытия в отраженных электронах в режиме Z-контраста, в котором яркость изображения

увеличивается с увеличением среднего атомного номера, позволило условно выделить в его составе три основных зоны (рис. 3). Первые две соответствуют светлой и темной прослойкам, обнаруживаемым оптической металлографией, и представляют собой:

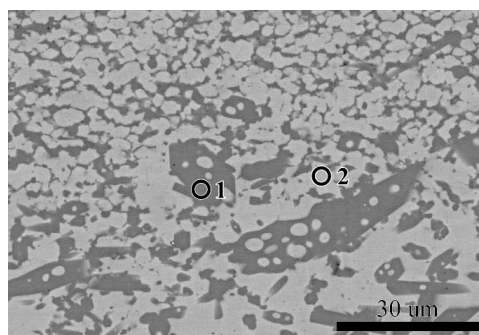
- матричный слой с темными и светлыми включениями состава (~ 77,5 ат. % Al, ~ 12 ат. % Ni, ~ 10,5 ат. % Cr) и (~ 74,3 ат. % Al, ~ 25,7 ат. % Ni) соответственно;

- мелкодисперсную область переменного состава на границе со сплавом X20H80.

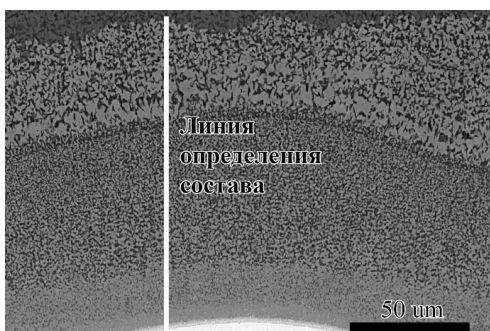
На поверхности покрытия располагается третья зона, не визуализируемая на оптических микроструктурах, с составом, аналогичным темным включениям в первой прослойке.



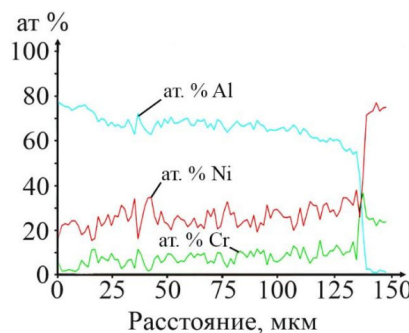
а



б



в



з

Рис. 3. СЭМ-изображения различных зон покрытия, сформированного на поверхности сплава X20H80 после ТО по режиму 800 °C, 2 ч (а-в) и распределение элементов по сечению мелкодисперсной области (з). Римскими цифрами показаны сечения покрытия, в которых проводился рентгенофазовый анализ

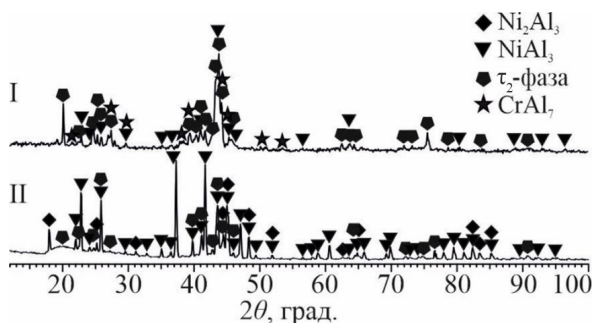


Рис. 4. Дифрактограммы, снятые на различной глубине (см. рис. 3, а) покрытия, сформированного на поверхности сплава X20H80 после ТО по режиму 800 °C, 2 ч

Для уточнения состава различных структурных зон в составе покрытия проводили рентгенофазовый анализ (рис. 4).

После сопоставления данных ЭДС и рентгенофазового анализа был сделан вывод о том, что сплошная прослойка на поверхности покрытия представляет собой метастабильную  $\tau_2$ -фазу состава  $Al_{77,5}Cr_{12,5}Ni_{10}$  [11] (карточка базы данных PDF-2 № 00-066-0700), формирование которой, наиболее вероятно, связано с неравновесными условиями кристаллизации после ТО (рис. 5).

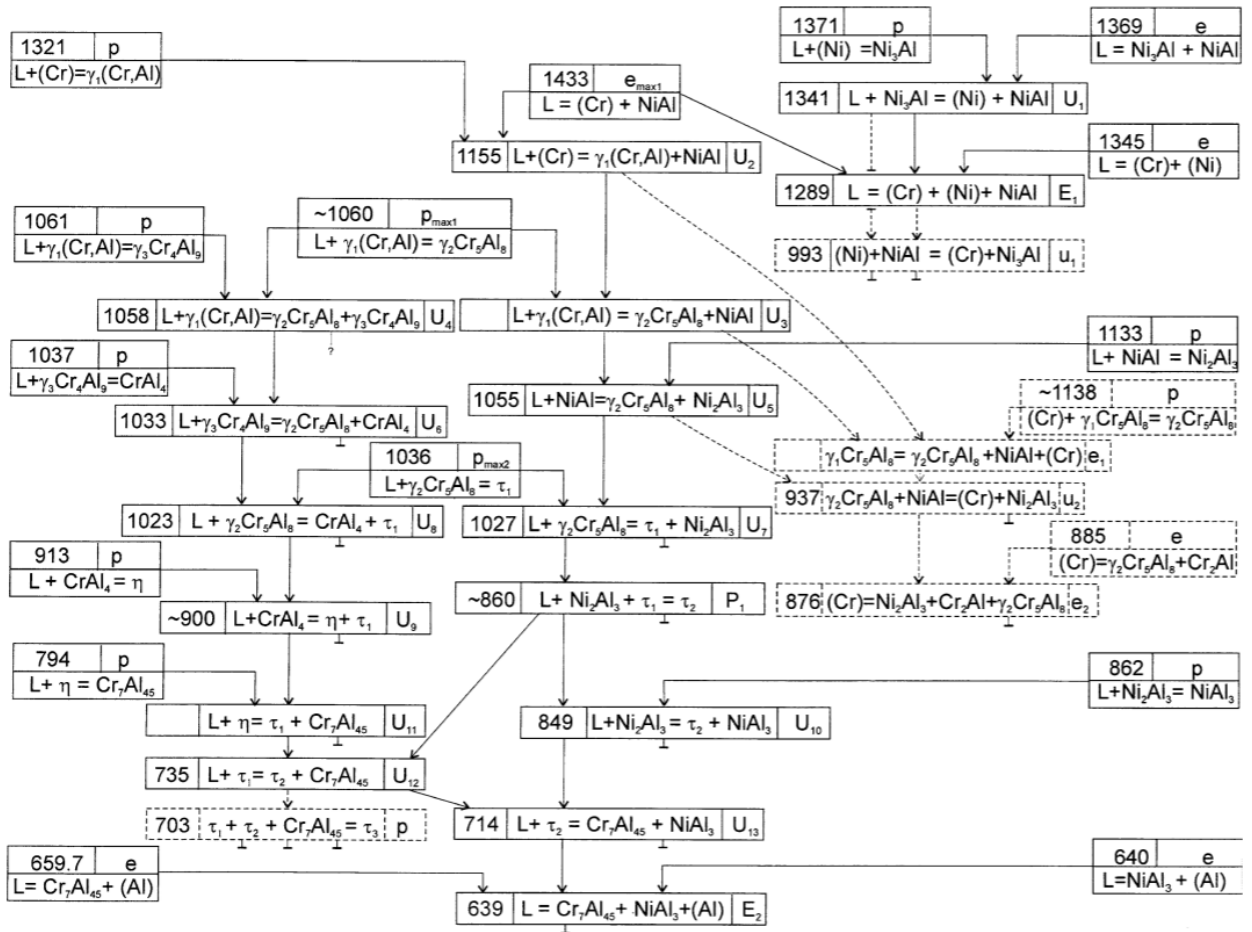


Рис. 5. Схема реакций в системе Ni-Al-Cr [11]

Вторая (матричная) область состоит из включений различной степени дисперсности и формы  $\tau_2$ -фазы (темные включения) и интерметаллида  $NiAl_3$  (светлые включения). Стоит, однако, отметить, что согласно литературным данным при температуре 714 °С  $\tau_2$ -фаза должна претерпевать распад на  $Cr_7Al_{45}$  ( $CrAl_7$ ) +  $NiAl_3$  (фазу  $Cr_7Al_{45}$ , как и во многих других источниках [12–13], мы обозначили как  $CrAl_7$ ). Ее наличие в составе покрытия подтверждается рентгенофазовым анализом. Ранее [7] образование двухфазного слоя  $CrAl_7 + NiAl_3$  нами также было обнаружено и после ТО биметалла X20H80 + АД1 по режиму твердофазного взаимодействия.

Интерпретация результатов точечного ЭДС анализа состава мелкодисперсной области со стороны сплава X20H80 затруднена ввиду очень малого размера отдельных частичек (в некоторых случаях менее 1 мкм), т. к. в область генерации характеристического излучения могут вовлекаться соседние участки с другим химическим составом. Поэтому анализ химиче-

ского состава проводили в режиме сканирования по линии (рис. 4, з). Анализ полученных данных, в сочетании с результатами дифракционных исследований, позволяет заключить, что в мелкодисперсной области надежно идентифицируются алюминиды  $Ni_2Al_3$  и  $NiAl_3$ , а также, возможно, присутствуют следы  $\tau_2$ -фазы.

Согласно [14] полученная многофазная структура покрытия определяется не только условиями кристаллизации, но и зависит от соотношений между коэффициентами диффузии в фазах. Из литературных данных следует, что в системе Ni-Cr-Al наиболее диффузионно-подвижным элементом является Cr. Поэтому рост образующейся на его основе сплошной прослойки  $\tau_2$ -фазы, подавляется за счет диффузии более медленного Ni. В результате формируется двухфазный слой  $NiAl_3+\tau_2$ . В поверхностных слоях покрытия концентрация Ni становится слишком мала, для того чтобы он мог играть роль сдерживающего фактора. Поэтому на поверхности покрытия  $\tau_2$ -фаза существует в виде сплошного слоя.



Так как для образования интерметаллидов необходимы разные количества Cr и Ni, то и исходный сплав X20H80 истощается Cr и Ni в разной степени. Это приводит к нарушению однородности исходного сплава X20H80, что, с учетом притока атомов Al, объясняет структуру мелкодисперсной прослойки, сформированной на границе со сплавом X20H80.

Изменение морфологии включений  $\tau_2$ -фазы в структуре матричного слоя может быть связано с ее частичным растворением в процессе ТО. 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.

Из сопоставления литературных данных по высокотемпературному окислению промышленных никелевых сплавов с изложенными экспериментальными данными следует ожидать высокую эксплуатационную надежность и жаростойкость полученных покрытий, обусловленные их высокой адгезией к подложке (на уровне прочности металла основы), а также высоким содержанием Al в поверхностном слое. Последнее, в свою очередь, при высокотемпературных нагревах обеспечивает формирование на поверхности покрытия защитной оксидной пленки на основе  $Al_2O_3$ .

### Выводы

Термообработка сваренного взрывом композита X20H80 + АД1 по режиму, обеспечивающему жидкофазное взаимодействие, в результате полной трансформации алюминиевого слоя приводит к формированию на поверхности сплава X20H80 интерметаллидного покрытия толщиной ~1 мм, состоящего из включений интерметаллидов  $NiAl_3$ ,  $CrAl_7$ ,  $Ni_2Al_3$ , а также метастабильного тройного соединения -  $\tau_2$ -фазы состава  $Al_{77.5}Cr_{12.5}Ni_{10}$  различной дисперсности и морфологии. Дефекты кристаллизационного характера в его структуре отсутствуют.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Naji, A.* Design model for diffusion coatings formed via pack cementation / A. Naji, M. C. Galetz, M. Schütze // *Materials and corrosion*. – 2014. – Т. 65. – №. 3. – С. 312-318.
2. Deposition of Ni-Al coatings by pack cementation and corrosion resistance in high temperature and marine environments / D. Kourtidou [et al.] // *Corrosion Science*. – 2019. – Т. 148. – С. 12-23.
3. High temperature molten salt corrosion behavior of aluminide and nickel-aluminide coatings for heat storage in concentrated solar power plants / P. Audigé [et al.] // *Surface and Coatings Technology*. – 2018. – Т. 349. – С. 1148-1157.
4. Thermal barrier stability and wear behavior of CVD deposited aluminide coatings for MAR 247 nickel superalloy / D. Kukla [et al.] // *Materials*. – 2020. – Т. 13. – №. 17. – С. 3863.
5. Microstructure and hot corrosion behavior of hot dip siliconized coating on Ni-base superalloy IN738LC / V. T. Targhi [et al.] // *Materials Research Express*. – 2020. – Т. 7. – №. 5. – С. 056527.
6. Алитирование поверхности сплава X15Ю5 погружением в расплав / В. Г. Шморгун [и др.] // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2019. – С. 88–91.
7. Phase Composition of Heat-Resistant Layered Coatings of the Al–Cr–Ni System / V.G. Shmorgun [et al.] // *Metallurgist*. – 2017. – Т. 60. – №. 9-10. – С. 1113-1119.
8. Структура и фазовый состав диффузионной зоны, формирующейся на межслойной границе никель-алюминиевого композита при жидкофазном взаимодействии / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, А. Ол. Таубе // *Материаловедение*. – 2015. – № 8. – С. 35–38.
9. О взаимодействии компонентов при твердо- и жидкофазном взаимодействии на межслойной границе композита алюминий АД1 + сталь 12Х18Н10Т / В.Г. Шморгун, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, О. В. Слаутин, Н. А. Артемьев // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2019. – С. 14–17.
10. Формирование диффузионной зоны на границе сваренного взрывом композита сталь 20880 + АД1 при жидкофазном взаимодействии / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич // *Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 / ВолгГТУ*. – Волгоград, 2018. – С. 26–29.
11. Reaction scheme and liquidus surface in the Al-rich section of the Al-Cr-Ni system / F. Weitzer [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2008. – Т. 39. – №. 10. – С. 2363-2369.
12. *Raghavan, V.* Al-Cr-Ni (aluminum-chromium-nickel) / V. Raghavan // *Journal of phase equilibria and diffusion*. – 2009. – Т. 30. – №. 1. – С. 61-63.
13. *Yeh, C. L.* Combustion synthesis of Cr–Al and Cr–Si intermetallics with  $Al_2O_3$  additions from  $Cr_2O_3$ –Al and  $Cr_2O_3$ –Al–Si reaction systems / C. L. Yeh, J. Z. Lin // *Intermetallics*. – 2013. – Т. 33. – С. 126-133.
14. 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*. – Trans Tech Publications Ltd, 1997. – Т. 143. – С. 683-688.

УДК 669-419:621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-12-19

*В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, А. Е. Биршбаева, В. О. Харламов***ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ  
БИМЕТАЛЛЕ СТАЛЬ 20 + НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ 50X15M2Ф  
ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРЕВОВ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований структуры зоны соединения нержавеющей стали 50X15M2Ф с углеродистой сталью 20 после сварки взрывом и последующей термической обработки при температуре 1000 °С и временах выдержки 5–20 час. Показано формирование сплошной диффузионной прослойки в зоне соединения, толщина которой зависит от времени выдержки.

*Ключевые слова:* сталь, биметалл, сварка взрывом, термическая обработка, легирующие элементы, диффузия, микротвердость, рентгеноспектральный анализ.

*V. N. Arisova, A. F. Trudov, L. M. Gurevich, A. E. Birshbaeva, V. O. Kharlamov***FEATURES OF STRUCTURE FORMATION IN EXPLOSION WELDED  
BIMETAL STEEL 20 + STAINLESS STEEL 50Cr15Mo2V  
AFTER LONG HIGH-TEMPERATURE HEATING****Volgograd State Technical University**

The results of studies of the structure in the joint zone of stainless steel 50Cr15Mo2V with carbon steel 20 after explosion welding and subsequent heat treatment at a temperature of 1000 °C and holding times of 5–20 hours are presented. The formation of a continuous diffusion layer in the joint zone is shown, the thickness of which depends on the holding time.

*Keywords:* steel, bimetal, explosion welding, heat treatment, alloying elements, diffusion, microhardness, X-ray spectral analysis.

В области сварки взрывом (СВ) однородных и разнородных материалов накоплен значительный теоретический и экспериментальный материал [1–3]. Ряд вопросов, касающихся формирования структуры в околошовной зоне композиционных материалов из углеродистых и легированных сталей при термической обработке освещен в работах [4–10].

В [11] было показано, что нормализация полученной сваркой взрывом биметалла сталь 20+50X15M2Ф приводит к значительным изменениям в структуре зоны соединения: при температурах обработки до 800–900 °С происходит диффузия углерода из низкоуглеродистой стали 20 в сталь с большим содержанием углерода 50X15M2Ф. Это связано с наличием в стали 50X15M2Ф элементов с высоким сродством к углероду (Cr, Mo, V), которые снижают термодинамическую активность углерода. При температурах выше 900 °С, когда в сформированной обезуглероженной зоне за счет диффузии повышается содержание карбидообразующих элементов, туда становится возможным приток углерода как из стали 20, так и из стали 50X15M2Ф. При нагреве биметалла до высоких температур (1000–

1100 °С) происходит образование на границе раздела сплошной карбидной прослойки.

В [12] с помощью микрорентгеноспектрального анализа было проанализировано содержание хрома в околошовной зоне и установлено, что образующиеся при сварке взрывом оплавы в биметалле сталь 20 + сталь 50X15M2Ф содержат примерно от 6 до 8 % хрома, количество которого уменьшается в направлении от легированной стали к низкоуглеродистой, при этом диффузия хрома в низкоуглеродистую сталь при нагревах до 1100 °С с выдержками 1 час не была обнаружена.

Данная работа является продолжением исследований изменения микроструктуры зоны соединения в сваренном взрывом биметалле сталь 20+сталь 50X15M2Ф при длительных выдержках в процессе высокотемпературных нагревов.

**Материалы и методика проведения исследований**

В качестве основы биметалла использовалась низкоуглеродистая сталь 20 толщиной 20 мм, на которую с использованием энергии взрыва приваривали лист высоколегированной

нержавеющей стали мартенситного класса 50X15M2Ф толщиной 6 мм.

Исследования влияния режимов термической обработки на структуру и свойства биметалла проводили на вырезанных из заготовки после СВ образцах, которые подвергались нагреву в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ при температуре 1000 °С (времена выдержки 5, 10, 15 и 20 ч) и последующему охлаждению на воздухе.

Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М. Металлографические исследования выполняли с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур компонентов биметалла с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях 50–500. Выявление структуры проводилось в два этапа: 1 – химическое травление в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты в течении 20–40 с

для выявления структуры стали 20; 2 – электролитическое травление в 10 %-ном растворе хромового ангидрида в течение 20–25 с при силе тока 2 А для выявления структуры стали 50X15M2Ф.

Исследование химического состава в околошовной зоне композиционного материала проводили на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam, снабженном энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments) для определения химического состава в локальных точках.

#### Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведены микроструктуры зоны соединения исследуемого сваренного биметалла после термообработки при 1000 °С и временах выдержки 5, 10, 15 и 20 час.

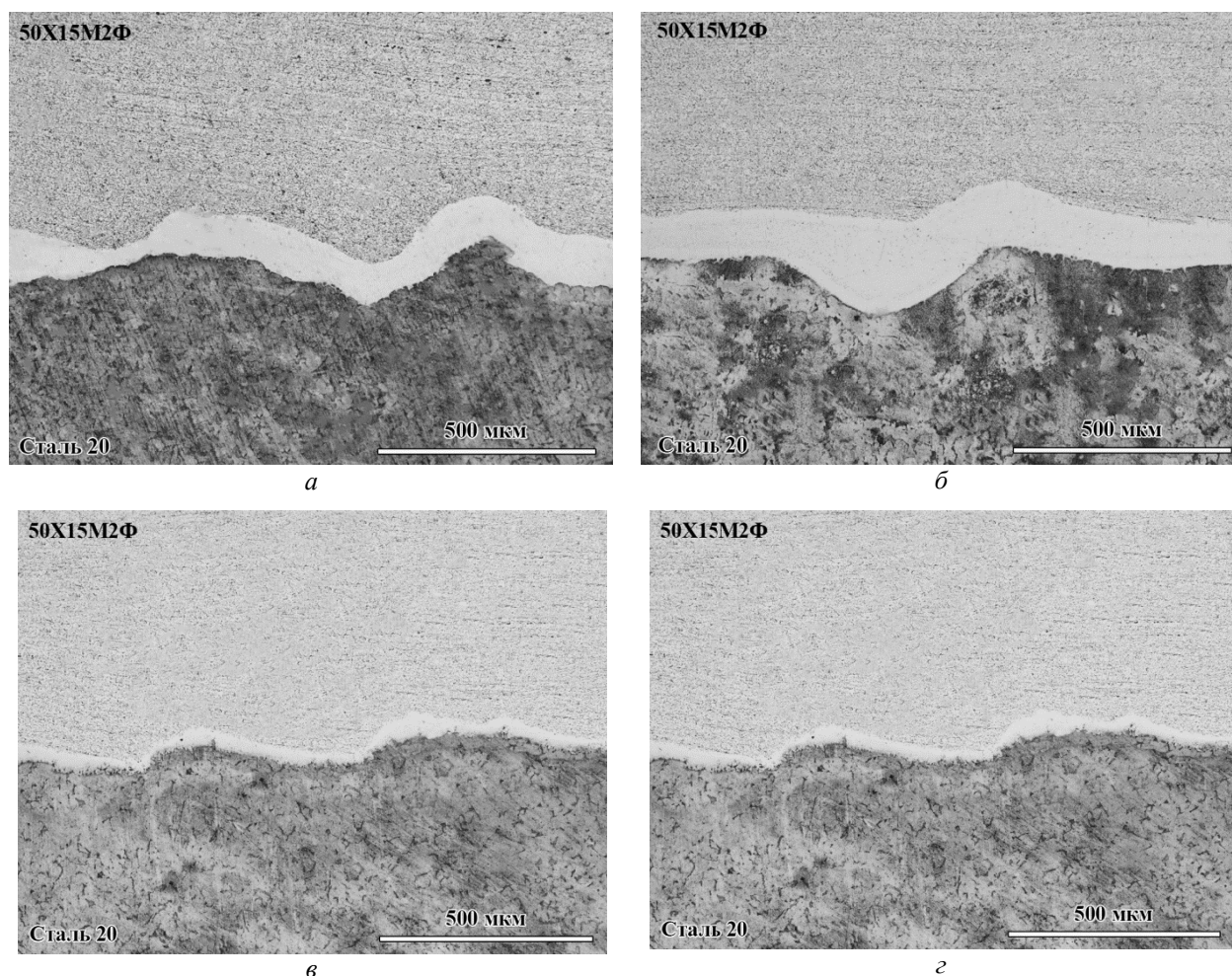


Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения биметалла сталь 20 + сталь 50X15M2Ф, термообработанного при температуре 1000 °С и различных временах выдержки: а – 5 ч; б – 10 ч; в – 15 ч; г – 20 ч

В отличие от микроструктуры после 1 ч термообработки при этой температуре, когда диффузионная зона формировалась в основном в местах оплавов зоны соединения [11, 12], увеличение времени выдержки в диапазоне 5–20 ч способствует формированию уже сплошной диффузионной белой зоны по всей границе соединения сталей.

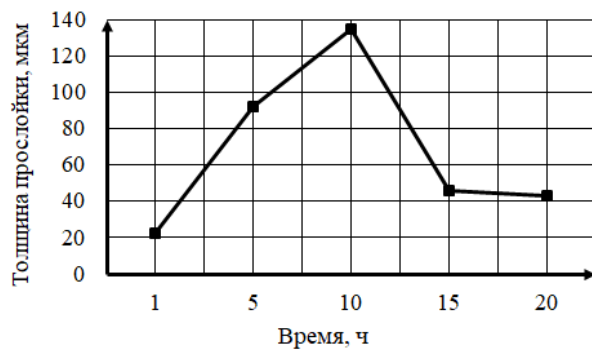


Рис. 2. Изменение толщины белой диффузионной прослойки в биметалле в зависимости от времени термообработки при 1000 °C

На рис. 2 приведены данные по изменению толщины диффузионной прослойки, образовавшейся в зоне соединения стальных слоев (рис. 1 – белая зона).

Из полученных данных видно, что толщина прослойки вначале растет от 20 мкм (при 1 ч выдержки) до 138 мкм (при 10 ч выдержки), а потом при 15 и 20 ч значительно уменьшается до 40–42 мкм, что, видимо, связано с особенностями протекания диффузионных потоков углерода и легирующих элементов.

Анализ графиков измерения микротвердости (рис. 3) показывает, что в стали 50X15M2Ф твердость соответствует закаленному состоянию, формирующемуся при охлаждении на воздухе вследствие низких значений критической скорости закалки высоколегированной стали, но имеет место определенный градиент в пределах от 4,5 до 7 ГПа. Белая диффузионная зона при всех временах выдержки имеет примерно одинаковую микротвердость – около 3,5 ГПа.

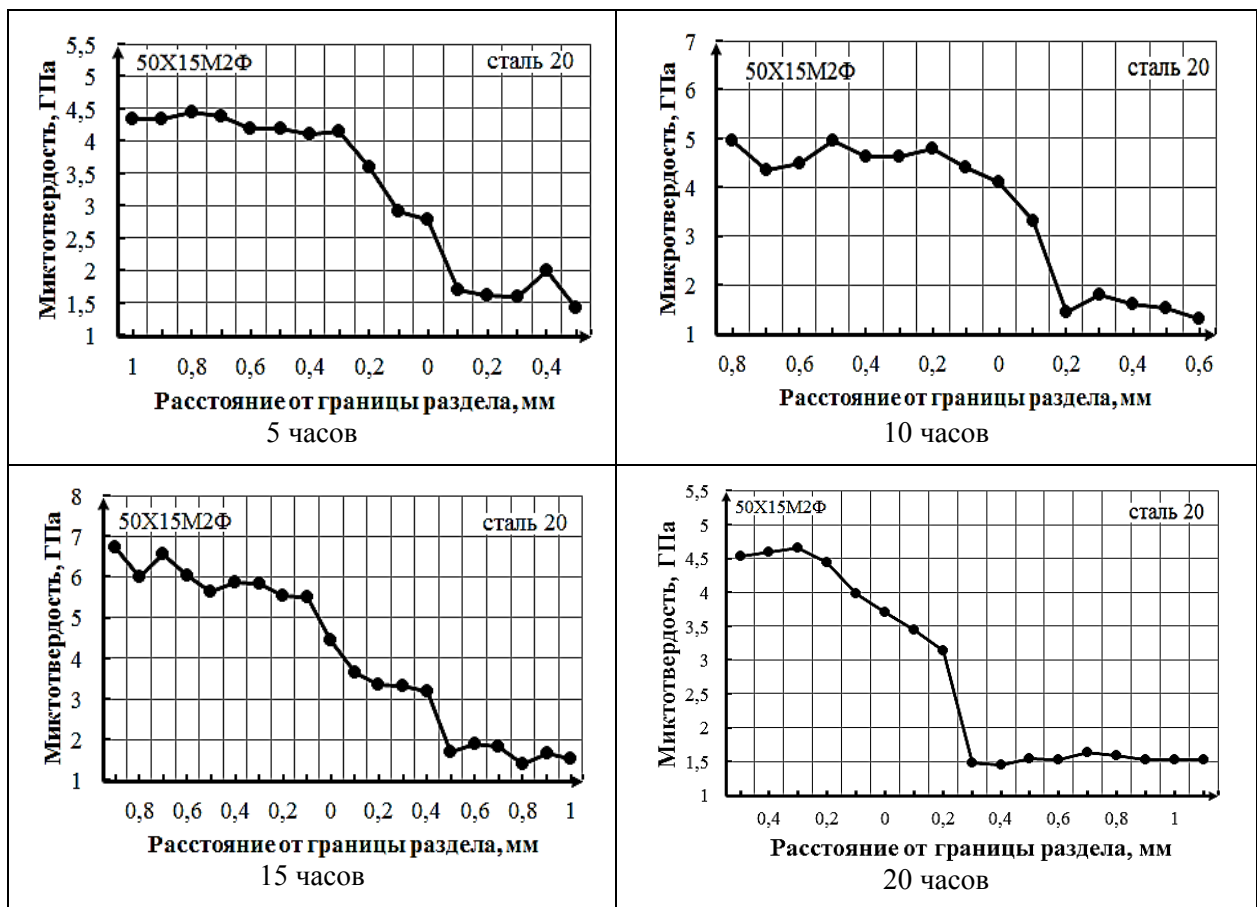
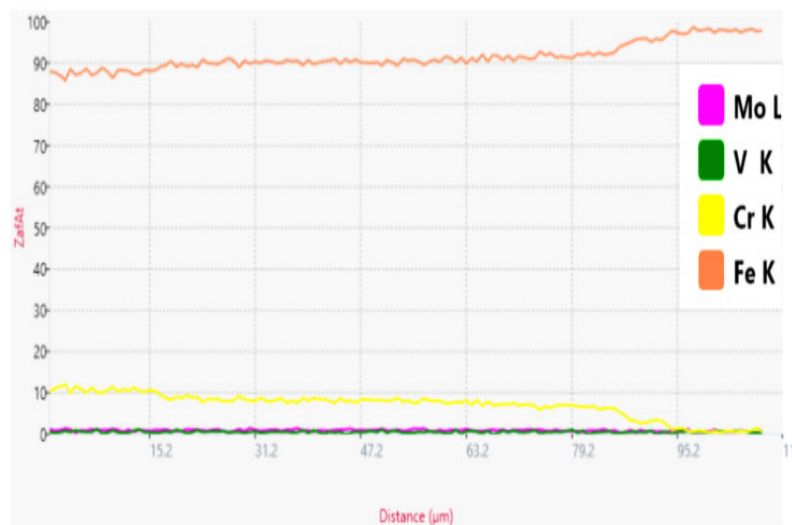
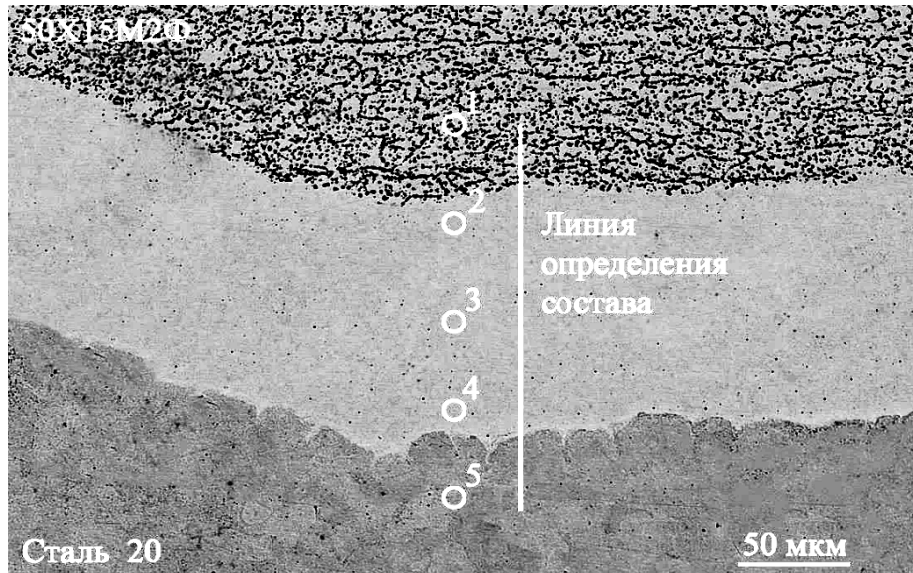


Рис. 3. Изменение микротвердости по сечению биметалла при различных временах выдержки



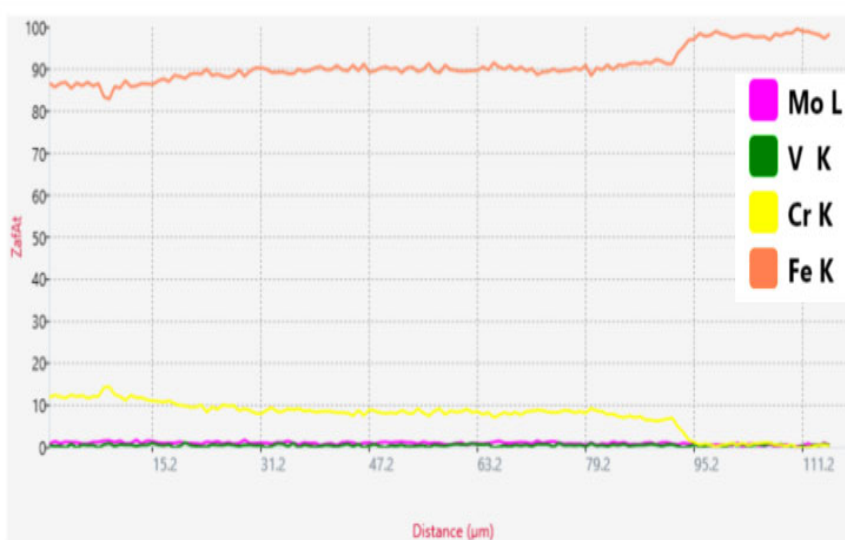
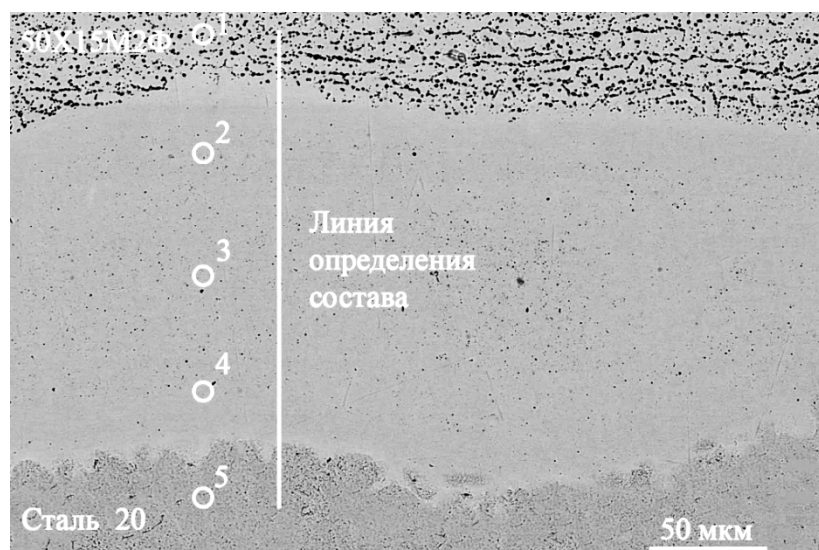
На рис. 4–7 представлены данные энергодисперсионного анализа распределения легирующих элементов по толщине диффузионной

зоны и химического состава в отдельных точках микроструктуры.



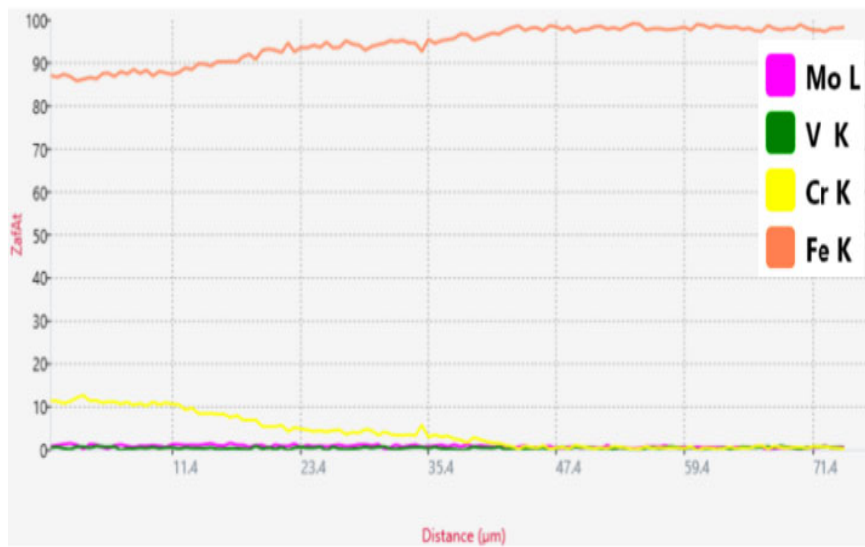
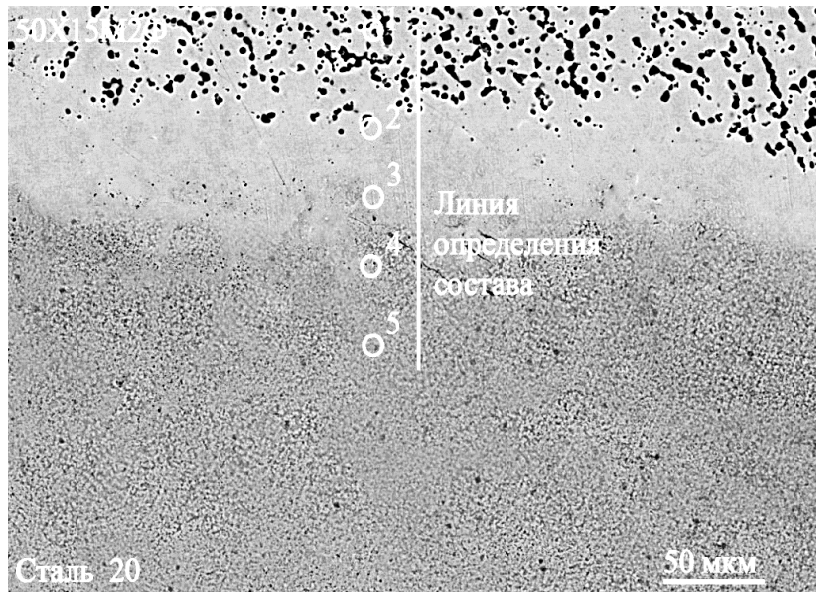
| Точка | Содержание элемента, ат.% |      |      |       |      |
|-------|---------------------------|------|------|-------|------|
|       | Fe                        | Mo   | V    | Cr    | Mn   |
| 1     | 89,36                     | 0,33 | 0,11 | 10,19 | –    |
| 2     | 91,45                     | 0,33 | 0,08 | 8,14  | –    |
| 3     | 91,44                     | 0,78 | 0,21 | 7,58  | –    |
| 4     | 94,01                     | –    | –    | 5,99  | –    |
| 5     | 99,09                     | –    | –    | 0,3   | 0,61 |

Рис. 4. Результаты энергодисперсионного анализа диффузионной зоны после нормализации при температуре 1000 °С в течение 5 ч



| Точка | Содержание элемента, ат. % |      |      |       |      |
|-------|----------------------------|------|------|-------|------|
|       | Fe                         | Mo   | V    | Cr    | Mn   |
| 1     | 87,80                      | 0,43 | 0,04 | 11,74 | –    |
| 2     | 91,55                      | 0,3  | 0,05 | 8,11  | –    |
| 3     | 91,87                      | 0,39 | 0,07 | 7,67  | –    |
| 4     | 92,27                      | 0,34 | 0,07 | 7,32  | –    |
| 5     | 99,47                      | –    | –    | 0,12  | 0,41 |

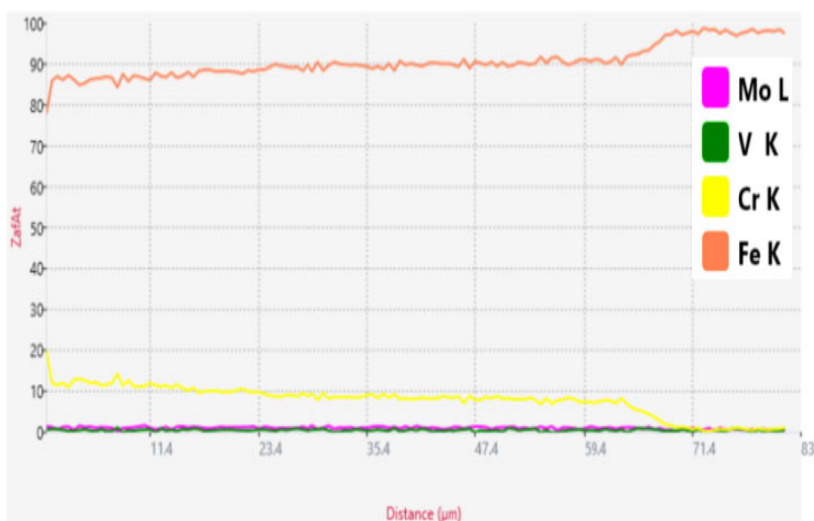
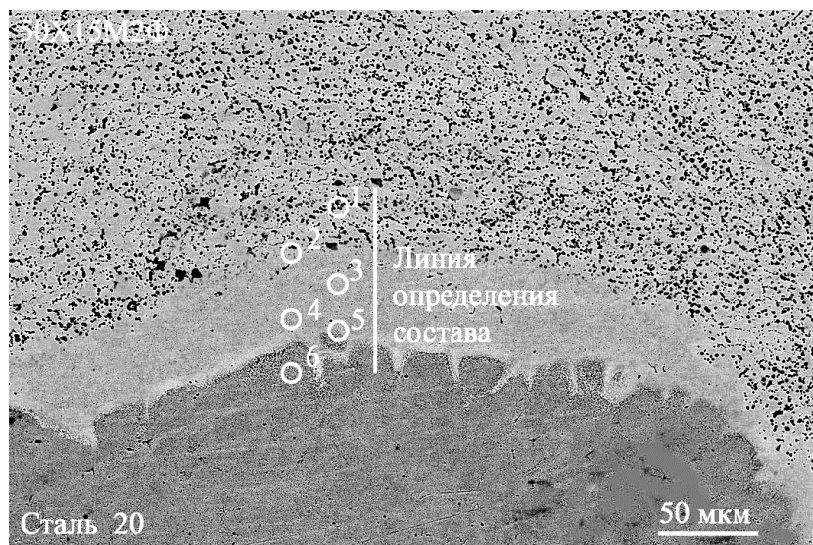
Рис. 5. Результаты энергодисперсионного анализа диффузионной зоны после нормализации при температуре 1000 °С в течение 10 ч



| Точка | Содержание элемента, ат.% |      |      |       |
|-------|---------------------------|------|------|-------|
|       | Fe                        | Mo   | V    | Cr    |
| 1     | 88,36                     | 0,37 | 0,08 | 11,19 |
| 2     | 89,86                     | 0,45 | 0,05 | 9,64  |
| 3     | 94,64                     | 0,39 | 0,02 | 4,94  |
| 4     | 95,99                     | 0,39 | 0,01 | 3,60  |
| 5     | 97,77                     | –    | –    | 2,23  |

Рис. 6. Результаты энергодисперсионного анализа диффузионной зоны после нормализации при температуре 1000 °С в течение 15 ч





| Точка | Содержание элемента, ат. % |      |      |       |
|-------|----------------------------|------|------|-------|
|       | Fe                         | Mo   | V    | Cr    |
| 1     | 88,25                      | 0,40 | 0,05 | 11,30 |
| 2     | 90,02                      | 0,39 | 0,07 | 9,52  |
| 3     | 91,56                      | 0,36 | 0,05 | 8,02  |
| 4     | 92,80                      | 0,29 | 0,04 | 6,87  |
| 5     | 97,65                      | –    | –    | 2,35  |
| 6     | 99,42                      | –    | –    | 0,58  |

Рис. 7. Результаты энергодисперсионного анализа диффузионной зоны после нормализации при температуре 1000 °С в течение 20 ч

При временах выдержки 5 и 10 ч на всем протяжении зоны обезуглероживания наблюдается постепенное снижение содержания хрома. Учитывая высокую подвижность атомов углерода при температуре 1000 °С, изменение толщины обезуглероженной зоны должно, в пер-

вую очередь, определяться диффузией карбидообразующих элементов, изменяющих химический потенциал углерода. Анализ результатов энергодисперсионного анализа показывает, что в светлой диффузионной зоне содержание хрома варьируется от 9 до 2 ат.%. Сложный ха-



раक्टर изменения толщины светлой обезуглероженной зоны можно объяснить протеканием трех параллельных процессов диффузии карбидообразующих элементов:

– диффузия хрома (и других карбидообразующих элементов) из примыкающих к поверхности соединения тонких слоев стали 50X15M2Ф в сталь 20, приводящая, за счет снижения содержания хрома в стали 50X15M2Ф и одновременного повышения хрома в стали 20, к появлению приграничных зон с требуемым содержанием хрома от 9 до 2 ат.%. Учитывая небольшую протяженность транспортных путей и значительный градиент содержания карбидообразующих элементов, достигающий первоначально только для хрома 15 масс.%, этот процесс является преобладающим при относительно небольших временах термической обработки;

– диффузия хрома (и других карбидообразующих элементов) в стали 50X15M2Ф из глубинных слоев к сформировавшейся приграничной зоне с содержанием хрома не более 9 ат.%, приводящая к некоторому восстановлению содержания хрома;

– диффузия хрома (и других карбидообразующих элементов) в стали 20 из сформировавшейся приграничной зоны с повышенным содержанием хрома в более глубокие слои.

Для двух последних диффузионных процессов характерны более низкие градиенты концентрации карбидообразующих элементов и значительная протяженность транспортных путей, что приводит к их заметному вкладу в трансформацию микроструктуры околошовной зоны биметалла только при высокой длительности термической обработки.

Увеличение времени выдержки до 15–20 ч вызывает коагуляцию карбидов и исчезновение их строчечного расположения в стали 50X15M2Ф, сформировавшееся при прокатке стали.

### Выводы

1. Показано, что увеличение времени выдержки до 5-20 часов при высокотемпературной нормализации (температура 1000 °С) биметалла сталь 50X15M2Ф+сталь 20 приводит к формированию сплошной диффузионной обезуглероженной зоны. Установлено что для сформировавшейся диффузионной обезуглероженной зоны характерно содержание хрома от 2 до 9 ат.%.  
2. При временах выдержки до 10 часов происходит рост толщины диффузионной зоны до 138 мкм, а при увеличении времени выдержки

до 15–20 часов идет ее уменьшение до 40 мкм. Сложный характер изменения толщины светлой обезуглероженной зоны объясняется разной интенсивностью протекания трех параллельных процессов диффузии карбидообразующих элементов.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М. : Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М. : Металлургия, 1978. – 168 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, V. G. Burov, E. A. Prikhod'ko. Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels. The Physics of Metals and Metallography. Vol. 113. 2012 – P. 233–240.
5. Bulent Kurt. The interface morphology of diffusion bonded dissimilar stainless steel and medium carbon steel couples. Journal of Materials Processing Technology, Vol.190, 2017. – P. 138–141.
6. Hong Ma, Guoliang Qin, Peihao Geng, Fei Li, Banglong Fu, Xiangmeng Meng Microstructure characterization and properties of carbon steel to stainless steel dissimilar metal joint made by explosion welding. Materials and Design, Vol. 86, 2015. – P. 587-597
7. Bulent Kurta, Adnan Çalikb. Interface structure of diffusion bonded stainless steel and medium carbon steel couple. Materials characterization. Vol.60, 2009. – P.1035 – 1040.
8. Трыков, Ю. П. Неоднородность структуры и свойств биметаллических материалов, полученных сваркой взрывом из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, И. Б. Степанищев, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Перспективные материалы, 2003, № 2. – С. 79–89.
9. Трыков, Ю. П. Структура и микромеханические свойства соединений из углеродистых сталей, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев, В. Н. Арисова // Технология металлов, 2003, № 3. – С. 14–20.
10. Трыков, Ю. П. Структурообразование зоны соединения при сварке взрывом биметаллов из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, И. Б. Степанищев, А. Ф. Трудов // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003, № 5. – С. 64.
11. Трудов, А. Ф. Трансформация структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20+50X15M2Ф после термической обработки / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Е. Биришбаева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2(237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–12.
12. Трудов, А. Ф. Исследование диффузионных процессов в биметалле сталь 20 – нержавеющей сталь 50X15M2Ф после сварки взрывом и термообработки / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Е. Биришбаева, В. О. Харламов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ.— Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 18–22.
13. Бокштейн, С. З. Диффузия в металлах / С. З. Бокштейн. – М. : Металлургия, 1978. – 250 с.

## ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 629.114.2-235

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-20-26

*Ю. И. Крыхтин, В. И. Карлов*

### **ВЫСОКОПРОИЗВОДИТЕЛЬНЫЙ МЕТОД ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ ФРИКЦИОННЫХ ИЗДЕЛИЙ НА Fe-ОСНОВЕ С ВЫСОКИМИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ СВОЙСТВАМИ\***

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: au@vstu.ru

Разработаны физические и технологические основы метода ДПП-ПФМ изготовления порошковых фрикционных изделий сухого трения на Fe-основе с высокими технологическими и эксплуатационными показателями для широкого спектра практического использования. Метод ДПП-ПФМ состоит в том, что динамическим горячим прессованием (ДГП) изготавливаются новые порошковые фрикционные материалы (ПФМ) через подслои из карбонильного железа между фрикционным материалом и основой (каркасом) с гальваническим никелевым покрытием. Прессовка фрикционной накладки выполняется из шихты типа ФМК-79 и обладает повышенной твердостью и малой пористостью. Исследованы процессы выбора состава шихты, формирования структуры и свойств новых порошковых фрикционных материалов на Fe-основе. Метод отличается высокой производительностью, энергосбережением, упрощенной технологией и предполагает возможность использования имеющегося технологического оборудования для изготовления конструкционных порошковых изделий.

Метод ДПП-ПФМ изготовления порошковых фрикционных накладок сухого трения может быть использован для изготовления фрикционных узлов трансмиссий легких гусеничных машин с большой удельной мощностью. Материал трения, полученный этим методом из шихты типа ФМК-79, может быть использован в качестве унифицированного для таких узлов трения, как главный фрикцион, бортовой фрикцион, ленточный и дисковый тормоза.

*Ключевые слова:* сухое трение, накладка фрикционная, Fe-основа, каркас, покрытие, прессование и спекание, динамическое горячее прессование, фрикционные устройства трансмиссии.

*Yu. I. Krykhtin, V. I. Karlov*

### **HIGH-PERFORMANCE METHOD OF PRODUCTION OF POWDER FRICTIONAL PRODUCTS ON Fe-BASIS WITH HIGH TECHNOLOGICAL AND OPERATIONAL PROPERTIES**

**Volgograd State Technical University**

Physical and technological bases of DHP-PFM method for production of dry friction powder friction articles on Fe- base with high technological and operational indices for a wide range of practical use have been developed. The DHP-PFM method is that the dynamic hot pressing (DHP) provides production of the new powder frictional materials (PFM) through an underlayer from carbonyl iron between frictional material and a basis (framework) with electroplated nickel coating. Friction lining compaction is made of charge of ФМК-79 type and has high hardness and low porosity. Processes of the choice of composition of furnace charge, formation of structure and properties of new powder frictional materials on Fe-to a basis are investigated. The method is characterized by high productivity, energy saving, simplified technology and provides the possibility to use existing technological equipment for making structural powder products.

Method of DHP-PFM manufacturing of dry friction powder friction linings can be used for manufacturing of friction units of transmissions of light track machines with high specific power. The friction material received by this method from furnace charge of FMK-79 type can be used as unified for such frictional units as the main friction clutch, an onboard friction clutch, tape and disk brakes.

*Keywords:* dry friction, , moulding, frictional moulding, basis of Fe, a framework, a covering, pressing and agglomeration, dynamic hot pressing, frictional devices, frictional devices of transmission.

Металлокерамические (порошковые) фрикционные изделия состоят из стальной несущей основы (каркаса), к которой с одной или двух сторон крепятся порошковые фрикционные прессы. Существует несколько способов соединения (сборки) порошковых прессы со стальной основой. Наиболее распространенный из них включает раздельное прессование фрикционного слоя с последующим длительным спеканием его с несущей основой под большим давлением в печи с защитной атмосферой [1, 2].

Технология изготовления фрикционных деталей из металлокерамических материалов включает следующие основные операции: подготовку шихты, т. е. просев и смешивание порошков в специальных смесительных агрегатах; подготовку стальных несущих основ-подложек (дисков, секторных чашечных и плоских каркасов и т. д.); изготовление фрикционных прессы; установку фрикционных прессы на подложки; спекание прессы и припекание их к стальным подложкам; охлаждение деталей.

Металлокерамические диски фрикционных устройств трансмиссий транспортных машин для работы в масле и всухую традиционно изготавливают **методом раздельного прессования и длительного спекания под давлением** [1]. При таком способе изготовления фрикционных порошковых изделий прочное соединение фрикционной прессы со стальным диском или каркасом накладки обеспечивается за счет диффузионных процессов в контакте материалов. Этот способ имеет следующие недостатки: невозможность изготовления тонких фрикционных прессы, что приводит к увеличению их толщины, а это связано с повышением объема механической обработки, если она производится; трудоемкость и низкая производительность ручной операции при сборке пакета – фрикционной прессы и основы, для спекания; невозможность механизации процесса сборки пакетов вследствие низкой прочности прессы; сложность предотвращения брака в результате смещения прессы на несущей основе при сборке и спекании пакета; нестабильность припекания; длительность спекания под давлением; необходимость использования мощного прессового оборудования и специального термического оборудования со стабильными высокотемпературными характеристиками.

Из вышеизложенного следует, что в настоящее время актуальна разработка высоко-

производительного метода изготовления порошковых фрикционных изделий сухого трения на *Fe*-основе с высокими технологическими и эксплуатационными показателями, особенно для тяжело нагруженных фрикционных узлов машин с большой удельной мощностью.

**Целью** работы является создание физических и технологических основ высокопроизводительного метода изготовления порошковых фрикционных накладок сухого трения на *Fe*-основе для повышения надежности и долговечности работы фрикционных устройств трансмиссий гусеничных машин (ГМ) с большой удельной мощностью (более 30 л.с./Т) [3].

**Новизной** работы является разработка высокопроизводительного метода изготовления заготовок порошковых фрикционных накладок динамическим горячим прессованием (ДГП) новых порошковых фрикционных материалов (ПФМ) на *Fe*-основе через подслои из карбонильного железа между фрикционной прессы и каркасом толщиной 2 мм из стали Ст. 20 с никелевым гальваническим покрытием толщиной 18...30 мкм.

Проведены предварительные исследования при прессовании опытных материалов на *Fe*-основе, которые могут быть использованы при изготовлении фрикционных материалов на той же основе, например, **прокаткой**. Так опытный материал МПФ 1005-0, МПФ 105-1 представляет собой систему железо-медь, для которой реализация достижения определенного уровня физико-механических и триботехнических характеристик осуществляется при жидкофазном спекании. Здесь прочность сцепления слоев фрикционного материала с промежуточным слоем достигается миграцией жидкой фазы при кратковременном спекании (менее 10 мин) в проходной печи с восстановительной атмосферой при температуре 1100 °С.

На рис. 1 показаны экспериментальные зависимости пористости  $P$ , плотности  $\gamma$ , высоты  $h$  прессы от давления  $p$  прессования для опытного материала, в состав которого входит порошок железный ПЖРВЗ, порошок медный ПМС-1, порошок оловянный ПО-1 или ПО-2, порошок электрокорундовый 14А, графит МККЗ.

Экспериментальная зависимость прочности сцепления  $P'$  сырого фрикционного слоя из опытного материала на *Fe*-основе с промежуточным слоем от давления прессования приведена на рис. 2. Прочность сцепления фрикционного слоя с промежуточным слоем и проч-

ность самого фрикционного слоя определялись на специально подготовленных образцах. Образец представляет собой компактную подложку с припеченным промежуточным слоем, толщина подложки 2 мм и диаметр 30 мм в центре которой находится отверстие диаметром 3 мм. Между двумя подложками при различных давлениях производили прессование. Изготовленные образцы испытывались на разрывной машине.

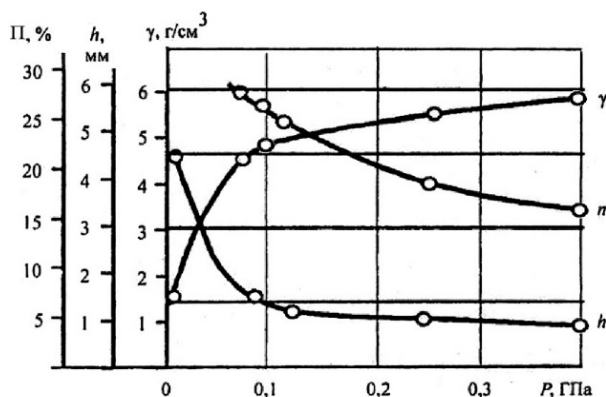


Рис. 1. Зависимость пористости  $P$ , плотности  $\gamma$ , высоты  $h$  прессовок от давления  $p$  прессования

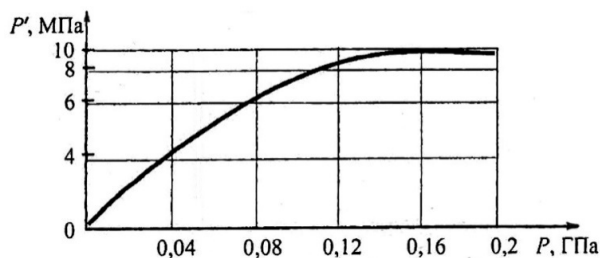


Рис. 2. Экспериментальная зависимость прочности сцепления  $P'$  фрикционного слоя с промежуточным слоем от давления прессования

Исследования показали, что изделия из порошковых материалов, изготовленные методом раздельного прессования и длительного спекания под давлением, имеют низкие механические свойства в основном из-за повышенной пористости. Для ее устранения Ю. Г. Дорофеевым предложено использовать технологию горячей допрессовки пористых порошковых заготовок конструкционных изделий [4, 5].

Для упрощения традиционной малопроизводительной и трудоемкой технологии изготовления фрикционных изделий путем раздельного прессования и длительного спекания под давлением пористого ПФМ на  $Fe$ -основе разработаны физические и технологические основы нового метода – ДГП-ПФМ. Это метод горячей допрессовки пористых порошковых

изделий, обладающий высокой производительностью, энергосбережением, упрощенной технологией, доработанный на создание фрикционных изделий сухого трения с новыми ПФМ на  $Fe$ -основе с возможностью использования имеющегося технологического оборудования.

Получены экспериментальные данные о влиянии состава шихты и технологических режимов на структуру и триботехнические свойства новых, имеющих повышенную твердость, малопористых ПФМ сухого трения на  $Fe$ -основе, полученных методом ДГП-ПФМ. Прессовка фрикционной накладки, выполненная из шихты типа ФМК-79, имеет твердость 85...105 HRF, пористость 5...8 %, плотность 5,2...5,6 г/см<sup>3</sup>.

#### Физические основы ДГП-ПФМ сухого трения на $Fe$ -основе

При использовании методов горячей штамповки в закрытых штампах для допрессовки порошковых фрикционных заготовок с целью уплотнения, уменьшения пористости и прочного соединения фрикционной прессовки со стальным диском или каркасом накладки используется динамическое прессование, протекающее за весьма малый промежуток времени и представляющее собой удар. В процессе деформации предварительно нагретой в закалочном индукторе малогабаритной фрикционной секторной накладки, состоящей из стальной основы с защитным гальваническим никелевым покрытием и фрикционной прессовки из материала на  $Fe$ -основе, предварительно припеченной через промежуточный подслои из карбонильного железа к основе в проходной термической печи, происходит не только динамическое компактирование и структурирование прессовки, но и динамическое внедрение материала прессовки в тело стального диска или каркаса, через подслои карбонильного железа, что повышает прочность соединения. При ударе межчастичное сращивание играет огромную роль в процессах уплотнения, формирования и структурообразования, являющихся основой формирования порошкового фрикционного изделия.

Сила удара (давление 500...700 МПа) должна быть подобрана так, чтобы деформация предварительно нагретой в закалочном индукторе малогабаритной фрикционной прессовки для ее повышенного уплотнения была такой, чтобы оставалась приемлемой геометрия порошковой накладки, выдерживались заданные толщина, повышенная твердость, плотность и пониженная пористость для соответствующей

шихты прессовки. Регулируя силу удара, можно изменять структуру, функциональные, физико-механические и триботехнические характеристики фрикционных изделий из различной шихты на Fe-основе. ДГП позволяет совместить процессы уплотнения, формообразования и термомеханической обработки.

#### Технологические основы ДГП-ПФМ порошковых фрикционных материалов сухого трения на Fe-основе

Технология изготовления порошковых материалов методом ДГП ПФМ включают в себя следующие этапы:

1. Подготовка каркасов толщиной 2 мм из стали Ст. 20. Перед нанесением защитного гальванического никелевого покрытия толщиной 18...30 мкм подложка должна быть обезжирена и дробеструена. Для напрессовки фрикционного слоя на каркас необходимо, чтобы поверхность каркаса имела разветвленный рельеф. Это можно получить механическим путем или припеканием (т. е. кратковременным спеканием) активных порошков к поверхности каркаса, т.е. созданием промежуточного слоя, на котором будет хорошо удерживаться напрессованный фрикционный слой. В качестве активного порошка для промежуточного слоя применяется карбонильное железо марки Р-10 ГОСТ 13610–79. Использование карбонильных порошков железа для промежуточного слоя наиболее целесообразно по причине их высокой спекаемости. После спекания на компактной подложке появляется рельеф хорошо развитой поверхности, припеченный к каркасу. Он представляет собой губку пористостью 40...45 %.

2. Припекание промежуточного слоя в протяжной печи с силитовыми нагревателями в потоке водорода. Качество припекания промежуточного слоя к компактной подложке зависит от температуры и времени выдержки.

3. Напрессовка порошковой шихты на каркас с промежуточным слоем. На стальную основу – каркас с гальваническим никелевым защитным покрытием и промежуточный подслей

из карбонильного железа давлением 450...500 МПа напрессовывают порошковую шихту. Соединение фрикционного слоя с каркасом производят на гидравлических прессах с использованием прессформы для напрессовки.

4. Предварительное припекание порошковой прессовки к каркасу при температуре спекания фрикционного слоя, например, 900...950 °С для шихты ФМК-79, МКВ-50, СМК-80, с изотермической выдержкой в защитной атмосфере в течение 1...2 часов в проходной термической печи без давления с последующим охлаждением.

Применяется конвейерная электропечь типа СКЗ – 6. 95. 1,2/11,5–И1. Установленная мощность 251 квт, номинальная температура 1150 °С, производительность при загрузке 20 кг на одном метре ленты и скорости 10 м/ч, 200 кг/ч, мощность холостого хода 108,5 квт.

Сцепление порошкового фрикционного слоя со стальной подложкой реализуется путем сцепления с рельефом промежуточного слоя. Интенсификации процессов спекания уделяется большое внимание. Предлагается ускорить процесс спекания за счет повышения температуры  $T_{сп} - (0,9/0,95)T_{пл}$  (где  $T_{пл}$  температура плавления) и увеличения скорости нагрева до 100...300 °С/с при сокращении времени выдержки, так как известна эффективность повышения температуры спекания сталей с 1120 до 1250 °С при сокращении времени выдержки [6].

5. Быстротечный нагрев (секунды) предварительно спеченной заготовки, например, токами высокой частоты в индукторе закалочном до температуры 1000...1100 °С.

6. ДГП в штампе для горячей штамповки производится давлением 500...700 МПа на заготовку накладки (колодки), нагретой в закалочном индукторе, с использованием блока штамповочного на пресс.

7. Охлаждение заготовки накладки (колодки) на воздухе.

Составы приготавливаемой шихты представлен в табл. 1.

Таблица 1

Составы приготавливаемой шихты

| Марка материала | Содержание исходных компонентов в 300 кг шихты, кг |                      |         |         |                    |                          |                         |             |             |                  |
|-----------------|--|----------------------|---------|---------|--------------------|--------------------------|-------------------------|-------------|-------------|------------------|
|                 | Порошок медный                                     | Баритовый концентрат | Ас-бест | Гра-фит | Железо сернокислое | Карбид кремния (зеленый) | Карбид кремния (черный) | Нитрид бора | Карбид бора | Порошок железный |
| ФМК-79          | 30   | 21                   | –       | 15      | –                  | 18                       | –                       | 9           | –           | 207              |
| МКВ-50А         | 30   | –                    | 9       | 24      | 15                 | –                        | 15                      | –           | 15          | 192              |

**Приготовление шихты фрикционных материалов** включает в себя следующие этапы:

1. Подготовка исходных материалов шихты ФМК -79 и МКВ – 50А включает в себя следующие известные технологические операции: довосстановление, сушку, прокаливание, и просев, приведенные в табл. 2.

Исходные компоненты шихты взвешиваются на весах и загружаются в смеситель. Смеситель заполняется порошком примерно на 1/3 объема). Смешивание производится до получения однородного химического состава по объему шихты. Определение химического состава шихты производится химическим или спектральным методом.

Таблица 2

Технологические операции с компонентами шихты

| Наименование операции | Наименование материала, для которого проводится операция                        |
|-----------------------|---|
| Довосстановление      | Порошок железа  |
| Сушка                 | Графит кристаллический  |
| Прокаливание          | Асбест хризотилковый, железо серноокисное, концентрат баритовый                 |
| Размол                | Порошок железа, асбест хризотилковый, железо серноокисное, концентрат баритовый |
| Просев                | Все исходные материалы  |

2. Приготовление шихты подслоя. Количество шихты – 100 кг, время смешивания – 1 час. Для составления шихты подслоя из карбонильного железа используется отсев порошка железа (оставшийся после его просева через сито) – 85 кг и порошок медный – 15 кг. Смешивание шихты подслоя производится в смесителе ОЛ-2.

#### Структура порошковых фрикционных материалов сухого трения на железной основе, изготовленных методом ДГП-ПФМ

В структуре спеченного порошкового материала ФМК-79 ДГП сухого трения на железной основе, содержится перлит, включения ледебурита до 5 %, цементитная сетка.

Материал ФМК-79 ДГП отличается более плотной металлической матрицей фрикционного слоя и равномерным распределением меньшего количества пор в сравнении с металлокерамическим материалом сухого трения ФМК-79, изготовленным методом отдельного прессования и длительного спекания.

При сравнении металлокерамического материала сухого трения на железной основе МКВ-

50А, изготовленного методом отдельного прессования и спекания, с металлокерамическим материалом МКВ-50А ДГП, изготовленным методом динамического горячего прессования, видно, что металлическая матрица фрикционного слоя более плотная у материала МКВ-50А ДГП, видны черные участки – карбид кремния, незначительные поры и графит, серые участки с рябиной – частицы карбида кремния, светлые участки – металлическая матрица.

На основании сравнительного анализа технологических показателей изготовления, физико-механических и триботехнических свойств, полученных при лабораторных испытаниях образцов ПФМ на Fe-основе, изготовленных разными методами, выявлены большие перспективы использования метода ДГП-ПФМ для изготовления порошковых фрикционных изделий с высокими триботехническими показателями [7].

Физико-механические свойства фрикционных материалов порошковых накладок и колодок, изготовленных по технологии ДГП (температура спекания 1150 °С) представлены в табл. 3 [8].

Таблица 3

Физико-механические свойства фрикционных материалов порошковых накладок и колодок, изготовленных по технологии ДГП

| Фрикционный материал | Химический состав, %  | Толщина заготовки, мм | Твердость, кгс/мм <sup>2</sup> (шкала HRF) | Пористость, % | Плотность, г/см <sup>3</sup> |
|----------------------|---|-----------------------|--|---------------|------------------------------|
| ФМК-79 ДГП I партия  | C=6; S=0,7; Cu=10; B=1,6; Si=3,0; Fe – остальное  | 5,5...6,1             | 83...105,5                                 | 5...8         | 5,2...5,6                    |
| ФМК-79 ДГП II партия | то же   | 5,9...6,3             | то же                                      | то же         | то же                        |
| МКВ-50А ДГП I партия | C=9,5...9,8; S=1,0...1,2; Cu=9,8...9,9; B=3,5...3,7; Si=3,5...3,7; Асбест 3,1...3,3; Fe – остальное | 5,27...5,5            | 60...80                                    | 5...8         | 5,0...5,1                    |

Триботехнические свойства при работе всухую порошковых фрикционных материалов накладок, изготовленных по технологии ДГП, полученные при лабораторных испытаниях, определялись согласно «Инструкции по контрольно-сдаточным испытаниям фрикционной металлокерамики на машине трения ИМ-58 № 173 ВИАМ по следующим режимам: работа трения -  $A=75,02$  кДж; удельная работа торможения -  $A_{уд}=5,3$  кДж/см<sup>2</sup>; начальная скорость

скольжения -  $V_n=20$  м/с; удельное давление -  $P=0,5...0,7$  МПа; коэффициент взаимного перекрытия - 0,64; время торможения -  $t_r=20$  с; число циклов - 10. Контртело - чугун ЧНМХ (НВ=169 кгс/мм<sup>2</sup> - I партия, НВ=167 кгс/мм<sup>2</sup> - II партия).

Триботехнические свойства при работе всухую порошковых фрикционных материалов накладок и колодок, изготовленных по технологии ДГП, представлены в табл. 4 [8].

Таблица 4

Результаты триботехнических испытаний

| № п/п | Фрикционный материал  | Интенсивность износа, мкм/торм |            | Коэффициент трения | Стабильность коэффициента трения, $\alpha$ | Твердость до механической обработки (шкала HRF) кгс/мм <sup>2</sup> |
|-------|---|--------------------------------|------------|--------------------|--|---|
|       |   | фрикционного материала         | контртела  |                    |  |   |
| 1     | ФМК-79ДГП I партия  | 8,3                            | 1,2        | 0,381              | 0,91                                       | 83...105,5  |
| 2     | ФМК-79ДГП II партия   | 8,9                            | 1,3        | 0,414              | 0,86                                       | то же   |
| 3     | ФМК -79 ОСТ 1.90115-74 (раздельное прессование и длительное спекание под давлением) | 12 не более                    | 9 не более | 0,3...0,4          | 0,7 не менее                               | 80...105  |

На рис. 3 приведена фотография пар сухого трения дисков с фрикционными накладками, полученными методом ДГП-ПФМ: а) из шихты типа ФМК-79, б) из шихты МКВ-50А и контртела из стали 40Х применительно к дисковому остановочному тормозу ГМ массой 18 т после 4000 километров пробега.

Как видно из рисунка, рабочие поверхности фрикционных накладок находятся в хорошем состоянии (нет заметных повреждений) и пригодны к дальнейшей эксплуатации на изделиях.

Прогрессивный высокопроизводительный метод ДГП-ПФМ изготовления порошковых фрикционных накладок и колодок сухого трения может быть использован для изготовления узлов трения трансмиссий легких ГМ с большой удельной мощностью, а материал трения ФМК-79ДГП может быть использован в качестве унифицированного для этих узлов трения: главный фрикцион, бортовой фрикцион, ленточный и дисковый остановочные тормоза.

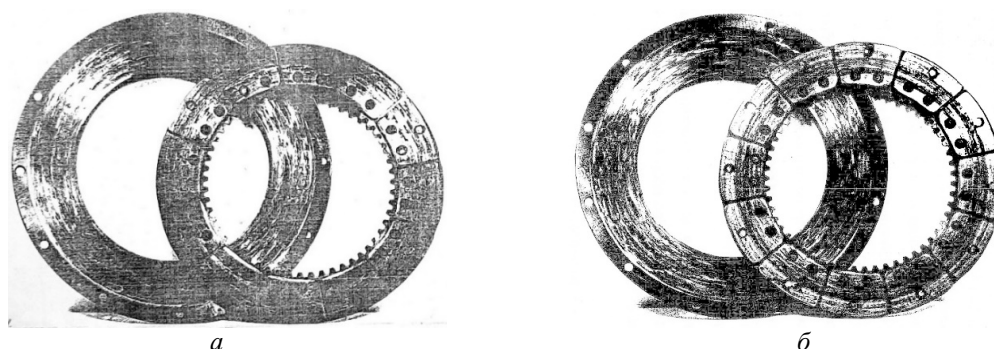


Рис. 3. Фотография пар сухого трения дисков с фрикционными накладками, полученными методом ДГП-ПФМ: а - из шихты типа ФМК-79; б - из шихты МКВ-50А и контртела из стали 40Х применительно к дисковому остановочному тормозу ГМ массой 18 т после 4000 километров пробега

### Выводы

1. Разработаны физические и технологические основы изготовления новых порошковых фрикционных изделий сухого трения из различных составов шихты на Fe-основе, изготов-

ливаемых методом ДГП-ПФМ через подслон из карбонильного железа;

2. Разработка повышает надежность сцепления фрикционной прессовки с каркасом, плотность и механическую прочность, техноло-



гичность и производительность изготовления порошковой фрикционной накладки и упрощает термическое оборудование для ее изготовления, так как применяется проходная электропечь при предварительном спекании накладки и закалочный индуктор для нагрева накладки.

3. Результаты работы могут быть использованы при создании новых и модернизации существующих фрикционных узлов трансмиссий легких транспортных ГМ с большой удельной мощностью (свыше 30 л.с./Т).

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Крыхтин, Ю. И. Спеченные материалы на Fe-основе для фрикционных устройств большой удельной мощности / Ю. И. Крыхтин, В. И. Карлов // Трение и износ Гомель ИММС НАН Беларуси, 2020. – Том 41, № 2. – С. 180–187.
2. Кинетика трибосинтеза структур в зоне фрикционного контакта материалов фрикционной пары, работающих в условиях теплоимпульсного нагружения / И. И. Панаиоти, И. И. Иванова, М. В. Карпец // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2009, № 4. – С. 40–43.
3. Труханов, В. М. Трансмиссии гусеничных и колесных машин / В. М. Труханов, В. Ф. Зубков, Ю. И. Крыхтин, В. Ф. Желтобрюхов. – М. : Машиностроение, 2001. – 736 с.
4. Дорофеев, Ю. Г. Конструкционные порошковые материалы и изделия / Ю. Г. Дорофеев, Л. Г. Мариненко, В. И. Устименко. – М. : Metallurgia, 1986. – 144 с.
5. Дорофеев, Ю. Г. Промышленная технология горячего прессования порошковых изделий / Ю. Г. Дорофеев, Б. Г. Гасанов, В. Ю. Дорофеев. – М. : Metallurgia, 1990. – 206 с.
6. Tengzelius J. High Temperature Sintering of PM Steels/ J. Tengzelius, C.A. Blande // Powder Metallurgy International. - 1984, Vol. 16, No. 3, Verlag Schmid GmbH, Freiburg, Fed. Rep. Germany.
7. Крыхтин, Ю. И. К сравнению двух методов изготовления новых порошковых фрикционных изделий сухого трения / Ю. И. Крыхтин, В. И. Карлов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (238) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Прогрессивные технологии в машиностроении»). – С. 34–37.
8. Крыхтин, Ю.И. К разработке технологических основ изготовления новых фрикционных изделий сухого трения на Fe-основе методом динамического горячего прессования / Ю. И. Крыхтин, В. И. Карлов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (232) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Прогрессивные технологии в машиностроении»). – С. 35–39.

УДК 678.743:539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2021-2-249-26-29

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

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ МЕТАЛЛА НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ФТОРОПЛАСТ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ\*

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

Исследовано влияние дисперсности и концентрации алюминиевых частиц и спекания на тепловое расширение фторопласт-алюминиевых композиционных материалов. Композиционные материалы получали статическим прессованием порошковых смесей с последующим спеканием. Установлено, что уменьшение размера частиц алюминия не влияет на теплостойкость, но увеличивает тепловое расширение и снижает плотность КМ. Обнаружено, что увеличение концентрации алюминия приводит к снижению теплового расширения КМ до спекания и увеличению после спекания.

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

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

### STUDY OF THE INFLUENCE OF METAL DISPERSITY ON THERMAL EXPANSION OF FLUOROPLAST - ALUMINUM COMPOSITE MATERIALS

Volgograd State Technical University

The effect of dispersion and concentration of aluminum particles and sintering on the thermal expansion of fluoroplastic-aluminum composite materials has been investigated. Composite materials were obtained by static pressing of powder mixtures, followed by sintering. It was found that a decrease in the size of aluminum particles does not affect heat resistance, but increases thermal expansion and decreases the density of CM. Found that an increase in the aluminum concentration leads to a decrease in the thermal expansion of CMs before sintering and an increase after sintering.

*Keywords:* fluoroplastic-4, aluminum, dispersity, static pressing, adhesive interaction, composite materials, thermal expansion.

© Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., Агейкин А. С., Усанин А. С., 2021.

\* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Волгоградской области в рамках научного проекта №19-43-343001.

### Введение

В узлах трения авиационной техники широко применяют металлофторопласты на основе фторопласт-4 (Ф-4), обладающего уникально низкими коэффициентом трения, высокой химической и термической стойкостью, и бронзы, обладающей высокой тепло- и электропроводностью [1–4]. Бронза повышает износостойкость Ф-4, однако также повышает плотность, что затрудняет применение таких КМ для авиации. Альтернативой бронзы могут выступать порошки антифрикционных алюминиевых сплавов, которые обладают близкой к бронзам теплопроводностью, но существенно меньшей плотностью. В предыдущей работе [5] было показано влияние дисперсности алюминия на тонкую структуру компонентов фторопласт-алюминиевых композиционных материалов (КМ), что должно отразиться на свойствах. Одним из важных свойств антифрикционных материалов является тепловое расширение [6], поэтому целью работы являлось изучение влияния дисперсности алюминия на тепловое расширение фторопласт-алюминиевых композиционных материалов (КМ).

### Методика проведения исследований

Композиционные материалы на основе Ф-4 (ГОСТ 10007–80), наполненного 10 и 30 % об. порошковым алюминием ПА-4 (ГОСТ 6058–73) дисперсностью менее 50 мкм и 100–200 мкм, получали односторонним статическим прессованием в пресс-формах давлением 0,2 ГПа с последующим спеканием. Необходимую дисперсность порошка алюминия получали просеиванием алюминиевого порошка через набор сит. Объемные пропорции в композиционных материалах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.),

взвешенных на лабораторных электронных весах OHAUS-123. Спекание осуществляли в свободном состоянии при температуре 380 °С с выдержкой 15 минут на один миллиметр поперечного сечения образца.

Плотность измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139–69. 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 трех одинаковых образцов из КМ.

### Результаты исследований

Результаты исследований плотности фторопласт-алюминиевых КМ (рис. 1), показали, что после прессования и до спекания КМ достигается максимальная плотность, соответствующая расчетной по правилу смеси, 2299–2390 кг/м<sup>3</sup> при 10 % и 2308–2396 кг/м<sup>3</sup> при 30 % алюминия. До спекания плотность КМ мало зависит от дисперсности алюминия. После спекания плотность снижается, причем больше у КМ с меньшим размером частиц алюминия – до 2134–2269 кг/м<sup>3</sup> у КМ с размером частиц алюминия до 50 мкм и до 2265–2313 кг/м<sup>3</sup> у КМ с наполнителем 100–200 мкм. Такое снижение плотности обусловлено образованием пористости.

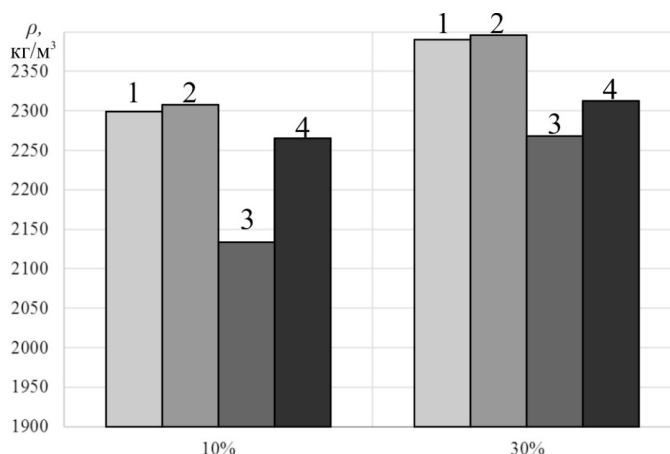


Рис. 1. Плотность фторопласт-алюминиевых КМ, с размером частиц алюминия до 50 мкм (1, 3) и 100–200 мкм (2, 4): 1, 2 – до спекания; 3, 4 – после спекания

Результаты исследований теплового расширения фторопласт-алюминиевых КМ с 10–30 % алюминия (рис. 2 и таблица), полученных СП, показали, что спекание оказывает большее влияние на вид кривой, чем размер частиц алюминия. До спекания наблюдаются более интенсивные тепловые расширения при плавлении кристаллической фазы и на 14–18 °С более высокие температуры плавления (337–340 °С), чем после спекания (320–325 °С), т. е. происходит снижение теплостойкости. Однако, дисперсность алюминия оказывает влияние на величину теплового расширения – тепловое расширение у фторопласт-алюминиевых КМ с размером частиц алюминия 100–200 мкм меньше до 7,1 % при 10 % алюминия и до 9 % при 30 % алюминия (или в 1,7 и 1,8 раз соответственно), чем у КМ с размером частиц алюминия до 50 мкм. Увеличение концентрации алюминия с 10 до 30 % приводит к уменьшению теплового расширения при размере частиц алюминия до 50 мкм на 3,5–8,1 % (в 1,5–1,7 раз) и при размере частиц алюминия 100–200 мкм на 1–3 % (в 1,20–1,25 раз) у КМ до спекания, а после спекания к увеличению теплового расширения КМ при размере частиц

алюминия до 50 мкм на 5–9 % (в 1,71–1,75 раз) и при размере частиц алюминия 100–200 мкм на 2 % (в 1,2–1,3 раза).

Полученные результаты показывают, что после СП, происходит снижение плотности КМ после спекания, связанное с образованием пористости, что свидетельствует о низком адгезионном взаимодействии между Ф-4 и алюминием. Более снижение плотности КМ с меньшим размером частиц алюминия обусловлено меньшей степенью кристалличности полимера [5], а также, возможно, с большей пористостью, вызванной большей площадью межфазной границы, на которой образуются поры при спекании.

Изменение интенсивности плавления кристаллической фазы и температуры плавления характерно для Ф-4 и связано с процессами, происходящими во фторопласте при спекании.

Увеличение теплового расширения КМ при уменьшении размера частиц алюминия может быть связано с тем, что алюминий выступает в роли макродефектов, разрыхляя полимерную матрицу, а увеличение количества частиц алюминия приводит к усилению данного эффекта. Это подтверждается данными РСА [5].

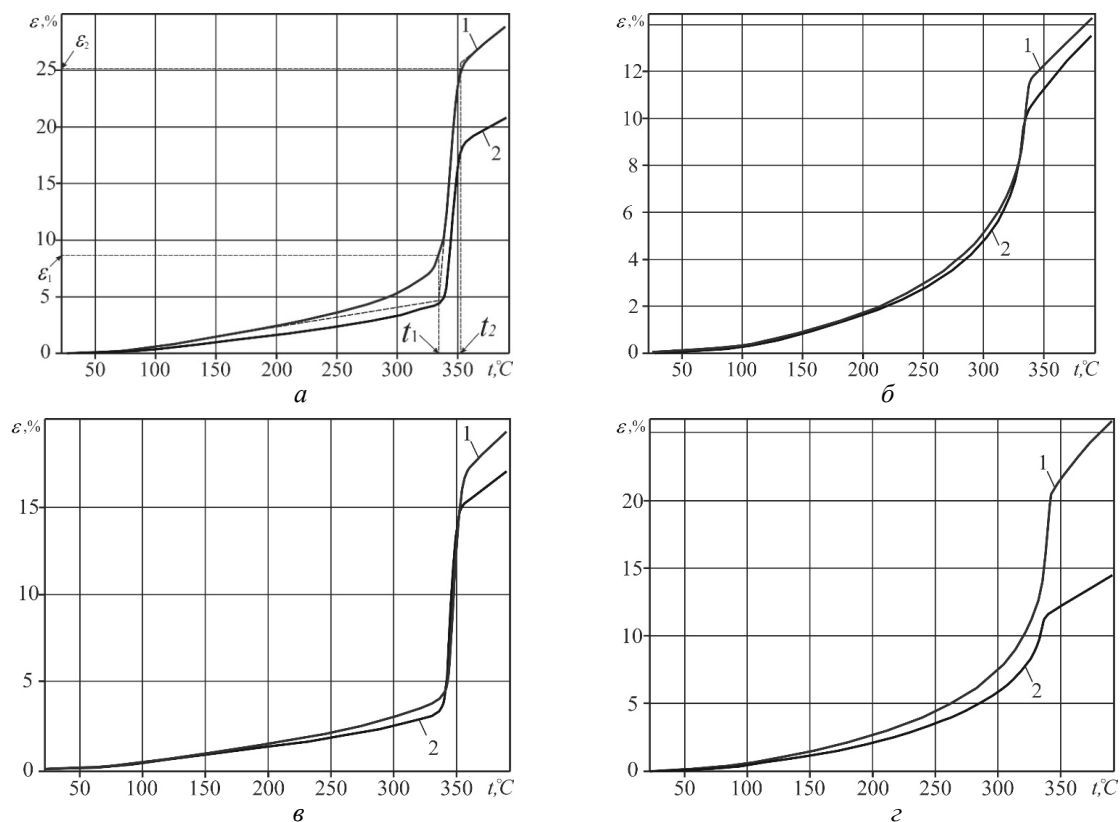


Рис. 2. Зависимость теплового расширения фторопласт-алюминиевых КМ с 10 % (а, б) и 30 % (в, г) алюминия, полученных СП до (а, в) и после спекания (б, г), от температуры: 1 – до 50 мкм; 2 – 100–200 мкм

## Характерные температуры и деформации теплового расширения фторопласт-алюминиевых КМ

| Содержание алюминия,<br>% об. | Размер частиц алюминия,<br>мкм | Спекание<br>$t = 380^\circ\text{C}$ | Характеристики кривых теплового расширения |                     |                       |                     |
|-------------------------------|--------------------------------|-------------------------------------|--|---------------------|-----------------------|---------------------|
|                               |                                |                                     | $t_1, ^\circ\text{C}$                      | $\varepsilon_1, \%$ | $t_2, ^\circ\text{C}$ | $\varepsilon_2, \%$ |
| 10                            | <50                            | –                                   | 337  | 8,5                 | 351                   | 25,1                |
|                               |                                | +                                   | 322  | 7                   | 337                   | 12                  |
|                               | 100-200                        | –                                   | 338  | 5                   | 350                   | 18                  |
|                               |                                | +                                   | 320  | 6                   | 335                   | 10                  |
| 30                            | <50                            | –                                   | 340  | 5                   | 351                   | 17                  |
|                               |                                | +                                   | 325  | 12                  | 334                   | 21                  |
|                               | 100-200                        | –                                   | 339  | 4                   | 349                   | 15                  |
|                               |                                | +                                   | 321  | 8                   | 334                   | 12                  |

Уменьшение теплового расширения не спеченных фторопластовых КМ при увеличении концентрации алюминия связано со смесевыми закономерностями. Повышение теплового расширения спеченных фторопластовых КМ при увеличении концентрации наполнителя, обладающего меньшим температурным коэффициентом линейного расширения, характерно для Ф-4 и в других КМ на его основе [7, 8], однако природа данной особенности наполненного Ф-4 так и не была должным образом изучена. Однако, стоит отметить, что данная закономерность проявляется только после спекания и может быть связана с процессами монолитизации матрицы, формирования надмолекулярных структур или образованием пористости. Причем, гипотезу о связи данного явления с пористостью подтверждает тот факт, что КМ с меньшим размером частиц, обладающий меньшей плотностью, а, следовательно, и большей пористостью, обладает большим тепловым расширением.

Стоит отметить, что изменение теплового расширения при увеличении концентрации алюминия более сильное у КМ с меньшим размером частиц, независимо от спекания, что говорит о более существенном влиянии более дисперсного наполнителя на полимерную матрицу.

## Выводы

1. Установлено, что размер частиц алюминия не влияет на теплостойкость фторопласт-алюминиевых КМ, но уменьшение размера снижает плотность и увеличивает тепловое расширение КМ. Также уменьшение размера частиц алюминия усиливает влияние его концентрации на тепловое расширение КМ.

2. Обнаружено, что увеличение концентрации алюминия с 10 до 30 % приводит к сниже-

нию теплового расширения КМ до спекания и его увеличению после спекания, что может быть связано как с различной пористостью, так и с большим расширением монолитной матрицы.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нечипоренко, О. Ю. Исследование спеченных втулок из материала БФГ-50М в составе карданов, работающих без возобновления смазки / О. Ю. Нечипоренко, И. М. Ромашко, А. С. Бычков // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов. – 2018. – № 4. – С. 122–129.
2. Бычков, А. С. Исследование эксплуатационных характеристик втулок из антифрикционного самосмазывающегося материала БФГ-50М, изготовленных методом порошковой металлургии. Сообщение 1. Технология изготовления. Металлографические исследования заготовок втулок / А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко, И. М. Ромашко // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2017. – № 76. – С. 86–100.
3. Исследование характеристик металлофторопласта различных производителей для элементов авиационных конструкций / С. А. Бычков, И. Г. Лавренко, О. Ю. Нечипоренко и др. // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н.Е. Жуковского «Харьковский авиационный институт». – Х., 2013. – Вып. 59. – С. 343–353.
4. Каблов, Е. Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932-2002. – М. : МИСИС-ВИАМ. – 2002. – С. 23–47.
5. Исследование влияния дисперсности алюминия на структуру металло-фторопластовых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова, А. В. Нужнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (225) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 38–43.
6. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипник / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М. : Машиностроение, 1976. – 192 с.
7. Дж, М. Полимерные смеси и композиты ; пер. с англ. под ред. Ю. К. Годовского / М. Дж, Л. Сперлинг. – М. : Химия. – 1979.
8. Бабаевский, П. Г. Промышленные полимерные композиционные материалы / П. Г. Бабаевский. – М. : Химия. – 1980.

УДК 678.743:539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2021-2-249-30-33

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан, А. В. Казуров, В. С. Пироженко***ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СВМПЭ И ЕГО КОМПОЗИТА С КГП ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ\*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mvpol@vstu.ru

Для разработки технологии взрывного прессования сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) и его порошковых композиционных смесей с неорганическими наполнителями исследованы термомеханические свойства ненаполненного полимера и композита, содержащего 3 % коксографитового порошка (КГП) после взрывного прессования. Установлено, что взрывное прессование давлением 0,25–1,3 ГПа обеспечивает высокую теплостойкость СВМПЭ и исследованного композита (154–156 °С), а наполнитель сдерживает термодформационное расширение полимера, что связано с усилением межмолекулярного, а также адгезионного взаимодействия на границе фаз.

Таким образом, метод взрывного прессования может быть рекомендован для промышленной переработки СВМПЭ и его композиционной смеси с 3 % КГП.

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

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, D. A. An, A. V. Kazurov, V. S. Pirozhenko***RESEARCH OF THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF UHMWPE AND ITS COMPOSITE WITH QGP AFTER EXPLOSIVE COMPRESSION****Volgograd State Technical University**

To develop the technology of explosive pressing of ultrahigh molecular weight polyethylene (UHMWPE) and its powder composite mixtures with inorganic fillers, the thermomechanical properties of an unfilled polymer and a composite containing 3% coke graphite powder (KGP) after explosive pressing were studied. It was found that explosive pressing with a pressure of 0.25-1.3 gpa provides high heat resistance of UHMWPE and the studied composite (154-156 °C), and the filler restrains the thermal deformation expansion of the polymer, which is associated with increased intermolecular and adhesive interaction at the phase boundary.

Thus, the method of explosive pressing can be recommended for industrial processing of UHMWPE and its composite mixture with 3 % KGP.

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

**Введение**

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен – линейный, аморфно – кристаллический полимер с молекулярной массой 1,5–11,5 миллионов. Ввиду своей исключительно высокой молекулярной массы, в значительной степени определяющей свойства, полимер является одним из наиболее перспективных, прочных и износостойких материалов в мировом потреблении полимеров [1, 2]. Создание композиционных материалов на основе СВМПЭ позволяет достигнуть более высокого уровня свойств, например, кратно повысить износостойкость изделий, в том числе тяжелонагруженных [1–3].

Сложный процесс переработки СВМПЭ в готовые изделия, а также повышение адгезионной прочности при создании композитов

требуют применения различных методов модификации полимера и его композиций. В последние годы широко разрабатываются различные методы модификации СВМПЭ: механическая активация, обработка холодной плазмой, ультразвуковая обработка, введение различных добавок и т. д. [4–6].

Перспективным способом получения заготовок из трудноперерабатываемых полимеров с высокими физико-механическими свойствами является взрывное прессование (ВП). Специфические особенности взрывного прессования полимерных порошков создают благоприятные условия для их активации за счет протекания различных структурных превращений и физико-химических процессов под воздействием высоких ударных давлений и температур [6–9].

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

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

В работе проводили сравнительные исследования термомеханических свойств чистого СВМПЭ и наполненного коксографитовым порошком после взрывного прессования.

#### Материалы и методы исследования

В работе проводили исследования плоских прессовок чистого СВМПЭ и его композита с КГП после ВП давлением 0,25–1,3 ГПа. Исследуемые материалы были получены взрывным прессованием по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной исходного порошка полимера и порошковой смеси 97 % об. СВМПЭ и 3 % КГП. Изменение интенсивности взрывного воздействия достигалось применением различных взрывчатых веществ со скоростью детонации от 1680–2950 м/с.

Термомеханические исследования проводили на анализаторе Netzsch 402 F3 Hyperion путем измерения глубины пенетрации индентора в исследуемый образец размером 5x5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 1 Н и скоростью нагрева 5 °С / мин в атмосфере азота до 220 °С.

#### Результаты исследования

Исследования показали, что плотность полученных образцов близка к теоретической 0,91–0,92 г/см<sup>3</sup>.

В результате термомеханических исследований чистого СВМПЭ установлено (рис. 1, табл. 1), что с изменением давления ВП от 0,25

до 0,6 ГПа общий вид термомеханических кривых (ТМК) не меняется. Образцы незначительно деформируются при нагреве и испытывают наибольшие деформации 4,3–4,7 % при температуре 145 °С. Такие деформации, обусловленные разрыхлением структуры, свойственны полимеру как после традиционной технологии статического прессования, так и после ВП [6]. В интервале температур 75–140 °С незначительно более высокие деформации испытывают полимерные прессовки после ВП давлением 0,6 ГПа (рис. 1, кривая 2), что вызвано процессом релаксации более сжатых макромолекул.

Дальнейший нагрев образцов вызывает фазовый переход полимера в интервале температур 144,7–156,2 °С, обусловленный плавлением его кристаллической фазы. На ТМК (рис. 1) независимо от давления ВП выявляется два пика  $t_1$  и  $t_2$ , что свидетельствует о наличии двух кристаллических: орторомбической и моноклинной фаз, и подтверждает ранее проведенные исследования кристаллической структуры СВМПЭ после ВП [10]. Температура переходов  $t_1$  и  $t_2$  почти не зависит от давления ВП, а величина тепловых деформаций, особенно в области  $t_2$ , где они ниже в 1,5 раза после обработки более высоким давлением, свидетельствует об усилении межмолекулярного взаимодействия и интенсификации структурных изменений при более интенсивном ударном воздействии.

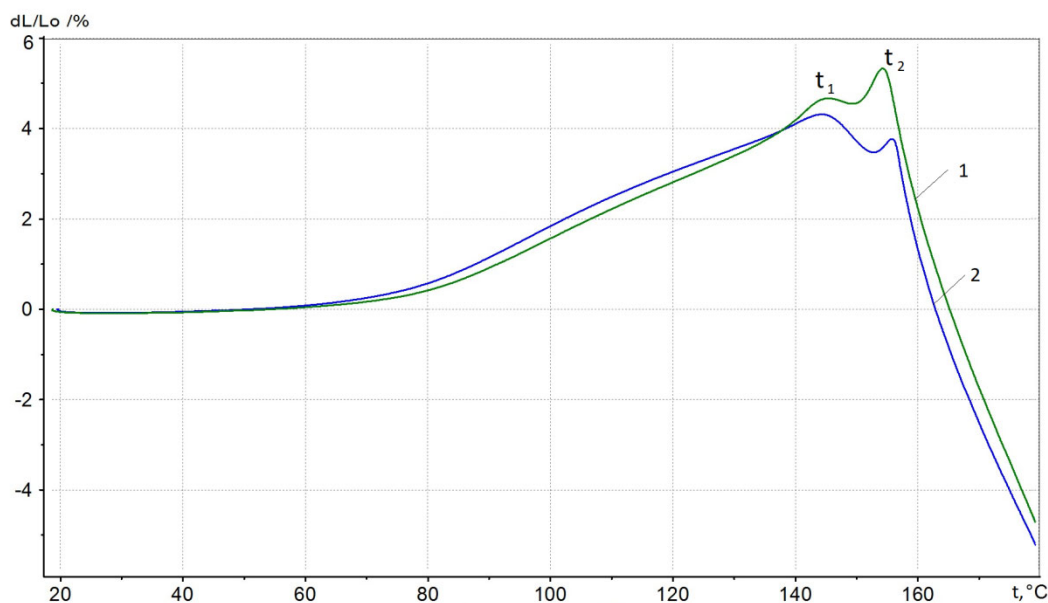


Рис. 1. Термомеханические кривые СВМПЭ после ВП давлением:  
1 – 0,25 ГПа; 2 – 0,6 ГПа

Таблица 1

## Термические характеристики СВМПЭ

| Давление ВП, ГПа | $t_1$ , °C | $\varepsilon_1$ , % | $t_2$ , °C | $\varepsilon_2$ , % |
|------------------|------------|---------------------|------------|---------------------|
| 0,25             | 145,4      | 4,7                 | 154,3      | 5,3                 |
| 0,6              | 144,7      | 4,3                 | 156,2      | 3,5                 |

Исходя из вышеприведенных данных и ранее проведенных исследований по ВП наполненных термопластов [7, 9, 10] для ВП композиции СВМПЭ + 3 % КГП были выбраны давления 0,6–1,3 ГПа.

Установлено, что у композита вид ТМК (рис. 2) аналогичен чистому СВМПЭ только после ВП давлением 0,6 ГПа. При нагреве не зависимо от давления ВП у всех образцов наблюдаются деформации, обусловленные разрыхлением структуры полимера. Эти деформации закономерно увеличиваются с повышением температуры, максимум значений которых соответствует фазовому переходу полимера ( $\varepsilon = 2,9$ –13,5 %).

После ВП давлением 0,6 ГПа термические деформации композита (рис. 2, кривая 1) меньше в 0,8–5 раз, чем у образцов, полученных более высоким давлением (рис. 2, кривые 2, 3) и при температуре плавления  $t_1$  в 2 раза меньше, чем у чистого СВМПЭ после ВП таким же давлением. Влияние на термодформационное поведение полимера после ВП давлением 0,6 ГПа оказывает наполнитель, сдерживающий деформацию полимера при нагреве. Модифицирующее действие КГП наблюдается и при более высоком давлении 0,9–1,3 ГПа: при нагреве до температуры 140 °C величина деформации композита соответствует деформации ненаполненного СВМПЭ, полученного более низким давлением 0,25–0,6 ГПа (рис. 1), что свидетельствует о высоком межмолекулярном и адгезионном взаимодействии фаз. Таким образом, наполнитель сдерживает разрыхление структуры полимера, обусловленное малой тепловой подвижностью макромолекул полимера большой молекулярной массы, а возможно и релаксацию предельно сжатых макромолекул.

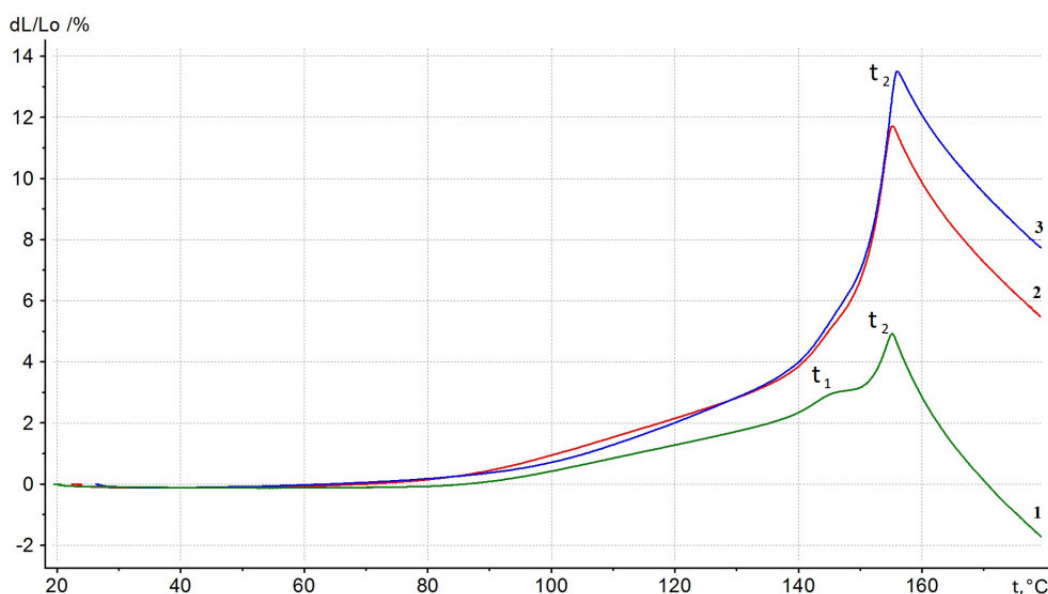


Рис. 2. Термомеханические кривые СВМПЭ + 3 % КГП после ВП давлением:  
1 – 0,6 ГПа; 2 – 0,9 ГПа; 3 – 1,3 ГПа

В области фазового перехода давление ВП оказывает существенное влияние на термодформационное поведение композита. После ВП давлением 0,6 ГПа, как и после ВП чистого СВМПЭ (рис. 1) у композита наблюдается (рис. 2, кривая 1) два пика плавления кристаллической фазы и  $t_2$ , что говорит о сохранении двух кристаллических фаз, температура плавления кото-

рых близка к температуре плавления фаз чистого полимера (рис. 1, 2, табл. 1, 2). Более высокое давление ВП 0,9–1,3 ГПа вызывает у композита при нагреве выше 140 °C резкое повышение термических деформаций до 11,7–13,5 % при температуре фазового перехода, что обусловлено интенсивной релаксацией сильно сжатого полимера, которая сдерживалась на-



полнителем при более низких температурах нагрева и исчезает кристаллическая фаза с более низкой температурой плавления ( $t_1$ ). Таким образом ВП давлением 0,9–1,3 ГПа способствует высокому межмолекулярному и адгезионному взаимодействию фаз в исследованном композите, что позволяет достичь высокой теплостойкости композита 155–156 °С, величина которой соответствует ненаполненному полимеру после ВП давлением 0,25–0,6 ГПа.

Таблица 2

Термические характеристики СВМПЭ, наполненного КГП

| Давление ВП, ГПа | $t_1$ , °С | $\varepsilon_1$ , % | $t_2$ , °С | $\varepsilon_2$ , % |
|------------------|------------|---------------------|------------|---------------------|
| 0,6              | 147,2      | 2,6                 | 155,2      | 4,9                 |
| 0,9              | –          | –                   | 155,2      | 11,7                |
| 1,3              | –          | –                   | 156,0      | 13,5                |

**Выводы**

1. Установлено, что ВП позволяет получить монолитные прессовки СВМПЭ ( $P = 0,25–0,6$  ГПа) и композита СВМПЭ + 3 % КГП ( $P = 0,6–1,3$  ГПа) с плотностью, соответствующей монолитному материалу.

2. Выявлено два фазовых перехода, обусловленных наличием двух кристаллических фаз в ненаполненном СВМПЭ и в композите СВМПЭ + 3 % КГП.

3. После ВП давлением 0,6 ГПа происходит снижение термических деформаций в 0,8–5,0 раз, уровень которых после ВП давлением 0,9–1,3 ГПа соответствует деформациям ненаполненного СВМПЭ, полученного более низким давлением 0,25–0,6 ГПа, что подтверждает высокое межмолекулярное и адгезионное взаимодействие фаз в композите.

4. ВП обеспечивает высокую теплостойкость (154–156 °С) как у ненаполненного СВМПЭ, так и у композита СВМПЭ + 3 % КГП.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. *Osswald, T. A.* Materials Science of Polymers for Engineers / Osswald T.A. and Menges G Hanser. - Munich, 1995. – 475 p.
2. *Распопова, Л. Н.* Сверхвысокомолекулярный полиэтилен. Синтез и свойства / Л. Н. Распопова, Г. П. Беглов // Пластические массы. – 2008. – № 5. – С. 13–19.
3. *Михайлин, Ю. А.* Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полимерные материалы. – 2003. – № 7. – С. 16–19.
4. *Deng, M.* (2000). Long-term  $\gamma$  irradiation effects on ultrahigh molecular weight polyethylene / M. Deng, S. W. Shalaby // Journal of Biomedical Materials Research – 2000. – № 54(3), p. 428–435.
5. *Гордиенко, В. П.* Механохимическое влияние на структуру и износостойкость термопластичных систем: полиэтилен – карбиды / В. П. Гордиенко, Г. Н. Ковалева // Пластические массы. – 2017. – № 1–2. – С. 40–43.
6. Исследование термических свойств и структуры композитов СВМПЭ с бета-сиалоном после взрывного прессования / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. В. Савин, и др. // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 30–34.
7. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – 250 с.
8. *Adamenko, N. A.* The effect of explosive treatment on the structure and thermomechanical properties of filled polytetrafluoroethylene / N.A.Adamenko, G.V.Agafonova // International Polymer Science and Technology - 2018. -T. 45. № 2. - С. 39-42.
9. *Адаменко, Н. А.* Структурные изменения при взрывной обработке композиции фторопласта-4 с полиоксисбензоилом / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Материаловедение. – 2009. – № 3. – С. 18–25.
10. Влияние ударно-волновой обработки на кристаллическую структуру СВМПЭ / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. А. Ан и др. // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 61–64.

УДК 621-039-419; 620.22-419; 537.868  
DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-34-36

*И. В. Злобина*

**ВЛИЯНИЕ СВЧ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ПОЛЯ  
НА ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ ПОД ВЛИЯНИЕМ ФАКТОРОВ  
ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ В ОТВЕРЖДЕННОМ УГЛЕПЛАСТИКЕ\***

**Саратовский государственный технический университет  
им. Ю. А. Гагарина, Россия, г. Саратов  
e-mail: Irinka\_7\_@mail.ru**

В статье излагаются результаты исследований влияния модифицирования отвержденного углепластика в СВЧ электромагнитном поле на изменение кинетики дефектообразования и прочностных характеристик под действием факторов внешней среды, показавшие увеличение предельных напряжений межслоевого сдвига образцов после экспозиции в натуральных условиях на 16,5 % по сравнению с контрольными.

*Ключевые слова:* внешние климатические факторы, прочность, нагружение, полимерные композиционные материалы, СВЧ электромагнитное поле, дефектообразование, акустическая эмиссия.

*I. V. Zlobina*

**EFFECT OF THE MICROWAVE ELECTROMAGNETIC FIELD ON DEFECT  
FORMATION UNDER THE INFLUENCE OF ENVIRONMENTAL  
FACTORS IN CURED CARBON FIBER**

**Yuri Gagarin Saratov state technical University, Russia, Saratov**

The article presents the results of researches of influence of modification of the cured CFRP in a microwave electromagnetic field to change the kinetics of defect formation and strength characteristics under the influence of environmental factors, showed the increase of the maximum stresses interlaminar shear specimens after exposure in situ by 16,5% compared with the control.

*Keywords:* external climatic factors, strength, loading, polymer composite materials, microwave electromagnetic field, defect formation, acoustic emission.

Наряду с преимуществами перед металлами и сплавами широко применяемым в современных технических системах полимерным композиционным материалам (ПКМ) присущ ряд недостатков, а именно – хрупкость, малая ударная вязкость и снижение эксплуатационных свойств под влиянием факторов внешней среды [1–3]. Под действием внешних факторов, прежде всего – поглощенной влаги, в структуре матрицы и межфазном слое (МФС) происходит зарождение микротрещин. В процессе эксплуатационных нагрузок происходит их накопление, рост, слияние и в конечном итоге – исчерпание конструкцией запаса прочности, сопровождающееся расслоением и частичным или полным разрушением. При этом важно определить момент зарождения дефектов в материале для обеспечения надежности и безопасности функционирования изделия. Для изучения кинетики начальной стадии разрушения (дефектообразования) в ПКМ представляет интерес использование анализа

сигналов акустической эмиссии (АЭ) [4, 5]. Одним из методов локального управляющего воздействия на структуру и прочностные свойства конструкций из полимеров и ПКМ является воздействие СВЧ электромагнитного поля [6].

Целью исследований явилось выявление различий в процессах зарождения и развития повреждений в структуре контрольных и подвергнутых СВЧ обработке образцов ПКМ путем сопоставления кривой нагружения, подвергавшихся воздействию факторов внешней среды, до момента разрушения с амплитудными значениями сигналов акустической эмиссии.

В экспериментах использовали образцы углепластика производства ООО «Еврокомплект», г. Калуга в виде плоскопараллельных пластин размерами 70×35×5 мм. СВЧ обработку осуществляли на экспериментальном оборудовании, созданном на базе установки «Жук-2-02» (ООО НПП «АгроЭкоТех», г. Обнинск, Калужской обл.) при частоте 2450 МГц и плотности потока

© Злобина И. В., 2021.

\* Исследования выполнены при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых МК-2692.2019.8 «Выявление влияния климатических и временного факторов на проявление и сохранение эффектов микроволнового модифицирующего квазиструктурирования отвержденных полимерных композиционных материалов на примере угле- и стеклопластиков».

энергии  $(17-18) \times 10^4$  мкВт/см<sup>2</sup> в течение 2 минут. Половина партии контрольных и опытных образцов после СВЧ обработки находилась под действием факторов внешней среды в условиях г. Саратова в период с 02.11.2019 г. по 02.07.2020 г. При помощи комплекса оборудования в составе датчиков акустической эмиссии ZET – 601, ZET – 7140E, ZET – 7191, ZET – 7174 производства ЗАО «Электронные техно-

логии и метрологические системы» (г. Зеленоград Московской обл.) выполнены исследования кинетики и характеристик процессов деформирования в ПКМ. Испытания проводили по стандартной (ГОСТ 32659-2014) схеме межслоевого сдвига с использованием гидравлического цифрового пресса C040N (рис. 1), позволяющего фиксировать изменение нагрузки с дискретностью 0,05 с.



Рис. 1. Процесс испытаний на прессе C040N. Общий вид с комплектом аппаратуры (а). Рабочая зона (б)

На основе регистрации массивов спектров сигналов акустической эмиссии фиксировали моменты времени возникновения исторических событий, соответствующих образованию дефектов, и определяли среднее значение амплитуды и энергии сигнала, а также число превышений его порогового уровня.

Результаты испытаний образцов пред-

ставлены в таблице и на рис. 2.

Видно, что воздействие факторов внешней среды вызывает снижение предельных напряжений в опытных образцах в среднем на 19,6 %, в опытных – на 12,3 %. Соответственно прочность опытных образцов по напряжениям межслоевого сдвига после экспозиции на 16,5 % превышает аналогичный параметр контрольных.

Изменения предельных напряжений межслоевого сдвига

| Состояние | Исходное    |         | После экспозиции |         |
|-----------|-------------|---------|------------------|---------|
| Образец   | Контрольный | Опытный | Контрольный      | Опытный |
| σ, МПа    | 699,26      | 746,65  | 561,97           | 654,66  |

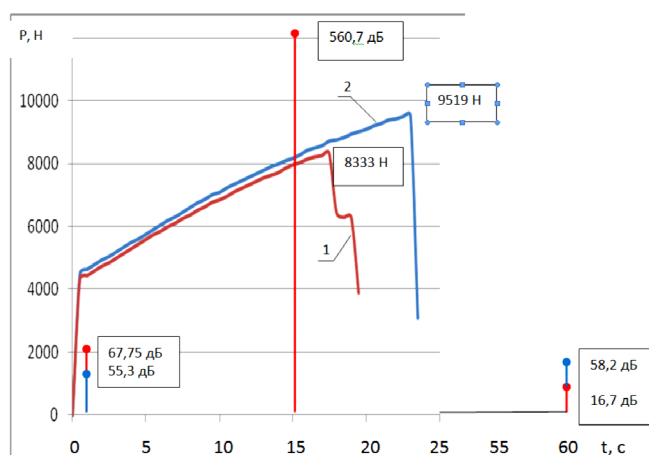


Рис. 2. Кривые нагружения контрольного (1) и опытного (2) образцов после экспозиции в течение 8 месяцев. Точками показаны амплитудные значения сигналов акустической эмиссии

Отмечено, что первые АЭ сигналы значимой амплитуды фиксируются в начальный момент нагружения через (0,8–1) с. При этом амплитуда сигнала, снятого с контрольного образца, выше, чем с опытного на 22,5 %, что свидетельствует о большей степени дефектности материала, большем размере дефектов, большем размере элементов кристаллической фазы матрицы и большей неравномерности их размеров [4]. Непосредственно за 2–3 с до начала разрушения контрольного образца фиксируются сигналы значительной величины (в среднем более 560 дБ), соответствующие интенсивному росту первичных трещин с образованием макродефектов и повреждений, приводящих к потере целостности. В опытном образце такие высокоамплитудные сигналы не фиксируются. Примерно на первой секунде количество превышений порогового уровня АЭ сигнала достигает 500 у контрольного и 250 у опытного образца. Далее у контрольного образца отмечается максимальное значение числа превышений за 6–7 с, у опытного – за 2–3 с до разрушающего повреждения. То есть, при нагружении контрольного образца образование макродефектов начинается существенно раньше собственно разрушения образца, что повышает вероятность ранней потери несущей способности и снижает надежность конструкции. В случае опытного образца можно предположить длительное сохранение устойчивости и надежности конструкции.

Следовательно, структура модифицированных в СВЧ электромагнитном поле ПКМ после экспозиции в натуральных условиях оказывается менее дефектной и более устойчивой к действию силовых факторов, а финишная СВЧ обработка изделий из углепластика может быть предложена в качестве технологического метода повышения устойчивости ПКМ к воздействию факторов внешней среды.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Дориомедов, М. С.* Российский и мировой рынок полимерных композитов (обзор) / М. С. Дориомедов // Труды ВИАМ, № 6–7 (89), 2020. – С. 29–37.
2. *Каблов, Е. Н.* Материалы и химические технологии для авиационной техники / Е. Н. Каблов // Вестник Российской академии наук. – 2012. – Т. 82. – № 6. – С. 520–530.
3. *Кириллов, В. Н.* Исследование влияния климатических факторов и механического нагружения на структуру и механические свойства ПКМ / В. Н. Кириллов, В. А. Ефимов, А. К. Шведкова и др. // Авиационные материалы и технологии, № 4, 2011. – С. 41–45.
4. *Буйло, С. И.* Физико-механические, статистические и химические аспекты акустико-эмиссионной диагностики : монография / С. И. Буйло ; Южный федеральный университет. – Ростов-на-Дону: Таганрог: Издательство Южного федерального университета, 2017. – 184 с.
5. *Финогенов, Г. Н.* Акустико-эмиссионный метод оценки повреждаемости полимерных композитных материалов / Г. Н. Финогенов, Е. Г. Риттер, А. Г. Мухутдинов и др. // Заводская лаборатория. – № 12, 1995.
6. *Архангельский, Ю. С.* Справочная книга по СВЧ-электротермии : справочник / Ю. С. Архангельский. – Саратов : Научная книга, 2011. – 560 с.

## ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-37-42

*Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, В. Або-Шакра*

### МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА С ВОЛНЫМ ПРОФИЛЕМ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов деформирования при растяжении титано-алюминиевого композита Д20–АД1–ВТ6С с волновым профилем сварного соединения при варьировании относительной толщины прослойки АД1. Определена относительная толщина прослойки, соответствующая началу активного деформирования алюминиевого сплава.

*Ключевые слова:* титан, алюминий, мягкая прослойка, волновой профиль, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

*L. M. Gurevich, V. F. Danenko, V. Abo-Shakra*

### SIMULATION OF THE BEHAVIOR OF TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE WITH WAVE PROFILE OF WELDED JOINT

Volgograd State Technical University

The finite element simulation of tensile deformation of titanium-aluminum composite D20 – AD1 – VT6S was carried out. The composite had a wave profile of the welded joint at the boundaries D20 – AD1 and AD1 – VT6S. The thickness of the AD1 interlayer was varied in the simulation from 0.25 to 4 mm. The relative thickness of the interlayer corresponding to the onset of active deformation of the aluminum alloy has been determined.

*Keywords:* titanium, aluminium, soft interlayer, wave profile, deformation, simulation, finite element method

Для соединения трудно свариваемых традиционными способами сварки плавлением разнородных металлов и сплавов (титан-алюминий, титан-сталь, алюминий-сталь и др.) широко используются переходные элементы, которые могут быть получены сваркой взрывом [1]. Надежность конструкций новой техники из разнородных материалов, работающих в сложных условиях нагружения (вибрация, повышенные и криогенные температуры, циклические нагрузки и т. д.) в значительной степени определяется конструктивной прочностью таких переходников. Получение переходников предусматривает введение промежуточных мягких прослоек, играющих роль «буфера пластичности» и значительно расширяющих диапазон технологических параметров между нижней и верхней границами свариваемости. С использованием «буфера пластичности» получены, например,

титано-алюминиевые и стале-алюминиевые композиты Д20–АД1–ВТ6С [2]. Кроме того, мягкие прослойки зачастую позволяют повысить температурно-временные условия эксплуатации, не приводящие к образованию хрупких интерметаллидов на свариваемых взрывом поверхностях разнородных металлов [3].

Закономерности изменения механических свойств композиций с мягкими прослойками во многом определяются относительной толщиной мягкой прослойки  $\chi = \delta/d$ , где  $\delta$  – толщина мягкой прослойки, а  $d$  – поперечный размер испытываемого образца [4]. На основе предложенных О. А. Бакши, Л. М. Качановым, Т. М. Кульневич и Б. П. Пиксаевым формул для оценки прочности сварных соединений из сталей, полученных контактной сваркой или сваркой плавлением, Ю. П. Трыковым разработана классификация композиционных соединений

с различными вариантами механической неоднородности и предложены полуэмпирические методы расчета их прочности [5].

С появлением высокопроизводительной компьютерной техники начали активно развиваться компьютерные методы моделирования поведения разнородных соединений при различных вариантах нагружения, основанные на методе конечных элементов [6, 7]. В ряде работ, выполненных в Волгоградском государственном техническом университете, была проведена верификация результатов моделирования деформирования слоистых композитов на основе накопленных экспериментальных данных.

Так, для верификации компьютерной модели растяжения образца композита Д20–АД1–ВТ6С использовались [8] ранее полученные результаты испытания образцов этого композита

(модель ТУ–М–Т) [2, 9] с варьированием относительной толщины прослойки АД1 в интервале  $0,03 \leq \delta \leq 1,0$ . К модели ТУ–М–Т относятся соединения, у которых  $\sigma_b^T \leq \sigma_t^{TY}$ , где  $\sigma_b^T$  – предел прочности твердого слоя (в нашем случае для алюминиевого сплава Д20  $\sigma_b^T = 180$  МПа),  $\sigma_t^{TY}$  – предел текучести абсолютно упругого твердого тела (для титанового сплава ВТ6С  $\sigma_t^{TY} = 1000$  МПа). Проведенные авторами [2] механические испытания отпущенных при 300 °С титано-алюминиевых образцов показали (рис. 1), что при  $\chi_{AD1} > 0,9$  эффект контактного упрочнения отсутствует и прочность композиционного соединения определяется прочностью  $\sigma_b^M$  алюминиевой прослойки.

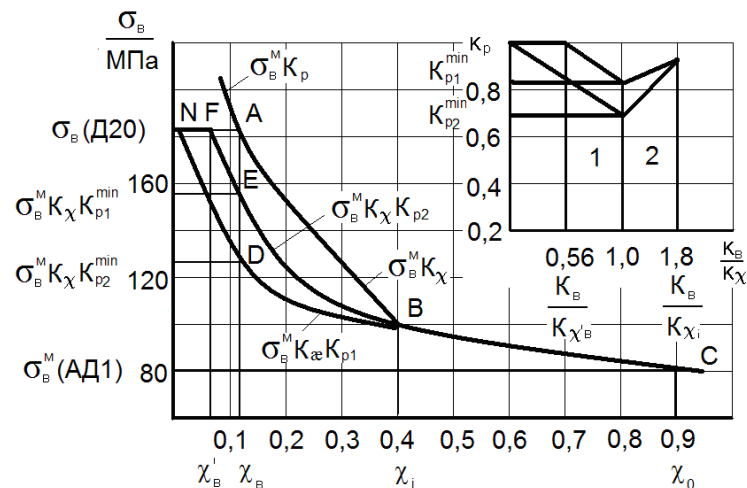


Рис. 1. Влияние относительной толщины мягкой прослойки на прочность композиции Д20–АД1–ВТ6С [2]

Проявление эффекта контактного упрочнения при  $\chi_{AD1} < \chi_0$  приводит к повышению прочности соединения  $\sigma_b$  в соответствии с кривой, определяемой уравнением

$$\sigma_b = \sigma_b^M K_\chi \quad (1)$$

где  $\sigma_b^M$  – временное сопротивление металла мягкой прослойки (АД1),  $K_\chi$  – коэффициент контактного упрочнения, определяемый для элементов компактного сечения по формуле

$$K_\chi = \frac{\pi}{4} + \frac{1}{3\sqrt{3}\chi} \quad (2)$$

В области  $\chi_{AD1} < 0,39$  опытные значения прочности ложились ниже этой кривой вследствие вовлечения сплава Д20 в пластическое деформирование. Уменьшение степени упрочнения характеризуется коэффициентом реали-

зации контактного упрочнения  $K_p$ , равным отношению фактической прочности сварного соединения к теоретической [2, 9]

$$\sigma_g = \sigma_g^M \cdot K_\chi \cdot K_p \quad (3)$$

Целью настоящей работы была проверка возможности моделирования методом конечных элементов поведения титано-алюминиевого композиционного материала с мягкой прослойкой в условиях растяжения.

Поскольку во всем диапазоне  $\chi_{AD1}$  титановый сплав находится в стадии упругой деформации, то титано-алюминиевую композицию авторы [2, 9] рассматривали без учета прочности титановой составляющей как модель сварного соединения с мягкой прослойкой, жестко закрепленной с одной стороны, а коэффициент механической неоднородности  $K_b$  определяли из зависимости пределов прочности мягкой

и твердой составляющих биметалла

$$K_B = \sigma_B^T / \sigma_B^M \quad (4)$$

На основе проведенной статистической обработки результатов была получена учитывающая влияние односторонней заделки уточненная формула для определения  $K_p$  [2, 5, 9], обеспечивающая удовлетворительную сходимость расчетных и опытных значений прочности

$$K_p = 1,123 - 0,123K_B. \quad (5)$$

Опытное значение  $\chi'_{AD1} = 0,08$ , соответствующее условию переноса разрушения на сплав Д20, было несколько ниже расчетного по уравнению

$$\chi'_B = \frac{1}{3\sqrt{3} \left( \frac{\sigma_B^T}{\sigma_B^M} - \frac{\pi}{4} \right)}, \quad \sigma_B = \sigma_B^T \quad (6)$$

Дальнейшее снижение  $\chi_{AD1}$  не изменяло прочность композиции, сохраняющейся на уровне 180 МПа.

Возможность моделирования процессов растяжения цилиндрического образца Ø6 мм трехслойного титано-алюминиевого композита Д20-АД1-ВТ6С методом конечных элементов и справедливость полученных результатов проверялась в работе [8] с использованием программного комплекса SIMULIA/Abaqus, использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. При моделировании был принят ряд допущений, уменьшающих объем вычислений:

- использовалась осевая симметрия цилиндрического тела и рассчитывались деформации в радиальном сечении;

- принималось, что границы между слоями плоские без волнообразного профиля.

Целью настоящей работы была проверка

возможности 3D моделирования методом конечных элементов поведения титано-алюминиевого композиционного материала Д20-АД1-ВТ6С с волнообразным профилем поверхностей соединения слоев в условиях растяжения.

Образцы моделируемого трехслойного титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1- Д20 имели толщину и ширину рабочей части соответственно 6 и 10 мм.

Использовались симметричные синусоидальные волны в профилях соединений с длиной волны  $\lambda = 2$  мм и величиной размаха  $2a = 0,5$  мм. Для определения смены характера деформации материалов с упругой на пластическую использовался критерий Мизеса. Материалы слоев деформируемого твердого тела задавались изотропными с повышающимися пределами текучести  $\sigma_{0,2}$  при росте локальной пластической деформации с применением модели Джонсона-Кука [10] для описания пластического поведения материалов. По достижении критического значения напряжения Мизеса, упрочнение материалов задавалось следующей функцией:

$$\sigma_Y = \left( A + B \cdot \varepsilon_p^n \right) \left( 1 + \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p^n}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \left[ 1 - \left( \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right], \quad (7)$$

где  $\varepsilon_p$  – эффективная пластическая деформация;  $T_m$  – температура плавления;  $T_r$  – комнатная температура;  $A$  – предел текучести неупрочненного материала,  $B$  – коэффициент упрочнения при деформировании,  $C$  – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования,  $n, m, \varepsilon_0$  – параметры модели;  $\dot{\varepsilon}_0$  и  $\dot{\varepsilon}_p$  – первые производные по времени величин  $\varepsilon_0$  и  $\varepsilon_p$ . [10]. Значения параметров уравнения Джонсона-Кука из различных литературных источников для выбранных материалов приведены в таблице. В связи с низкой скоростью деформирования (менее  $0,0025 \text{ c}^{-1}$ ) ее влияние не учитывалось.

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

| Материал              | Толщина, мм | Коэффициенты для модели пластичности [10] |        |       |      |                                      |                 |                 |
|-----------------------|-------------|---|--------|-------|------|--------------------------------------|-----------------|-----------------|
|                       |             | A, МПа                                    | B, МПа | m     | n    | $\dot{\varepsilon}_0, \text{c}^{-1}$ | $T_m, \text{K}$ | $T_r, \text{K}$ |
| Алюминиевый сплав Д20 | 10          | 218,3                                     | 704,6  | 0,93  | 0,62 | 1                                    | 873             | 293             |
| Алюминий АД1          | 5           | 60,0                                      | 6,4    | 0,859 | 0,62 | 1                                    | 933             | 293             |
| Титановый сплав ВТ6с  | 10          | 420,0                                     | 52     | 1,00  | 0,48 | 1                                    | 1940            | 293             |

Прочность связей между слоями соответствовала прочности менее прочного элемента па-

ры. При моделировании всех элементов композита использовали ячейки типа C3D10M – кон-



тинуальные трехмерные десятиузловые тетраэдры с размером стороны ячейки 0,1 мм. Выбор размера ячеек определялся степенью кривизны элементов волнообразного профиля. Толщина прослойки АД1 варьировалась от 4 ( $\chi_{\text{АД1}}=0,667$ ) до 0,25 мм ( $\chi_{\text{АД1}}=0,042$ ). Средние толщины слоев алюминиевого сплава Д20 и титанового сплава ВТ6С 5 мм. К свободным торцам слоев сплавов Д20 и ВТ6С прочно прикреплялись дискретные жесткие пластины, которые использовались для задания граничных условий

растяжения образца. Пластина, прикрепленная к слою алюминиевого сплава Д20, была неподвижна, а прикрепленная к титановому сплаву, перемещалась вдоль оси образца со скоростью 2 мм/с.

Полученные при моделировании кривые «эквивалентное напряжения – абсолютное удлинение образца» при растяжении образцов композита Д20–АД1–ВТ6С с различными относительными толщинами  $\chi_{\text{АД1}}$  алюминиевой прослойки показаны на рис. 2.

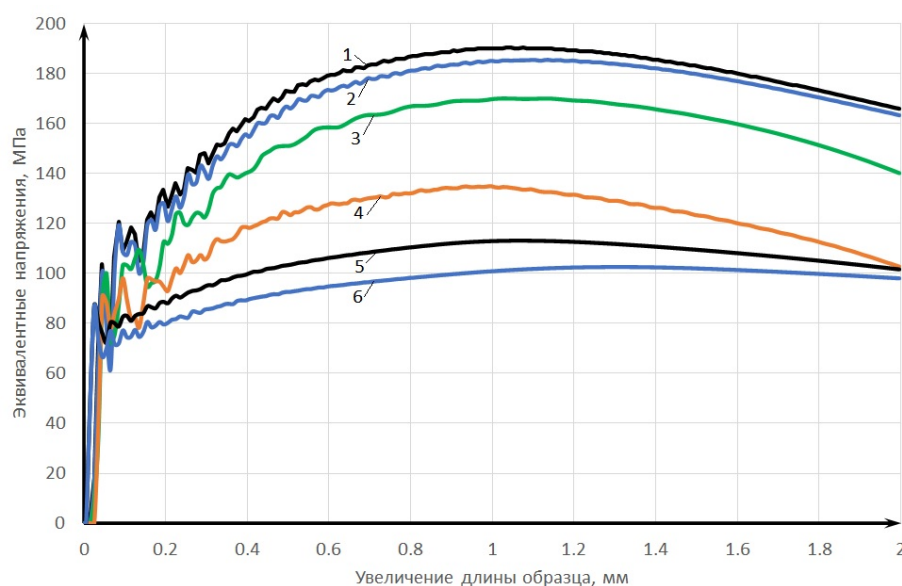


Рис. 2. Кривые «эквивалентное напряжения – абсолютное удлинение образца» при растяжении образцов композита Д20–АД1–ВТ6С с различными относительными толщинами прослойки  $\chi_{\text{АД1}}$ : 1 –  $\chi_{\text{АД1}}=0,041$ ; 2 –  $\chi_{\text{АД1}}=0,083$ ; 3 –  $\chi_{\text{АД1}}=0,167$ ; 4 –  $\chi_{\text{АД1}}=0,333$ ; 5 –  $\chi_{\text{АД1}}=0,5$ ; 6 –  $\chi_{\text{АД1}}=0,667$

Форма кривых близки для всех моделируемых толщин мягкой прослойки. Уменьшение толщины прослойки приводило к росту максимальных значений эквивалентного напряжения, после которого начинается формирование шейки. Повышение прочности слоистых металлических композитов при уменьшении толщины мягких прослоек объяснялось [4, 5] эффектом контактного упрочнения, при котором развитие пластических деформаций в прослойке сдерживается работающим упруго более прочным соседним металлом. На контактных поверхностях возникают и с ростом нагрузки увеличиваются касательные напряжения, напряженное состояние в прослойке становится трехосным, неоднородным, что вызывает повышение прочностных характеристик.

Волнообразный профиль границы соединения мягкой прослойки со слоями из титанового и алюминиевого сплавов приводит к сложному характеру развития пластической де-

формации по мере растяжения образца (рис. 3).

Первоначально при удлинении образца с  $\chi_{\text{АД1}}=0,167$  на 0,2 мм пластическая деформация в алюминиевой прослойке локализуется вблизи границы с титановым сплавом на свободных поверхностях призматического образца, причем максимальные значения характерны для мест контакта с выступами титановой пластины (рис. 3, а). По мере удлинения образца до 0,6 и 0,8 мм зона с высокой эквивалентной пластической деформацией постепенно захватывает практически всю алюминиевую мягкую прослойку вблизи свободной поверхности, однако в осевой части образца пластическая деформация развивается в более прочном алюминиевом сплаве. При этом максимальные значения пластической деформации по-прежнему локализуются в алюминиевой прослойке вблизи свободных поверхностей на границе выступов волнообразного соединения с титановым сплавом.

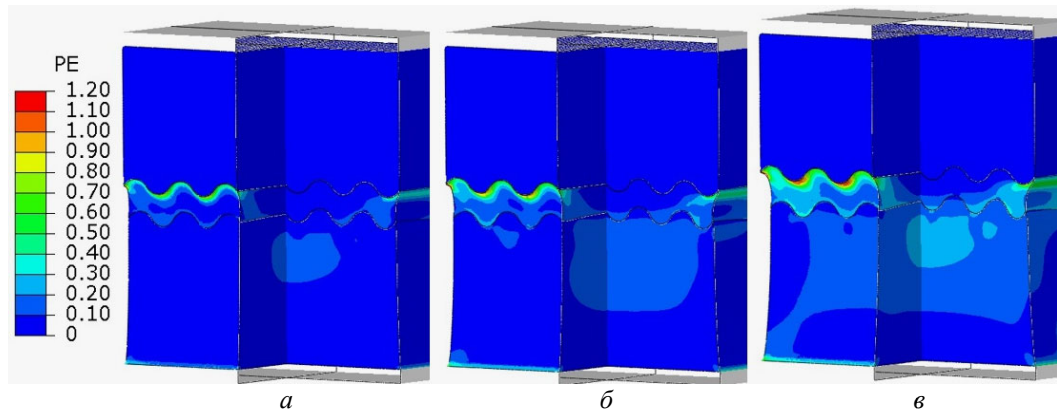


Рис. 3. Развитие пластической деформации в алюминиевой прослойке по мере растяжения образца с  $\chi_{AD1}=0,167$ : 1 – абсолютное удлинение образца 0,2 мм; 2 – 0,6 мм; 3 – 0,8 мм (слой из Д20 снизу, четверть образца условно вырезана)

Объем алюминиевой прослойки с  $\chi_{AD1}=0,083$ , в котором развиваются высокие эквивалентные напряжения по Мизесу, достаточно активно растет при абсолютном удлинении моделируемого образца до 1,0 мм, а затем интенсивность роста такого объема тормозится (рис. 4).

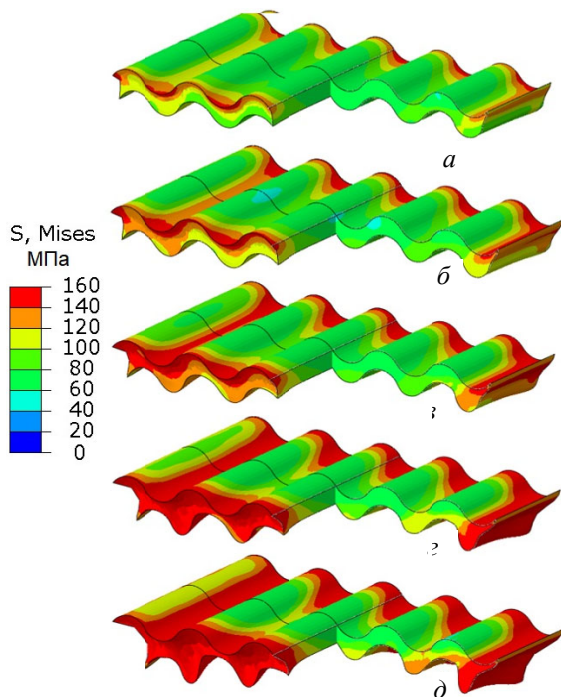


Рис. 4. Изменение характера распределения напряжений по Мизесу в мягкой прослойке образцов Д20–АД1–ВТ6С с  $\chi_{AD1}=0,083$ : а – д – абсолютное удлинение образца 0,5 мм; 0,75 мм; 1,0 мм; 1,5 мм; 2,0 мм соответственно (показана только прослойка из АД1, четверть образца условно вырезана)

На рис. 4, где условно скрыты все элементы моделируемой системы, кроме мягкой прослойки, хорошо видны различия в уровнях напряжений по Мизесу внутренних и поверхностных слоев на всех стадиях растяжения.

Изменение толщины мягкой прослойки практически не влияет на деформацию слоя из титанового сплава, но радикально изменяет деформацию слоя из сплава Д20 (рис. 5). При значениях  $\chi_{AD1} \leq 0,167$  алюминиевый сплав активно деформируется при растяжении образца, не смотря на прикрепление к свободному торцу слоя из алюминиевого сплава пластины из дискретного жесткого тела, ограничивающей возможность деформации.

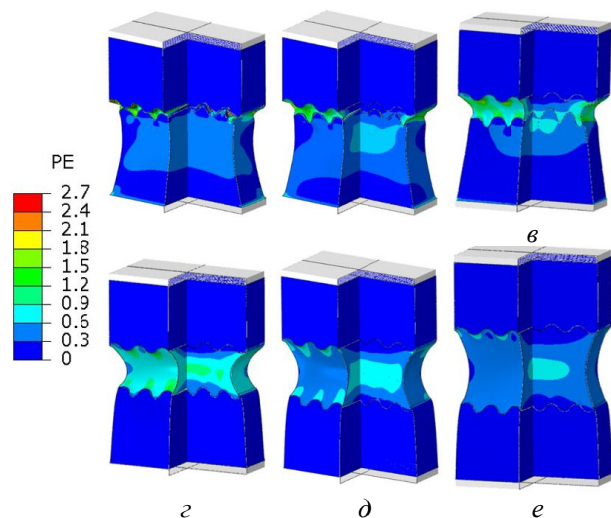


Рис. 5. Изменение характера пластической деформации в образцах Д20–АД1–ВТ6С при абсолютном удлинении 2 мм образца с различными толщинами алюминиевой прослойки: а –  $\chi_{AD1}=0,042$ ; б –  $\chi_{AD1}=0,083$ ; в –  $\chi_{AD1}=0,167$ ; г –  $\chi_{AD1}=0,333$ ; д –  $\chi_{AD1}=0,667$  (слой из Д20 снизу, четверть образца условно вырезана)

**Выводы**

1. Проведено 3D моделирование деформирования композита Д20–АД1–ВТ6С с волновым профилем сварного соединения и варьированием относительной толщины прослойки АД1 в интервале  $0,042 \leq \chi_{AD1} \leq 0,667$  с помощью пакета SIMULIA/Abaqus.

2. Моделирование подтвердило, что уменьшение толщины алюминиевой прослойки приводит к росту максимальных значений эквивалентного напряжения, после которого начинается формирование шейки. Показано, что существование волнового профиля границы соединения ВТ6С –АД1 приводит первоначально к локализации пластической деформации в алюминиевой прослойке вблизи границы с титановым сплавом на свободных поверхностях призматического образца, причем максимальные значения деформации характерны для мест контакта с выступами титановой пластины.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев. – Волгоград : Политехник, 2007. – 328 с.
2. Кусков, Ю. Н. Прочность сваренных взрывом титано-алюминиевых соединений и ее расчетная оценка / Ю. Н. Кусков, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1975. – № 9. – С. 11–13.
3. Трыков, Ю. П. Исследование кинетики деформации и разрушения сваренных взрывом четырехслойных титаностальных композитов / Ю. П. Трыков, В. П. Белоусов, Л. М. Гуревич [и др.] // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – № 8. – С. 31–37.

4. Бакиш, О. А. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой / О. А. Бакиш // Сварочное производство. – 1962. – № 5. – С. 35–46.

5. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2001. – 242 с.

6. Бате, К.-Ю. Методы конечных элементов / К.-Ю. Бате ; пер. с англ. В. П. Шидловского ; под ред. Л. И. Турчака. – Москва : Физматлит, 2010. – 1022 с.

7. Мишенков, Г. В. Метод конечных элементов в курсе сопротивления материалов / Г. В. Мишенков, Ю. Н. Самогин, В. П. Чирков ; под ред. проф. В. П. Чиркова. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2015. – 472 с.

8. Гуревич, Л. М. Моделирование методом конечных элементов поведения титаноалюминиевого композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – Т. 8.

9. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун // Металлургиздат, 2004. – 230 с.

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

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-42-44

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

### К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ МАСШТАБНОГО ЭФФЕКТА НА ИСТИННОЕ СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРЫВУ СТАЛЕЙ\*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: matlin@vstu.ru

В работе описано явление влияния размеров деталей на их прочностные свойства, в частности, на величину истинного сопротивления разрыву сталей. Использование полученной зависимости для масштабного коэффициента позволяет использовать разработанный авторами способ определения истинного сопротивления разрыву сталей для деталей различных размеров.

*Ключевые слова:* масштабный эффект, истинное сопротивление разрыву, внедрение, неразрушающий контроль.

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

### TO THE PROBLEM OF THE INFLUENCE OF THE SCALE EFFECT ON THE TRUE TEAR RESISTANCE OF STEELS

Volgograd State Technical University

The paper describes the effect of the size of parts on their strength properties, in particular, on the value of the true tensile strength of steels. The use of the obtained dependence for the scale factor allows using the method developed by the authors for determining the true tensile strength of steels for parts of various sizes.

*Keywords:* scale effect, true tear resistance, indentation, non-destructive testing.

Для современной техники характерно создание как крупногабаритных изделий: надводные и подводные корабли, летательные аппара-

ты, мостовые переходы, газо- и нефтепроводы и т. п., так и миниатюрных изделий в различных механизмах. В то же время известно, что

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

\* Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса МК-2021 (грант № МК-84.2021.4).

с изменением размеров металлоизделия значения механических характеристик также изменяются. Одна из первых гипотез, объясняющих это явление для хрупких материалов приведена в работе [1]. В настоящее время для объяснения причин уменьшения прочности материалов с увеличением размеров существуют различные подходы [2]: статистический (больше возможных дефектов в детали большего размера), структурно-механический (неоднородность структуры и распределения напряжений по сечению), энергетический (различие в запасе упругой энергии). Обзор исследований масштабного эффекта, в том числе и на микроуровне, приведен в работе [2]. Особенно заметно этот эффект уменьшения прочности проявляется в условиях воздействия переменных во времени напряжений, например, при увеличении диаметра вала с 10 до 200 мм масштабный коэффициент может изменяться до 50 % [3, 4]. Следует отметить, что и в условиях статического приложения нагрузки прочность деталей также снижается с увеличением их размеров. Истинное сопротивление разрыву является одной из важных характеристик (наряду с другими характеристиками прочности) металла. Эта характеристика позволяет, в частности, определять оптимальную глубину упрочненного слоя при поверхностном пластическом деформировании [5], пригодность материала к обработке давлением, например, к листовой штамповке. В конструкторских расчетах эта характеристика используется относительно редко, поскольку она является характеристикой физической прочности материала; при этом в процессе эксплуатации конструкции, как правило, не доводятся до разрушения. Методика определения истинного сопротивления разрыву на гладких образцах стандартизована [6]. Очевидно, что этот метод требует изготовления специальных образцов, вырезанных из готовой детали, что очевидно, приводит к частичному или полному разрушению испытываемой детали. В работах [7, 8] истинное сопротивление разрыву  $S_{k,10}$  стандартных образцов [6] с рабочим диаметром 10 мм из конструкционных сталей предложено определять путем внедрения сферического индентора в испытываемый материал с последующим вычислением  $S_{k,10}$  по формуле

$$S_{k,10} = 0,257 \cdot q + 635, \quad (1)$$

где  $q$  – истинное давление под нагрузкой на поверхности отпечатка.

Достоверность формулы (1) подтверждена экспериментально (путем растяжения согласно стандарту [6]) образцов с диаметром 10 мм, изготовленных из углеродистых и легированных конструкционных сталей различного уровня прочности. Для оценки возможности использования описанного метода на деталях иного поперечного сечения, чем стандартных образцов (то есть с диаметром больше или меньше 10 мм) было выполнено специальное экспериментальное исследование.

В исследовании были использованы десятикратные образцы с номинальными диаметрами от 3 до 20 мм, а также литературные данные [9, 10] для образцов с большими диаметрами.

Материалы исследованных образцов и их пластическая твердость НД [11]: сталь 45 (НД 2250), сталь 30ХГСА (НД 2100), сталь 40ХНМФА (НД 2530).

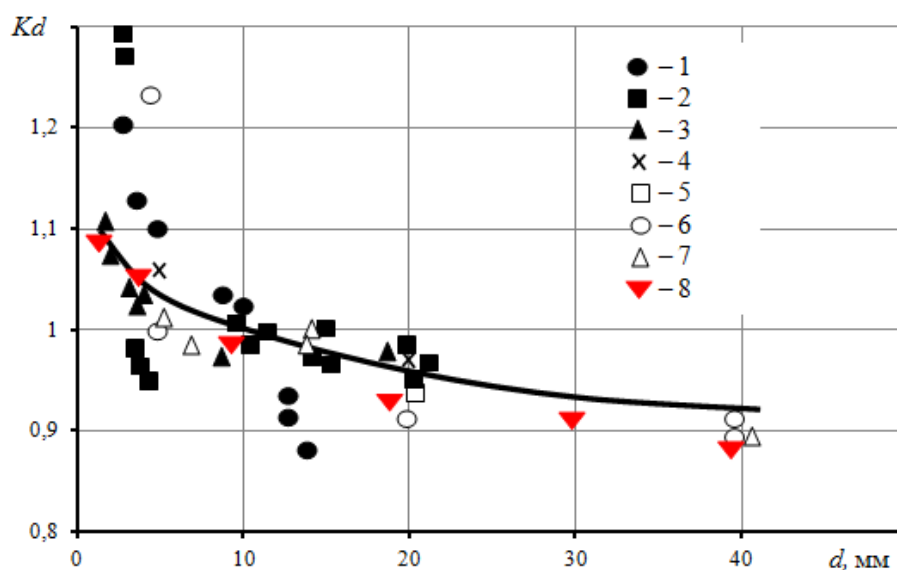
Для устранения влияния ряда факторов на масштабный эффект для каждой из трех испытанных сталей образцы разного диаметра изготавливали из металла одной плавки (исключение влияния металлургического фактора), рабочие поверхности образцов обрабатывали многопроходной обточкой с постепенным уменьшением глубины резания и подачи и последующей полировкой (исключение влияния технологического фактора – наклепа поверхности). Указанная подготовка образцов позволила оценить преимущественное влияние статистического фактора (количество дефектов) на прочностные свойства. Испытания на растяжение образцов с диаметром от 3 до 12 мм проводили с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов ИР 5143-200, а образцов с диаметром 12...20 мм – с помощью гидравлической разрывной машины ГРМ-1.

На рисунке показаны графики зависимости масштабного коэффициента  $K_d$  истинного сопротивления разрыву от диаметра  $d$  рабочей части образца

$$K_d = \frac{S_k}{S_{k,10}}, \quad (2)$$

где дополнительно  $S_k$  – истинное сопротивление разрыву образца с произвольным диаметром  $d$ .

Как видно из рисунка, с ростом диаметра образца масштабный коэффициент  $K_d$  уменьшается, а следовательно, снижается и величина истинного сопротивления разрыву  $S_k$ . Отметим, что изменение истинного сопротивления разрыву при варьировании диаметра от 3 до 40 мм (то есть в 13 раз) составляет более 20 %.



Графики зависимости масштабного коэффициента истинного сопротивления разрыву  $K_d$  от диаметра образца  $d$  для углеродистых и легированных конструкционных сталей: линия – расчет по формуле (3); значки: 1 – сталь 45; 2 – сталь 30ХГСА; 3 – сталь 40ХНМФА; 4–7 – данные [9]; 8 – данные [10]

Приведенные экспериментальные результаты могут быть аппроксимированы следующей зависимостью (с коэффициентом корреляции 0,9)

$$K_d = \frac{1,15}{d^{0,06}}, \quad (3)$$

Из рисунка также видно, что полученные результаты соответствуют и экспериментальным данным, приведенным в работах [9, 10].

Таким образом, метод оперативного неразрушающего контроля истинного сопротивления разрыву [7] можно использовать для деталей с большими или меньшими размерами, чем стандартные образцы для испытаний на растяжение.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Александров, А. П. Явление хрупкого разрыва / А. П. Александров, С. Н. Журов. – Гос. техн.-теорет. изд-во, 1933. – 53 с. (Проблемы новейшей физики / Под общ. ред. акад. А. Ф. Иоффе и др. Вып. 9).
2. Матюнин, В. М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М. : Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 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. Серенсен, С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. Руководство и справочное пособие / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович. – М. : Машиностроение, 1975. – 488 с.

5. А. с. 1400862 РФ, МПК В24В39/00. Способ упрочнения деталей поверхностным пластическим деформированием / Дрозд М. С., Лебский С. Л. Матлин М. М., Сидякин Ю. И. – Оpubл. 07.06.1988. Бюл. № 21.

6. ГОСТ 1497–84. Металлы. Метод испытания на растяжение. – Взамен 1497-73. – Введ. 01.01.85. – М. : Издательство стандартов, 1985. – 40 с. – (Межгосударственный стандарт).

7. Патент 2680111 РФ, МПК G01N3/42. Способ определения истинного сопротивления разрыву / Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А. – Оpubл. 15.02.2019. Бюл. № 5.

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

9. Потак, Н. М. Хрупкие разрушения сталей и стальных деталей / Н. М. Потак. – М. : Оборонгиз, 1955. – 390 с.

10. Когаев, В. П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность : справочник / В. П. Когаев, Н. А. Махутов, А. П. Гусенков. – М. : Машиностроение, 1985. – 224 с.

11. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. — Введ. 01.01.74. (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).



УДК 621.73

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-45-49

*Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина***РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПОТОКА МЕТАЛЛА КОЛЬЦЕВОЙ ЗАГОТОВКИ  
ПРИ РАСКАТКЕ В ВЫРЕЗНЫХ БОЙКАХ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: rct2005@yandex.ru

В работе показано, что рациональность раскатки зависит от характера течения металла в очаге деформации, а одни и те же схемы течения металла, эффективные для конкретного расположения элементов макроструктуры относительно главных характеристик потоков, могут оказаться даже вредными для других случаев.

*Ключевые слова:* деформация, ковка, оправка, раскатка узким бойком, форма бойка, кольцевая поковка.

*D. N. Gurulev, L. V. Palatkina***DISTRIBUTION OF THE METAL FLOW OF THE ANNULAR  
BILLET DURING ROLLING IN CUT-OUT STRIKERS****Volgograd State Technical University**

It is shown that the rationality of rolling depends on the nature of the metal flow in the deformation zone, and the same metal flow patterns that are effective for a specific location of the macrostructure elements relative to the main characteristics of the flows may even be harmful for other cases.

*Keywords:* deformation, forge, mandrel, rolling with a narrow striker, metal, striker shape, forged ring, forging.

**Введение**

В кузнечном производстве раскатка применяется для получения кольцевых поковок, которые находят широкое применение в энергетическом и атомном машиностроении. По техническим условиям и установившейся практике крупные поковки колец изготавливают с применением операций осадки, прошивки и раскатки бойком на оправке. Технологическая схема получения кованых колец содержит две основные операции, определяющие преобразование макроструктуры слитка под действием пластической деформации: осадку и раскатку [1–10]. Наиболее ответственной операцией с точки зрения качества готовой поковки является раскатка, которая сопровождается увеличением длины окружности заготовки за счет сокращения толщины кольца. Эта операция сопровождается увеличением длины окружности заготовок за счет сокращения толщины кольца; отличие раскатки от кузнечной однопроходной протяжки плоскими бойками (при которой также ставится цель увеличения длины заготовки) состоит в несимметричном течении металла по контактным поверхностям, обусловленным различием геометрии оправки и бойка. При раскатке плоским бойком поковок из малопластичных сплавов, появляющиеся трещины свидетельствуют о наличии значительных растягивающих напряжений и деформаций.

Растягивающие напряжения действуют перпендикулярно приложенной нагрузке, причем зона их действия и абсолютные значения максимальны при небольших обжатиях.

Раскатка плоским бойком протекает в условиях действия растягивающих напряжений от начального момента обжатия, 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.

В работах [11–15] показано, что основной задачей получения качественных крупных поковок с интенсивно и равномерно по сечению проработанной структурой является создание в очаге деформации напряженного состояния объемного неравномерного сжатия с высоким уровнем гидростатического давления. При этом создаются наилучшие условия для заковки внутренних дефектов литейного происхождения и исключается возможность образования внутренних разрывов ковочного характера.

Большое значение при раскатке имеет схема течения пластических потоков металла, под которой понимают совокупность потоков металла в макроочаге деформаций. При этом различают геометрический (ограниченный контактами) и физический очаги деформации. Последний это и есть макроочаг. Макроочаг деформаций – объем всего участка обжимаемой заготовки, претерпевающий деформационные перемещения. Поток металла при раскатке может быть:

– предписанный, который обусловлен кинематикой деформирующего инструмента и его деформационным воздействием на заготовку;

– потоком вытеснения, который появляется вследствие несжимаемости деформируемого металла;

– потоком утягиваемого металла, обратным потоку вытеснения.

Совокупность указанных потоков образует схему пластического течения металла. Схема пластического течения характеризуется общим количеством макропотоков металла, направлением потоков (их соотношением и комбинацией), дробностью и относительной величиной пути трения на поверхностях контакта с инст-

рументом. Для литых заготовок эффективность схем пластического течения необходимо рассматривать в связи с макростроением металла. Одни и те же схемы течения металла, эффективные для конкретного расположения элементов макроструктуры относительно главных характеристик потоков, могут оказаться даже вредными для других случаев. Таким образом, рациональность раскатки зависит от характера течения металла в очаге деформации, а следовательно, исследование потокораспределения металла при раскатке является актуальной задачей [16–19].

### Материалы и методы исследования

Исследования потокораспределения металла при раскатке проводили на свинцовых цилиндрических образцах, которые подверглись деформации по схеме: осадка – прошивка – раскатка. Для экспериментального моделирования кузнечной операции раскатки поковок ответственного назначения была специально разработана универсальная оснастка (рис. 1, а) с набором сменных бойков с разной формой рабочей поверхности.

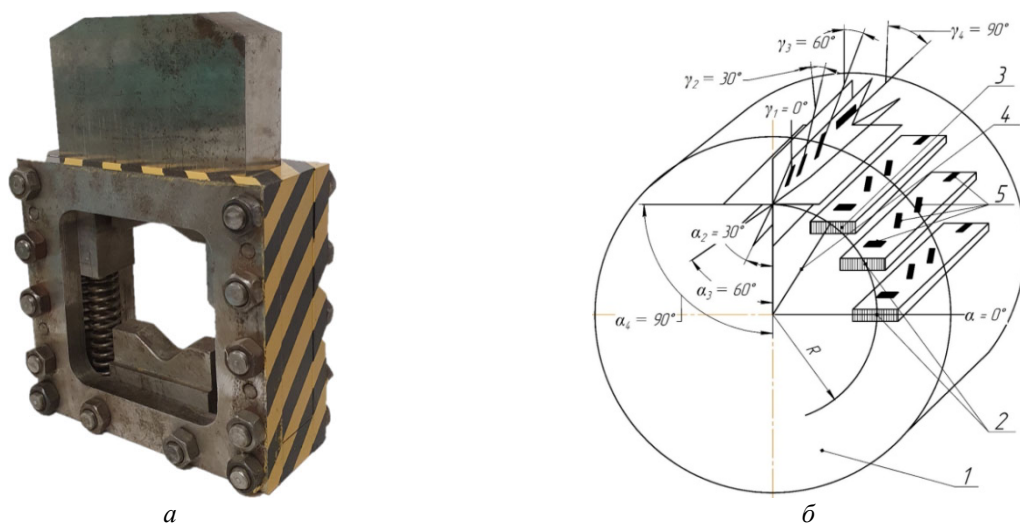


Рис. 1. Универсальная оснастка (а) и ориентация образцов в теле поковки (б):

1 – диск поковки; 2 – пластина; 3 – средняя сторона пластины; 4 – радиус диска поковки; 5 – испытательные образцы

Для раскатки использовали плоский и вырезной боек, причем с целью определения рационального угла выреза бойка и единичного обжатия при раскатке был проведен анализ влияния угла выреза бойка на распределение интенсивности деформаций в раскатанной кольцевой заготовке. Для этого из раскатанной заготовки вырезали пластины из которых были изготовлены по четыре образца, ориентирован-

ных через  $30^\circ$ . В плоскости, перпендикулярной продольной оси поковки, образцы изменяют ориентацию от радиального до тангенциального направления, а образцы, лежащие в плоскости продольной оси поковки – от перпендикулярного к этой оси направления до осевого. Положение каждого образца в объеме поковки фиксировалось относительно радиуса сечения величиной двух углов:  $\alpha$  в поперечной (ради-

альной) и  $\gamma$  в продольной (осевой) плоскостях. Относительно элементов макроструктуры образцы, расположенные в плоскости, перпендикулярной продольной оси структуры слитка, изменяют свою ориентацию от радиальной до тангенциальной, а образцы, лежащие в плоскости продольной оси структуры - от радиальной до продольной (рис. 1, б).

**Результаты и их обсуждение**

Распределение интенсивности местных деформаций  $f$  по толщине кольца (у бойка, в середине толщины поковки, у оправки) в зависимости от угла выреза  $\alpha$  представлено на рис. 2. Трехмерный график построен для степеней об-

жатия заготовки  $\epsilon_{OH} = 10\%$  и  $30\%$ , который подтверждает преимущественный рост интенсивности деформации в объеме заготовки расположенной у оправки [5].

Каждый график относится к одной из трех характеристик зон по толщине обжимаемого кольца: у бойка, на середине толщины кольца, у оправки. На распределение деформаций вблизи бойка большее влияние оказывает степень деформации, в средней части толщины кольца заметнее проявляется деформационное воздействие различной формы инструмента при степени обжатия  $\epsilon_{OH} > 10\%$ , а вблизи оправки – при всех степенях обжатия отмечается влияние геометрии раскаточного инструмента.

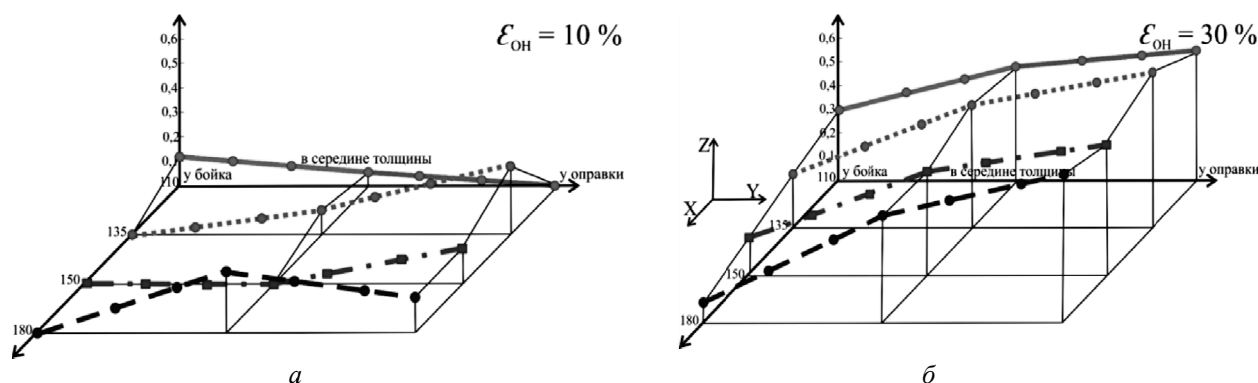


Рис. 2. Распределение интенсивности деформаций  $f$  по толщине кольцевой поковки в зависимости от угла выреза бойка  $\alpha$  и степени деформации  $10\%$  (а) и  $30\%$  (б)

Деформированное состояние металла при единичном обжатии также зависит от угла выреза раскаточного бойка (от  $110^\circ$  до  $180^\circ$ ). Так, интенсивность местной, деформации у заготовки обжатой бойком с углом выреза  $135^\circ$  составляет 128 ед.; максимальная интенсивность деформаций у образца, обжатого плоским бойком (угол выреза  $180^\circ$ ) – 67 ед. С уменьшением угла выреза обжимающего бойка зона наибольших местных деформаций смещается к оправке. Причем, с увеличением степени обжатия интенсивность деформации металла вблизи оправки растет в большей мере, чем вблизи бойка. Величина угла выреза бойка наиболее заметно влияет на интенсивность местных деформаций в области половины толщины кольца.

По этим рисункам можно определить оптимальные соотношения угла выреза раскаточного бойка и степени единичного обжатия для проработки заданной зоны кольца. Так, объем кольцевой заготовки вблизи бойка удастся проработать плоским бойком лишь при степени единичного обжатия  $\epsilon_{OH} = 30\%$ . Бойки с углом выреза  $135^\circ$  и  $150^\circ$  обеспечивают аналогичную сте-

пень проработки металла при обжатии в 1,5 раза меньшем, а применение бойка с углом выреза  $110^\circ$  дает возможность увеличить проработку металла в этой области заготовки при снижении степени обжатия в 3 раза ( $\epsilon_{OH} = 10\%$ ).

Предписанное сжатие металла в направлении внешнего усилия при раскатке плоским бойком вызывает вытеснение металла по направлениям  $Q$  и  $Q'$  (рис. 3, а). Типичная схема напряженного состояния с растягивающими горизонтальными компонентами напряжений, характерная для обжатия круглой заготовки плоскими бойками, осуществляется в условиях значительного «подпора» внешних не деформируемых зон В. Следствием этого является появление потоков металла  $Q''$ , перпендикулярных меньшей стороне контактной поверхности. Однако потоки локализованы в приконтактных объемах очага деформации и могут вызвать дополнительные растягивающие напряжения, действующие вдоль оси оправки по середине толщины заготовки. Появление растягивающих напряжений в горизонтальном направлении вызвано действием потоков вытеснения  $Q$  (см. тот же рисунок).

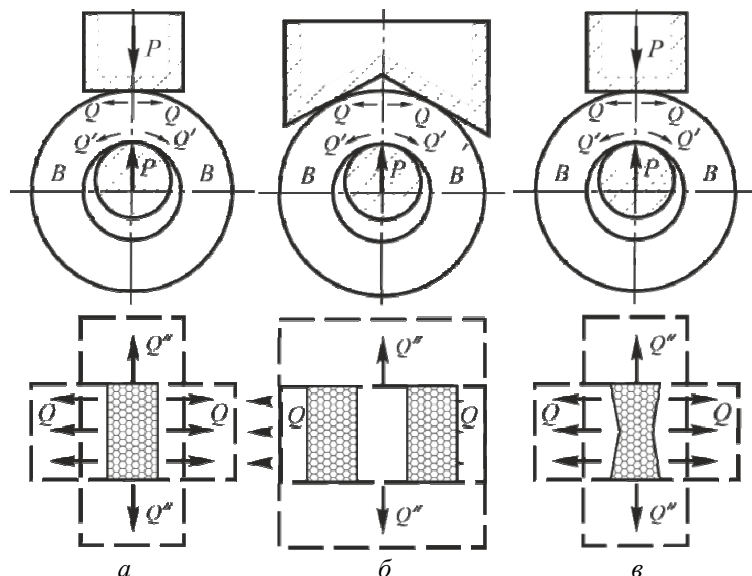


Рис. 3. Потoki пластического течения металла при раскатке кольцевых заготовок плоским (а), вырезным (б) и с ломанным фронтом (в) бойками

Процесс раскатки вырезным ромбическим бойком протекает в условиях расчленения течения металла под верхним инструментом (рис. 3, б). При этом меняется и структура потоков металла. Встречное течение металла в вырез бойка позволяет отнести эти потоки по характеру напряженного состояния к потокам, действующим у контактной поверхности с оправкой. Таким образом, интенсификация течения металла под вырезным бойком произошла не за счет простого увеличения очагов деформации, действующих одновременно: у верхнего бойка почти полностью исчез поток вытеснения, сохранившийся (показан штриховой стрелкой) только у оправки.

Регулирование потоков вытеснения, развитых под раскаточным бойком (вызывающих появление растягивающих напряжений) можно провести, изменив их направление относительно направления раскатки. Ломанный фронт бойков (рис. 3, в) позволяет достигнуть встречного направления потоков вытеснения, изменив их характер аналогично потокам  $Q'$ . Уменьшение общей ширины контактной поверхности под верхним инструментом приводит к почти одинаковому уширению у оправки и у бойка.

#### Заключение

Таким образом, применение вырезного бойка для раскатки кольцевых заготовок на оправке дает возможность не только предотвратить ухудшение качества металла за счет ликвидации растягивающих напряжений в средней части толщины заготовки, но и обеспечить луч-

шую деформационную проработку в области, прилегающей к бойку. Этот деформационный эффект позволяет сократить степень обжатия на осадке, предшествующей раскатке, которая обычно назначается с целью проработки литой структуры, мало изменяемой при раскатке плоским бойком.

Исследованное распределение потоков при раскатке влияет на различные участки по толщине заготовки неодинаково в связи с особенностями строения исходного слитка: в частности, металл, расположенный вблизи оправки, содержит наибольшее число элементов ликвиции – как внеосевой, так и возможных остатков осевой. Поэтому дополнительное течение металла вблизи оправки способствует улучшению проработки структуры.

Таким образом, применение вырезного бойка для раскатки кольцевых заготовок дает возможность не только предотвратить ухудшение качества металла за счет ликвидации растягивающих напряжений в средней части толщины заготовки, но и обеспечить лучшую деформационную проработку в области, прилегающей к бойку.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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.
2. Мохов, А. И. Повышение качества деформированного металла при ковке крупных поковок валов / А. И. Мохов, В. С. Максимук, А. Ю. Петунин, С. И. Данилин // Кузнечно-штамповочное производство, 1995. – № 5. – С. 5–7.

3. Соколов, Л. И. Технологические приемы, обеспечивающие проработку осевой зоны крупного слитка / Л. И. Соколов, В. С. Пестов, В. Н. Ефимов и др. // Кузнечно-штамповочное производство, 1985. – № 2. – С. 25–27.

4. Антощенко, Ю. М. Ковка поковок из слитков / Ю. М. Антощенко, В. А. Тюрин, В. П. Барсуков. – М. : ЭПИ МИСиС, 2006. – 380 с.

5. Гурулев, Д. Н. Влияние формы бойка на деформированное состояние металла при раскатке кольцевой заготовки / Д. Н. Гурулев, Л. П. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 69–72.

6. Алтыкис, А. В. Оптимизация режимов протяжки поковок комбинированными бойками / А. В. Алтыкис, М. М. Колосков, В. А. Назарьян // Кузнечно-штамповочное производство. – 1973. – № 8. – С. 3–8.

7. Балувев, С. А. Влияние формы слитка и технологии коки на качество поковок валов / С. А. Балувев, В. А. Тюрин // Кузнечно-штамповочное производство. – 1985. – № 1. – С. 7–10.

8. Белова, Л. П. Исследование процесса ковки крупных поковок роторов / Л. П. Белова, А. Н. Дубков, Н. Ф. Делягина, Е. К. Горвая // Кузнечно-штамповочное производство. – 1985. – № 1. – С. 5–7.

9. Белова, Л. П. Ковка больших сечений / Л. П. Белова, А. Н. Дубков // Кузнечно-штамповочное производство. – 1984. – № 11. – С. 8–9.

10. Веретенников, Э. В. Исследование деформированного состояния заготовки валов при протяжке вырезными бойками / Э. В. Веретенников // Кузнечно-штамповочное производство. – 1979. – № 8. – С. 5–7.

11. Дзугутов, М. Я. Пластическая деформация высоко-

колегированных сталей и сплавов / М. Я. Дзугутов. – М. : Металлургия, 1971. – 424 с.

12. Дзугутов, М. Я. Пластичность и деформируемость высоколегированных сталей и сплавов / М. Я. Дзугутов. – М. : Металлургия, 1990. – 303 с.

13. Мохов, А. И. Повышение качества деформированного металла при ковке крупных поковок валов / А. И. Мохов, В. С. Максимук, А. Ю. Петунин, С. И. Данилин // Кузнечно-штамповочное производство. – 1995. – № 5. – С. 5–7.

14. Онищенко, А. К. Исследование термомеханических режимов протяжки и структуры поковок роторов / А. К. Онищенко, Э. В. Веретенников // Кузнечно-штамповочное производство. – 1977. – № 3. – С. 18–19.

15. Охрименко, Я. М. Исследование деформированного состояния в очаге деформации при протяжке вырезными бойками / Я. М. Охрименко, В. С. Максимук, Н. Т. Просвириков // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1970. – № 3. – С. 109–114.

16. Охрименко, Я. М. Напряженное состояние при протяжке вырезными бойками / Я. М. Охрименко, В. С. Максимук // Кузнечно-штамповочное производство. – 1971. – № 5. – С. 1–5.

17. Охрименко, Я. М. Возможность повышения качества поковок при протяжке / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин, А. И. Гринюк // Кузнечно-штамповочное производство. – 1970. – № 11. – С. 8–9.

18. Позняк, Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрынченко, С. И. Тишаев. – М. : Металлургия, 1980. – 244 с.

19. Тюрин, В. А. Интенсификация деформационной проработки металла при ковке в вырезных бойках / В. А. Тюрин, В. А. Куликов // Кузнечно-штамповочное производство. – 1988. – № 5. – С. 2–3.

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-49-52

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

### СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПОДШИПНИКА СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА РАЗЛИЧНЫХ СХЕМ ИСПОЛНЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: apopov34@rambler.ru

В статье проводится сравнительный анализ напряженно-деформированного состояния элементов сферических преобразующих механизмов, работающих в различных конструктивных исполнениях. При проведении анализа действующих напряжений были разработаны расчетные схемы действующих сил, смоделировано напряженно-деформированное состояние элементов сферического преобразующего механизма в динамике. Для полученных результатов проведенного теоретического исследования разработаны рекомендации по повышению надежности и прочности, при условии использования данного механизма в составе различных типов привода.

*Ключевые слова:* сферический механизм, бесступенчатый привод, импульсный вариатор.

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

### COMPARATIVE ANALYSIS OF STRESS-STRAIN STATE OF BEARING OF SPHERICAL TRANSFORMING MECHANISM OF VARIOUS STRUCTURES

Volgograd State Technical University

The article presents a comparative analysis of the stress-strain state of the elements of a spherical transforming mechanisms operating in various structural versions. During the analysis of the acting stresses, the calculation schemes of the acting forces were developed, the stress-strain state of the elements of the spherical transforming mechanism in dynamics was modeled. For the obtained results of the theoretical study, recommendations were developed to improve the reliability and strength, provided that this mechanism is used as part of various types of drive.

*Keywords:* spherical mechanism, stepless drive, pulse variator.

Актуальной проблемой современного машиностроения, является повышение прочности и надежности существующих механизмов. Для этих целей могут использоваться различные подходы и методы. Для современных бесступенчатых передач, которые в основном используют силу трения при передаче полезной мощности от двигателя к движителю, применение новых материалов для изготовления ответственных частей механизма, совершенствование конструкций и т. д., не дало существенных результатов. Поэтому проблема по передаче больших мощностей при помощи механических приводов с регулированием параметров преобразования движения на ходу и под нагрузкой остается актуальной. Одним из подходов к решению данной проблемы может быть, применение нефрикционного типа передач способных обеспечить бесступенчатое регулирование при сохранении показателей надежности.

Одним из технических решений можно считать импульсный вариатор с генератором механических колебаний на основе сферического преобразующего механизма. Ранее авторами были рассмотрены вопросы, связанные с применением данного типа передачи в составе

транспортных средств малой мощности различного назначения [1, 2], а также проведен анализ напряженно-деформированного состояния различных элементов сферического преобразующего механизма и даны рекомендации по их проектированию [3, 4, 5, 6, 7].

Поскольку применение одного преобразующего сферического механизма в составе привода транспортного средства с колесной формулой 4×4 не способно обеспечить требуемую равномерность вращения выходных валов при реализации на диапазоне передаточных чисел в области малых значений, поэтому была предложена конструктивная схема с двумя механизмами [1, 2], обеспечивающая передачу мощности на все ведущие колеса. Это потребовало проведения дополнительных теоретических исследований напряженно-деформированного состояния элементов. Сравнение смоделированных конструкций работающего одного механизма и соединенных по параллельной схеме двух механизмов (рис. 1) показали сопоставимые значения деформаций основных элементов (внутреннего и промежуточного шарниров, цапф выходных звеньев и т. д.) за исключением подшипника качения, являющегося неотъемлемой их частью.

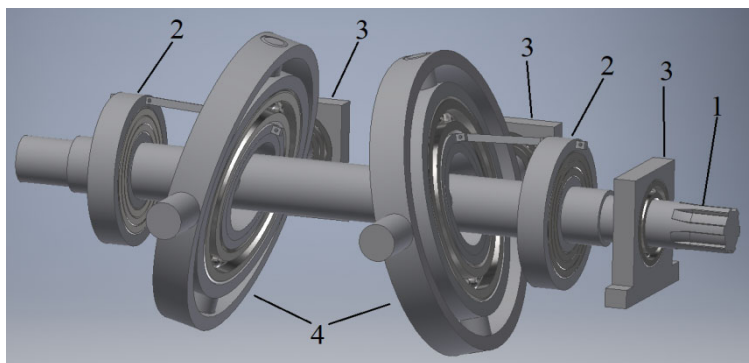


Рис. 1. Привод с параллельным соединением преобразующих механизмов:  
1 – ведущий вал; 2 – механизмы изменения угла наклона внутреннего кольца;  
3 – опоры; 4 – сферические преобразующие механизмы

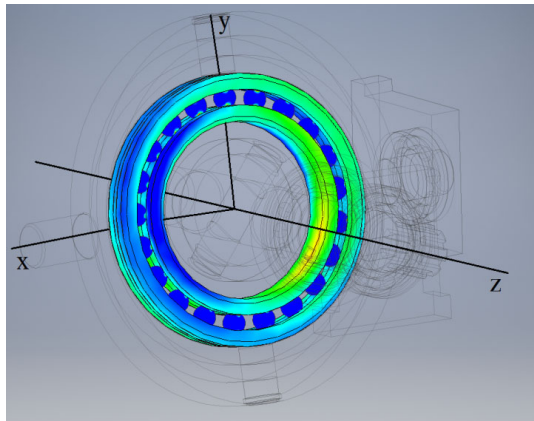
В ранее проведенных исследованиях описывались напряжения, возникающие при статическом нагружении механизмов. Для анализа и сравнения этого оказалось недостаточно. Развитием исследований вызвана необходимость рассмотрения изменений нагрузок на элементы в процессе работы. Для определения наиболее нагруженных элементов механизмов были использованы программные возможности среды автоматизированного проектирования и конструирования *Autodesk Inventor*. Данный этап потребовал переработки созданных виртуальных

моделей. Для возможности сравнения результатов, моделирование проводилось с использованием динамических моделей механизмов. Это позволило провести анализ действующих сил и напряжений в произвольный момент времени и для различных положений звеньев.

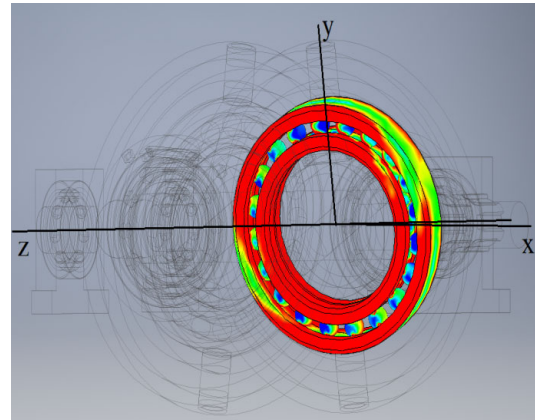
При моделировании к ведущему валу был приложен крутящий момент 50 Н·м, а все шарнирные элементы также были заменены на соответствующие сопряжения с одной вращательной подвижностью. Рассмотрение изменений деформаций звеньев механизмов и внут-



ренных напряжений в шарнирных элементах во времени, главным образом, совпало с максимальными значениями статического нагружения и ранее полученными результатами. Однако, ввиду изменения величины и направления деформаций ведущего вала при использовании параллельно соединенных сферических механизмов, работающих в противофазах, нагрузки на подшипник заметно увеличились.



а



б

Рис. 2. Напряжения в подшипнике качения с одним (а) и с двумя (б) сферическими механизмами

Одной из причин увеличения нагрузок на рассматриваемые детали механизмов можно считать повышенное сопротивление вращению вала, поскольку, в некоторые моменты времени происходит передача полезной мощности сразу в двух направлениях без разъединения потока, т. е. перекрытие рабочих циклов. При этом, в динамических моделях, для более полной картины, должны также учитываться направления, амплитуды изменений и периоды работы механизмов, в которые происходит передача мощности. На данном этапе данная задача не решена, поскольку конструктивная схема позволяет реализовывать различные варианты управления и работы привода в целом.

Для выбора подшипника качения использовались ранее сформулированные рекомендации на основе силового анализа нагрузок и их особенности при использовании в составе сферических механизмов [5]. Как показало динамическое моделирование напряженно-деформированного состояния подшипников для двух параллельно работающих механизмов, их выбор по динамической грузоподъемности следует проводить с не менее чем двухкратным запасом по радиальным и осевым составляющим нагрузок.

Данное исследование позволило смоделировать и проанализировать деформации эле-

На рис. 2 приведены результаты распределения напряжений в подшипнике при динамическом моделировании приводов с одним (а) и двумя (б) сферическими механизмами. При прочих равных условиях, а именно крутящий момент, размеры и характеристики материалов звеньев, действующие напряжения на подшипник механизма при схеме с двумя механизмами оказались в крайних положениях в два раза больше.

ментов при динамическом моделировании преобразующих сферических механизмов работающих как отдельно, так и в параллельной схеме. Также удалось сравнить результаты ранее проведенных исследований при статическом нагружении с полученными данными при динамическом моделировании работы сферических механизмов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Адаптация трансмиссии на основе регулируемого привода со сферическими механизмами для мототехники / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Инновационная наука. – 2020. – № 12. – С. 45–48.
2. Пат. 2586430 Российская Федерация, МПК В60К17/34, В60К23/08. Привод колес транспортного средства с передним и задним ведущими мостами / Ан. В. Попов, И. В. Нотов; ВолгГТУ. – 2016.
3. Попов, А. В. Анализ напряженно-деформированного состояния ведущего вала сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 39–41.
4. Попов, А. В. Исследование распределения напряжений в шарнирном элементе ведущего кольца сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–30.

5. Попов, А. В. Особенности выбора подшипника качения для сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 52–54.

6. Попов, А. В. Выбор конструкции и особенности напряженно-деформированного состояния шарнирных элементов преобразующего сферического механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный

журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 62–64.

7. Попов, А. В. Моделирование и анализ деформаций звеньев сферического преобразующего механизма с двумя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 82–84.

УДК 629.784

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-52-55

*А. А. Склезнев, А. А. Бабичев, В. Н. Борисов*

**ПОЛИКОНИЧЕСКИЙ КОМПОЗИТНЫЙ СЕТЧАТЫЙ АДАПТЕР  
ПОЛЕЗНОЙ НАГРУЗКИ И ТЕХНОЛОГИЯ ЕГО ИЗГОТОВЛЕНИЯ**

**АО «ЦНИИСМ» – Центральный научно-исследовательский  
институт специального машиностроения**

e-mail: andrey@skleznev.ru

В работе предлагается вариант конструкции адаптера для нескольких полезных нагрузок, изготовленного из композиционных материалов. Проведен вычислительный эксперимент при помощи МКЭ, выполнено сравнение с существующими конструкциями и описана технология изготовления такого рода конструкций. Показана значительная экономия массы конструкции адаптера по сравнению с существующими аналогами при сохранении тех же запасов прочности и жесткости.

*Ключевые слова:* КМ, композитный адаптер, коническая оболочка, конструкция из КМ.

*A. A. Skleznev, A. A. Babichev, V. N. Borisov*

**POLYCONIC COMPOSITE LATTICE PAYLOAD ADAPTER  
AND THE TECHNOLOGY OF ITS MANUFACTURE**

**The Central Research Institute for Special Machinery,  
Joint Stock Company (CRISM JSC)**

The paper proposes a variant of the design of an adapter for several payloads made of composite materials. A computational experiment was carried out using the FEM, a comparison with existing structures is made, and the technology for manufacturing of such structures is described. Significant weight saving of the adapter design is shown in comparison with existing analogs while maintaining the same strength and stiffness margins.

*Keywords:* CM, composite adapter, conical shell, composite structure.

Адаптеры полезной нагрузки, используемые в настоящий момент в конструкциях ракет-носителей, представляют собой устройства для закрепления полезной нагрузки на разгонных блоках или ступенях ракет и представляют собой осесимметричные тонкостенные оболочки вращения преимущественно конической формы, образованные из металлических элементов или множества пересекающихся спиральных и кольцевых ребер из слоев однонаправленного полимерного композиционного материала [Разин А.Ф. и др. «Адаптер в виде сетчатой оболочки вращения конической формы из полимерных композиционных материалов». Патент на изобретение № RU 2350818, М.: ФИПС, приоритет

от 04.04.2007.]. Такие адаптеры, представляющие собой моноконическую конструкцию, предназначены для размещения либо только одной крупногабаритной полезной нагрузки (ПН), либо массивной опорной платформы для размещения на ней вспомогательных устройств отделения для нескольких полезных нагрузок.

Задача выведения нескольких полезных нагрузок становится актуальной в связи с возрастающей стоимостью выведения грузов на орбиту Земли и сокращающимся количеством запусков ракет-носителей (РН) в последние годы. Решение этой задачи осложняется тем, что полезные нагрузки, одновременно выводимые ракетой-носителем, должны быть выведены

с одинаковой надежностью запуска. При их отделении между ними не должно возникать соударений, должны быть решены задачи компоновки космической головной части (КГЧ) РН, прочности и жесткости конструкций, используемых в КГЧ, ее массовой эффективности.

Вместе с этим, использование вспомогательных устройств вида опорной плиты, наклонных или механически наклоняющихся вспомогательных адаптеров выведения, добавляющихся к адаптеру ПН при выводе нескольких ПН на расчетные орбиты, значительно увеличивает массу конструкции КГЧ в ущерб мас-

се ПН, снижает жесткость и собственные частоты колебаний конструкции, а также несомненно снижает надежность работы всей конструкции в целом. Кроме этого, снижается технологичность производства КГЧ РН, увеличивается сложность сборочных работ при подготовке к старту и возрастает время подготовки к полету или перевода из одного режима готовности космической ракеты в другой режим готовности. Пример реализации конструкции опорной плиты при помощи различных видов адаптеров полезной нагрузки и их комбинаций проиллюстрирован на рис. 1.

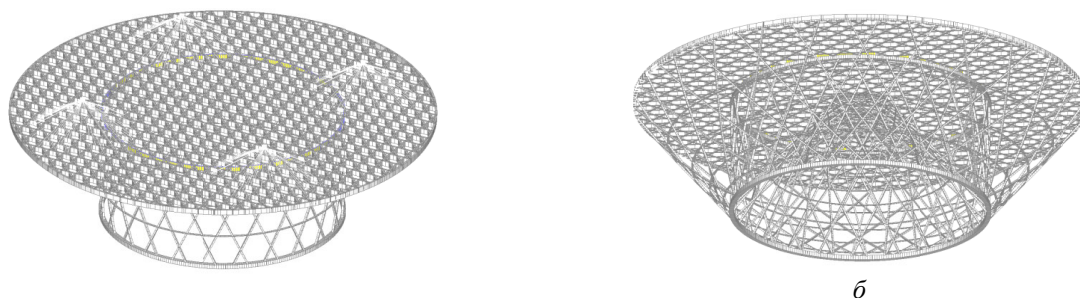


Рис. 1. Вариант реализации (конечно-элементная модель) опорной плиты с: а – цилиндрическим адаптером ПН; б – комбинацией адаптеров ПН

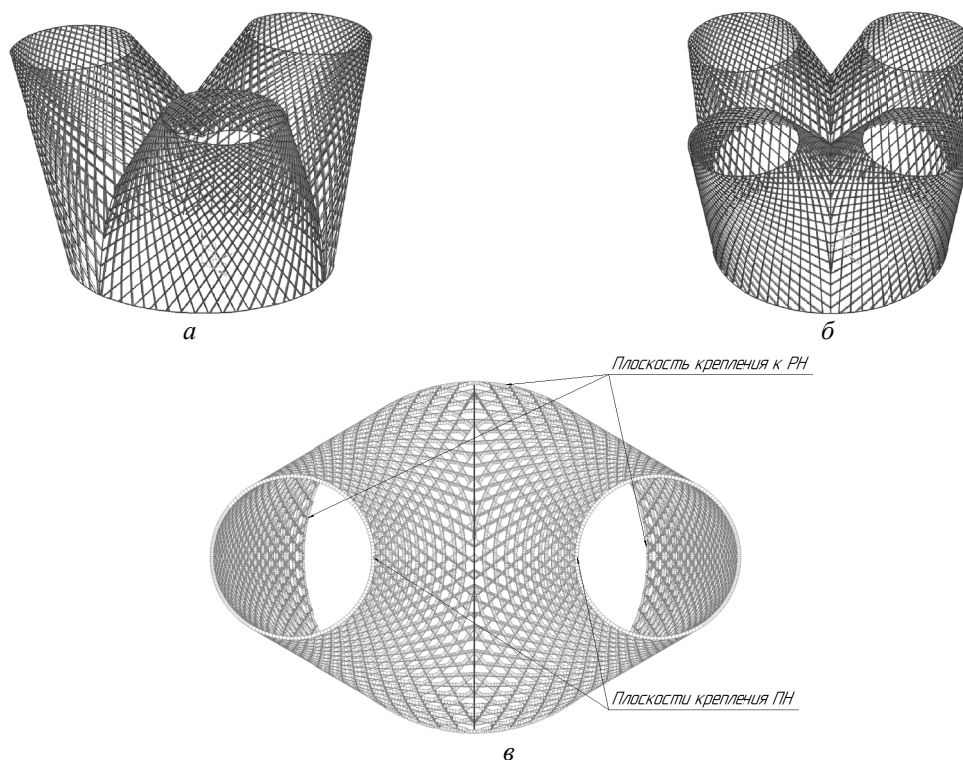


Рис. 2. Поликонический адаптер ПН, варианты исполнения для трех (а), четырех (б) и двух (в) ПН

С целью повышения интегральности и технологичности изготовления конструкции адаптера ПН предлагается использовать поликони-

ческий адаптер полезной нагрузки. Поликонический адаптер полезной нагрузки (рис. 2) представляет собой сетчатую анизотридную

тонкостенную оболочечную конструкцию, выполненную из полимерного композиционного материала, и имеющую шпангоуты для крепления к РН и ПН. Сетчатая структура состоит из множества взаимопересекающихся спиральных, кольцевых и, при необходимости, продольных ребер, изготовленных из однонаправленного композиционного материала методом непрерывной автоматизированной «мокрой» намотки.

Для оценки принципиальной работоспособности предлагаемой конструкции поликонического адаптера был произведен конечноэлементный расчет адаптера для двух ПН (рис. 2, в) на прочность и жесткость под действием нагрузок, типичных для вывода РН на орбиту. Расчетная конечно-элементная модель (КЭМ) представлена на рис. 3.

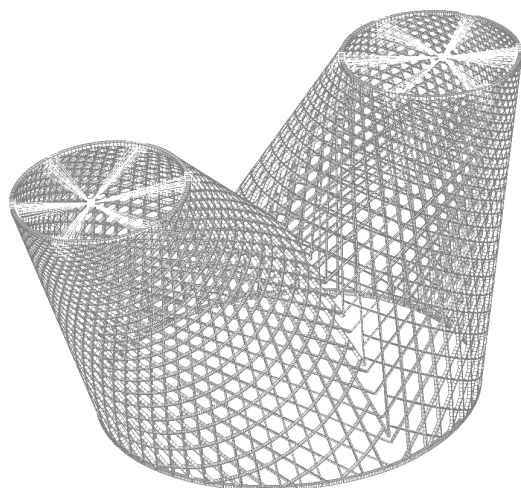


Рис. 3. КЭМ поликонического адаптера для 2 ПН

Рассматриваемый поликонический адаптер ПН имеет круговое нижнее сечение диаметром 2 м и два верхних кольцевых шпангоута для крепления ПН диаметром 0,9 м каждый. Дан-

ные сечения для ПН отклонены в противоположные друг от друга стороны на величину  $5^\circ$  по отношению к оси направления движения РН. Масса каждой из ПН, в целях моделирования принята в размере 950 кг. Геометрические параметры ребер, составляющих тонкостенную оболочечную сетчатую структуру могут быть, вообще говоря, определены путем решения задачи оптимального проектирования под конкретные параметры нагружения адаптера. Толщина оболочечной конструкции в рассматриваемой задаче равна 20 мм, ширина спиральных ребер – 6 мм, а кольцевых – 4 мм. Шпангоуты имеют прямоугольное сечение с размерами 20×20 мм. Для моделирования использовался однонаправленный композитный материал на основе углеродного волокна Umatex UMT-430 и эпоксидного связующего со следующими характеристиками:  $E_1 = 170$  ГПа,  $E_2 = 6.7$  ГПа,  $\mu_{12} = 0.19$ , предел прочности на растяжение вдоль волокна – 1,1 ГПа, на сжатие – 550 ГПа. Плотность углепластика – 1550 кг/м<sup>3</sup>. В рассматриваемой модели 34000 элементов и около 300000 узлов, использованы балочные КЭ типа «beam». Вес поликонического адаптера согласно КЭМ составляет 89.8 кг.

Граничные условия для модели – крепление нижнего кольцевого шпангоута по 8 точкам, симметрично расположенным по длине окружности, ПН крепится при помощи 6 точек крепления. Расчетные нагрузки – перегрузки в направлении полета РН величиной 10g и поперек направления полета 5g, действующие одновременно.

Результаты расчета поликонического адаптера полезной нагрузки в сравнении с цилиндрическим адаптером с опорной плитой, показанном на рис. 1, а, рассчитанным на аналогичные нагрузки, представлены в таблице.

#### Результаты сравнительных расчетов

| Вариант конструкции      | Первая продольная собств. частота, Гц | Первая поперечная собств. частота, Гц | Запас прочности | Запас устойчивости | Макс. перемещение, мм | Масса, кг |
|--------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|-----------------|--------------------|-----------------------|-----------|
| Поликонус                | 75,5                                  | 18,1                                  | 1,2             | 3,37               | 9,15                  | 103       |
| Адаптер с опорной плитой | 13,9                                  | 13,8                                  | 1,2             | 2,43               | 26,4                  | 554*      |

Примечание. Масса опорной плиты из общей массы составляет 450 кг.

Как следует из анализа полученных результатов, жесткость поликонического адаптера полезных нагрузок при одинаковом запасе прочности значительно превышает варианты использования адаптера с опорной плитой. При

этом масса поликонического адаптера значительно ниже. Можно отметить, что жесткость опорной плиты может быть повышена, а масса снижена в случае использования не анизотридной плиты, а трехслойной панели с сотовым за-

полнителем, однако ее масса при данных габаритах и нагрузках не снизится ниже 300 кг.

Кроме расчетных и проектировочных вопросов, создание поликонического адаптера поднимает такую важную задачу, как технологичность своего изготовления. Вместе с тем, при кажущейся сложности, решение такой задачи может быть получено достаточно простым путем. При использовании технологической оснастки (рис. 4) с конической поверхностью, незначительно наклоненной по своей оси по сравнению с осью симметрии правильного усеченного конуса для изготовления поликонического адаптера для любого количества ПН (два, три, четыре и более) будет достаточно одного комплекта оправки.

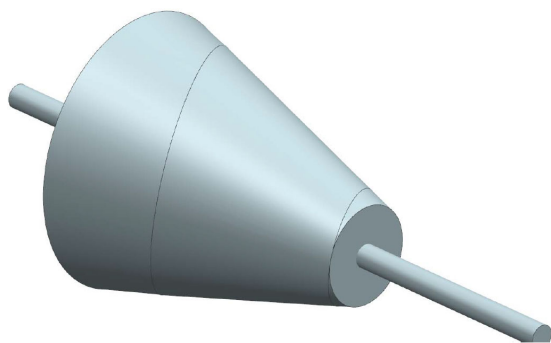


Рис. 4. Вариант оправки для автоматизированной намотки поликонических адаптеров ПН

Необходимое количество сегментов будущего поликонического адаптера будет изготовлено методом послойной «мокрой» автоматизированной намотки, после чего при помощи механической обработки можно будет удалить пересекающиеся части заготовок и собрать из нескольких заготовок (рис. 5) итоговый поликонический адаптер при помощи клее-механического соединения. В местах соединения заготовок может быть спроектирован и изготовлен вспомогательный шпангоут (не показан на рис. 5), который, кроме обеспечения целей

сборки изделия будет являться трафаретом для промежуточных слесарно-механических работ.

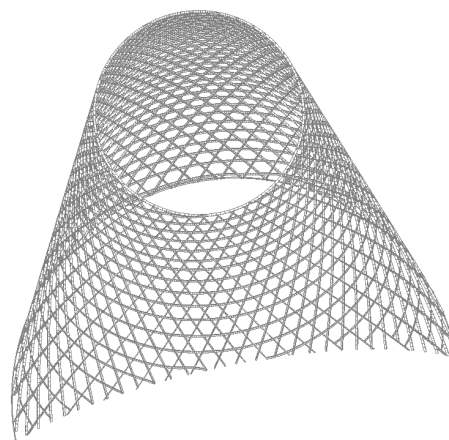


Рис. 5. Заготовка для поликонического адаптера двух ПН

В случае необходимости придания дополнительной жесткости нижнему стыковочному шпангоуту готового изделия (собирающегося из нескольких заготовок), к нему может быть присоединена неразрезная круговая деталь или выполнен автоматизированный подмот материала по круговой траектории на готовом изделии.

В качестве заключения можно сделать вывод о принципиальной возможности проектирования и изготовления поликонического адаптера для нескольких полезных нагрузок, применение которого сможет привести к существенной экономии массы изделий подобного рода. При этом в связи с исключением большого количества механических узлов и соединений повысится интегральность и надежность эксплуатации конструкции, увеличится ее жесткость.

Продолжение исследований в данном направлении способно привести к увеличению массы выводимой на расчетные орбиты ПН, а также расширить диапазоны применения существующих и перспективных РН.



УДК 621-039-419; 620.22-419; 537.868  
DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-56-58

*И. В. Злобина*

**СНИЖЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ФАКТОРОВ ВНЕШНЕЙ СРЕДЫ  
НА ИЗГИБНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ОТВЕРЖДЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА  
ПУТЕМ СВЧ ОБРАБОТКИ\***

**Саратовский государственный технический университет  
им. Ю. А. Гагарина, Россия, г. Саратов  
e-mail: Irinka\_7\_@mail.ru**

В статье рассматриваются результаты исследования изгибной деформации и ползучести под поперечной нагрузкой отвержденных полимерных композиционных материалов (ПКМ), находившихся в течение 8 месяцев в натуральных условиях внешней среды г. Саратова. Установлено, что нахождение в течение указанного времени под воздействием природных климатических факторов приводит к увеличению изгибной деформации образцов от 13,5 до 25,4 % в зависимости от нагрузки. Обработка в СВЧ электромагнитном поле частотой 2450 МГц с плотностью потока энергии  $(17-18) \times 10^4$  мкВт/см<sup>2</sup> в течение 2 минут снижает изгибную деформацию на (9–18) %, а ползучесть – до 4 раз.

*Ключевые слова:* полимерные композиционные материалы, углепластики, климатический фактор, влагопоглощение, микроструктура, изгибная деформация, ползучесть, СВЧ электромагнитное поле.

*I. V. Zlobina*

**REDUCING THE INFLUENCE OF ENVIRONMENTAL FACTORS ON THE BENDING  
DEFORMATION OF CURED CARBON FIBER BY MICROWAVE PROCESSING**

**Yuri Gagarin Saratov state technical University, Russia, Saratov**

The article discusses the results of a study of bending deformation and creep under transverse load of cured polymer composite materials (PCM), which were located for 8 months in full-scale environmental conditions in Saratov. It was found that being under the influence of natural climatic factors for the specified time leads to an increase in the bending deformation of samples from 13,5 to 25,4%, depending on the load. Processing in a microwave electromagnetic field with a frequency of 2450 MHz with an energy flux density of  $(17-18) \times 10^4$  mW / cm<sup>2</sup> for 2 minutes reduces bending deformation by (9-18)%, and creep – up to 4 times.

*Keywords:* Polymer composite materials, carbon fiber, climate factor, moisture absorption, microstructure, bending deformation, creep, microwave electromagnetic field.

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) широко применяются в конструкциях различных технических систем, что определяется их высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью [1, 2]. Однако, при проектировании и эксплуатации изделий из ПКМ необходимо учитывать анизотропию свойств, пониженную ударную вязкость, ползучесть под длительно действующей нагрузкой [3]. Опыт эксплуатации авиационной техники и ветрогенераторных установок показывает, что наиболее значимое влияние на работоспособность их элементов оказывают процессы старения и воздействие накапливающейся в порах влаги, что вызывает снижение прочностных показателей [4]. При этом весьма важно сохранение формы конструкции и ее несущей способности в условиях

длительного силового воздействия. Поэтому актуальна разработка физических методов модифицирования ПКМ для сохранения требуемых свойств при влиянии внешней среды [5].

Исследовали влияние финишной СВЧ обработки образцов из отвержденного углепластика на их деформируемость после экспозиции в течение 8 месяцев (ноябрь 2019–июль 2020 гг.) в натуральных условиях климатической зоны г. Саратова. Использовали образцы в виде плоскопараллельных пластин размерами 70x30x5 мм из углепластика производства ООО «Еврокомплект», г. Калуга. СВЧ обработку осуществляли на установке «Жук-2-02» (ООО НПП «Агро-ЭкоТех», г. Обнинск, Калужской обл.) с камерой лучевого типа при частоте 2450 МГц и плотности потока энергии  $(17-18) \times 10^4$  мкВт/см<sup>2</sup>

© Злобина И. В., 2021.

\* Исследования выполнены при поддержке гранта Президента РФ для молодых ученых МК-2692.2019.8 «Выявление влияния климатических и временного факторов на проявление и сохранение эффектов микроволнового модифицирующего квазиструктурирования отвержденных полимерных композиционных материалов на примере угле- и стеклопластиков».

в течение 2 минут. Испытания проводили по стандартной (ГОСТ 32659–2014) схеме межслоевого сдвига. К пуансону прикладывали статическую нагрузку, путем установки тарированных грузов 250, 500 и 840 Н. Под действием каждой нагрузки образцы выдерживали в течение 60 минут, что давало возможность оценить стабильность деформации (ползучесть материала). Величину прогиба фиксировали в момент нагружения и по истечении указанного времени при помощи электронного прибора с индуктивным датчиком модели 214. Использовали шкалу с ценой деления 1 мкм.

Анализ полученных результатов позволяет отметить следующие особенности. Как в начальный момент приложения нагрузки, так и после 60 минут нагружения образцов в исходном состоянии (не подвергавшихся воздействию внешней среды) обработка в СВЧ электромаг-

нитном поле оказывает малозначащее (снижение не более 3 %) влияние на величину изгибной деформации во всем диапазоне нагрузок. Влияние факторов внешней среды проявляется в существенном увеличении изгибной деформации для контрольных образцов в момент нагружения на (7–11,8) %, через 60 минут – на (13,5–25,4) %. При этом для опытных образцов отмечено снижение изгибной деформации относительно контрольных соответственно на (6,7–9) % и на (6,3–18) %. Большой эффект наблюдается при максимальных из использованных значений изгибающей нагрузки. Наибольшее влияние факторы внешней среды и обработка в СВЧ электромагнитном поле оказывают на ползучесть углепластика (рис. 1), которая снижается у опытных образцов в 4 раза.

Механизм отмеченных эффектов предлагается следующий.

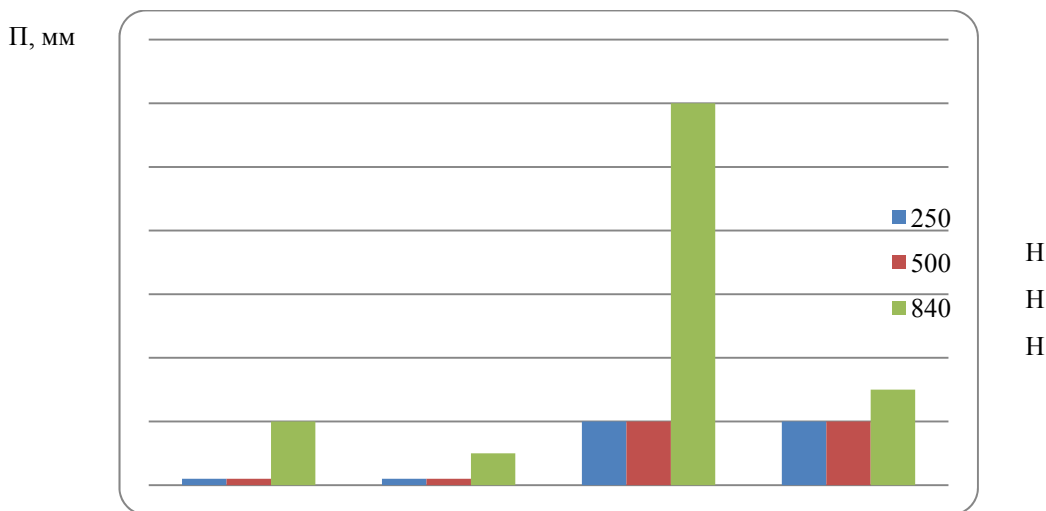


Рис. 1. Ползучесть контрольных и опытных образцов в зависимости от нагрузки с учетом влияния факторов внешней среды.  $P_k$  и  $P_o$  – исходные контрольные и опытные образцы,  $P_{kk}$  и  $P_{ok}$  – образцы после воздействия факторов внешней среды

Вследствие усадки матрицы в процессе отверждения в ее структуре и межфазном слое (МФС) возникают пустоты (поры), которые при нахождении во влажной атмосфере насыщаются влагой, приводящей к развитию коррозионных процессов, образованию гидроксильных групп и ослаблению связей в матрице, что повышает ее пластичность. Вследствие расклинивающего эффекта Ребиндера, нарушающего контактное взаимодействие упругих волокон и менее прочной матрицы, разрываются механические связи в МФС. Это приводит к повышенной деформируемости и ползучести ПКМ под

нагрузкой. Воздействие СВЧ электромагнитного поля приводит к местному повышению температуры в скин-слое углеродного волокна до значений порядка (50–70) °С, при которой согласно [6] происходит размягчение матрицы. Становятся возможными конформационные повороты звеньев больших молекул, стимулированных колебательными вращениями диполей. При повторном отверждении происходит структурообразование новых формаций с заполнением или уменьшением размеров части пустот, что подтверждается микрофотографиями (рис. 2).



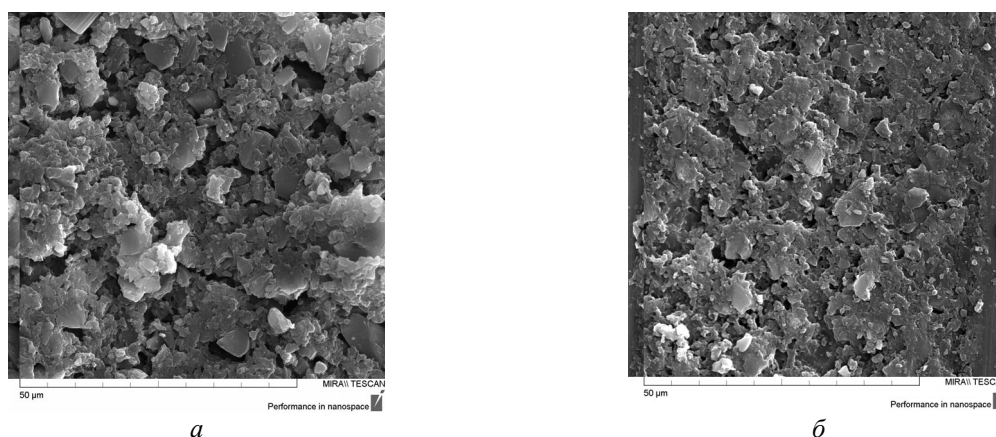


Рис. 2. Микроструктура матрицы контрольного (а) и опытного (б) образцов углепластика после выдержки в условиях внешней среды. x5000

Это увеличивает сопротивление проникновению жидкости, а следовательно – способствует снижению отмеченных отрицательных воздействий внешней среды на прочность МФС и структуры матрицы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дориомедов, М. С. Российский и мировой рынок полимерных композитов (обзор) / М. С. Дориомедов // Труды ВИАМ, № 6–7 (89), 2020. – С. 29–37.
2. Каблов, Е. Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники / Е. Н. Каблов // Вестник Российской академии наук. – 2012. – Т. 82, № 6. – С. 520–530.
3. Михайлин, Ю. А. Конструкционные полимерные композиционные материалы. – 2-е изд. / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Научные основы и технологии. – 2010. – 822 с.
4. Кириллов, В. Н. Исследование влияния климатических факторов и механического нагружения на структуру и механические свойства ПКМ / В. Н. Кириллов, В. А. Ефимов, А. К. Шведкова [и др.] // Авиационные материалы и технологии, № 4, 2011. – С. 41–45.
5. Черемухина, И. В. Различные способы физической модификации армированных реактопластов / И. В. Черемухина, В. Н. Студенцов, А. Б. Мурадов [и др.] // Пластические массы. – 2007. – № 4. – С. 12–16.
6. Мошинский, Л. Эпоксидные смолы и отвердители / Л. Мошинский. – Тель-Авив : Аркадия-Пресс. ЛТД., 1995. – 371 с.

## ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791.927.5

DOI:10.35211/1990-5297-2021-2-249-59-64

*С. А. Фастов, И. В. Зорин, В. И. Лысак, Д. А. Муругов*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ПОДОГРЕВА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ МЕЖДУ НАПЛАВЛЕННЫМ ИЗНОСОСТОЙКИМ СПЛАВОМ И СТАЛЬЮ 5ХНМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru; serheyfastov@yandex.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований наплавки на штамповую сталь 5ХНМ трех типов износо- и термостойких сплавов с применением предварительного подогрева. Оценено влияние предварительного подогрева на структуру наплавленных сплавов, а также на формирование структуры зоны термического влияния основного металла. Выявлено, что применение предварительного подогрева в рассматриваемых условиях наплавки обуславливает образование структурной неоднородности зоны термического влияния основного металла, проявляющейся в переменном распределении хрома и молибдена.

*Ключевые слова:* наплавка, колеблющийся электрод, наплавочные сплавы, структура металла, твердость, зона термического влияния, порошковая проволока.

*S. A. Fastov, I. V. Zorin, V. I. Lysak, D. A. Murugov*

### INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF PREHEATING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES TRANSITION ZONE BETWEEN HARDFACED WEAR-RESISTANT ALLOY AND 55NiCrMoV5 STEEL

Volgograd State Technical University

The results of the experimental studies hardfacing of the 55NiCrMoV5 die steel of the three types of wear and heat-resistant alloys with preheating are presented. The effect of the preheating on the structure hardfaced alloys as well as on the heat affected zone formation of the base metal is estimated. It is revealed that the use of preheating under the considered conditions of surfacing causes the formation of a structural heterogeneity of the heat-affected zone of the base metal, which manifests itself as a variable distribution of chromium and molybdenum.

*Keywords:* surfacing, hardfacing, cladding, filler metal, metal structure, hardness, heat affected zone, flux-cored wire.

#### Введение

Известно, что металлургическое оборудование, эксплуатирующееся в условиях циклического температурного и силового воздействия (ЦТСВ) выходит из строя преимущественно по причине образования на его рабочих поверхностях трещин от термической усталости [1], интенсифицирующих изнашивание металла. Как правило, такие дефекты не распространяются на большую глубину [2]. Поэтому существует возможность удалить с использова-

нием механической обработки слой поврежденного металла и произвести ремонтную наплавку более износо- и термически стойкими сплавами (ИТС). Технологически более целесообразно применение изготовительной наплавки инструмента, что повышает изначальную стойкость оборудования к ЦТСВ [1, 3]. В качестве основного металла (ОМ), который по отношению наплавленному металлу (НМ) является несущим, получили широкое применение углеродистые конструкционные стали,

© Фастов С. А., Зорин И. В., Лысак В. И., Муругов Д. А., 2020.

\* Исследования выполнены в рамках государственного задания № 0637-2020-0006, а также при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-48-340010.

например сталь 40, 45, 40X и т.п. и инструментальные низколегированные стали, например распространенная сталь 5XHM [4]. Однако из-за повышенного содержания углерода при наплавке в зоне термического влияния (ЗТВ) таких сталей могут образовываться закалочные структуры, провоцирующие образование трещин [5]. Также вследствие существенных различий в системах легирования основного металла и высоколегированного износостойкого наплавленного металла вблизи линии сплавления могут образовываться прослойки в виде науглероженной и обезуглероженной зоны, которые могут ускорить разрушение наплавленного изделия [6-8]. Помимо этого, некоторые износостойкие сплавы склонны к образованию горячих и холодных трещин в процессе наплавки и после охлаждения [1, 5, 9, 10]. Одной из самых эффективных технологических мер по предотвращению образования закалочных структур в металле ЗТВ и холодных трещин является предварительный подогрев (ПГ) наплаваемого изделия. Его положительное влияние проявляется в уменьшении скорости охлаждения как в ЗТВ основного металла, так и в наплаваемом металле, что приводит к уменьшению в нем уровня сварочных напряжений [5, 11-15]. Эффект снижения остаточных напряжений также способствует увеличению ресурса работы инструмента при ЦТСВ [16].

Так, например, при наплавке порошковой самозащитной проволокой HARDFACE BNC (наплавленный сплав 250X12Г2Б5P2) применение предварительного подогрева способствовало снижению количества трещин в наплавленном металле, но не позволило полностью их избежать. Проведение ПГ в интервале от 25 °С до 400 °С не повлияло на изменение структуры наплавленного металла и его твердости, а его износостойкость увеличилась только при повышении температуры подогрева до 200 °С

[17]. Уменьшение твердости при нагреве выше 200 °С было также обнаружено авторами в работе [15] при наплавке порошка Fe60 (наплавленный сплав 420X27H5B2P2), что, по мнению авторов, связано с укрупнением размера зерен при увеличении температуры ПГ. Однако в научной литературе до сих пор недостаточно изучено влияние предварительного подогрева на структуру и эксплуатационные свойства износостойких сплавов, предназначенных для наплавки валков прокатных станков, роликов машин непрерывного литья заготовок, штампов горячей штамповки и другого инструмента.

Поэтому целью данной работы являлось изучение влияния предварительного подогрева на структуру ИТС, а также на формирование структуры зоны термического влияния основного металла.

#### Методики исследований и эксперимент

Для оценки влияния ПГ на структуру и свойства наплавленных сплавов производили наплавку трех типов ИТС посредством порошковых проволок  $\varnothing$  2,8 мм, изготовленных в лабораторных условиях. Электродуговую наплавку производили на пластину из штамповой стали 5XHM с габаритными размерами 70x60x15 мм. Выбор стали 5XHM в качестве основного металла обусловлен ее широким применением для изготовления технологического инструмента для горячего деформирования металла [4, 18]. Для обеспечения имитации процесса наплавки на реальное массивное изделие пластину для наплавки предварительно приваривали к пластине толщиной не менее 30 мм из низкоуглеродистой стали. Для выведения кратера сварочной ванны использовали стальную планку толщиной 15 мм. Схематичное изображение подготовленного для наплавки изделия представлено на рис. 1. Химический состав основного и наплавленного металла приведен в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав наплавленного и основного металла

| Индекс сплавов | Условное обозначение сплавов | Легировующие элементы, % масс. |      |      |      |      |           |     |      |      |
|----------------|------------------------------|--------------------------------|------|------|------|------|-----------|-----|------|------|
|                |                              | C                              | Cr   | W    | Ni   | Mo   | Ti        | V   | Mn   | Si   |
| 1              | 12X15H4M3AT                  | 0,06                           | 14   | –    | 3,92 | 3,11 | 0,51      | –   | 0,3  | 0,09 |
| 2              | 25X5ФМС                      | 0,27                           | 5,7  | 0,45 | 0,16 | 1,86 | –         | 0,5 | 0,9  | 0,58 |
| 3              | 3X2B8ФГС                     | 0,25                           | 2,53 | 10,3 | –    | –    | –         | 0,3 | 0,97 | 0,64 |
| 4              | 5XHM                         | 0,55                           | 0,71 | –    | 1,66 | 0,2  | Cu = 0,12 | –   | 0,46 | 0,22 |

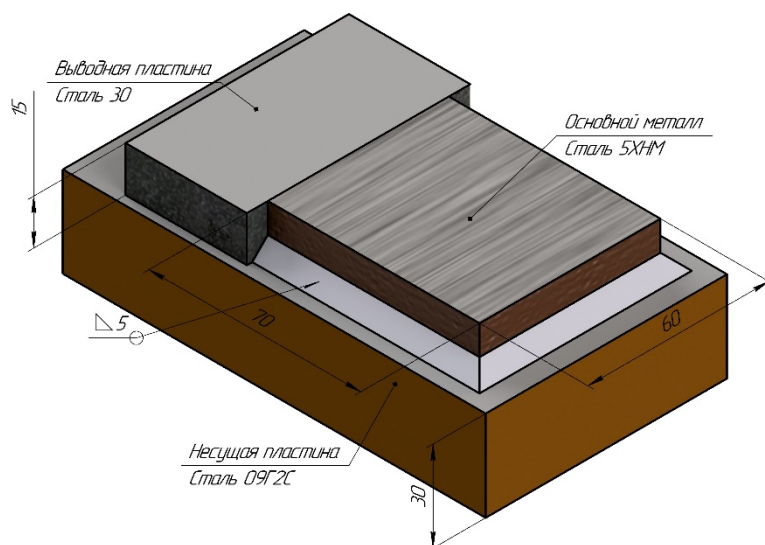


Рис. 1. Схема монтажа пластины ОМ перед наплавкой

Наплавку осуществляли в среде инертного газа Ar (технически чистый 99,9%) на сварочном автомате A2 MiniMaster (ESAB), имеющем механизм колебания электрода в поперечной плоскости. Применение колеблющегося электрода давало возможность при небольшой величине проплавления основного металла получить широкий валик НМ, что обеспечивало необходимое химический состав за меньшее количество слоев. Другое преимущество наплавки колеблющимся электродом заключается в возможности перераспределить тепловую мощность дуги по объему сварочной ванны, что обеспечивает более «мягкий» термический цикл, который оказывает положительное влияние на качество НМ [1, 19]. Параметры режима наплавки:  $I_{св} = 280...320$  А,  $U_d = 25...27$  В,  $v_{св} = 10...12$  м/ч, размах колебаний  $\pm 7,5$  мм, частота колебаний – 1,5 Гц, вылет электрода относительно токоподводящего наконечника 20...25 мм, расход газовой смеси – 17...20 л/мин, полярность на электроде «+», количество слоев НМ – 2. Для исследований из наплавленных сплавов было изготовлено 6 образцов, из которых 3 были получены без предварительного подогрева (индексы сплавов 1-ПГ20, 2-ПГ20 и 3-ПГ20 в соответствии с порядком упоминания сплавов в таблице 1) и 3 образца, наплавленные с предварительным подогревом (индексы сплавов 1-ПГ300, 2-ПГ300 и 3-ПГ300 соответственно).

Температура ПГ пластин составляла 300 °С. В процессе наплавки межпроходная температура варьировалась в диапазоне 300...350 °С. Такая температура является общепринятой

в практике наплавки ИТС на трудносвариваемые стали [10, 20]. Перед наложением следующего валика, образцы, выполнявшиеся без ПГ, охлаждали до температуры окружающей среды на спокойном воздухе.

На поверхности наплавленных валиков отсутствовали дефекты в виде пор, трещин или шлаковых включений. Поверхность валиков, выполненных с величиной взаимного перекрытия около 50 % гладкая, без грубой чешуйчатости. Величина углубления между соседними валиками составляла не более 1,5 мм.

Определение химического состава НМ осуществляли с помощью оптико-эмиссионного спектрометра Oxford Instruments PMI-MASTER Pro. Измерение твердости на поверхности наплавленного металла производили по методу Роквелла на твердомере ТН-500.

Вследствие существенных различий в химическом составе основного и наплавленного металла производили их раздельное химическое травление. Для НМ применяли раствор хлористого железа  $FeCl_3 + HCl + H_2O$ , а для ОМ использовали 4 % раствор  $HNO_3$  в  $C_2H_5OH$ . Защиту металла от воздействия реактива осуществляли нанесением на поверхность, не предназначенную для травления, лака на основе ацетилтрибутилцитрата целлюлозы. Исследование микроструктуры производили на световом оптическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert 40 MAT. Оценку распределения химических элементов производили с помощью энергодисперсионного анализа на электронном растровом микроскопе VERSA-3D.

### Результаты и обсуждение

Таблица 2

Исследованиями установлено, что во втором слое наплавленного металла структура сплава 1-ПГ300 характеризуется повышенной дисперсностью и отсутствием четко выраженных границ ферритных зерен, характерных для образца 1-ПГ20. Наплавленный сплав 2-ПГ300 характеризуется наличием мартенсита с некоторой долей ферритной фазы, окружающей «островки» мартенсита. Однако при больших увеличениях в мартенситной составляющей фиксируются игольчатые выделения, которые, вероятно, являются карбидами хрома и ванадия. Структура наплавленных сплавов 3-ПГ20 и 3-ПГ300 представляет собой эвтектоид с выделениями бейнита и включениями карбидов вольфрама и ванадия.

Значения твердости НМ представлены в табл. 2, из них следует, что подогрев не привел к заметным изменениям твердости наплавленных сплавов 25Х5ФМС (2-ПГ300) и 3Х2В8ФГС (3-ПГ300). Значительное уменьшение твердости наплавленного сплава 12Х15Н4М3АТ (1-ПГ300) свидетельствует о высокой чувствительности аустенитно-мартенситной матрицы ко времени пребывания металла при повышенных температурах, а также о некотором разупрочнении сплава.

### Твердость на поверхности наплавленного металла

| Индекс образца | Твердость НМ, НRC |
|----------------|-------------------|
| 1-ПГ20         | 18...21           |
| 2-ПГ20         | 43...57           |
| 3-ПГ20         | 47...49           |
| 1-ПГ300        | 7...10            |
| 2-ПГ300        | 44...51           |
| 3-ПГ300        | 44...48           |

Выявлено, что структура ЗТВ всех образцов, наплавленных с предварительным подогревом, представляет собой чередование вертикально ориентированных светлых и темных зон, образующих полосчатое строение (рис. 2, б). Анализ распределения твердости показал, что твердость светлых участков больше (450–600 НВ), чем – темных (до 300 НВ), что объясняется различием в содержании легирующих элементов между данными участками структуры (рис. 3). В светлых участках в среднем в 1,4 раза выше содержание хрома, в 1,1 раза больше никеля и в 3 раза больше молибдена, по сравнению с содержанием данных элементов в темных участках структуры (табл. 3).

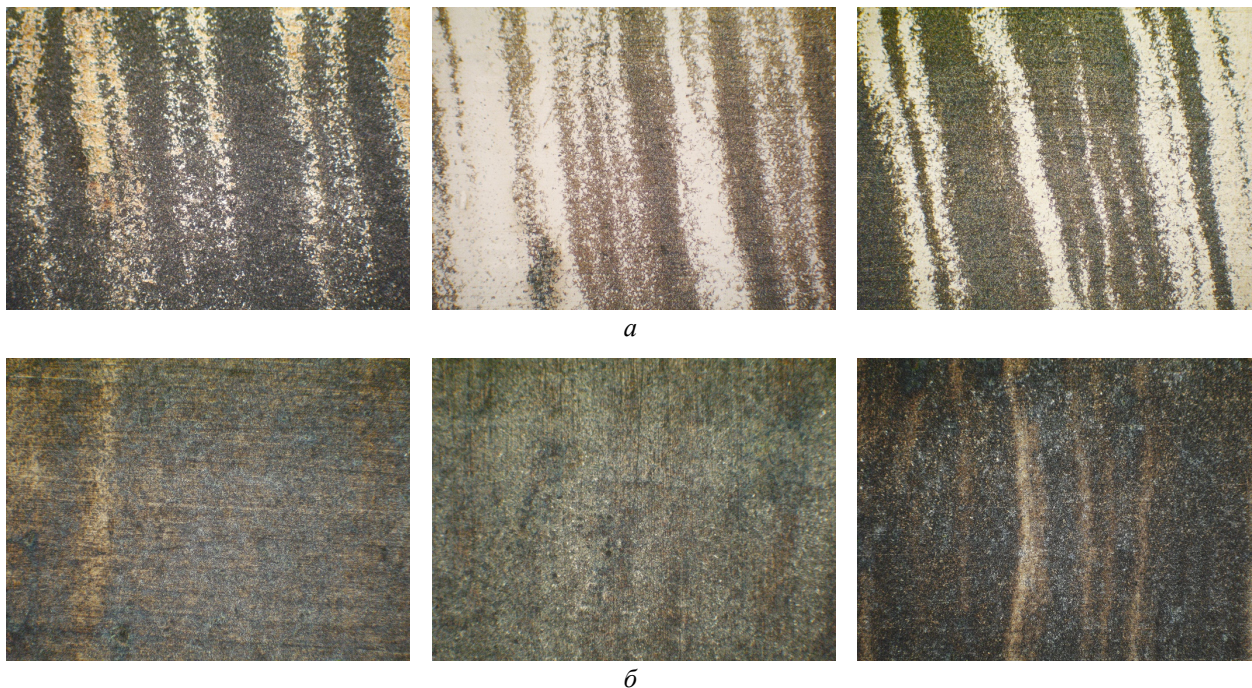


Рис. 2. Структуры ЗТВ основного металла (увеличение  $\times 200$ ):  
наплавка с ПГ (а), наплавка без ПГ (б)



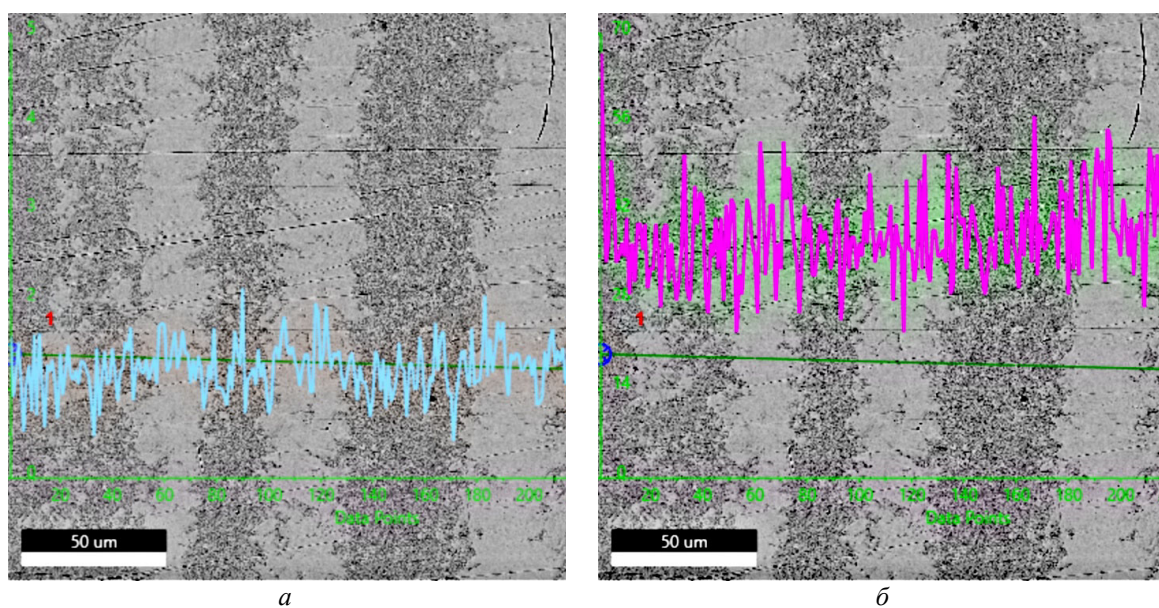


Рис. 3. Распределение хрома (а) и молибдена (б) в ЗТВ основного металла при наплавке с предварительным подогревом

Таблица 3

Содержание легирующих элементов в участках ЗТВ основного металла образца 3-ПГ300

| Номер участка       | Усредненное содержание основных легирующих элементов, масс.% |     |     |
|---------------------|--|-----|-----|
|                     | Mo   | Cr  | Ni  |
| Участок 1 (светлый) | 0,3  | 0,9 | 1,3 |
| Участок 2 (темный)  | 0,1  | 0,6 | 1,1 |

Такое распределение легирующих элементов объясняется их ликвацией, развитию которой способствует увеличение времени пребывания основного металла при повышенных температурах. Формирующееся в зоне термического влияния полосчатое строение металла можно рассматривать как результат наследования структурой ее исходной дендритной ликвации, образующейся на стадии изготовления отливки стали 5ХНМ и сохраняющейся по данным работы [21] и при последующей высокотемпературной ковке.

**Выводы**

1. Установлено, что применение при наплавке колеблющимся электродом износостойких сплавов на сталь 5ХНМ предварительного подогрева обусловило формирование структурной неоднородности в зоне термического влияния основного металла, представляющую собой чередующиеся участки с различным содержанием хрома и молибдена.

2. Выявленная особенность строения зоны термического влияния позволяет рассматривать ее как металл с переменными свойствами, сочетающими прочность и пластичность, что способствует повышению стойкости участков структуры, находящихся вблизи условной линии сплавления, к циклическим температурно-силовым нагрузкам.

**БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК**

1. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на пресовые штампы и инструмент для горячего деформирования сталей : монография / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолгГТУ, 2005. – 284 с.
2. Бабинец, А. А. Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков / А. А. Бабинец, И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, И. И. Рябцев, Г. Н. Гордань // Автоматическая сварка. – 2014. – № 5. – С. 17–21.
3. Kashani H., Amadeh A., Vatanara M. R., Improvement of wear resistance of hot working tool steel by hardfacing. Part 2 – case study // Material science and technology. – 2008. – Vol. 24 – № 3. – С. 356-360.

4. Тылкин, М. А. Штампы для горячего деформирования металлов / М. А. Тылкин, Д. И. Васильев, А. М. Погаев. – М. : Высшая школа, 1977. – 496.
5. Фрумин, И. И. Технология механизированной наплавки / И. И. Фрумин, Ю. А. Юзвенко, Е. И. Ленайчук. – М. : Высшая школа, 1964. – 304 с.
6. A. Roshanghias, M. Barzegari, A.H. Kokabi, M. Mirazizi, The effects of functionally graded material structure on wear resistance and toughness of repaired weldments / Materials and Design. – 2011. – №21. – С. 892-899.
7. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э. Л. Макаров, Б. Ф. Якушин ; под ред. Э. Л. Макарова. – М. : Изд-во МГТУ им Н. Э. Баумана, 2014. – 487, с.: ил.
8. Qingbao Wang, Zhuoxin Li, Yaowu Shi, Lizhi Wang, Fei Liu, Interior crack and its formation mechanism in overlaying weld of back-up rolls / Engineering Failure Analysis – 2013. – №34. – С. 268-277.
9. Bęczkowski R., Gucwa M., Defects appearing in the surfacing layers of abrasion resistant. / Archives of foundry engineering. – 2016. – №4. – С. 23-28.
10. Якушин, Б. Ф. Новый способ износостойкой наплавки деталей из легированных сталей / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев // Сварка и диагностика. – 2013. – № 4. – С. 50–55.
11. Winarto, Priadi, D., Effect of Preheating and Battering on Cracking Susceptibility and wear resistance of hardfaced HSLA steel deposit / Yosetsu Gakkai Ronbunshu/ Quarterly Journal of the Japan Welding Society. – 2013. – Vol. 31 №4, С. 202-205.
12. Михеев, Д. А. Оптимизация режима предварительного подогрева при восстановлении замковых соединений бурльных труб методом наплавки / Д. А. Михеев, А. П. Амосов // Экспозиция нефть газ. – 2015. – № 4. – С. 23–26.
13. Неверов, В. В. Опыт изготовления биметаллического металлообрабатывающего инструмента, используемого при производстве стального проката / В. В. Неверов, В. В. Карих // Новые материалы и технологии в машиностроении. – 2007. – № 7. – С. 128–130.
14. Wei Ya, Belavendram Pathiraj, Residual stresses in Stellite 6 layers clad on AISI 420 steel plates with a Nd:YAG laser. / Journal of laser applications. – 2018. – Vol. 30 – № 30. – С. 032007-1-14
15. Shi R. R., Chen S. Y., Peng Y. G., Zhang Z., Effect of preheating temperature on microstructure of Fe based alloy coating by laser direct metal deposition. / Key engineering materials. – 2016. – № 703. – С. 94-99.
16. Рябцев, И. А. Структура многослойных образцов имитирующих наплавленные инструменты для горячего деформирования металлов / И. А. Рябцев, А. А. Бабинец, Г. Н. Гордань, И. И. Рябцев, Т. В. Кайда, Л. Т. Еремеева // Автоматическая сварка. – 2013. – № 9. – С. 43–47.
17. Gucwa1 M., Winczek J., Mićian M., The effect of the preheating on to properties of the wear resistant welds. / Welding technology review. – 2020. – Vol. 92. – №2. – С. 7-14.
18. Фомичев, А. Ф. Предварительная оценка условий работы штампов для горячей штамповки. / А. Ф. Фомичев, Б. А. Кривицкий, А. Е. Салиенко, Э. Е. Юргенсон // Металлообработка. – 2007. – № 37. – С. 45–47.
19. Литвиненко-Арьков, В. Б. Аргодуговая наплавка порошковой проволокой с наночастицами TiCN поверхности оправок трубопрошивного стана : дис. ... канд. техн. наук: 05.02.10. / Литвиненко-Арьков В. Б.; Волгоградский государственный технический университет. – Волгоград. – 146 с.
20. Соколов, Г. Н. Восстановление криволинейного профиля валков трубопрокатного стана дуговой наплавкой / Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, С. Н. Цурихин // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2008. – № 6. – С. 7–11.
21. Калинин, В. П. Металлография железа. В III томах. Том II. Структура сталей / В. П. Калинин ; пер. с англ. В. П. Калинина, Н. А., Зоиде и Н. В. Чаргеишвили ; под ред. Ф. Н. Тавадзе. – М. : Изд-во «Металлургия», 1972. – 284, с.: ил.

УДК 669.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-64-71

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

### КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ЗАЛИВКИ И ЗАТВЕРДЕВАНИЯ СТАНДАРТНЫХ ЛИТЫХ ПРОБ СЕРОГО ЧУГУНА

Волгоградский государственный технический университет

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

Для стандартных разрывных образцов серого чугуна показана возможность применения компьютерного моделирования с целью изучения факторов, влияющих на морфологию дендритных кристаллов и объемное расположение дефектов усадочного происхождения.

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

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

### COMPUTER SIMULATION OF CASTING AND SOLIDIFICATION PROCESSES OF STANDARD CAST SAMPLES OF GREY CAST IRON

Volgograd State Technical University

For standard tension samples of gray cast iron, the possibility of using computer modeling to study factors affecting the morphology of dendritic crystals and the volumetric arrangement of defects of shrinkage origin is shown.

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



Компьютерное моделирование в современном машиностроении является важной частью производственного процесса, влияющей на конкурентоспособность предприятий. Существующие программные системы в области моделирования литейных технологий позволяют разрабатывать и оптимизировать процессы изготовления литых деталей, повышая выход годной продукции, снижая процент брака и сокращая время на подготовку производства [1–5].

Исследование микроструктуры и определение механических свойств серого чугуна с пластинчатым графитом проводится по ГОСТ 24648–90 [6] на образцах со структурой, идентичной структуре конечного литого изделия. При этом, в соответствии с ГОСТ 16818–85 [7], песчаная форма для получения заготовок об-

разцов (при прочих равных условиях) в объеме и по сечению литой пробы должна обеспечить отсутствие дефектов усадочного происхождения, стабильность структуры и свойств. Однако анализ разброса механических свойств и сравнительный структурный анализ образцов, полученных в условиях непрерывного отбора литых проб чугунолитейного цеха, выявил ряд особенностей, и впервые показан нами в работе [8]. Так, например, в поперечных и продольных сечениях разрывных образцов, имеющих разные значения прочности, но практически равное содержание в объеме дендритных кристаллов, распределение последних относительно приложенной нагрузки может быть: стохастическим, транскристаллитным и смешанным (рис. 1).

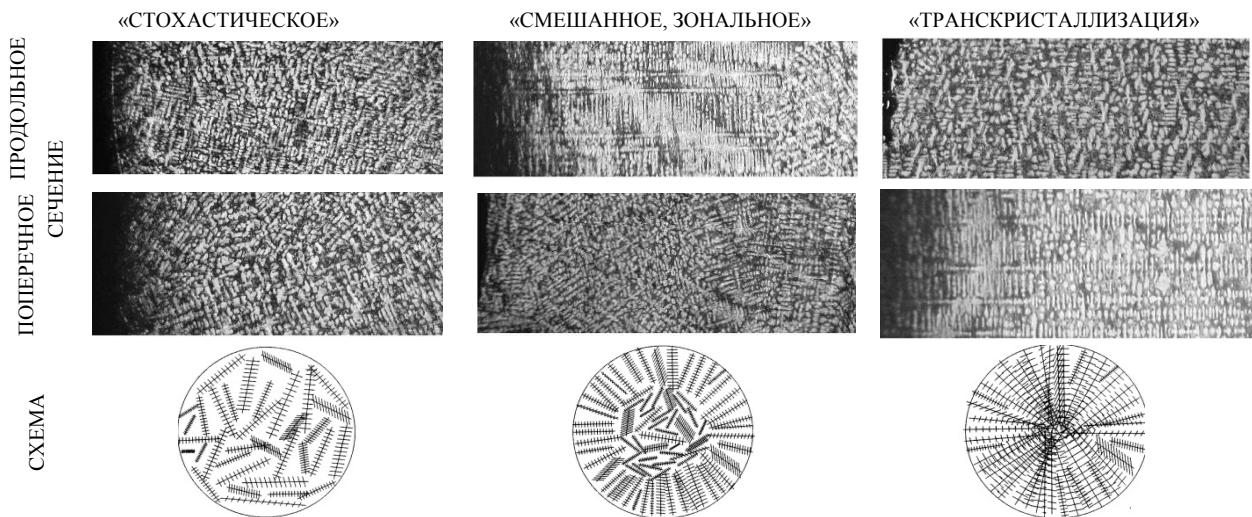


Рис. 1. Распределение дендритных кристаллов в объеме стандартных разрывных образцов,  $\times 15$

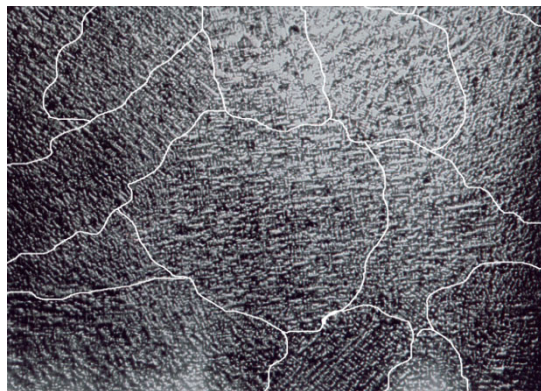


Рис. 2. «Пакеты» дендритных кристаллов первичного аустенита в сером чугуне,  $\times 7$

Кроме этого, при высокой объемной доле дендритов и их стохастической ориентации, наблюдается пакетное строение (рис. 2).

Дендритные кристаллы занимают при этом довольно большой объем, а прочность образцов характеризуется значениями более 300 МПа.

Как уже отмечалось выше, части литой пробы, из которых путем механической обработки изготавливают разрывные образцы, не должны содержать в зоне, где предполагается разрушение при испытаниях (шейка образца), дефектов усадочного происхождения. Однако, такие поражения были обнаружены как при визуальном осмотре поверхности разрушения (рис. 3, а), так и при металлографическом исследовании. Кроме этого, около 10–15 % образцов имеют в области разрушения (рис. 3, б) участки, пораженные усадочной пористостью.

Очевидно, что именно литая проба определяет марку и качество заливаемых одновременно с ней отливок, зачастую ответственного на-

значения. Однако, на сегодняшний день систематические исследования факторов, влияющих на заливку, кристаллизацию и структурообразование литой пробы для получения стандартных разрывных образцов отсутствуют. Цель

данной работы заключалась в определении возможности использования компьютерного моделирования для дальнейшего изучения факторов, оказывающих влияние на процесс структурообразования литой пробы серого чугуна.

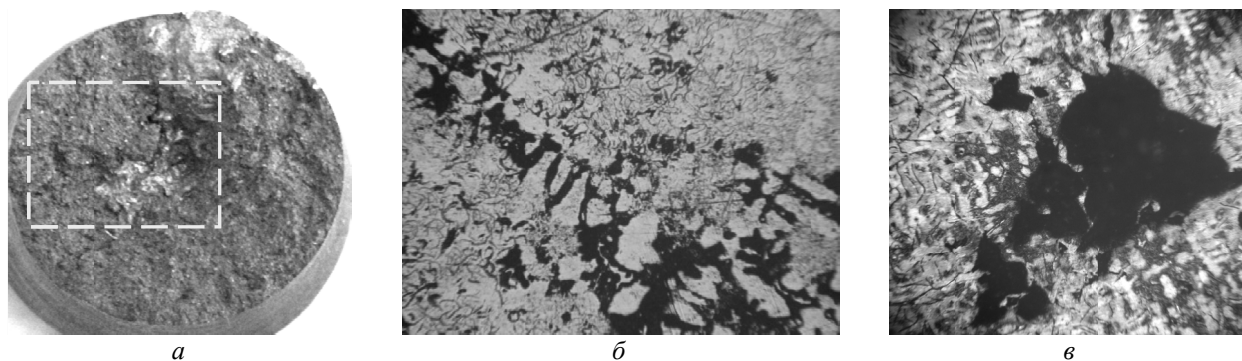


Рис. 3. Дефекты усадочного происхождения в зоне разрушения стандартного разрывного образца  
*а* – поверхность разрушения с выделенной зоной поражения усадочной раковины и пористостью, *б* – эта же зона (последнее шлифование перпендикулярно оси растяжения образца), характерный вид графита и дендритные кристаллы в усадочной раковине, не травлено,  $\times 80$ , *в* – взаимное расположение усадочной пористости и первичных дендритов, травлено реактивом Юлиха,  $\times 60$

Получение адекватных результатов методом компьютерного моделирования, основанного на физических законах гидравлики и теплопередачи, возможно при условии использования точных данных о теплофизических свойствах моделируемых материалов и гра-

ничных условий моделирования.

В соответствии с ГОСТ 16818–85 [9], по размерам чертежа песчаной формы для получения заготовок образцов (рис. 4, *а*), с помощью программного комплекса Solid Works была создана 3D-модель литой пробы (рис. 4, *б*).

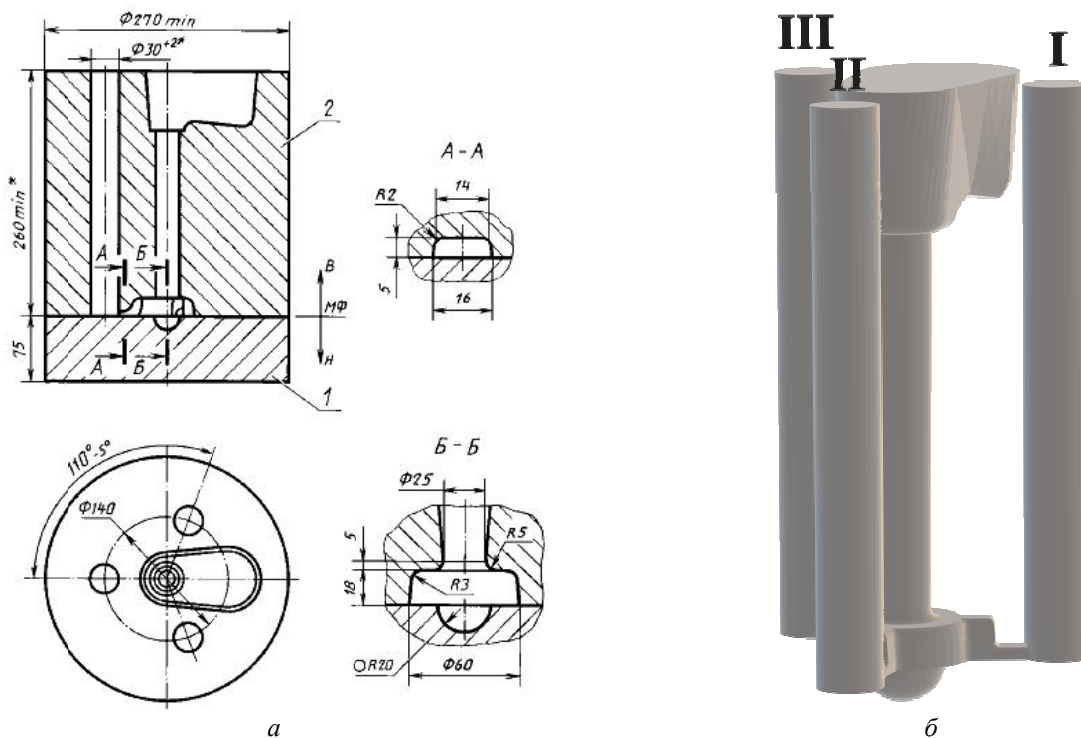


Рис. 4. Исходные данные для построения модели:  
*а* – размеры песчаной формы для получения заготовок образцов: 1 – нижняя полуформа, 2 – верхняя полуформа;  
*б* – 3D-модель литой пробы: I – заготовка для первого образца, II – заготовка для второго образца, III – заготовка для третьего образца

Для спроектированной модели литой пробы в среде программного комплекса системы моделирования LVMFlow (программа предоставлена ЗАО НПО «МКМ», № версии 4.4г6 Time, № лицензии T0027) создавалась задача на основе следующих исходных данных:

1. Точность моделирования определялась параметрами сеточной модели (на основе метода контрольных объемов [10]) путем выбора числа ячеек от 0,5 до 4,0. Параметры расчетного бокса устанавливали посредством выбора размера расчетной области и положения отливки.

2. Моделирование осуществлялось для серого чугуна с пластинчатым графитом марки СЧ 20 [6] в песчаную форму, с начальной температурой 20 °С и заливкой из литейного ковша потоком с массовым расходом 3 кг/с. При этом диаметр струи составил 18 мм, а скорость заливки была обусловлена массой отливки (7 кг) и способом ее заливки. Общее время заливки составило 4,1 с, а начальная температура расплава

(1400 °С) выбиралась исходя из стандартных условий, используемых при разливке тонкостенных чугунных отливок [11]. Литниковая точка задавалась вручную на верхнем срезе литниковой чаши в соответствии с ее центром масс.

3. При моделировании в программе LVMFlow в режиме отображения 3D оценивали характер наполнения формы, изменение температуры при затвердевании и последующем охлаждении, поражение усадочными дефектами тела отливки и главные средние (литейные) напряжения в объеме заготовок, предназначенных для получения разрывных образцов.

На рис. 5 по данным компьютерного моделирования представлены этапы последовательного заполнения объема формы расплавом. В первые моменты заливки формы (в момент удара струи о дно литникового хода) заготовки для всех образцов начинают заполняться практически одновременно, что и сохраняется до конца заливки.

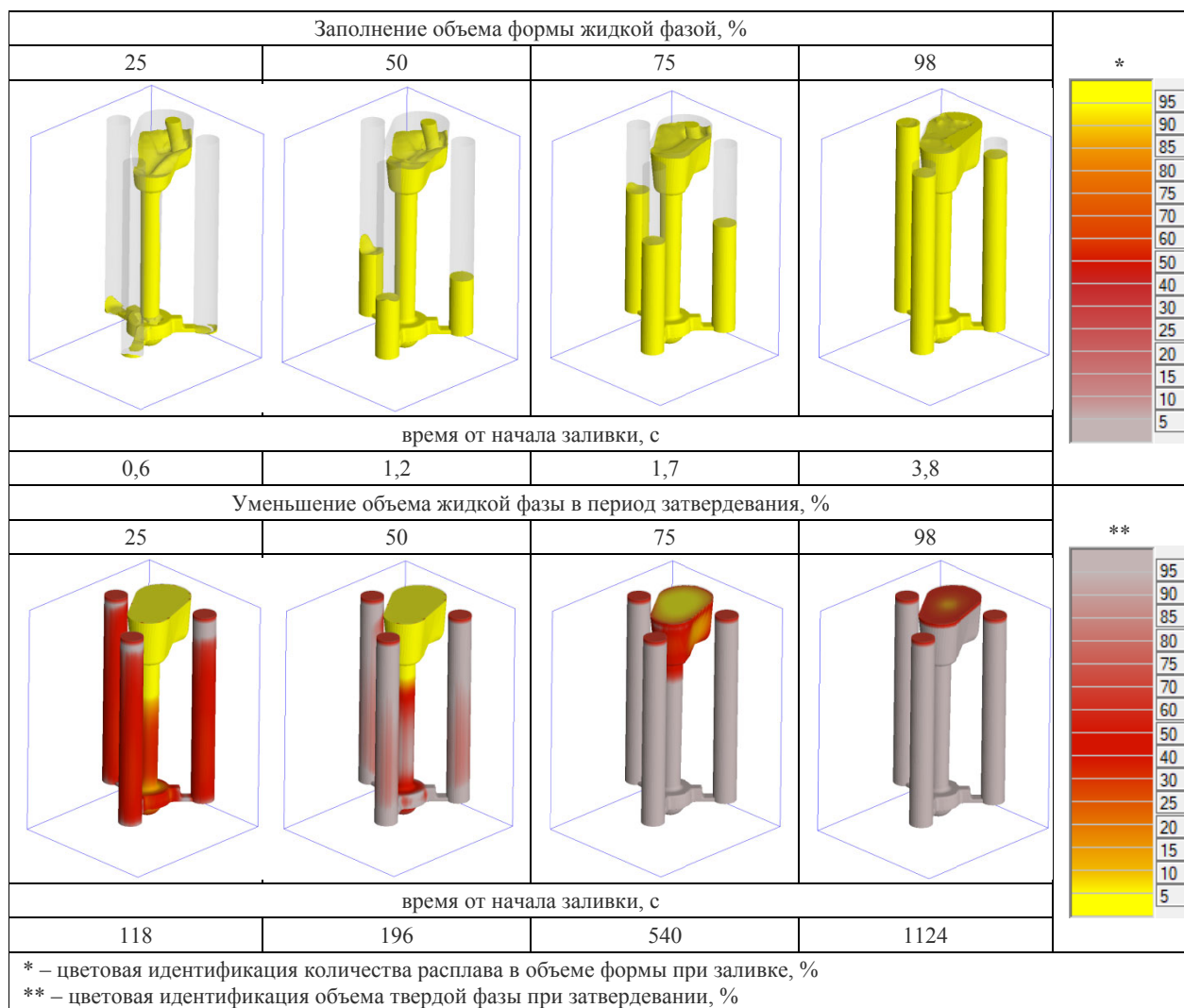


Рис. 5. Характер заполнения формы жидкой фазой (расплавом) и ее изменение при кристаллизации отливки



Через 4,1 с, после 100 % заполнения формы, интенсивный теплоотвод со стороны зеркала металла (поверхность залитых образцов, которая контактирует с окружающей средой), обеспечивает в этом месте наибольшую скорость кристаллизации и образование первых объемов твердой фазы (рис. 5). При этом образование и рост твердой фазы наблюдается и со стороны нижней части формы, что приводит к перекрытию каналов и прекращению подпитки образцов жидким расплавом. Дальнейшее затвердевание образцов имеет последовательный характер. Последние объемы жидкой фазы наблю-

даются в осевой зоне образцов, которая и будет участвовать в сопротивлении растяжению при их испытаниях на разрыв.

Падение температуры при заливке в первые моменты времени в среднем не превышает 50 ... 70 °С и эта разность сохраняется практически постоянной (1250 °С на поверхности образца и 1320 °С в центральных зонах) до момента полного заполнения формы (рис. 6). Охлаждение до 1100 °С центра всех трех образцов модели происходит за 610 секунд, а полное время кристаллизации всей отливки, включая литниковую чашу, происходит после 1124-й секунды моделирования.

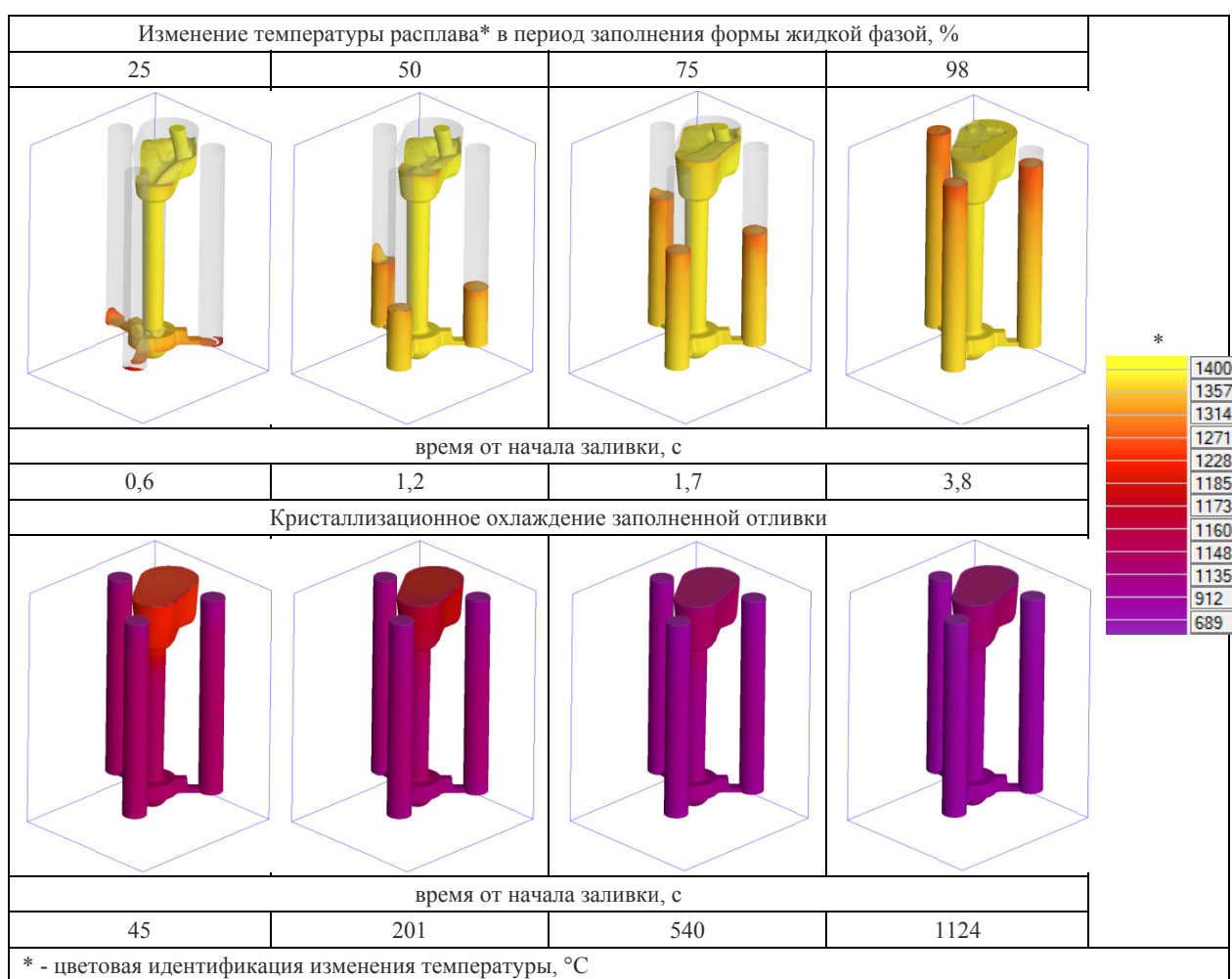


Рис. 6. Изменение температуры в объеме заготовки при ее наполнении расплавом и в период кристаллизации

Из анализа гидравлических потоков (рис. 7) в процессе визуализации видно, что при заполнении формы расплавом жидкая фаза течет в объеме без значительных завихрений и перемешиваний, по режиму приближенному к ла-

минарному. Для всех заготовок образцов наблюдаются схожие распределения потоков скоростей от 1,8 см/с в нижней части до 0,2 см/с у зеркала металла.

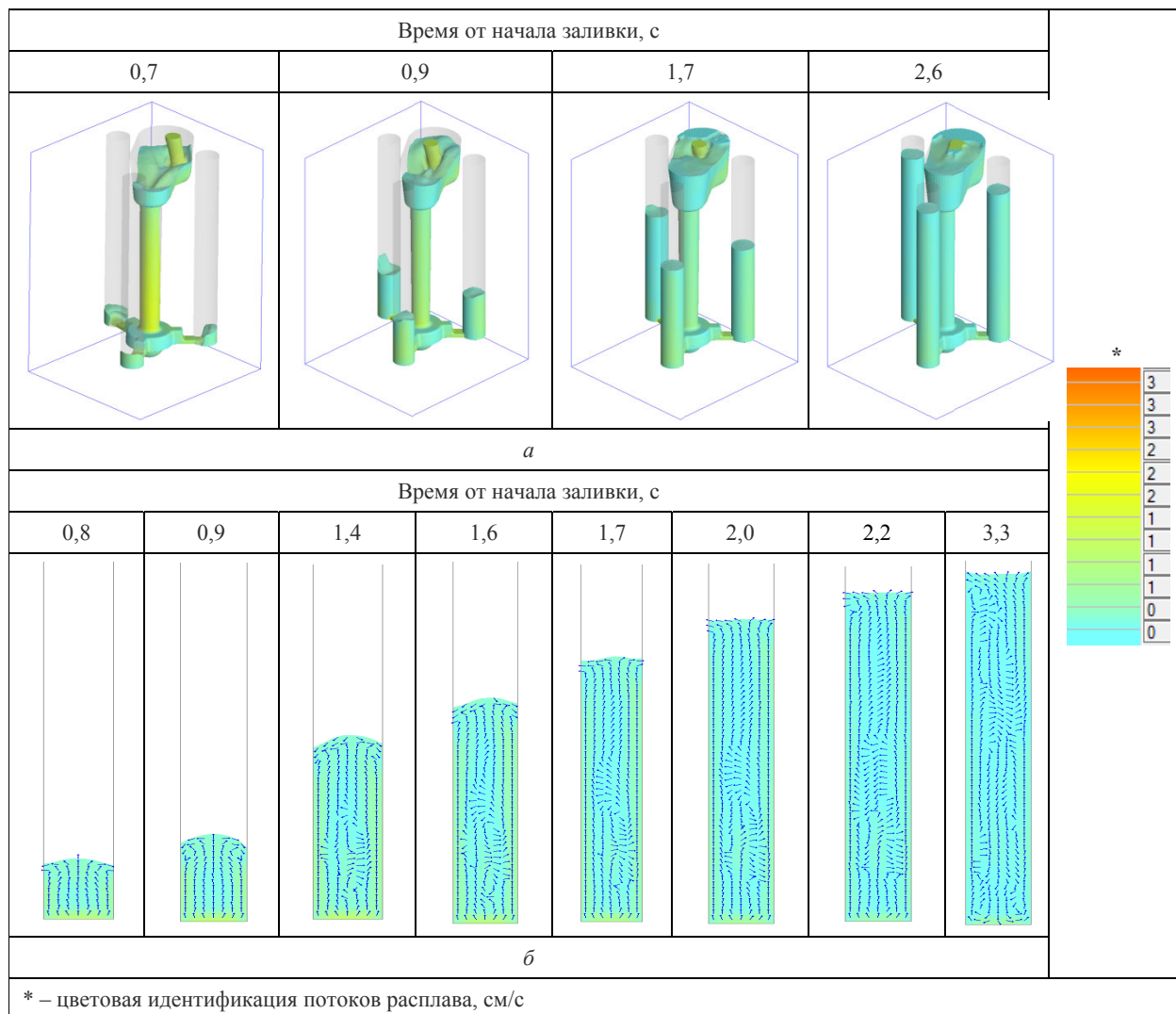


Рис 7. Характер изменения скорости течения расплава при заполнении формы жидкой фазой: *a* – распределение потоков скоростей расплава при заполнении; *б* – для образца II в продольном сечении визуализация процесса заполнения формы расплавом посредством индикации потоков векторами скоростей

После охлаждения формы до 20 °С программный комплекс произвел расчет в блоке «усадка» (распределения 2D-дефектов в объеме образцов и критерия Ниямы), а в блоке «упругопластической модели» были смоделиро-

ваны главные средние напряжения (литейные).

Визуализация усадочных дефектов в 3D прозрачной модели формы показала, что во всех трех образцах усадкой не поражены только 1/3 их нижней части (рис. 8).

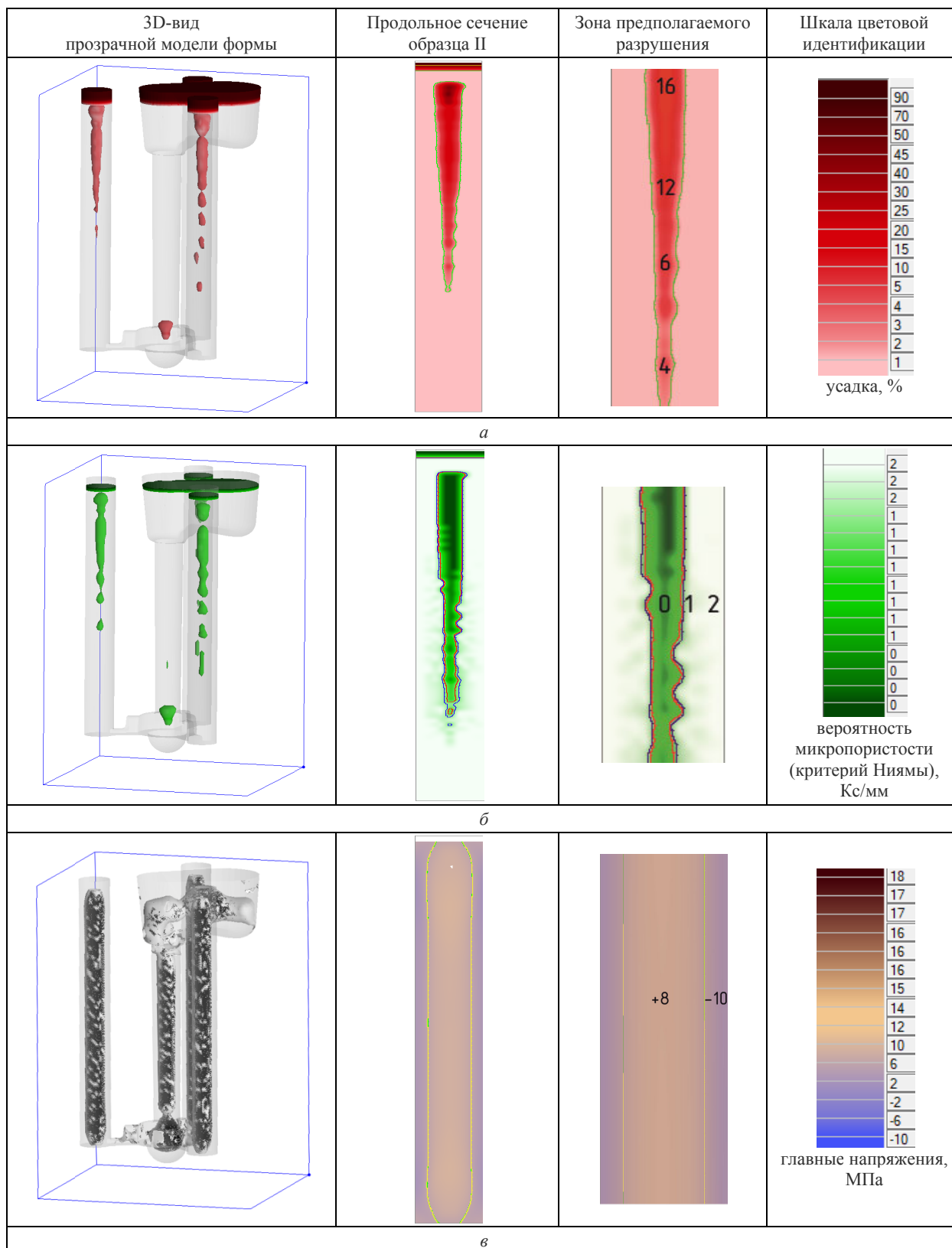


Рис 8. Визуализация в литой пробе дефектов усадочного происхождения (а – усадка, б – микропористость) и литейных напряжений (в)

Максимальные значения величины объемной усадки во всех образцах наблюдаются в верхней половине с поражением осевых зон (в районе предполагаемой зоны разрушения при

испытании на разрыв, см. продольное сечение рис. 8). Такая же закономерность наблюдается и для распределения критерия Ниямы, который характеризует вероятность появления микропористости, и рассматривается как результат междендритного фильтрационного течения расплава в двухфазной зоне [12, 13], при этом не давая количественной оценки усадочной микропористости, а только показывая ее качественное распределение. Поражение отливки холодными и горячими трещинами маловероятно, так как растягивающие и сжимающие напряжения относительно равномерно распределены в объеме заготовок. На глубине 6 мм от поверхности образца главные напряжения изменяют знак с минуса на плюс. При этом на поверхности значения максимальны и составляют  $-10$  МПа, а в центре образца на оси  $+8$  МПа.

#### Заключение

Проведенное в работе для литой пробы серого чугуна компьютерное моделирование подтвердило вероятность образования дефектов усадочного происхождения в зоне предполагаемого разрушения образцов при испытании на разрыв. Это в дальнейшем позволит на основе параметров заливки проводить оптимизацию процесса с целью получения бездефектной структуры. Визуализация процесса заполнения формы, совместно с индикацией векторами скоростей потоков расплава, позволила отобразить изменение кинетики расплава и температурных полей при наполнении и охлаждении формы, что может быть использовано для объяснения выявленных при металлографических исследованиях особенностей морфологии дендритных кристаллов и образования структурных зон образцов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Никаноров А. В. Сравнительный анализ компьютерных программ для моделирования литейных процессов / А. В. Никаноров // Вестник Иркутского государственного

технического университета. – 2018. – № 22(11). – С. 209–218.

2. Гетьман, А. А. Компьютерное моделирование конструкции литой детали - основа имитационной модели литейного комплекса / А. А. Гетьман, С. С. Ткаченко // Литейщик России. – 2016. – № 10. – С. 25–28.

3. Тарасевич, Н. И. Сравнительный анализ систем компьютерного моделирования металлургических и литейных процессов / Н. И. Тарасевич, И. В. Корниец, И. Н. Тарасевич [и др.] // Металл и литье Украины. – 2010. – № 5. – С. 20–25.

4. Марширов, В. В. Цифровые технологии при исследовании и управлении процессами изготовления отливок / В. В. Марширов, Л. Е. Марширова, И. В. Марширов // Литейное производство. – 2019. – № 9. – С. 34–38.

5. Белов, В. Д. Некоторые аспекты применения компьютерного моделирования технологических процессов в производстве отливок ответственного назначения / В. Д. Белов, В. Е. Баженов, А. В. Колтыгин, А. В. Фадеев, С. В. Матвеев // Кристаллизация: компьютерные модели, эксперимент, технологии : тез. VIII Междунар. конф. (КРИС-2019) Ижевск, 11–12 апреля 2019 г. – Ижевск : Изд-во УдмФИЦ УрО РАН, 2019. – С. 101–104.

6. ГОСТ 24648–90 Чугун для отливок. Отбор проб и изготовление образцов для механических испытаний. – М. : Издательство стандартов, 2004. – 9 с.

7. ГОСТ 16818–85 Форма песчаная для получения заготовок образцов для испытания механических свойств серого чугуна с пластинчатым графитом. Размеры и технические требования. – М. : Издательство стандартов, 2007. – 10 с.

8. Палаткина, Л. В. Особенности структурообразования в сером чугуне / Л. В. Палаткина // Труды Нижегородского гос. техн. ун-та им. Р. Е. Алексеева. – 2012. – № 2. – С. 227–238.

9. ГОСТ 1412–85 Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – М. : Издательство стандартов, 2004. – 3 с.

10. ЗАО «НПО МКМ» (г. Ижевск), ООО «ПРОМОДЕЛЬ» (г. Воронеж): Моделирование литейных процессов: что и как выбрать? // Литейщик России. – 2010. – № 5. – С. 11–14.

11. Справочник по чугунному литью / под ред. Н. Г. Гиршовича. – Л. : Машиностроение, 1978, – 758 с.

12. Polyakova, S. Use of the Niyama criterion to predict porosity of the mushy zone with deformation / S. Polyakova, A. Korotchenko, J. Bast // Archives of the foundry engineering. -2011. - Vol. 11 (4/2011) P. 131 - 136.

13. Niyama, E. Method of Shrinkage Prediction and its Application to Steel Casting Practice / E. Niyama, T. Uchida, M. Morikawa, S. Saito // AFS International Cast Metals Journal. 1982. Vol. 7, no. 3. P. 52 - 63.



УДК 621.785: 669.14.018.29

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-72-78

*А. В. Бровер***РОЛЬ МАССОПЕРЕНОСА В СТРУКТУРООБРАЗОВАНИИ  
ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ  
ПРИ ЭКСТРЕМАЛЬНОМ ТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ****Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, РФ**

e-mail: brover@mail.ru

Рассмотрены возможные причины ускорения массопереноса атомов углерода и легирующих элементов в поверхностных слоях сталей и сплавов при экстремальном тепловом воздействии, в частности, при импульсном лазерном облучении. Показано, что аномальный ускоренный массоперенос, в том числе его частный случай – диффузия, в сталях и сплавах при скоростном лазерном нагреве носит кооперативный характер и представляет собой результат одновременного действия нескольких процессов различной физической природы.

Установлено, что параметры массопереноса атомов углерода и легирующих элементов зависят от масштаба и уровня возникающих напряжений, релаксация которых сопровождается протеканием локальной пластической деформации, образованием повышенного числа линейных дефектов кристаллического строения.

В результате экспериментальных и теоретических исследований установлено, что при понижении температуры лазерного нагрева по глубине облученных зон механизм массопереноса изменяется в следующей последовательности: перемещение атомов в оплавленной зоне пятна под действием эффекта Марангони; контактное плавление и жидкофазная диффузия на границах включений с твердой матрицей; термодиффузия Соре под действием локальной пластической деформации; перемещение атомов по объему облученной зоны по механизму «дрейфа» атомов в поле движущихся дислокаций.

*Ключевые слова:* лазерное облучение, стали, микронеоднородность, массоперенос, локальная пластическая деформация, структура, свойства.

*A. V. Brover***THE ROLE OF MASS-TRANSFER IN THE MATERIALS SURFACE  
LAYER STRUCTURING UNDER EXTREME HEATING****Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation**

Possible causes of mass transfer acceleration of carbon atoms and alloying elements in the surface layers of steels and alloys under extreme heating, under pulsing laser irradiation in particular, are considered. The research shows that the anomaly accelerated mass transfer, including diffusion in particular, in steels and alloys under fast laser heating has a cooperative character and is a result of a simultaneous action of several processes of different physics.

It is proved that the carbon atoms mass transfer parameters and alloying elements depend on the scale and the level of emerging tension, relaxation of which goes along with a local plastic deformation, and occurrence of increased number of linear defects in crystal structure.

Experimental and theoretical studies have found that with the temperature of the laser heating lowered along the depth of the irradiated areas the mechanism of mass transfer will change as follows: atoms move in the fused spot area under the influence of Marangoni effect; a contact melting and liquid-phase diffusion occur at the boundaries with the solid matrix; Soret diffusion under the action of local plastic deformation also occur; atoms move along the irradiated zone in an atoms "drift" mechanism within the area of moving dislocations.

*Keywords:* laser irradiation, steels, micro-heterogeneity, mass transfer, local plastic deformation, structure, properties.

**Введение**

Структурные изменения в зонах импульсного лазерного воздействия происходят в условиях высоких температур и мощного теплового удара. При локальном нагреве поверхности сталей происходит высокоскоростная фазовая перекристаллизация и закалка тонкого наружного слоя металла с образованием термических (от неравномерного нагрева) и структурных

(в результате фазовых превращений) напряжений. Под действием этих напряжений микрообъемы нагреваемой металлической поверхности, окруженные холодными стенками ненагретого металла, испытывают локальное пластическое деформирование, а также синхронно протекающие процессы динамического возврата, полигонизации, рекристаллизации, массопереноса, полнота протекания которых определяется

скоростью нагрева и охлаждения. В эти процессы определенный вклад может вносить анизотропия коэффициента теплового расширения соседних зерен, разориентированных на большие углы, и разница в объемном расширении фаз в многофазных материалах (например, в стали).

В результате эффект упрочнения материалов при лазерном воздействии достигается не только мартенситным превращением, частичным или полным растворением карбидов, насыщением матрицы их компонентами, микрохимической неоднородностью, но и высокотемпературным наклепом, повышением плотности дефектов кристаллического строения, пластическими сдвигами под действием напряжений, имеющих различную природу.

Выяснение механизма массопереноса в условиях импульсной лазерной обработки является важной и сложной задачей [1–7]. Ее решение может способствовать более глубокому пониманию физики явления и его целенаправленному использованию для промышленной практики, то есть представляет несомненный научный и практический интерес.

В настоящей статье рассмотрены основные факторы, которые могут приводить к ускорению массопереноса при лазерной обработке поверхности металлов в условиях чрезвычайно малой продолжительности импульсного нагрева.

Отдельное внимание уделено роли включений в сталях и сплавах, которые являются концентраторами напряжений и способствуют появлению скопления дефектов кристаллического строения на границах системы включение – матрица, а также локализации релаксационных процессов в результате зарождения и развития деформационных потоков вдоль межфазных границ и в прилегающих участках матрицы сталей.

#### Методика проведения исследований

Эксперименты проводились на образцах технического железа, сталей У8А, У10А, Р6М5, Р18, ХВГ, 9ХС.

Облучение производилось на лазерной установке «Квант-16». Изменение энергии излучения (10–30 Дж), степени дефокусировки луча (3–10 мм) и длительности импульса излучения в пределах  $(1–6) \cdot 10^{-3}$  с позволили варьировать плотность мощности излучения в пределах (50–150 МВт/м<sup>2</sup>).

Участок необходимых для исследований размеров создавался последовательным перемещением образца относительно оси пучка.

На всех этапах выполнения работы основным исследовательским инструментом была оптическая микроскопия. Просмотр и съемка микроструктур осуществлялись на микроскопе *Neophot-21*. Использовался также сканирующий электронный микроскоп *Hitachi TM-1000*. Измерения микротвердости проводились на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 0,49 Н.

Идентификация фазового состава в зонах лазерного воздействия производилась методом дифракционного рентгеновского анализа. Исследования осуществлялись на дифрактометре ДРОН-0,5 в фильтрованном  $FeK_{\alpha}$ -излучении с регистрацией интенсивности сцинтилляционными счетчиками.

#### Результаты экспериментов и их обсуждение

При проведении металлографических исследований замечено, что в зоне лазерного облучения технического железа, несмотря на малую длительность теплового воздействия, хорошо видны результаты процесса растворения третичного цементита в окружающей матрице (рис. 1), что выражается в образовании вокруг цементитных включений темно-травящейся каемки.

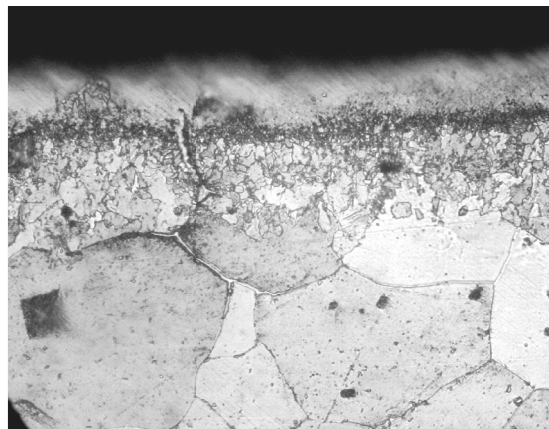


Рис. 1. Структура облученной зоны на техническом железе ( $\times 500$ )

Микротвердость этих участков составляет 4–6 ГПа. Полученные величины твердости соответствуют твердости мартенсита среднеуглеродистых сталей. Можно сделать вывод, что темно травящаяся каемка около частичек цементита свидетельствует об образовании в этих участках аустенита при нагреве и мартенсита при охлаждении.

Распространение углерода от зернограничных выделений цементита произошло на расстояние  $L=2-3$  мкм (см. рис. 1). Такому пути диффузии за время действия лазерного луча  $\tau \approx 10^{-3}$  с соответствует коэффициент диффузии в аустените  $D \approx L^2/\tau \approx 4 \cdot 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с, что превышает величину коэффициента диффузии углерода в железе  $(1-5) \cdot 10^{-7}$  см<sup>2</sup>/с при температуре 1000 °С [8] и соответствует коэффициенту самодиффузии железа в расплаве [9].

Объяснить столь высокую скорость диффузии углерода можно появлением зернограничных прослоек жидкой фазы на границах цементита с матрицей (с ферритом) вследствие контактного плавления, происходящего при температурах значительно ниже температур плавления компонентов. В области контактного плавления происходит  $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$  превращение, что приводит к появлению травимости окружающей цементит структуры.

Подобное явление контактного плавления на границе включений цементита с матрицей технического железа описано для случая лазерного облучения в работе [10] и графита с металлической матрицей чугуна в работах [8, 11].

Ускоренным массопереносом атомов углерода и легирующих элементов в стальную матрицу в условиях лазерного облучения по механизму контактного плавления можно объяснить и экспериментально наблюдаемое частичное растворение легированных карбидов в легированных сталях (рис. 2).

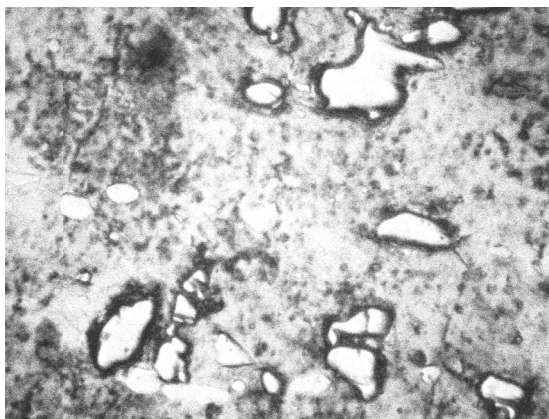


Рис. 2. Микроструктура стали Р6М5 в зоне лазерной закалки без оплавления поверхности ( $\times 800$ )

Вокруг карбидов, видимо, локализуются жидкие оболочки, которые активно поглощают углерод и легирующие элементы из карбидов. Зоны матрицы, прилегающие к включениям, насыщаются при этом компонентами включений,

которые фиксируются при резком охлаждении в твердом растворе прилегающей матрицы.

Подтверждением возможности частичного растворения карбидов при скоростной лазерной закалке из твердого состояния являются результаты рентгеноструктурного анализа облученной стали Р6М5 в исходном отожженном состоянии, приведенные на рис. 3. Как видно, после лазерной обработки наблюдается уменьшение интенсивности рефлексов карбидов, свидетельствующее об их частичном растворении, а также видно смещение рефлексов мартенсита к меньшим углам отражения и увеличение их уширения, что является следствием появления участков с высокой насыщенностью углеродом и легирующими элементами и с высокой дисперсностью тонкого строения.

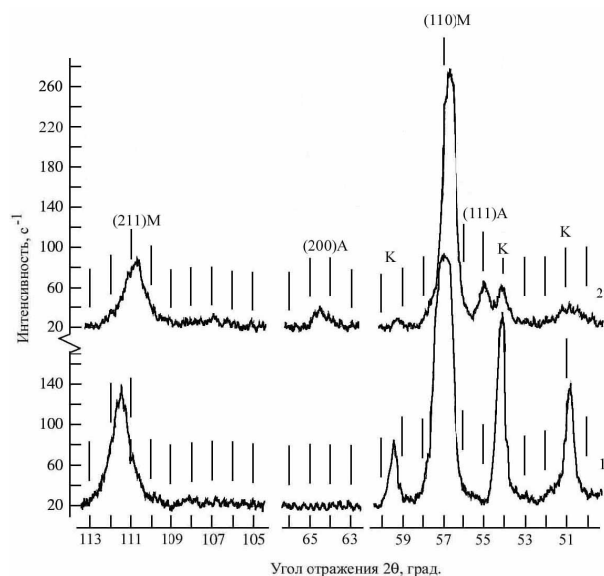


Рис. 3. Фазовый состав стали Р6М5 до (1) и после (2) лазерной обработки без оплавления поверхности

Следует отметить, что рассмотренный механизм "контактного плавления" вероятнее всего действует в облученном пятне на границах между жидким и твердым состоянием металла, где достигаются достаточно высокие температуры нагрева. При продвижении по глубине слоя к основному металлу уменьшаются температуры, но действуют градиенты температур и напряжений. В этих условиях усиливается роль других механизмов диффузии – термодиффузии Соре и диффузии по механизму "дрейфа" путем захвата атомов движущимися дислокациями.

Рассмотрим эти возможные механизмы ускоренного перемещения атомов в условиях скоростного лазерного облучения, учитываю-

щие перечисленные выше факторы, сопутствующие тепловому удару лазерного излучения.

Уравнение диффузии в наиболее общем виде можно представить как [12,13]:

$$\frac{dq}{dt} = D_c \frac{\partial c}{\partial x} + D_\sigma \frac{\partial \varepsilon}{\partial x} + D_T \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (1)$$

где  $\frac{dq}{dt}$  – количество вещества, продиффундировавшего через единицу площади в единицу времени;  $D_c$  – коэффициент диффузии, обусловленный наличием градиента концентрации;  $D_\sigma$  – коэффициент, обусловленный наличием градиента упругих напряжений;  $D_T$  – градиентом температур.

Видимо, возникающие в процессе внешнего теплового лазерного воздействия градиенты температур, напряжения и деформации, увеличивающие суммарный коэффициент диффузии, могут и должны создавать концентрационные потоки, вызывая неоднородное распределение атомов компонентов. Так как при лазерном импульсном облучении действуют высокие градиенты температур ( $10^5$ – $10^7$  К/см), то в этом случае, прежде всего, следует учитывать термодиффузию элементов в стальных образцах. Однако, температурный градиент действует в течение 7–10 мс после начала воздействия и в дальнейшем металлический образец равномерно остывает с 700–800 °С. Но именно в это время интенсивно протекают неоднородно по глубине деформационные процессы. Поэтому второй член в уравнении (1) необходимо также учитывать (термодиффузия Соре). Следует отметить, что аномальный ускоренный массоперенос связан также с выраженным влиянием процессов локальной микропластической деформации, протекающей в зонах лазерной обработки в твердом состоянии при воздействии лазерного импульса, и с увеличением плотности дефектов кристаллического строения при их размножении.

Образованию развитой дислокационной структуры, которая простирается вплоть до глубины ~80 мкм, способствует градиент напряжений (фазовых, механических и др.) [14, 15].

Следствием является, во-первых, захват атомов примеси дислокациями и увеличение их концентрации вблизи поверхности и, во-вторых, диффузия атомов примеси вдоль дислокаций (механизм «дрейфа»), что является одним из механизмов, увеличивающих глубину проникновения атомов легирующих элементов.

Для выяснения особенностей тонкого строения облученной зоны и роли массопереноса в ее образовании были проведены исследования отожженных образцов углеродистой стали У8 и легированной стали Р6М5 после лазерной закалки с использованием сканирующего электронного микроскопа *Hitachi TM-1000*, который дает возможность получать неискаженное изображение поверхности металла в отраженных и вторичных электронах с большим увеличением и глубиной резкости, превышающей глубину резкости оптического микроскопа, а также позволяет получать профиль исследуемой поверхности.

На рис. 4 приведены микроструктура переходной зоны от основного металла к облученному слою, а также профилограмма распределения высот неровностей поверхности в основном металле и в облученном слое на стали Р6М5. Маршрут сканирования и измерения высоты структурных элементов обозначен на рис. 4, а реперной линией. Спектральный химический состав основного металла и облученной зоны приведен на рис. 5.

Как видно на рис. 4, а, зона лазерной закалки имеет дисперсную, плохо травящуюся структуру («белая» зона), отдельные элементы структуры не удастся выявить при увеличении 100000 раз. Области металла в «белой» зоне расположены выше плоскости шлифа (рис. 4, б), то есть являются более твердыми. Профилограмма этой области не имеет резких колебаний высоты, то есть переходные зоны между матрицей и выступающим над поверхностью шлифа карбидом сглаживаются. Это может свидетельствовать о частичном растворении карбидов, которое начинается с границы раздела их с матрицей.

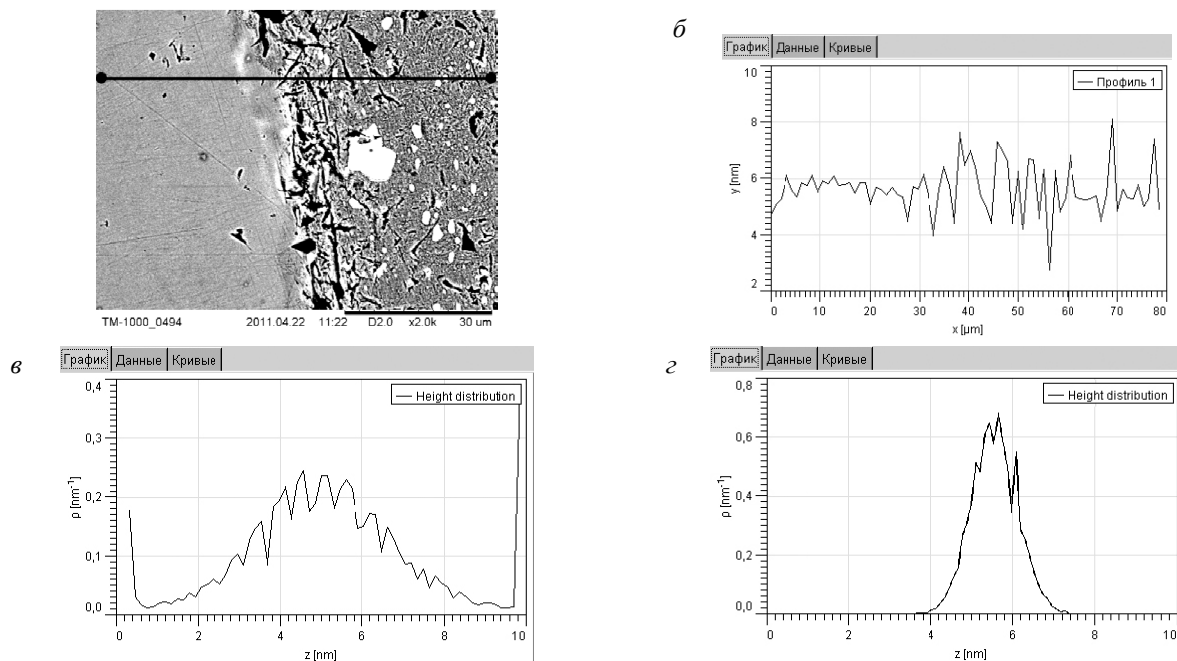


Рис. 4. Микроструктура (а), профилограмма (б) переходной зоны от основного металла к «белому» слою и гистограммы распределения высот в основном металле (в) и в белом слое (г) на облученной стали Р6М5

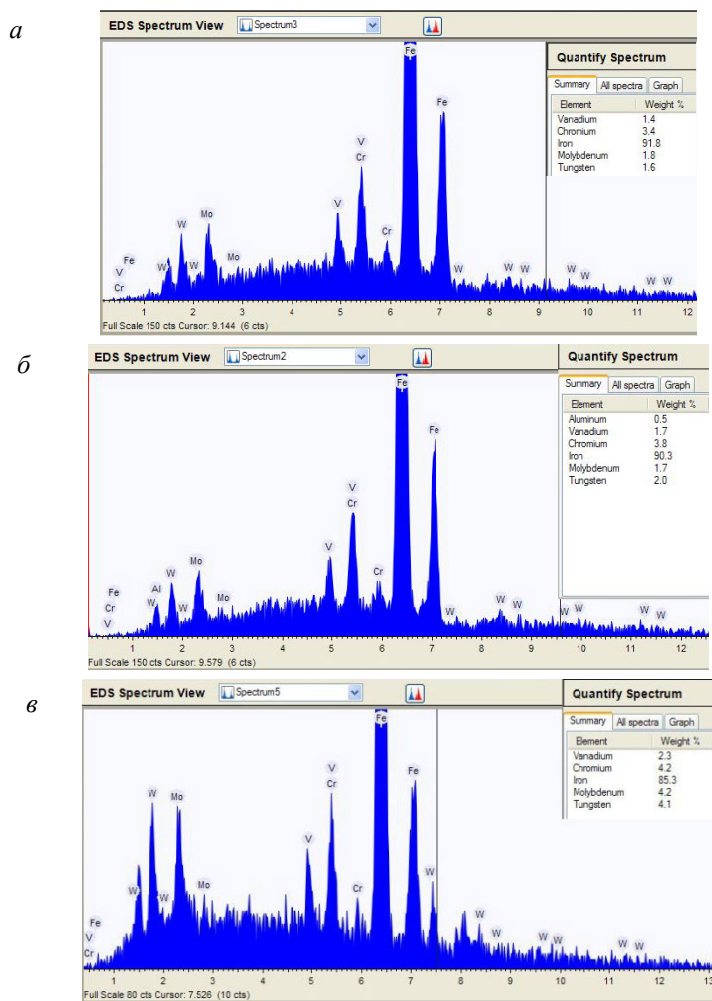


Рис. 5. Спектральный химический состав основного металла (а), «белой» зоны (б) и оплавленной зоны (в) на стали Р6М5 после лазерного облучения

При этом, как видно на рис. 5, а, б, химический состав «белой» зоны практически такой же, как у основного металла, то есть макро-диффузионные процессы не успевают реализоваться в условиях высокоскоростной лазерной обработки из твердого состояния и возникают области с резко неравновесными и напряженными структурными состояниями. Для сравнения на рис. 5, в приведен химический состав зоны лазерной закалки из жидкого состояния стали Р6М5 с практически полным растворением легированных карбидов, что выражается в повышении общего фона и интенсивности рефлексов легирующих элементов.

Можно сделать вывод, что в поверхностном слое металлов происходит локальная пластическая деформация, сопровождающаяся вторичной закалкой, частичным растворением избыточной фазы с перераспределением углерода и легирующих элементов.

Для определения влияния концентрационной неоднородности твердых растворов на степень упрочнения сталей были проведены эксперименты по облучению поверхности лазерным излучением с плотностью мощности 50–150 МВт/м<sup>2</sup>. В каждом случае производился подсчет исходной дисперсности и количества растворившихся карбидов, а также измерение твердости металла в упрочненном пятне.

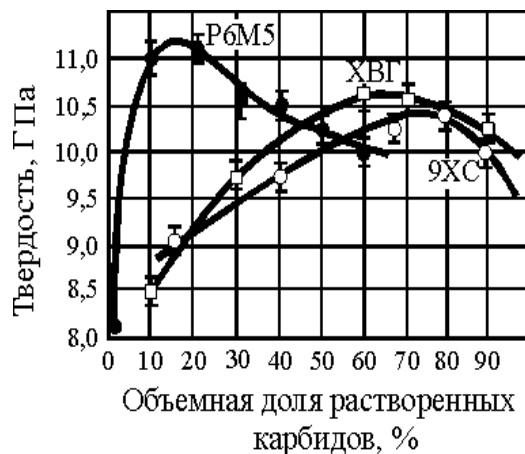


Рис. 6. Влияние количества растворенных карбидов на твердость сталей при лазерной закалке

Установлено, что максимальная твердость структур лазерной закалки достигается при частичном растворении карбидов исходного металла, но не более 30% по объему для стали Р6М5, 60–70 % для сталей ХВГ, 9ХС (рис. 6). Дисперсность исходных карбидов должна быть при этом на уровне 0,5–1,5 мкм.

Следовательно, микронеоднородность матрицы дает более высокие значения твердости, поэтому при лазерной обработке следует стремиться к созданию максимального количества подобных участков, то есть повысить плотность неоднородных участков в целом по объему закаленного слоя.

Дальнейшее растворение карбидов с увеличением температуры нагрева сопровождается повышением объема зон с высокой концентрацией углерода и легирующих элементов за счет большей эффективности диффузионных процессов. В результате увеличивается количество остаточного аустенита и понижается твердость облученных зон металла.

### Выводы

1. Аномальный ускоренный массоперенос, в том числе его частный случай – диффузия, в сталях и сплавах при скоростном лазерном нагреве носит кооперативный характер и представляет собой результат одновременного действия нескольких процессов различной физической природы.

2. Параметры массопереноса атомов углерода и легирующих элементов при лазерном воздействии на материалы зависят от масштаба и уровня возникающих напряжений, релаксация которых сопровождается протеканием локальной пластической деформации, образованием повышенного числа линейных дефектов кристаллического строения.

3. При понижении температуры лазерного нагрева по глубине облученных зон механизм массопереноса изменяется в следующей последовательности: перемещение атомов в оплавленной зоне пятна под действием эффекта Марангони; контактное плавление и жидкофазная диффузия на границах включений с твердой матрицей; термодиффузия Соре, ускоряемая локальной пластической деформацией; перемещение атомов по объему облученной зоны по механизму «дрейфа» атомов в поле движущихся дислокаций.

### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мазанко, В. Ф. Диффузионные процессы в металлах под действием магнитных полей и импульсных деформаций: в двух томах / В. Ф. Мазанко, А. В. Покоев, В. М. Миронов. – М. : Машиностроение. – 2006. – 320 с.
2. Криштал, М. А. О вкладе диффузионных процессов в перераспределение вещества в твердом теле под воздействием лазерного излучения / М. А. Криштал, Н. Н. Захаров, А. Н. Кокора // Физика и химия обработки материалов. – 1976. – № 4. – С. 25–28.

3. Паркин, А. А. Особенности процессов нагрева и массопереноса в материале при импульсном лазерном воздействии / А. А. Паркин, С. С. Жаткин // Физика и химия обработки материалов. – 1994. – № 8. – С. 27–35.
4. Гуревич, М. Е. Влияние лазерного излучения на подвижность атомов железа / М. Е. Гуревич, Л. Н. Ларионов, В. Ф. Мазанко // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – № 2. – С. 7–9.
5. Захаров, С. М. Влияние движущей силы, созданной внешним воздействием, на массоперенос в твердом теле / С. М. Захаров, Л. Н. Ларионов, Р. Л. Межевский // Металлофизика и новейшие технологии. – 1995. – Т. 171. – № 1. – С. 30–35.
6. Семенцев, А. М. Особенности структурообразования в низколегированных сталях при лазерной обработке / А. М. Семенцев // Автоматизация и современные технологии. – 2006. – № 7. – С. 16–18.
7. Гуревич, М. Е. Влияние лазерного излучения на подвижность атомов железа / М. Е. Гуревич, Л. Н. Ларионов, В. Ф. Мазанко // Физика и химия обработки материалов. – 1977. – № 2. – С. 7–9.
8. Добровольский, И. П. О природе и механизме контактного плавления / И. П. Добровольский, Б. А. Карташкин, А. П. Поляков // Физика и химия обработки материалов. – 1972. – № 2. – С. 36–38.
9. Герцикен, Д. С. Некоторые закономерности миграции атомов в условиях скоростной пластической деформации / Д. С. Герцикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Фальченко // Металлофизика. – 1983. – Т. 5. – № 4. – С. 74–80.
10. Крапошин, В. С. Связь особенностей микроструктуры и характеристик тепло- и массопереноса в железе технической чистоты при лазерном нагреве / В. С. Крапошин // Физика и химия обработки материалов. – 1989. – № 1. – С. 32–37.
11. Миркин, Л. И. Контактное плавление на границе феррит-графит под действием световых импульсов лазера / Л. И. Миркин // Физика и химия обработки материалов. – 1973. – № 1. – С. 143–145.
12. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
13. Криштал, М. А. Диффузия примесных атомов в области дислокаций в металлах / М. А. Криштал, В. И. Филяев // Физика и химия обработки материалов. – 1979. – № 1. – С. 115–126.
14. Эпштейн, Г. Н. Высокоскоростная деформация и структура металлов / Г. Н. Эпштейн, О. А. Кайбышев. – М.: Металлургия. – 1971. – 95 с.
15. Астапчик, С. А. Конвективный тепломассоперенос на фронте кристаллизации бинарных сплавов в условиях лазерного воздействия / С. А. Астапчик, Н. А. Береза // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 103. – Вып. 1. – С. 3–14.

УДК 621.785.6:669.15-194.56

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-78-81

*В. Ф. Петрова, А. С. Максимова, Е. А. Пожилова*

**ВЛИЯНИЕ ЗАКАЛОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ  
НА МИКРОСТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ  
ТОНКОЛИСТОВОГО ПРОКАТА ИЗ СТАЛИ 12Х17Г9АН4 – Ш**

**Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе представлены результаты исследования влияния различных сред охлаждения при закалке тонколистового проката из коррозионностойкой стали 12Х17Г9АН4 – Ш. Исследована микроструктура и микротвердость стали. Проведен статистический анализ полученных результатов.

*Ключевые слова:* микроструктура, микротвердость, легированный аустенит, закалка, охлаждение, межкристаллитная коррозия, карбиды.

*V. F. Petrova, A. S. Maksimova, E. A. Pozhilova*

**INFLUENCE HARDENING COOLING ON MICROSTRUCTURE  
AND MICROHARDNESS THIN SHEETS OF STEEL 12Cr17Mn9Ni4 – SH**

**Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of a study of the effect of different cooling media during quenching of rolled sheet made of corrosion-resistant steel 12Cr17Mn9Ni4 - SH. The microstructure and microhardness of steel are investigated. A statistical analysis of the results obtained has been carried out.

*Keywords:* microstructure, microhardness, alloyed austenite, hardening, cooling, intergranular corrosion, carbides.

**Введение**

В ходе проведения исследования рассматривались различные способы охлаждения при закалке аустенитной нержавеющей стали 12Х17Г9АН4 – Ш. Целью закалки было полу-

чить однородно легированный аустенит и избежать выделения карбидов. Отсутствие карбидов хрома в структуре обеспечивает максимальную коррозионную стойкость и снижает склонность к межкристаллитной коррозии.



**Материалы и методика эксперимента**

Исследование проводилось на образцах, вырезанных из холоднокатаного листа, стали

12Х17Г9АН4 – Ш после термической обработки (табл. 1). После закалки листы подвергались правке и травлению.

Таблица 1

**Режимы термической обработки исследуемых образцов**

| № образца | Режим термической обработки  |
|-----------|--|
| 1         | Закалка до температуры 1100 °с и охлаждение на воздухе с применением азраторов, до правки и травления    |
| 2         | Закалка до температуры 1100 °с и охлаждение на воздухе с применением азраторов, после правки и травления |
| 3         | Закалка до температуры 1100 °с и охлаждение в воде под двусторонним душем, до правки и травления         |
| 4         | Закалка до температуры 1100 °с и охлаждение в воде под двусторонним душем, после правки и травления      |
| 5         | Исходный образец до термообработки   |

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе Leica DMi8, после электролитического травления полированных образцов в 10 % водном растворе щавелевой кислоты при увеличениях 200 и 500 крат.

Определение размера зерна проводилось согласно ГОСТ 5639–82 методом визуального сравнения видимых под микроскопом зерен с эталонами шкал, с определением номера зерна [1].

Микротвердость всех исследуемых образцов измерялась согласно ГОСТ 9450–76 на микротвердомере ЛОМО ПМТ – 3 с нагрузкой 100 грамм [2].

Был проведен статистический анализ исследования микротвердости. Для значений микротвердости каждого образца были рассчитаны дисперсия, среднеквадратическое отклонение и коэффициент вариации

**Результаты и их обсуждение**

По мнению авторов [3] определяющее значение для изделий, работающих в агрессивных средах, имеет режим термической обработки, который должен обеспечить формирование мелкозернистой и однородной структуры и подавлять выделение избыточных фаз, способствующих образованию трещин при деформации стали.

Определение величины зерна показало, что образец № 1 имеет 5-й балл, а у остальных образцов размер зерна соответствует 4-му баллу.

Исследование показало, что микроструктура всех образцов представляет собой аустенитные зерна с полигональными границами во всех образцах (рис. 1). Разнозернистость не наблюдается, таким образом можно сделать вывод об однородности структуры.

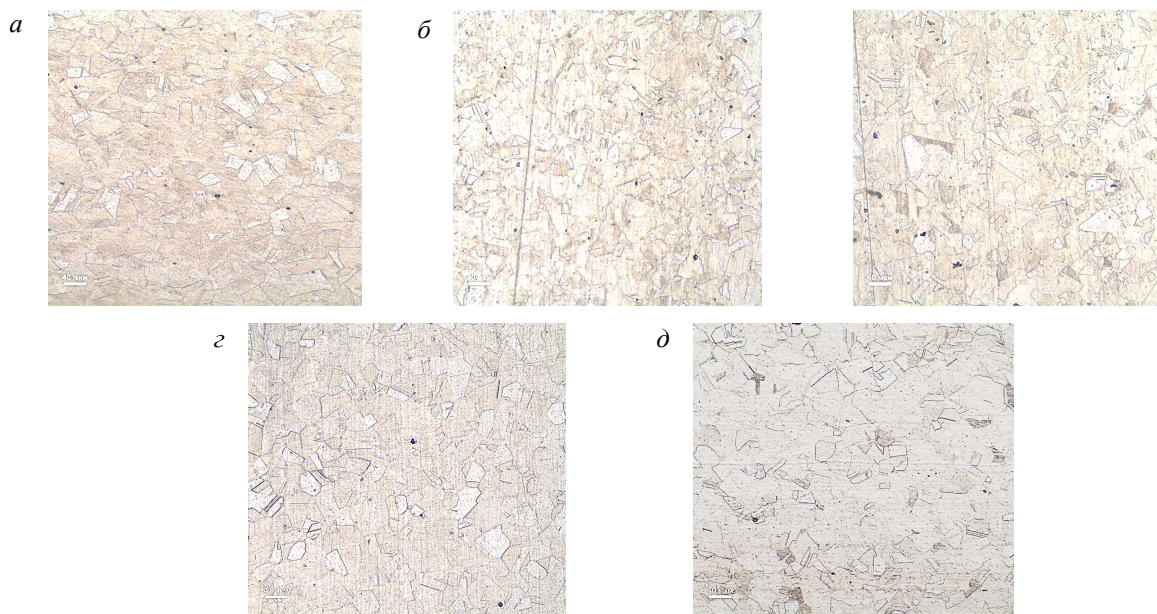


Рис. 1. Микроструктура стали 12Х17Г9АН4 - Ш, ×200:  
а – образец № 5; б – образец № 1; в – образец № 2; г – образец № 3; д – образец № 4

Рис. 2. Микроструктура образца № 4,  $\times 500$ 

При исследовании с большим увеличением видимых изменений не наблюдается, но более отчетливо проявляются «двойники» (рис. 2), их наличие объясняется предыдущей обработкой

давлением – прокаткой листов. По границам зерен не наблюдается выделение карбидов. Отсутствие карбидов хрома в структуре обеспечивает максимальную коррозионную стойкость и снижает склонность к межкристаллитной коррозии [4].

В связи с тем, что распределение легирующих элементов может быть неоднородным по сечению аустенитных зерен (скопление хрома по границам аустенитных зерен) были проведены исследования микротвердости.

По полученным данным построены гистограммы распределения микротвердости (рис. 3). Средняя микротвердость исходного образца, не подвергнутого термообработке, составляет 308,8 HV. Для сравнения примем данное значение за 100 %.

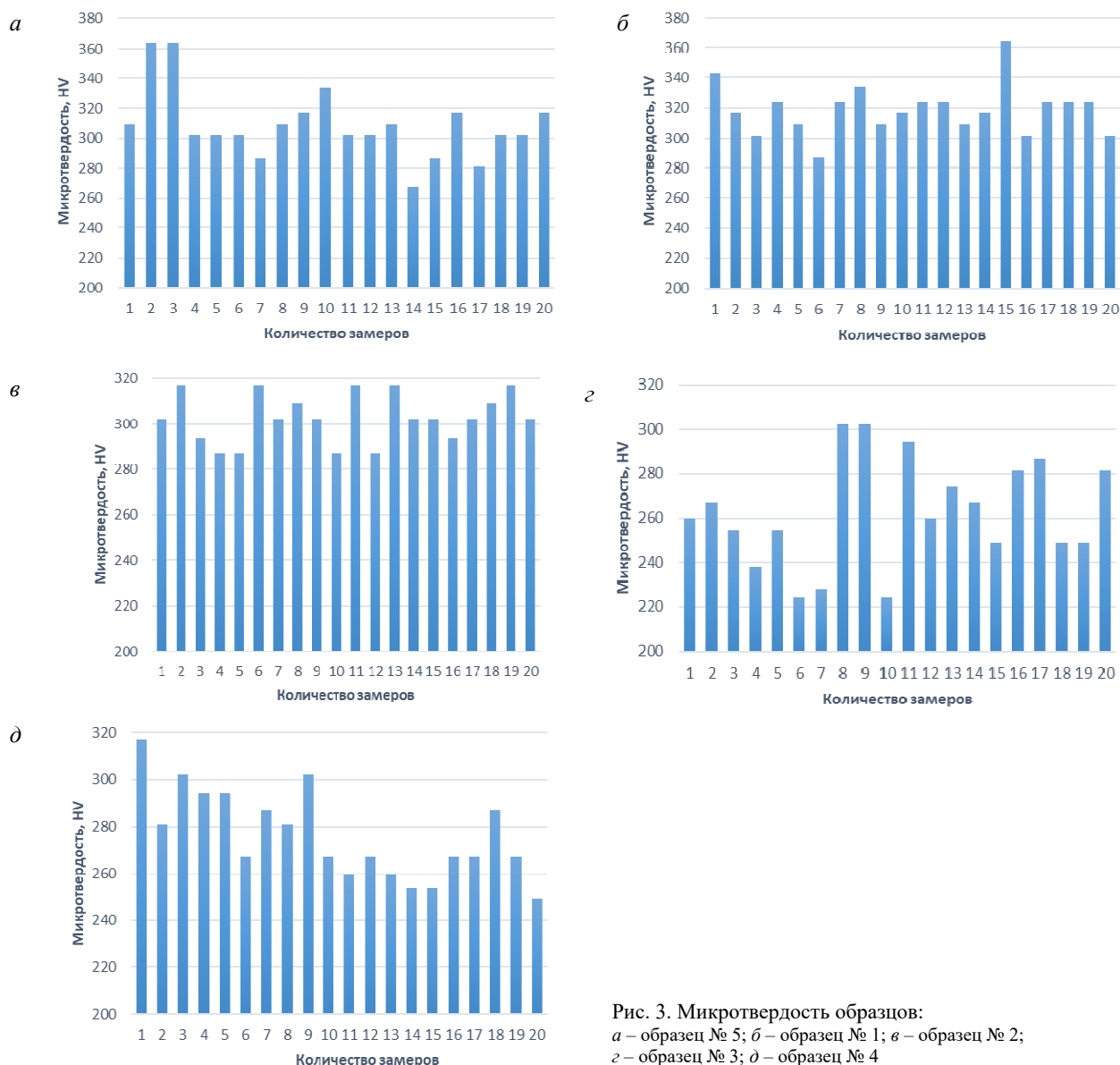


Рис. 3. Микротвердость образцов: а – образец № 5; б – образец № 1; в – образец № 2; г – образец № 3; з – образец № 4

Гистограммы распределения микротвердости образцов, которые прошли закалку в воде имеют близкие средние значения – 262,2 HV (до правки и травления) и 276,2 HV (после правки и травления) соответственно.

Микротвердость образца прошедшего закалку на воздухе до травления и правки составляет в среднем 319 HV, а микротвердость образца после такой же термообработки, но после травления и правки составляет 302,65 HV.

По значению коэффициента вариации можно судить о степени рассеивания данных в совокупности значений. Если коэффициент вариации:

- менее 10 %, то степень рассеивания незначительна;
- от 10 % до 20 % – степень рассеивания средняя;
- от 20 % до 33 %, степень рассеивания значительна.

Если значение коэффициента вариации более 33 %, то совокупность считается неоднородной [5].

Исходя из полученных данных коэффициента вариации, совокупность измерений каждого образца можно считать однородной, с незначительной степенью рассеивания (табл. 2).

Таблица 2

#### Результаты статистической обработки данных

| № образца | Дисперсия D[X] | Среднеквадратическое отклонение $\sigma$ | Коэффициент вариации V, % |
|-----------|----------------|--|---------------------------|
| 1         | 273            | 16                                       | 5,2                       |
| 2         | 118            | 11                                       | 3,6                       |
| 3         | 580            | 24                                       | 9,2                       |
| 4         | 350            | 19                                       | 6,8                       |
| 5         | 564            | 24                                       | 7,7                       |

#### Выводы

Микроструктура всех образцов однородна – аустенитные зерна с небольшим количеством «двойников», образовавшихся при деформации.

По границам зерен не наблюдается выделение карбидов.

Микротвердость образца после охлаждения в воде до травления снизилась на 15,1 %, а микротвердость образца после травления снизилась на 10,5 %, по отношению к исходному. Более высокая микротвердость образца прошедшего

правку и травление, объясняется образованием после правки деформационных «двойников» в аустените. Микротвердость образца после охлаждения на воздухе до травления незначительно отличается от исходного (на 3,3 % выше), а после травления на 2 % ниже, чем микротвердость образца, не прошедшего термообработку.

На исходном образце коэффициент вариации достаточно высокий, это связано с тем, что микротвердость структуры, полученной после холодной деформации, является неоднородной.

Максимальное колебание микротвердости и соответственно максимальный коэффициент вариации наблюдается в образцах после охлаждения в воде, что связано с термическими напряжениями, возникающими в процессе охлаждения.

Минимальный коэффициент вариации наблюдается у образцов после охлаждения на воздухе в связи с отсутствием термических напряжений.

Результаты исследования показали, что различное закалочное охлаждение не повлияло на структуру тонколистового проката из коррозионностойкой стали 12X17Г9АН4 – Ш.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 5639–82 Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. Взамен ГОСТ 5639–65: введ. 01.01.1983 Москва Издательство стандартов, 2003. – 21 с.
2. ГОСТ 9450–76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. Введ. 01.01.1977. – Москва : Издательство стандартов, 1993. – 30 с.
3. I.O. Bannykh, I.O. Bocharova, T.N. Zvereva. Specific features of structure formation in high-nitrogen austenitic steels in quenching / I.O. Bannykh, I O. Bocharova, T.N. Zvereva // Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science – Russian Academy of Sciences – 2011.
4. A. N. Rogotovskiy, Rumen Petkov, T.V. Kravchenko. On the problem of liquation of alloying elements in the structure of single-phase austenitic steel / A.N. Rogotovskiy, Rumen Petkov, T.V. Kravchenko // Journal of Chemical Technology and Metallurgy / 50 / 6 – 2015 – 581-584.
5. Мельниченко, А. С. Статистический анализ в металлургии и материаловедении / А. С. Мельниченко. – М. : МИСиС, 2009. – 268 с.
6. Влияние закалочного охлаждения на структуру тонколистового проката из стали 12X17Г9АН4 – Ш / А. С. Максимова / науч. рук. В. Ф. Петрова // Конкурс научно-исследовательских работ студентов Волгоградского государственного технического университета. Волгоград, 19–22 мая 2020 г. : тез. докл./ Волгоград. гос. техн. ун-т ; редкол.: С. В. Кузьмин (отв. ред.) [и др.]. – Волгоград, 2020. – 442 с.

УДК 621.793.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-82-88

*В. А. Тельдеков<sup>1</sup>, Л. М. Гуревич<sup>2</sup>***ПОВЫШЕНИЕ РАБОТОСПОСОБНОСТИ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ  
КОМПЛЕКСНЫМ НАСЫЩЕНИЕМ ПОВЕРХНОСТИ  
ЛЕГИРУЮЩИМИ ЭЛЕМЕНТАМИ**<sup>1</sup> ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград,<sup>2</sup> Волгоградский государственный технический университет

e-mail: m@vstu.ru

Исследовано изменение микроструктуры, твердости и толщины диффузионных покрытий при варьировании содержания в расплаве солей карбида бора. Для образцов из стали У10 наибольшая насыщающая способность при образовании карбидного слоя характерна для состава, содержащего 2% В<sub>4</sub>С, 5–6 % легирующих элементов (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное бура Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>. Добавка 3–5 % оксида алюминия существенно повышает стабильность расплава и способствует сохранению насыщающей способности. Технология комплексного насыщения стали легирующими элементами может быть использована для упрочнения деталей штамповой оснастки и широкой номенклатуры деталей тракторов.

*Ключевые слова:* сталь, диффузия, борирование, расплав, легирующие элементы, микроструктура, карбидное покрытие, боридное покрытие, износостойкость.

*V. A. Teldekov<sup>1</sup>, L. M. Gurevich<sup>2</sup>***INCREASING THE PERFORMANCE OF STEEL PARTS BY COMPLEX  
SATURATION OF THE SURFACE WITH ALLOYING ELEMENTS**<sup>1</sup> ОАО «ВНИИТМАШ», Volgograd,<sup>2</sup> Volgograd State Technical University

The change in the microstructure, hardness and thickness of diffusion coatings with varying content of boron carbide salts in the melt is studied. For samples made of U10 steel, the highest saturation capacity with the formation of a carbide layer is characteristic of a composition containing 2% B<sub>4</sub>C, 5-6% alloying elements (Cr, V, Ti), 10% NaCl, the rest is borax Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>. The addition of 3-5% aluminum oxide significantly increases the stability of the melt and contributes to the preservation of the saturating capacity. The technology of complex saturation of steel with alloying elements can be used to harden parts of stamping equipment and a wide range of tractor parts.

*Keywords:* steel, diffusion, borating, melt, alloying elements, microstructure, carbide coating, boride coating, wear resistance.

Широкое промышленное применение для повышения стойкости деталей машин и инструмента получили процессы химико-термической обработки (азотирование, цементация, нитроцементация, цианирование, борирование) за счет диффузионного насыщения поверхности металлов и сплавов различными химическими элементами. Ранее описанные исследования [1] показали возможность насыщения различных по содержанию углерода сталей (стали 20ХН3А, 40Х, 20ХН3А после цементации) бором в расплаве буры с добавками порошкообразного карбида бора. Установлено, что при температуре 950 °С и длительности обработки не менее 1 ч на поверхности стали формируются качественные диффузионные слои толщиной от 60 до 140 мкм с однофазной (Fe<sub>2</sub>B) и двухфазной (Fe<sub>2</sub>B + FeB) структурой, при этом поверхностная максимальная твер-

дость борированного слоя достигает соответственно 1,6 и 2,1 ГПа. Вместе с тем показано, что рекомендованные ранее составы расплавов солей, содержащих 25–30 % В<sub>4</sub>С имеют низкую жидкотекучесть, что сопровождается заметным выносом расплава с изделиями и приводит к необходимости частых корректировок рабочего состава и повышения уровня расплава ванны. Несмотря на достаточную простоту реализации технологии жидкостного безэлектролизного борирования [3], проведенные исследования [2] подтвердили, что показатели теплостойкости, коррозионной стойкости в агрессивной жидкости (10 % водный раствор HCl) и износостойкости при комплексном насыщении стали бором и другими легирующими элементами (хром, ванадий, титан) существенно выше, чем при образовании чисто боридных слоев. В связи с этим технологию комплексного насыщения

стали бором совместно с другими легирующими элементами (хром, ванадий, титан) можно считать предпочтительной для деталей и инструментов, подвергающихся воздействию высоких температур, агрессивных сред и сил трения.

Целью настоящей работы являлась оптимизация состава расплава для комплексного насыщения деталей машин и инструментов и исследования эксплуатационных свойств получаемых слоев.

Исследования выполнялись с применением базового состава расплава, содержащего техническую буру  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ , поваренной соли  $\text{NaCl}$  и карбид бора  $\text{B}_4\text{C}$ .

В качестве основных параметров технологии одновременного насыщения стали бором и легирующими элементами принимались:

- температура  $950\text{ }^\circ\text{C}$ ;
- длительность насыщения – 3 ч;
- содержание компонентов расплава – 10 %  $\text{NaCl}$ , 5–6 % легирующих элементов (Cr, V, Ti в пересчете на чистые), 2–25 %  $\text{B}_4\text{C}$ , остальное бора  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ .

Установлено что при малом (2–4 %) содержания  $\text{B}_4\text{C}$  в расплаве, когда доля его в отношении к содержанию легирующих элементов не превышает 70 %, происходит образование диффузионного слоя на основе карбидов леги-

рующих элементов. Это соответствует ранее полученным данным, когда в смеси из порошков, содержащих хром и менее 10 % бора, протекает процесс хромирования с образованием карбидного слоя. В нашем случае толщина карбидного слоя на стали У10 оказалась существенно (на  $\approx 50\%$ ) выше, чем на стали 45, что объясняется, вероятно, менее благоприятными условиями образования карбидных фаз из-за пониженной концентрации углерода. Можно полагать, что в жидкой ванне указанного выше состава термодинамические условия взаимодействия компонентов не обеспечивают образования боридов железа, а пригодны лишь для образования карбидов легирующих элементов. Вместе с тем, металлографическим анализом закаленных после насыщения образцов из стали 45 выявлены различия микроструктур диффузионных зон, расположенных вглубь от зоны карбидов после обработки в расплавах, содержащих 2–4 %  $\text{B}_4\text{C}$  и без него. Твердость диффузионной зоны (рис. 1) на глубине 0,6 мм после обработки в присутствии  $\text{B}_4\text{C}$  выше (5 ГПа), чем без него (4 ГПа). Это может быть обусловлено дополнительным легированием стали бором, что приводит к повышению прокаливаемости стали 45 после закалки в масле и некоторому повышению твердости этих зон слоя.

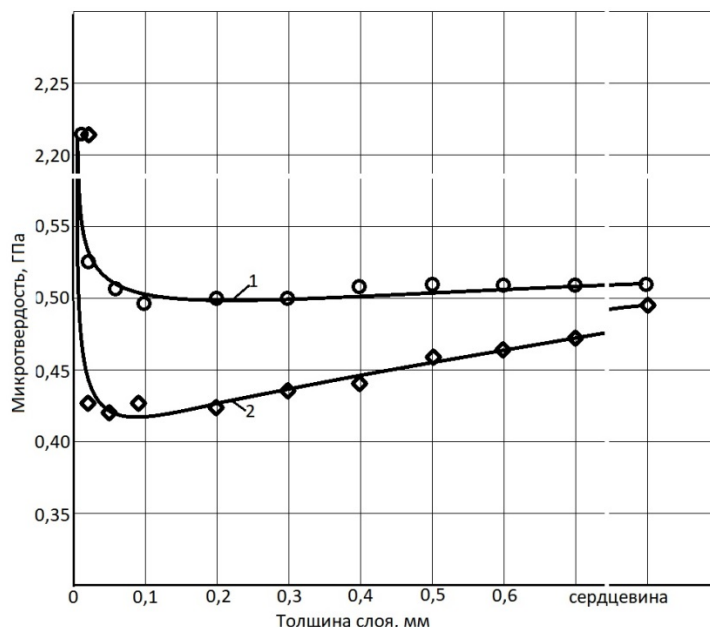


Рис. 1. Изменение микротвердости по толщине диффузионной зоны в стали 45 после насыщения в расплаве при  $950\text{ }^\circ\text{C}$  в течение 3 ч и закалке в воде:  
 1 – расплав 10 %  $\text{NaCl}$  + 5–6 % (Cr, V, Ti) + 2–4 %  $\text{B}_4\text{C}$  +  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  (остальное);  
 2 – расплав 10 %  $\text{NaCl}$  + 5–6 % (Cr, V, Ti) +  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$  (остальное)

Более резкое падение твердости диффузионного слоя на стали 45 при обработке без добавок

$\text{B}_4\text{C}$  может быть вызвано локальным обеднением аустенита углеродом из-за встречной диффузии



его при образовании карбидной зоны. Выявленная возможность повышения прочности этих зон слоя при обработке в расплаве, содержащем 2–4 %  $V_4C$ , может быть дополнительным фактором повышения работоспособности изделия при эксплуатации в условиях трения и высоких

удельных давлений, когда есть опасность продавливания тонкого карбидного слоя.

Увеличение содержания карбида бора в составе расплава изменяет условия взаимодействия атомов легирующих элементов с поверхностью стали (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктура участков боридов в диффузионном слое на стали 45 после комплексного насыщения в течение 3 ч при 950 °С из расплава солей, содержащих 10 % NaCl + 5–6 % (Cr, V, Ti) +  $Na_2B_4O_7$  (остальное) при различной доле карбида бора:  
а – 6 %  $B_4C$ ; б – 25 %  $B_4C$

Так, при 6 %  $B_4C$  в стали 45 наблюдается образование участков боридного слоя (рис. 2, а), а у стали У10 в расплаве такого состава формируется карбидный слой с высокой твердостью и характерным светло-серым блестящим цветом поверхности. Дальнейшее повышение концентрации карбида бора в расплаве до 12 % приводит к образованию боридов железа даже на высокоуглеродистой стали У10. При содержании  $B_4C$  в расплаве 18–25 % образуется диффузионный слой на основе боридов железа и легирующих элементов (рис. 2, б) характерного серого цвета и более низкой твердостью (17 ГПа). При этом выявлено влияние состава расплава на толщину диффузионного слоя: максимальная толщина слоя выявлена после обработки в расплаве с 18 %  $B_4C$ , увеличение концентрации карбида бора до 25 % приводит к некоторому падению толщины слоя (рис. 3), причиной которого может быть повышение вязкости расплава и ухудшение условий насыщения стали.

В зависимости от характера эксплуатационных напряжений детали машин и инструменты после завершения режима диффузионного насыщения могут подвергаться охлаждению в режиме нормализации, закалке после подстуживания либо с повторного нагрева. Результа-

ты серии экспериментов показали, что толщина и твердость боридного слоя не зависит от условий охлаждения после насыщения, но закалка с повторного нагрева приводит к повышенной деформации изделий. При формировании диффузионных слоев как на основе боридов, так

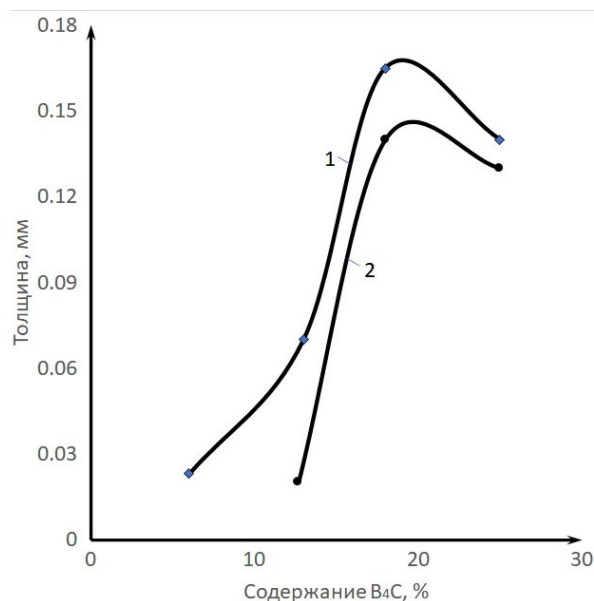


Рис. 3. Влияние содержания  $B_4C$  в составе расплава на толщину диффузионного слоя после насыщения в течение 3 ч при температуре 950 °С:  
1 – сталь 45; 2 – сталь У10



и на основе карбидов неизбежно увеличивался размер обрабатываемого изделия. Экспериментальные исследования, проведенные на цилиндрических образцах из сталей 45, У10, Х12Ф1, подтвердили, что наибольший прирост диаметра характерен для стали 45. Для диффузионного слоя на основе боридов железа и легирующих элементов при длительности обработки 3 ч прирост диаметр составлял около 26,5 мкм, а для стали Х12МФ – лишь 22,5 мкм. Диффузионное комплексное насыщение с образованием упрочненного слоя на основе карбидов легирующих элементов показало наименьший прирост диаметра образцов из стали У10, который при длительности обработки 3 ч составил около 3,7 мкм. Это может быть связано с меньшей общей толщиной карбидного слоя (12–16 мкм), что позволяет подвергать такой обработке окончательно механически обработанные изделия. Напротив, изделия после комплексного насыщения с образованием диффузионного слоя на основе боридов железа и легирующих элементов могут подвергаться шлифованию и притирке с учетом допусков на размеры и величины прироста диаметра.

Практическое значение имеют и технологические характеристики используемых расплавов, к числу которых относятся активность (насыщающая способность) расплавов, определяющая скорость роста диффузионного слоя, и жидкотекучесть расплава. Она влияет на показатели конвективного перемешивания и удельного уноса рабочего расплава поверхностью обрабатываемых изделий.

Экспериментальная оценка показала, что для образцов из стали У10 наибольшая насыщающая способность при образовании карбидного слоя характерно для состава, содержащего 2 %  $B_4C$ , 5–6 % легирующих элементов (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное бора  $Na_2B_4O_7$ . При этом удельный унос расплава составляла около  $0,12 \text{ мг/см}^2$ , что свидетельствует о небольшой его вязкости. В случае обработки с получением диффузионного слоя на основе боридов железа и легирующих элементов лучшие результаты были получены в расплаве состава 18 %  $B_4C$ , 5–6 % легирующих элементов (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное бора  $Na_2B_4O_7$ . Увеличение содержания карбида бора до 30 % несколько снижало насыщающую способность расплава и почти в 2 раза увеличивало удельный унос его поверхностью изделий, что неприемлемо.

Одним из недостатков расплавов солей, используемых для ХТО, является их недостаточная стабильность, то есть быстрое истощение в течение времени ХТО и снижение скорости роста диффузионного слоя. Это особенно характерно для составов на основе буры с добавками легирующих элементов или ферросплавов. Считается, что в этом случае происходит спекание порошков и осаждение их на дно тигля. Проведенные эксперименты по получению диффузионного слоя на основе карбидов легирующих элементов с использованием расплава с добавкой  $Al_2O_3$  показали, что добавка 3–5 % оксида алюминия существенно повышает стабильность расплава и способствует сохранению его насыщающей способности (рис. 4).

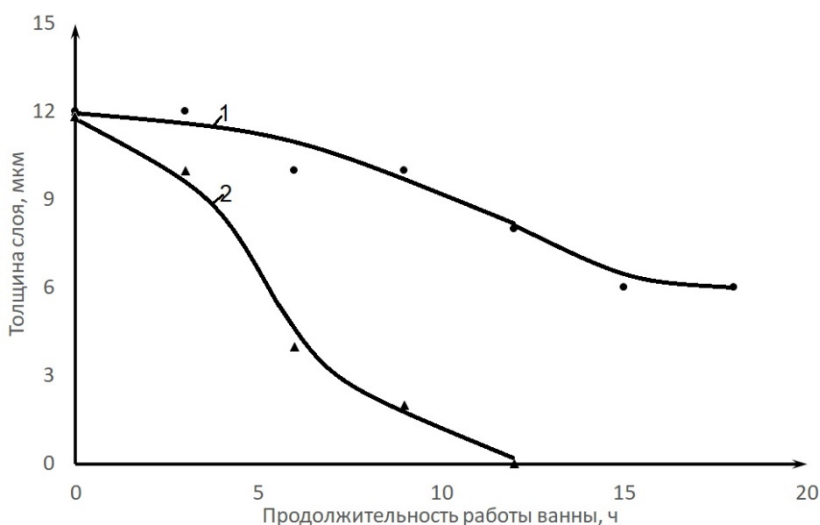


Рис. 4. Изменение толщины комплексного покрытия на стали 45 после 3 ч насыщения при  $950 \text{ }^\circ\text{C}$  в зависимости от продолжительности работы расплава после введения технологических компонентов:  
 1 – расплав, содержащий 3–5 %  $Al_2O_3$ , 2–4 %  $B_4C$ , 5–6 % (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное  $Na_2B_4O_7$ ;  
 2 – 2–4%  $B_4C$ , 5–6 % (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное  $Na_2B_4O_7$

В ходе отработки технологии ХТО стала ясна необходимость оценки еще одного фактора, характеризующего условия насыщения стали бором и другими легирующими элементами – так называемого удельного объема расплава, то есть отношения объема расплава к суммарной поверхности обрабатываемых изделий в одной садке. Удельный объем расплава должен быть равен 10–20  $\text{см}^3/\text{см}^2$ . Экспериментальная проверка показала, что для насыщения стали бором и другими легирующими элемен-

тами на основе боридов железа указанные рекомендации вполне справедливы, а для получения карбидных диффузионных слоев удельный объем расплава должна быть не менее 30  $\text{см}^3/\text{см}^2$ . В противном случае не соблюдаются необходимые условия взаимодействия компонентов насыщающей среды с поверхностью изделия, что приводит к снижению толщины диффузионного слоя и большой неравномерности его по высоте садки (рис. 5).

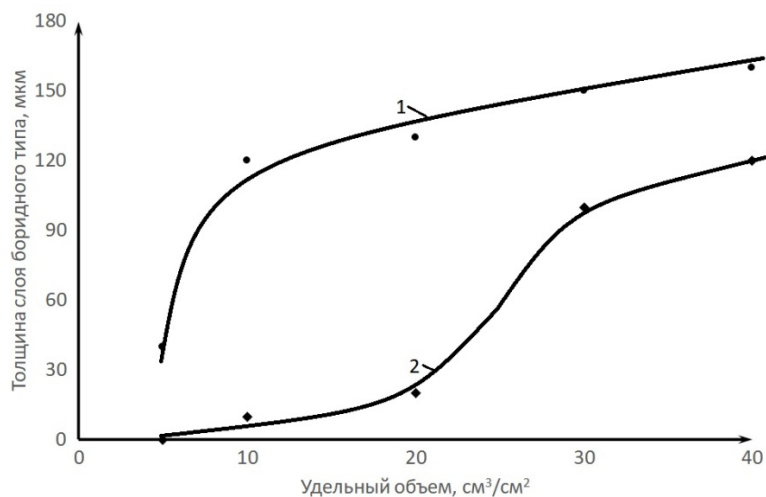


Рис. 5. Влияние удельного объема расплава на толщину слоя, полученного при комплексном насыщении стали 45 при температуре 950 °С в течение 3 ч:

1 – слой на основе боридов, насыщение в расплаве, содержащем 18–20 %  $\text{B}_4\text{C}$ , 5–6 % (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ;  
2 – слой карбидного типа, насыщения в расплаве, содержащем 2–4 %  $\text{B}_4\text{C}$ , 5–6 % (Cr, V, Ti), 10 % NaCl, остальное  $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$

Сравнительные испытания износостойкости проводились на образцах-свидетелях из стали Х12Ф1 по схеме «ролик-колодка» с применением смазки. Образцы подвергали упрочнению по двум вариантам:

*вариант 1* – комплексное насыщение бором, хромом, ванадием и титаном с получением диффузионного слоя боридного типа  $(\text{Fe}, \text{Me})_2\text{B}$ ;

*вариант 2* – насыщение бором с получением боридного слоя двухфазного строения строения  $(\text{FeB}$  и  $\text{Fe}_2\text{B})$ , что соответствует строению диффузионных слоев, получаемых при известных технологиях борирования, традиционно применяющихся для повышения износостойкости стальных изделий.

В результате испытаний установлена различная сопротивляемость этих образцов износу: время работы до получения лунки износа глубиной 4 микрометра составила для комплексно-насыщенного слоя 50 ч, а для борированного двухфазного слоя всего 5 ч. Далее, при длительности испытаний 64 ч износ образца с покрытием, полученным по новой технологии упрочнения, равен 4,8 мкм против 8,5 мкм при

традиционном борировании. Для борированного слоя с двухфазным строением интенсивность изнашивания резко возрастала с увеличением удельных нагрузок от 20 до 30 МПа, тогда как интенсивность изнашивания комплексно легированного слоя боридного типа невелика и не превышает 0,4 (рис. 6) при удельном давлении 40 МПа. Эти результаты можно, по нашему мнению, объяснить более высокой пластичностью и теплостойкостью диффузионного слоя при комплексном насыщении стали бором, хромом, ванадием и титаном [4].

Проведен анализ номенклатуры наиболее приемлемых для опробования предложенной технологии деталей инструментального производства и трансмиссий ходовых частей тракторов, требующих повышения долговечности. Это детали штамповой оснастки (пуансоны для изготовления головок винтов), режущий и мерительный инструмент, шестерни, шлицевые валы из сталей 25ХГТ и 20ХН3А, вилки карданной передачи, шестерни коробок перемены передач, различные втулки и оси из стали 45.

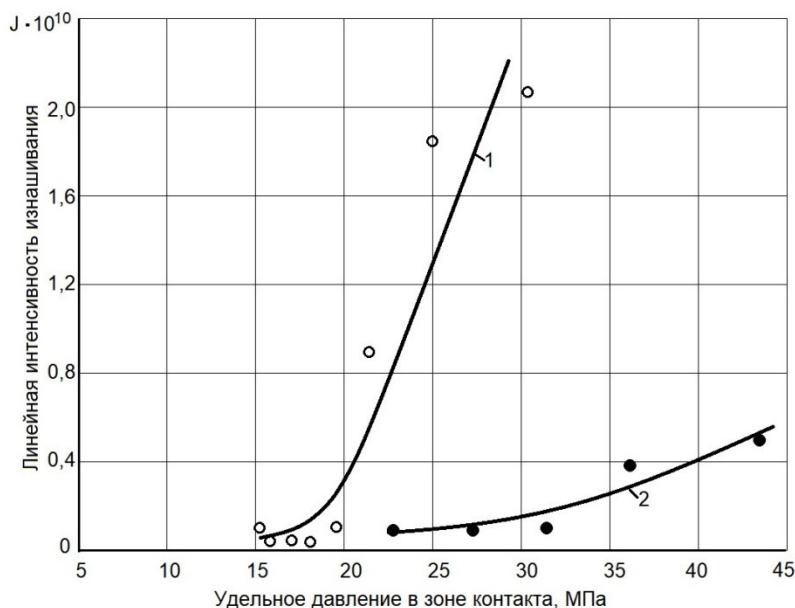


Рис. 6. Зависимость линейной интенсивности изнашивания плоских образцов с различными вариантами боридного слоя от среднего удельного давления в зоне контакта при трении скольжения со смазкой в паре с нормализованным роликом из стали 45: 1 – вариант 1; 2 – вариант 2

Такие изделия являются типовыми, характерными для многих заводов сельскохозяйственного машиностроения. При анализе учитывались: состав используемых материалов, конфигурация, габаритные размеры деталей и инструментов, нормативная и фактическая долговечность изделий, характер действующих рабочих напряжений, возможность получения качественного диффузионного покрытия нужной толщины, минимальное коробление изде-

лий при насыщении и закалки. В результате был выбран ряд деталей-представителей, пригодных к упрочнению по технологии комплексного диффузионного насыщения легирующими элементами с целью повышения износостойкости. Химико-термическая обработка опытной партии деталей и инструментов проводилась совместно с образцами свидетелями в лабораторной установке на базе печи СШОЛ-1.1,6/12 МЗ (таблица).

**Характеристика полученных покрытий на деталях-представителях после комплексного насыщения (температура 950 °С в течение 3 ч)**

| Деталь                      | Материал    | Тип диффузионного слоя | Толщина слоя, мкм | Микротвердость, ГПа |
|-----------------------------|-------------|------------------------|-------------------|---------------------|
| Кольцо торцового уплотнения | СЧ-20       | боридный               | 90                | 17,0                |
|                             |             | карбидный              | 7                 | 20,7                |
| Пуансон                     | Сталь Х12Ф1 | боридный               | 70                | 17,0                |

Для определения работоспособности колец торцового уплотнения, упрочненных по новой технологии комплексного насыщения, проводились сравнительные стендовые испытания с соблюдением нормативных условий эксплуатации этих деталей со смазкой маслом М10В и ускоренные испытания (без смазки трущихся поверхностей). В качестве сравнительных данных использовались результаты испытаний колец, упрочненных по действующей технологи. Испытания проводились на специальном стенде, включающем трансмиссию трактора в сборе с системами электроподогрева масла и пневматического включения/выключения тормозов.

Узел уплотнения собирался целиком в соответствии с конструкторской документацией. В период испытаний температура масла поддерживалась в пределах 100–110 °С. Имитация поворота трактора достигалась ежеминутными включениями остановочного и выключениями планетарного тормозов. Уровень износа испытываемых колец определялся по разности результатов измерений высоты до и после испытаний. Как ускоренными, так и длительными испытаниями колец из чугуна СЧ20 установлена значительная эффективность упрочнения методом комплексного насыщения бором и другими легирующими элементами: износ поверх-

ности не отмечался, в то время как кольца, изготовленные по традиционной технологии, имели повышенный износ, приводящий к нарушению герметичности. Выявлена возможность значительного (50–60 %) повышения работоспособности таких деталей после упрочнения по технологии комплексного насыщения их поверхностей легирующими элементами.

Производственные испытания пуансонов, упрочненных методом комплексного насыщения легирующими элементами, проводилось в условиях реального производства инструментального завода при горячей высадке головок винтов M10 и M12. Усилие кривошипного штамповочного пресса составляло 630 кН, скорость штамповки 90 двойных ходов в минуту. Нагрев заготовок производился ТВЧ до температуры  $1180 \pm 20$  °С. Износостойкость пуансонов оценивали по внешнему состоянию рабочих поверхностей после 1000 циклов штамповки и результатам измерения геометрических размеров рабочей части пуансонов. Установлено повышение работоспособности пуансонов после упрочнения комплексным насыщением легирующими элементами на 45–50 % по сравнению с термообработанными по серийной технологии.

#### Выводы

1. Для комплексного насыщения стали бором, хромом, ванадием и титаном необходимо использовать расплавы с максимальным (18–20 %) содержанием  $V_4C$ , что обеспечивает высокую насыщающую способность, хорошую стабильность расплава и приводит к формированию диффузионного слоя на основе боридов железа.

2. Введение небольших (2–4 %) добавок  $V_4C$  в расплав позволяет при комплексном насыщении получать диффузионные слои на основе карбидов хрома, ванадия и титана, а также зону толщиной 0,5 мм с повышенным содержанием бора в аустените стали.

3. Результаты стендовых и эксплуатационных испытаний дают основание считать, что новая технология комплексного насыщения стали легирующими элементами может быть успешно использована для упрочнения деталей штамповой оснастки, работающих в условиях холодного и горячего деформирования металлов, а также широкой номенклатуры деталей тракторов и сельхозмашин, испытывающих действие сил трения, высоких (до 600 °С) температур или коррозионноактивных сред.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Тельдеков, В. А. Структура и свойства боридных и карборидных покрытий, формирующихся в расплавах солей бора и углерода // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 80–86.
2. Тельдеков, В. А. Структура и свойства формирующихся в расплавах многокомпонентных боридных и карбидных покрытий / В. А. Тельдеков, Л. М. Гуревич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 69–75.
3. Ворошнин, Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов / Л. Г. Ворошнин. – Минск, Беларусь. – 204 с.
4. Крукович, М. Г. Пластичность борированных слоев / М. Г. Крукович, Б. А. Прусаков, И. Г. Сизов. – М. : Физматлит, 2010. – 384 с.
5. Лабунец, В. Ф. Износостойкие боридные покрытия / В. Ф. Лабунец, Л. Г. Ворошнин, М. В. Киндрачук. – К. : Тэхніка, 1989. – 158 с.

УДК 621.78

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-88-92

*В. И. Проскуряков, И. В. Родионов*

### ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА ЛЕГИРУЮЩЕЙ ОБМАЗКИ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ И МИКРОТВЕРДОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12X18H10T\*

Саратовский государственный технический университет  
им. Ю. А. Гагарина, Россия, г. Саратов  
e-mail: Prosku.94@mail.ru

Статья посвящена экспериментальному анализу влияния процесса лазерного импульсного легирования в слое легирующей обмазки на качественные и физико-механические характеристики модифицированной поверхности нержавеющей хромоникелевой стали аустенитного класса 12X18H10T. Установлено, что использование в качестве легирующей обмазки графитовой пасты приводит к существенному повышению микротвердости, изменению микроморфологии и образованию в приповерхностном слое стали зоны термического упрочнения. Выявлено сглаживание границ структурных изменений и определен эффект упрочнения поверхности при добавлении в легирующую обмазку мелкодисперсного порошка диоксида титана (анатаза). С помощью полученных данных проведен сравнительный анализ зависимости микротвердости модифицированной поверхности от напряжения лампы накачки и диаметра пятна лазерного импульса. Максимальное

© Проскуряков В. И., Родионов И. В., 2020.

\* Исследования выполнены в рамках гранта РФФИ (конкурс на лучшие проекты фундаментальных научных исследований, выполняемые молодыми учеными, обучающимися в аспирантуре – «Аспиранты»), проект № 19-33-90101.

значение микротвердости, равное 9,56 ГПа, было достигнуто в результате лазерной обработки серии образцов, где в качестве предварительной подготовки поверхности наносили графитовую пасту. Рекомендованы рациональные технологические режимы лазерной модификации поверхности стали 12Х18Н10Т, предварительно прошедшей абразивно-струйную обработку, режимы лазерного импульсного легирования в слое графитовой обмазки и лазерного импульсного легирования стали в слое обмазки, состоящей из графитовой пасты и порошка анатаза в соотношении 4:1 соответственно.

*Ключевые слова:* лазерное импульсное легирование, легирующая обмазка, нержавеющая сталь, микроструктура, микротвердость.

*V. I. Proskuryakov, I. V. Rodionov*

**COMPARATIVE ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF THE ALLOYING COVERING ON THE CHANGE IN THE STRUCTURE AND MICROHARDNESS OF STAINLESS STEEL 12KH18N10T**

**Yuri Gagarin Saratov state technical University, Russia, Saratov**

The article is devoted to the experimental analysis of the influence of the process of laser pulsed alloying in a layer of alloying mixture on the qualitative and physical and mechanical characteristics of the modified surface of stainless chromium-nickel steel of the austenitic class 12Cr18Ni10T. It was found that the use of graphite paste as an alloying compound leads to a significant increase in microhardness, a change in micromorphology, and the formation of a heat hardening zone in the near-surface layer of steel. The smoothing of the boundaries of structural changes is revealed and the effect of surface hardening is determined when a finely dispersed powder of titanium dioxide (anatase) is added to the alloying coating. According to the data obtained, a comparative analysis of the dependence of the microhardness of the modified surface on the voltage of the pump lamp and the diameter of the laser pulse spot is carried out. The maximum microhardness value, equal to 9,56 GPa, was achieved as a result of laser processing of a series of samples, where graphite paste was applied as a preliminary surface preparation. Rational technological modes of laser modification of the surface of 12Cr18Ni10T steel that have previously undergone abrasive blasting, modes of laser pulsed alloying in a layer of graphite coating and laser pulsed alloying of steel in a layer of coating consisting of graphite paste and anatase powder in a ratio of 4:1, respectively, are recommended.

*Keywords:* laser pulsed alloying, alloying coating, stainless steel, microstructure, microhardness.

Актуальность применения ресурсосберегающих методов упрочнения рабочих поверхностей ответственных элементов и деталей машиностроения сохраняется в связи с высокими требованиями к качеству рабочей поверхности и экономической эффективности технологического процесса. К высокоэффективным методам модификации относится лазерное импульсное легирование с предварительным нанесением на обрабатываемую поверхность специально подготовленной легирующей обмазки. Указанный способ обработки характеризуется рядом преимущественных факторов, например, относительно низкими энергозатратами, минимизацией расходуемых материалов, возможностью варьирования полученными свойствами в широком диапазоне, а также локальностью процесса обработки [1–3].

Известно, что в качестве компонентов легирующей обмазки зачастую используют смесь различных металлических или керамических порошковых материалов, а также жидкую суспензию для улучшения адгезии смешанной массы с поверхностью обрабатываемого материала. К основным легирующим компонентам, входящим в состав обмазок, следует отнести: углерод (С), повышающий прочностные характеристики; борный ангидрид ( $B_2O_3$ ), вызывающий образование боридов, обладающих высо-

кой объемной прочностью и твердостью; оксид хрома ( $Cr_2O_3$ ), повышающий трещиностойкость. Дополнительно следует отметить способы лазерной обработки, где в качестве основных легирующих элементов использовались молибден, хром и вольфрам, также приводящие к повышению прочности обрабатываемых поверхностей [4–10].

Несмотря на большое количество проведенных аналитических и экспериментальных исследований методов лазерного импульсного легирования остаются не до конца рассмотрены и изучены вопросы структурообразования модифицированных поверхностных слоев, механизмов возникновения зон термических превращений и их зависимость от режимов импульсного воздействия лазера.

Опытные образцы были изготовлены из нержавеющей хромоникелевой стали аустенитного класса 12Х18Н10Т в виде квадратных пластин размерами 10×10 и толщиной 3 мм. Образцы подвергались предварительной воздушно-абразивной обработке порошком электрокорунда дисперсностью 150–250 мкм при избыточном давлении воздуха 0,4–0,6 МПа для создания исходной микрошероховатости поверхности и эффективного удержания слоя обмазки. После абразивно-струйной обработки образцы подвергались последующей очистке от



технологических загрязнений с использованием ультразвуковой ванны «Кристалл-2.5» в водном растворе этилового спирта в течение 20 минут. В качестве легирующей обмазки использовались графитовая паста (ГОСТ 8295–73) и порошок диоксида титана (с кристаллической решеткой анатаза) дисперсностью 20–25 нм. Обмазку наносили на поверхность опытных образцов равномерным слоем толщиной  $150 \pm 50$  мкм.

Лазерную обработку проводили на автоматизированной установке для термофизической когерентной модификации поверхности LRS-50A при напряжении импульса  $U=250, 300, 350, 400$  и  $450$  В и длительности  $0.5$  мс. Луч фокусировался в пятно диаметром  $0,5$  и  $1$  мм на поверхности нанесенной обмазки. Обработка осуществлялась при частоте сканирования  $20$  Гц и коэффициенте перекрытия  $0,2$ .

Морфология и микроструктура модифицированного поверхностного слоя исследовались методом оптической микроскопии с использованием микроскопа «МБС-10М» и оптической системы микротвердомера «ПМТ-3М».

Для определения механических свойств опытных образцов были проведены измерения микротвердости модифицированной поверхности методом Виккерса с использованием микротвердомера «ПМТ-3М» при нагрузке на индентор  $1,9614$  Н (ГОСТ9450–76).

Для определения влияния легирующих ком-

понентов обмазки на модифицированную поверхность были проведены три серии экспериментального исследования:

1. Лазерная обработка поверхности после предварительной абразивноструйной обработки (ЛО+АСО).

2. Лазерная обработка образцов с микрошероховатой поверхностью и нанесенной графитовой пастой (ЛО+АСО+Гр).

3. Лазерная обработка микрошероховатой поверхности с нанесенной графитовой пастой и добавлением диоксида титана (ЛО+АСО+Гр+Ан).

Согласно полученным результатам исследования микроморфологии, установлены некоторые сходства для каждой серии образцов. Так, например, пороговое значение напряжения заданного импульса  $250$  В приводит к незначительному изменению цвета побежалости поверхностей образцов, а максимально установленное напряжение  $450$  В для каждой серии приводит к заметному оплавлению поверхности. При лазерной обработке в интервале напряжения  $300$ – $400$  В поверхность характеризуется формированием упорядоченной ячеистой структуры с четко выраженными границами кратеров, зависящими от геометрических параметров лазерного луча и коэффициента перекрытия. Следует отметить, что при напряжении импульса  $400$  В наблюдается размытость границ образовавшихся кратеров (рис. 1).

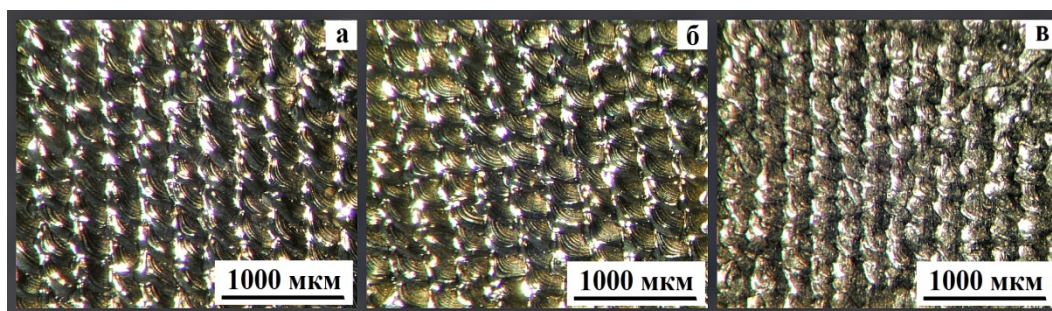


Рис. 1. Морфология поверхности образцов при напряжении импульса  $400$  В и диаметре пятна импульса  $0,5$ , где *a* – серия (ЛО+АСО); *б* – серия (ЛО+АСО+Гр); *в* – серия (ЛО+АСО+Гр+Ан)

Исследования микроструктуры опытных образцов также показали определенную схожесть результатов. Для каждого образца всех трех серий лазерной обработки характерно образование модифицированного поверхностного слоя, толщина которого не превышает  $7$ – $8$  мкм, и зоны термического влияния, толщина которой варьируется в диапазоне  $50$ – $180$  мкм и сильно зависит от параметров импульсного воздействия. Также выявлено, что серия образ-

цов, где в качестве легирующей обмазки используется смесь графитовой пасты и порошка анатаза, характеризуется неоднородным формированием зоны термического влияния (рис. 2, *в*).

Отмечена особенность протекания термодиффузионных процессов для серии образцов (ЛО+АСО+Гр), которая заключается в проявлении четкой граница основы стального образца и зоны термического влияния (рис. 2 *б*).



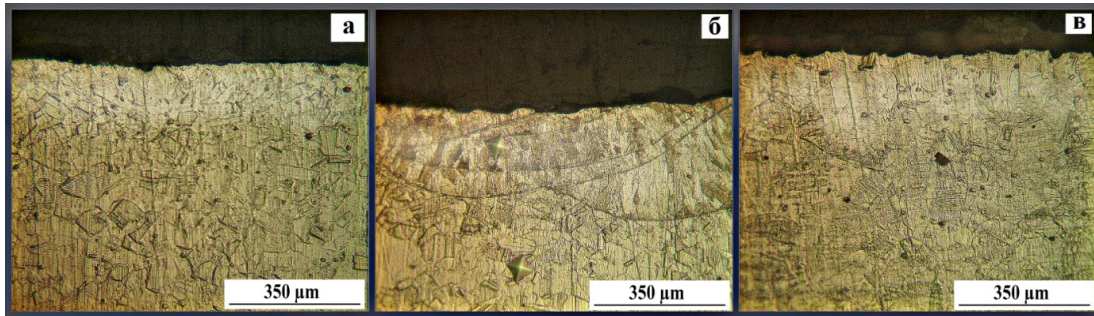


Рис. 2. Микроструктура поверхности образцов при напряжении импульса 400 В и диаметре пятна импульса 0,5, где а – серия (ЛО+АСО); б – серия (ЛО+АСО+Гр); в – серия (ЛО+АСО+Гр+Ан)

Дополнительно проведенные измерения микротвердости показали, что в результате лазерной импульсной обработки об-

разцов всех серий значение микротвердости модифицированной поверхности существенно возрастает (таблица).

**Микротвердость поверхности при разных способах обработки**

| Способ обработки  | Режимы ЛО |      | Микротвердость поверхности |               |
|---|-----------|------|----------------------------|---------------|
|   | ø, мм     | U, В | 200 кгс                    |               |
|   |           |      | HV                         | H, GPa (±0,1) |
| ЛО + АСО  | 0,5       | 250  | 296                        | 2,90          |
|   |           | 300  | 298                        | 2,92          |
|   |           | 350  | 286                        | 2,8           |
|   |           | 400  | 966                        | 9,47          |
|   |           | 450  | –                          | –             |
|   | 1         | 250  | 853                        | 8,37          |
|   |           | 300  | 296                        | 2,9           |
|   |           | 350  | 323                        | 3,17          |
|   |           | 400  | 456                        | 4,47          |
|   |           | 450  | 381                        | 3,74          |
| ЛО + АСО +<br>Графитовая паста                                  | 0,5       | 250  | 784                        | 7,69          |
|   |           | 300  | 334                        | 3,28          |
|   |           | 350  | 360                        | 3,53          |
|   |           | 400  | 975                        | 9,56          |
|   |           | 450  | –                          | –             |
|   | 1         | 250  | 875                        | 8,58          |
|   |           | 300  | 481                        | 4,72          |
|   |           | 350  | 544                        | 5,34          |
|   |           | 400  | 476                        | 4,67          |
|   |           | 450  | 400                        | 3,92          |
| ЛО + АСО +<br>Графитовая паста +<br>Анагаз<br>(соотношение 4/1) | 0,5       | 250  | 384                        | 3,76          |
|   |           | 300  | 311                        | 3,05          |
|   |           | 350  | 686                        | 6,73          |
|   |           | 400  | 684                        | 6,71          |
|   |           | 450  | –                          | –             |
|   | 1         | 250  | 660                        | 6,47          |
|   |           | 300  | 570                        | 5,39          |
|   |           | 350  | 360                        | 3,53          |
|   |           | 400  | 352                        | 3,45          |
|   |           | 450  | 311                        | 3,05          |

Наиболее высокие показатели микротвердости были получены в результате лазерного импульсного легирования нержавеющей стали с использованием графитовой обмазки. Вероятно, полученный результат вызван диффузией в поверхностные слои содержащегося в графитовой обмазке углерода, способствующего образованию и развитию закалочных структур.

В результате проведенного экспериментального исследования было установлено, что после лазерной импульсной обработки при каждом способе предварительной подготовки поверхности на нержавеющей стали 12X18H10T формируется тонкий упрочненный модифицированный слой с оптически выраженной зоной термического изменения. Указанные особенности зависят от параметров процесса лазерной модификации, а именно от напряжения импульса и диаметра лазерного импульса, сфокусированного в пятно.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Минаков, Н. В. Влияние лазерной обработки на структуру и свойства поверхностных слоев деформируемого титанового сплава OT4, легированного В, Nb, С / Н. В. Минаков // Электронная микроскопия и прочность материалов. Серия: Физическое материаловедение, структура и свойства материалов. – 2018. – № 24. – С. 59–64.
2. Гиржон, В. В. Структура поверхностных слоев силумина после импульсного лазерного легирования кобальтом и никелем / В. В. Гиржон, В. Н. Ковалева // Физика и химия обработки материалов. – 2015. – № 1. – С. 85–90.
3. Piasecki, A., Kotkowiak, M., Kulka, M. Self-lubricating surface layers produced using laser alloying of bearing steel // Wear. 2017. Т. 376. С. 993–1008.
4. Ким, В. А. Локальное лазерное легирование нержавеющей стали 12X18H10T / В. А. Ким, О. В. Башков, И. В. Сатаева // Ученые записки Комсомольского-на-Амуре государственного технического университета. – 2016. – Т. 1. – № 2. – С. 64–70.
5. Yamaguchi T., Hagino H. Formation of a titanium-carbide-dispersed hard coating on austenitic stainless steel by laser alloying with a light-transmitting resin // Vacuum. – 2018. – Т. 155. – С. 23–28.
6. Белова, С. А. Формирование структуры поверхностных слоев сталей при лазерном легировании / С. А. Белова, М. С. Калашникова, В. С. Постников // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2010. – Т. 12. – № 2. – С. 93–104.
7. Гиржон, В. В. Структура поверхностных слоев доэвтектического силумина после лазерного легирования смесью порошков меди и кобальта / В. В. Гиржон, В. Н. Ковалева, А. В. Смоляков // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – № 37, № 5. – С. 703–712.
8. Антропов, А. В. Моделирование лазерной обработки и определение рациональных режимов / А. В. Антропов [и др.] // Современные материалы и технологии. – 2020. – С. 167–170.
9. Гаврилов, Г. Н. Технологические особенности лазерного легирования сталей / Г. Н. Гаврилов [и др.] // Междисциплинарные подходы в материаловедении и технологии. Теория и практика. – 2015. – С. 66–71.
10. Говоров, И. В. Повышение контактной прочности функциональных поверхностей стальных изделий при лазерной обработке / И. В. Говоров // Вестник Брянского государственного технического университета. – 2006. – № 2. – С. 10.

УДК669.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-2-249-92-96

### **Н. А. Кидалов<sup>1</sup>, В. Н. Томов<sup>2</sup>, Ю. В. Гребнев<sup>1</sup>, Е. В. Фомина<sup>1</sup>, В. А. Гурьев<sup>3</sup>** **ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОДИФУЗИОННОГО АЛЮМОЦИНКОВАНИЯ** **СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ НЕФТЕГАЗОВОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ**

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

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

e-mail.mitlp@vstu.ru

Предложен новый состав порошковой смеси и режим термодиффузионного алюмоцинкования со ступенчатым нагревом для стальных изделий нефтегазового оборудования, работающих в среде, содержащей сероводород.

*Ключевые слова:* термодиффузионное алюмоцинкование, порошковая смесь, активатор, инертный наполнитель, защитное покрытие.

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

### **FEATURES OF THERMODIFFUSION ALUMINO-ZINC PLATING** **OF STEEL PRODUCTS FOR THE OIL AND GAS INDUSTRY**

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

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

A new composition of a powder mixture and a mode of thermal diffusion alumina-zinc plating with step heating to increase the corrosion resistance of steel products of oil and gas equipment operating in an environment containing hydrogen sulfide are proposed.

*Keywords:* thermal diffusion alumino-zinc plating, powder mixture, activator, inert filler, protective coating.

### Введение

Повышение надежности и долговечности стальных изделий, работающих в различных агрессивных средах, является актуальной задачей современного машиностроения. Наиболее остро данная проблема стоит перед нефтяной и газовой промышленностью, где оборудование для добычи нефти и газа, а также конструктивные элементы нефте- и газоперерабатывающих установок, традиционно изготавливаемые из углеродистых и низколегированных сталей, эксплуатируются в средах, содержащих сероводород, присутствие которого сильно активизирует коррозионные процессы.

Основными направлениями в повышении коррозионной стойкости деталей и узлов механизмов, работающих в сероводородсодержащей среде являются следующие [1]: использование коррозионно-стойких сталей и сплавов; нанесение защитных покрытий (газотермическое напыление, гальваническое и химическое осаждение различных металлов, нанесение полимерных материалов); плакирование; протекторная защита; защита от коррозии с помощью ингибиторов.

Следует отметить, что каждый из перечисленных методов повышения коррозионной стойкости с защитной, технологической, экономической и экологической точки зрения выбирается с учетом используемого материала и конкретных условий эксплуатации оборудования.

Одним из эффективных способов повышения коррозионной стойкости стальных изделий при воздействии на них различных агрессивных сред является нанесение защитного покрытия методом термодиффузионного цинкования в порошковых смесях [2]. Однако цинковые покрытия не могут надежно защитить изделия от коррозии при их эксплуатации в средах, содержащих сероводород.

Известно, что одним из элементов, замедляющим процесс сероводородной коррозии, является алюминий. Поэтому в состав порошковой смеси для термодиффузионной обработки стальных изделий, помимо цинка, активатора и инертного наполнителя, необходимо вводить фиксированное количество алюминия, а сформированные защитные покрытия должны содержать две основные фазы, а именно, цинк и алюминий. При этом высокие коррозионные свойства формируемого покрытия будут обеспечиваться при строго определенном процентном соотношении указанных элементов и обя-

зательной минимизации неизбежного содержания в нем третьей фазы – железа.

В отечественной практике известны работы, в которых при термодиффузионном цинковании стальных изделий в порошковую смесь вводится алюминий [3–4]. Однако, использование в составе активатора и инертного наполнителя компонентов, традиционно применяемых для термодиффузионного цинкования железоуглеродистых сталей и сплавов, а также стандартные режимы обработки, не обеспечивают требуемого насыщения алюминием кристаллической решетки материала. В данном случае алюминий только интенсифицирует процессы насыщения поверхности цинком.

Целью настоящей работы является разработка мероприятий по интенсификации процесса формирования термодиффузионных защитных покрытий системы Zn-Al-Fe на стальных изделиях нефтегазового оборудования, работающих в среде, содержащей сероводород.

### Методика проведения исследований

Нанесение термодиффузионных алюмоцинковых защитных покрытий на резьбовые образцы НКТ (патрубки и муфты) нефтедобывающего оборудования, изготовленных их стали 35ГС осуществляли на производственной базе ООО «Протек» (г. Копейск) в печи фирмы «Distec», рис. 1.



Рис. 1. Образцы НКТ после термодиффузионного алюмоцинкования

Ресурсные испытания на коррозионную стойкость натуральных образцов НКТ проводили в лаборатории ООО «НИИнефтетрубы» (г. Самара) в циркулирующем стенде на базе 30 суток.

Режимы испытания и коррозионно-агрессивная среда были максимально приближены к реальным условиям добычи нефти на скважинах Большепетровского месторождения: нагрев

системы до 60 °С; общее давление в системе до 1,5 МПа; коррозионно-агрессивная среда – водонефтяная эмульсия (в соотношении 30 % нефть и 70 % вода) насыщалась до 0,5 % H<sub>2</sub>S и 1,5 % CO<sub>2</sub>; циркуляция коррозионно-агрессивной среды в стенде осуществлялась за счет последовательно подключенного насоса. За основные критерии коррозионной стойкости были выбраны два параметра: наличие и характер коррозионных повреждений на рабочих поверхностях образцов и изменение геометрических размеров образцов до и после испытаний.

Определение содержания цинка, алюминия и железа на поверхности защитного покрытия проводили на электронном микроскопе VERSA-3D.

#### Результаты исследований и их обсуждение

Разработана насыщающая порошковая смесь и технология термодиффузионного алюмоцинкования для стальных изделий, работающих в агрессивных средах, содержащих сероводород.

Порошковая смесь состоит из цинкового и алюминиевого порошка, активатора и инертного наполнителя. В состав активатора включены компоненты, интенсифицирующие процесс насыщения поверхности стальных изделий как цинком (силикокальций, фторид натрия, кремний металлический, оксид железа, хлорид алюминия), так и алюминием (хлорид лития, хлорид калия, хлорид цинка).

Так, например, силикокальций является активным дегазатором и десульфуратором, тем самым препятствует насыщению металла водородом, исключая возникновение водородной хрупкости материала при термодиффузионной обработке, а также нейтрализует отрицательное влияние серы, входящей в марочный состав сталей.

Фторид натрия, повышая термодиффузионную активность процесса, ускоряет перенос атомов цинка на обрабатываемую поверхность изделия и диффузию цинка в железную матрицу, тем самым увеличивая толщину покрытия.

Оксид железа, являясь катализатором, при взаимодействии с металлическим кремнием резко активизирует процесс протекания экзотермической реакции, тем самым повышая эффективность насыщения поверхности изделия цинком.

Хлорид аммония способствует созданию защитной атмосферы в печи, ускорению реакции цинкования за счет активного перемешивания реагирующих материалов, повышению плотности цинкового покрытия.

Комплексное использование в составе активатора хлорида лития, хлорида калия и хлорида цинка повышает термодиффузионную активность алюминиевого порошка, способствует растворению на его поверхности окислов, а также препятствует их образованию при высоких температурах обработки, что и определяет ускорение процесса диффузии алюминия в поверхностные слои изделия, а также повышает плотность и коррозионную стойкость сформированных покрытий.

В качестве инертного наполнителя использовался огнеупорный прочный и сыпучий материал, например, оксид кремния или кварцевый песок в виде отдельных компонентов или в любом их процентном соотношении. Использование данных материалов позволяет повысить температуру плавления порошковой смеси, увеличить ее кроющую способность и обеспечить очистку поверхности изделия от налипшей порошковой смеси в процессе термодиффузионной обработки.

В табл. 1 приведен сбалансированный состав компонентов активатора.

Таблица 1

Содержание компонентов в составе активатора

| Содержание компонентов в составе активатора, мас.% |               |                         |              |                |              |              |              |
|--|---------------|-------------------------|--------------|----------------|--------------|--------------|--------------|
| Силикокальций                                      | Фторид натрия | Кремний кристаллический | Оксид железа | Хлорид аммония | Хлорид лития | Хлорид калия | Хлорид цинка |
| 20–25  | 7–10          | 3–5                     | 5–7          | 2–3            | 20–25        | 15–17        | остальное    |

Таблица 2

Содержание ингредиентов в составе порошковой смеси

| Содержание ингредиентов в составе порошковой смеси, мас.% |                     |           |                      |
|---|---------------------|-----------|----------------------|
| Цинковый порошок  | Алюминиевый порошок | Активатор | Инертный наполнитель |
| 35–37   | 35–37               | 4–7       | остальное            |

В табл. 2 приведен сбалансированный состав ингредиентов в разработанной порошковой смеси.

Отработка режимов термодиффузионного алюмоцинкования осуществлялась с учетом различной термодинамической активности цинка и алюминия. В результате многочисленных экспериментов была установлена необходимость в проведении ступенчатого нагрева

с фиксированными температурой и выдержкой для каждой ступени.

В табл. 3 приведены режимы ступенчатого нагрева при термодиффузионном алюмоцинковании стальных изделий с использованием разработанной порошковой смеси (см. табл. 1 и 2) и соответствующие данным режимам содержание в поверхностном слое защитного покрытия цинка, алюминия и железа.

Таблица 3

**Влияние режимов ступенчатого нагрева при термодиффузионном алюмоцинковании стальных изделий на содержание в поверхностном слое защитного покрытия цинка, алюминия и железа**

| Режим ступенчатого нагрева            |                                       | Содержание цинка, % | Содержание алюминия, % | Содержание железа, % |
|---------------------------------------|---------------------------------------|---------------------|------------------------|----------------------|
| Первая ступень                        | Вторая ступень                        |                     |                        |                      |
| 400–450 °С,<br>выдержка<br>25–30 мин. | 500–550 °С,<br>выдержка<br>30–35 мин. | 55–65               | 20–25                  | 5–7                  |

Приведенные в табл. 3 режимы ступенчатого нагрева при термодиффузионном алюмоцинковании в совокупности с применением разработанной порошковой смеси (табл. 1 и 2) позволяют формировать в поверхностном слое стальных изделий трехфазные структуры системы Zn–Al–Fe, состоящие из 55–65 % цинка, 20–25 % алюминия с содержанием железа не

более 7 %, что и обеспечивает высокую их коррозионную стойкость в агрессивной среде, содержащей сероводород.

Следует особо отметить, что все компоненты, используемые для приготовления разработанной порошковой смеси выпускаются отечественной промышленностью и не являются дефицитом.

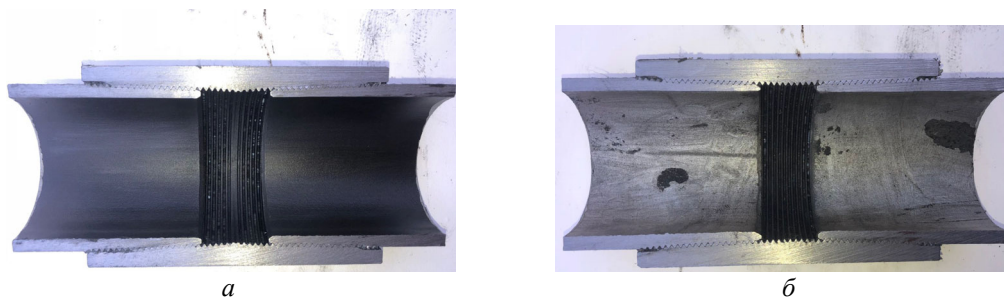


Рис. 2. Вид образцов НКТ после испытаний в циркулирующем стенде с термодиффузионным алюмоцинковым покрытием (а) и газотермическим алюминиевым покрытием (б)

На рис. 2, а приведен продольный разрез образцов НКТ в сборе (патрубки+муфта) с термодиффузионным алюмоцинковым покрытием после испытаний в циркулирующем стенде. Видно, что на внутренней рабочей поверхности образца полностью отсутствуют коррозионные повреждения.

Для сравнения на рис. 2, б приведен продольный разрез образца НКТ в сборе с газотермическим алюминиевым покрытием после испытаний в циркулирующем стенде. На внутренней рабочей поверхности образца выявлены

многочисленные отслоения покрытия от основного металла.

#### Закключение

По результатам проведенных испытаний натуральных образцов НКТ в циркулирующем стенде, лабораторией ООО «НИИнефтьтрубы» (г. Самара) было дано предварительное заключение, что термодиффузионные алюмоцинковые покрытия обладают целым рядом защитных свойств, позволяющих их безаварийную эксплуатацию на нефтяном фонде Больше-тирского месторождения.

## БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Томашов, Н. Д.* Коррозия и коррозионностойкие сплавы / Н. Д. Томашов, Г. П. Чернова. – М. : Металлургия, 1973. – 232 с.

2. ГОСТ 9.316–2006 Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия термодиффузионные цинковые. Общие требования и методы контроля. – М. : Стандартинформ, 2006. – 12 с.

3. А.с. SU1138430, МКП С 23 С 10/36. Состав для диффузионного цинкования стальных деталей / Ю. А. Агарев; Н. А. Кудрейко (СССР). – №3607867/22-02; заяв. 21.07.83; опубл. 07.02.85, Бюл.№5. – 4 с.

4. А.с. SU1571103, МКП С 23 С 10/28. Состав для диффузионного цинкования стальных изделий / Ю. А. Агарев; Н. А. Кудрейко, В. А. Цейтленок, М. П. Овдиенко, В. А. Мамай (СССР). – №4419282/23-02; заявл.04.05.88; опубл. 15.06.90, Бюл.№22. – 3 с.

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

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

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

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

Темплан 2021 г. Поз. № 4ж. Дата выхода в свет 25.02.2021 г. Формат 60 × 84 1/8.  
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,16. Уч.-изд. л. 11,74.

Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ №  
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО издательства ВолГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.  
Отпечатано в издательстве ВолГТУ  
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.