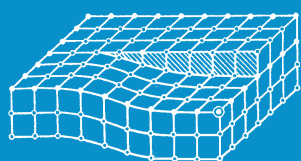


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 10 (305)
2025

Главный редактор научного журнала
«Известия Волгоградского государственного технического университета»
академик РАН, профессор, доктор химических наук,
советник при ректорате 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
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. ВолгГТУ
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., чл.-корр. РАН, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., чл.-корр. РАН, д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону, Россия)
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета (ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)
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., МАИ – Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,
д.т.н., доц.

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

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

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

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

Агеев Е. В., д.т.н., доц.
(Юго-Западный государственный
университет, г. Курск)

Оглезнева С. А., д.т.н., проф.
(Пермский национальный
исследовательский политехнический
университет)

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

Захаров И. Н., д.т.н., доц.

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

Арисова В. Н., к.т.н., доц.
(ответственный секретарь)
тел.: 8-902-658-49-79

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.
Индекс журнала по каталогу
«Пресса России» – 80811
https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/

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

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

№ 10 (305)
Октябрь
2025

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: ianovakov@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*

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

Novakov I. A. – Academician of RAS, Prof., Doctor of Chemistry, Advisor in the Rector's Office 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

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

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., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

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

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

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

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

Navrotsky A. V., Corresponding Member of RAS, D. Sc. (Chemistry), Prof. of VSTU

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

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

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

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

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., "MAI Russian State Technological University named after K. E. Tsiolkovsky" (Moscow, Russia)

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

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

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

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

Gurevich L. M.,

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

Bataev V. A., D. Sc. (Engineering) Prof.
(Novosibirsk State Technical Univer-
sity)

Ageev E. V., D. Sc. (Engineering),
Associate Prof. (The Southwest State
University, Kursk)

Oglezneva S. A., D. Sc. (Engineering)
Prof. (Perm National Research
Polytechnic University)

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

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

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

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

Arisova V. N., Cand. Sc. (Engineering),
Associate Prof. (executive secretary)
tel.: 8-902-658-49-79

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

The journal is distributed by sub-
scription.
Index of the magazine according to
the united catalog
«Press of Russia» – 80811.
[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05
8-(8442) 24-84-08
zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 10 (305) October 2025

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: ianovakov@vstu.ru

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

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

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

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

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 26
Адаменко Н. А. 26, 30
Акопян А. А. 40
Арисова В. Н. 20
Богатырев Р. Н. 20
Богданов А. И. 6, 20
Болдырева А. С. 40
Бурханова Р. А. 35
Бутков В. П. 56
Вакулин Е. А. 6
Ганцев С. А. 56
Гребнев Ю. В. 22
Гуревич Л. М. 10, 20
Гурулев Д. Н. 10
Гурьев В. А. 52
Душко О. В. 35
Ефремов Д. Е. 26
Жаркова В. Ф. 52
Ибатуллин И. Д. 40
Казуров А. В. 30
Качурина Т. Г. 30
Кидалов Н. А. 52
Кириченко А. Н. 6
Колибасов В. А. 40
Колодяжный Д. Ю. 46
Копытин Д. О. 40
Красиков П. П. 56
Кулевич В. П. 6
Лысак В. И. 56
Муругов Д. А. 56
Новиков В. А. 40
Новиков Р. Е. 61
Петрова В. Ф. 61
Полесский О. А. 56
Проничев Д. В. 15
Рогачев С. А. 10
Савельев П. Д. 46
Савинов А. В. 56
Седов Д. Э. 15
Слаутин О. В. 15
Томов В. Н. 52
Тынянов С. П. 61
Черкашин С. О. 46
Чистяков А. С. 26
Чудин А. А. 56
Шаров А. А. 6
Ширваньянц Г. Г. 46
Шморгун В. Г. 6, 15
Яковлев М. Г. 46

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Кириченко А. Н., Вакулин Е. А., Шаров А. А.</i>	
Исследование влияния обработки давлением на структуру сваренной взрывом трехслойной композиции 20880+АД1+ВТ1-0.....	6
<i>Гуревич Л. М., Рогачев С. А., Гурулев Д. Н.</i>	
Влияние энергии сварки взрывом на распределение микротвердости в слоях композиционного материала АМГ2 – ВТ1 после прокатки.....	10
<i>Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Проничев Д. В., Седов Д. Э.</i>	
Исследование влияния направления воздействия абразивных частиц на износ СМИК системы Ti-Fe.....	15
<i>Арисова В. Н., Богданов А. И., Гуревич Л. М., Богатырев Р. Н.</i>	
Изменение характеристик тонкой структуры медно-стального биметалла после сварки взрывом, отжига и изгиба.....	20

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Чистяков А. С., Ефремов Д. Е.</i>	
Влияние спекания на структурные изменения композита на основе ПТФЭ с β -сиалоном, полученного взрывным прессованием.....	26
<i>Казуров А. В., Адаменко Н. А., Качурина Т. Г.</i>	
Изучение термомеханических свойств композиционных материалов ПТФЭ-железо.....	30
<i>Бурханова Р. А., Душко О. В.</i>	
Оценка характеристик капиллярно-пористой структуры жаростойких бетонов.....	35

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Колибасов В. А., Ибатуллин И. Д., Копытин Д. О., Новиков В. А., Акопян А. А., Болдырева А. С.</i>	
Фрактографический анализ механизмов разрушения PDC резцов.....	40
<i>Колодяжный Д. Ю., Черкашин С. О., Яковлев М. Г., Ширваньянц Г. Г., Савельев П. Д.</i>	
Исследование влияния детерминированных режимов термических и механических обработок на поверхностные остаточные напряжения для длинных, плоских и тонких деталей из стали 08X15H5Д2Т (ВНС-2).....	46
<i>Кидалов Н. А., Гурьев В. А., Томов В. Н., Гребнев Ю. В., Жаркова В. Ф.</i>	
Оценка трещиностойкости термодиффузионных алюмоцинковых покрытий при испытании образцов на ударный изгиб с осциллографированием процесса разрушения.....	52

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

<i>Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П., Бутков В. П., Ганцев С. А.</i>	
Влияние ультразвуковых колебаний на силовое воздействие дуги переменного тока.....	56
<i>Петрова В. Ф., Новиков Р. Е., Тынянов С. П.</i>	
Исследование влияния параметров эксплуатации на макроструктуру реакционных труб из сплава GX45NiCrSiNb 45-35.....	61
К сведению авторов.....	68

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-6-9

В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, А. Н. Кириченко, Е. А. Вакулин, А. А. Шаров

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ СВАРЕННОЙ ВЗРЫВОМ ТРЕХСЛОЙНОЙ КОМПОЗИЦИИ 20880+АД1+ВТ1-0*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: vgshmorgun@mail.ru, kulevich.vp@gmail.com, bogdanov@vstu.ru,
kirichenko.artemka@yandex.ru, evakulin31@gmail.com, artemiy.sharov.04@inbox.ru

Проведена обработка давлением сваренной взрывом трехслойной композиции сталь 20880 + алюминий АД1 + титан ВТ1-0, направленная на утонение алюминиевого слоя. Произведен расчет относительного обжатия композиции и составляющих ее слоев. Показано, что обработка давлением сопровождается дроблением и разрушением диффузионной зоны на межслойной границе 20880-АД1. Последнее позволяет без дополнительных технологических операций сформировать на поверхности титановой подложки алюминиевое покрытие требуемой толщины.

Ключевые слова: сварка взрывом, микроструктура, обработка давлением

V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, A. I. Bogdanov, A. N. Kirichenko, E. A. Vakulin, A. A. Sharov

STUDY OF THE PRESSURE TREATMENT EFFECT ON THE STRUCTURE OF EXPLOSIVE-WELDED THREE-LAYER 20880+AD1+VT1-0 COMPOSITION

Volgograd State Technical University

The explosive-welded three-layer steel 20880 + aluminum AD1 + titanium VT1-0 composite was subjected to pressure treatment aimed at thinning the aluminum layer. The relative compression of the composite and its constituent layers was calculated. It was shown that pressure treatment is accompanied by crushing and destruction of the diffusion zone at the interlayer boundary of 20880-AD1. The latter allows forming an aluminum coating of the required thickness on the surface of the titanium substrate without additional technological operations.

Keywords: explosive welding, microstructure, pressure treatment

Разработка новых технологических процессов получения покрытий с воспроизводимыми и стабильными свойствами в настоящее время является актуальной задачей. На кафедре «Материаловедение и КМ» предложена методика модифицирования поверхности титана путем диффузионной металлизации алюминидом титана, заключающаяся в сварке взрывом трехслойной сталь-алюминий-титан композиции, обработке давлением для утонения алюминиевого слоя и диффузионном отжиге для формирования на границе сталь-алюминий интерметаллидных прослоек толщиной, достаточной для самопроизвольного отделения стального слоя [1, 2].

В настоящей работе проведено исследование влияния обработки давлением на структуру сваренной композиции 20880+АД1+ВТ1-0.

Материалы и методика эксперимента

В качестве исходных материалов использовали листы стали марки 20880, алюминия АД1 и титана ВТ1-0 толщиной 1,6, 1 и 3 мм соответственно. Композиционную заготовку получали сваркой взрывом по одновременной плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих прочность соединения на уровне алюминия АД1 (скорость соударения на границе сталь – алюминий 530 м/с, на границе алюминий – титан 590 м/с, скорость точки контакта 2000 м/с).

© Шморгун В. Г., Кулевич В. П., Богданов А. И., Кириченко А. Н., Вакулин Е. А., Шаров А. А., 2025.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00231, <https://rscf.ru/project/24-29-00231/>.

Обработку давлением образцов проводили путем осадки на испытательной машине УМЭ-10Т со скоростью траверсы 0,05 мм/мин. Композиционные образцы под осадку нагревали в печи SNOL 8.2/1100 до температуры 600 °С в течение 10 мин.

Осадка производилась на заранее заданную величину. После каждой операции проводился контрольный замер высотного обжатия композиции с помощью штангенциркуля.

Относительное обжатие композита ε_{KM} и его слоев ε_{cl} после прокатки рассчитывали по формулам:

$$\varepsilon_{KM} = \frac{\delta_{KM}^0 - \delta_{KM}^i}{\delta_{KM}^0} \times 100 \% ; \quad \varepsilon_{cl} = \frac{\delta_{cl}^0 - \delta_{cl}^i}{\delta_{cl}^0} \times 100 \% ,$$

где δ_{KM}^0 , δ_{cl}^0 – исходные толщины соответственно композита и слоев; δ_{KM}^i , δ_{cl}^i – толщины соответственно композита и слоев после осадки.

Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлена структура трехслойного композита 20880+АД1+ВТ1-0, полученного сваркой взрывом. Толщины слоев композита после сварки взрывом равны 1,55, 0,85 и 2,9 мм,

соответственно. По границам соединения наблюдается характерное для сваренных взрывом композитов оплавление металла. На границе 20880 – АД1 оплавы представлены в виде отдельных участков толщиной 10–30 мкм, а на границе АД1 – ВТ1-0 сформировался сплошной слой оплавленного металла толщиной от 5 до 18 мкм. Более подробное исследование структуры трехслойного композита представлена в работе [1].

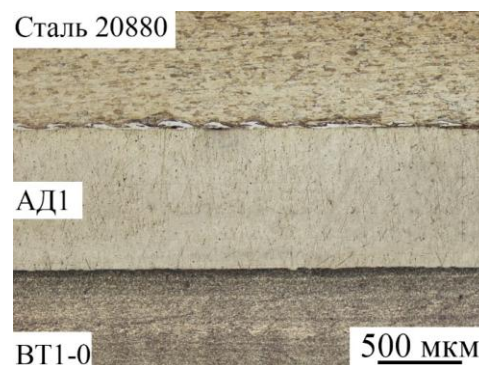


Рис. 1. Структура сваренного взрывом трехслойного композита 20880+АД1+ВТ1-0

При металлографическом анализе композиционных образцов после осадки были произведены замеры толщин составляющих слоев композита. Результаты измерений были представлены в виде графической зависимости, представленной на рис. 2.

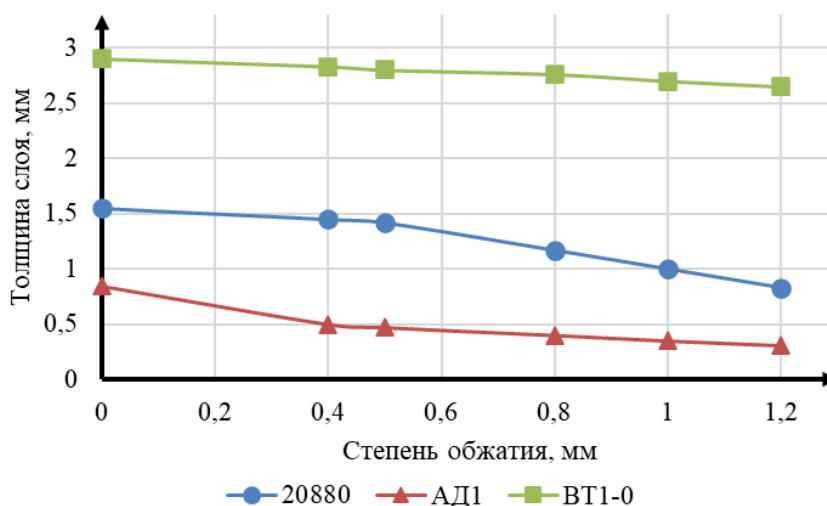


Рис. 2. Изменение толщин слоев композита при осадке

С помощью представленных выше формул были произведены расчеты относительного обжатия композита и составляющих слоев.

Полученные результаты также были представлены на графике (рис. 3).

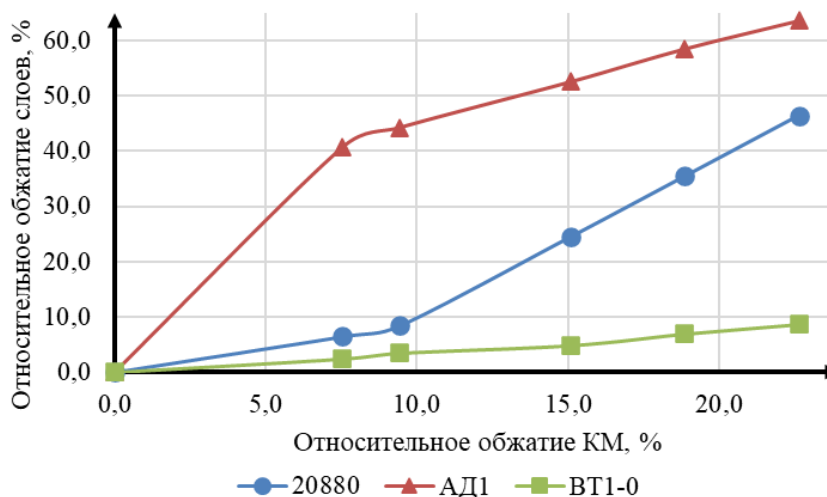
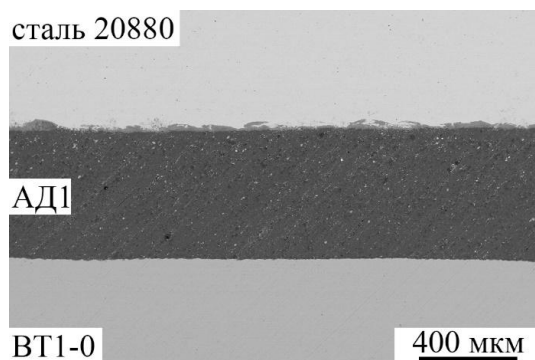


Рис. 3. Относительные обжатия композита и составляющих слоев

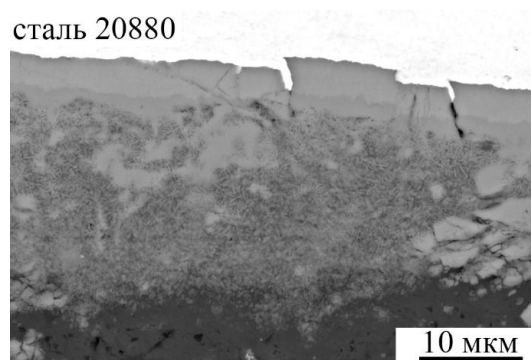
Из рис. 3 видно, что максимальная степень обжатия композиции составила 23 %, что привело к утонению алюминиевого слоя до ~300 мкм, что соответствует относительному утонению в ~63 %. Толщина стального слоя при этом уменьшилась на 46 %, а титанового – всего на 9 %.

Исследование структуры трехслойной композиции после осадки позволило установить, что на межслойной границе 20880 – АД1 за счет

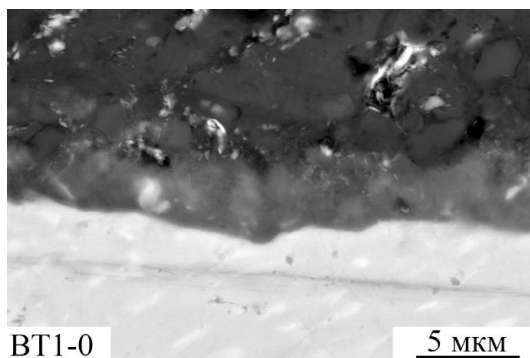
нагрева композиции и дополнительного теплового эффекта от обработки давлением формируется диффузионная зона, состоящая из интерметаллидов (Fe_2Al_5 , FeAl_3). При небольших обжатиях < 10 % (рис. 4) сформировавшаяся диффузионная зона подвергается локальному растрескиванию (рис. 4, б). На межслойной границе АД1 – ВТ1-0 (рис. 4, в) не наблюдается влияния обработки давлением на структуру.



а



б



в

Рис. 4. Структура композита 20880+АД1+ВТ1-0 после обжатия на 9 %

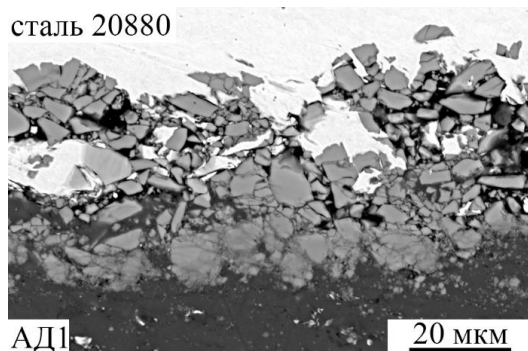
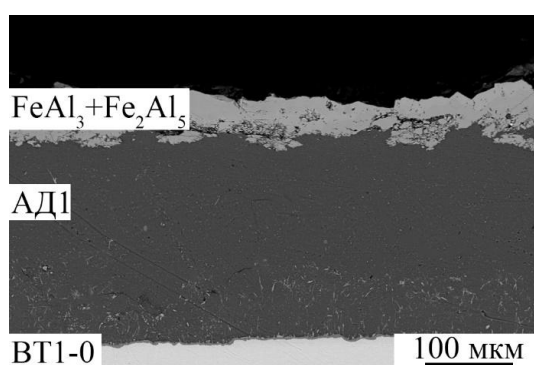


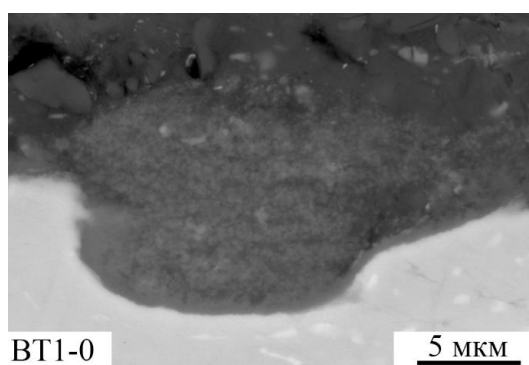
Рис. 5. Структура межслойной границы 20880+АД1 после обжатия композиции на 15 %

Увеличение относительного обжатия композиции сопровождается дроблением интерметаллидов на границе 20880 – АД1 по всему объему (рис. 5).

При осадке на 23 % произошло разрушение диффузионной зоны и отделение стального слоя с формированием алюминиевого покрытия на поверхности титановой подложки (рис. 6, а). При этом структуры межслойной границы АД1 – ВТ1-0 не претерпела серьезных изменений и сохранила прочную связь покрытия с подложкой (рис. 6, б).



а



б

Рис. 6. Структура композита 20880+АД1+ВТ1-0 после обжатия на 23 %

Таким образом, проведенное исследование подтвердило возможность использования горячей обработки давлением соединений сталь 20880 + алюминий АД1 + титан ВТ1-0, полученных сваркой взрывом, для снижения толщины алюминиевого слоя до требуемой с обеспечением высокой прочности на границе алюминий АД1+ титан ВТ1-0.

Выводы

Обработка давлением трехслойного сваренного взрывом композита сталь 20880 + алюминий АД1 + титан ВТ1-0 сопровождается дроблением интерметаллидов (Fe_2Al_5 , FeAl_3) из которых состоит диффузионная зона на межслойной границе 20880-АД1 при относительном обжатии > 10 %, а при 23 % обжатия – происходит разрушение диффузионной зоны

с отделением стального слоя и формированием алюминиевого покрытия на титановой подложке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кинетика роста диффузионных прослоек в СКМ 20880+АД1+ВТ1-0 / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, В. Д. Гринцов, А. С. Махмутова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (293) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–19. – DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-15-19.
2. Поверхностное упрочнение титана алюминидами с использованием комплексной технологии, включающей сварку взрывом, обработку давлением и термообработку / В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, А. И. Богданов, Р. Е. Новиков // Металлург. – 2025. – № 7. – С. 79–84. – DOI: 10.52351/00260827_2025_7_79.

УДК: 669.13.62

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-10-14

*Л. М. Гуревич, С. А. Рогачев, Д. Н. Гурулев***ВЛИЯНИЕ ЭНЕРГИИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ
В СЛОЯХ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АМГ2 – ВТ1 ПОСЛЕ ПРОКАТКИ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: leongur@mail.ru, stas-rogachev@mail.ru, rct2005@yandex.ru

Изучено распределение микротвердости в слоистом композиционном материале АМг2–ВТ1, полученном сваркой взрывом при различных значениях энергии W_2 и последующей прокатке. Установлено, что микротвердость слоев снижается по мере удаления от осевой шовной зоны. Показано, что увеличение степени обжатия не приводит к существенному росту микротвердости, а прокатка при предельно допустимых степенях обжатия сопровождается формированием дефектов и риском разрушения композита. Рекомендованы степени обжатия (15, 29 и 20 % для образцов, полученных при $W_2 = 0,5; 0,8$ и $1,2$ МДж/м² соответственно), обеспечивающие увеличение микротвердости слоев композита без негативных структурных последствий.

Ключевые слова: прокатка, сварка взрывом, титано-алюминиевый композиционный материал, деформационная способность композита, энергия сварки взрывом, разрушение слоистого композита, микротвердость

*L. M. Gurevich, S. A. Rogachev, D. N. Gurulev***THE EFFECT OF EXPLOSION WELDING ENERGY
ON THE MICROHARDNESS DISTRIBUTION IN THE LAYERS
OF THE AMG2 – VT1 COMPOSITE MATERIAL AFTER ROLLING****Volgograd State Technical University**

The distribution of microhardness in a layered composite material AMg2–VT1 obtained by explosion welding at various energy values of W_2 and subsequent rolling has been studied. It is established that the microhardness of the layers decreases with distance from the axial suture zone. It is shown that an increase in the degree of compression does not lead to a significant increase in microhardness, and the maximum allowable degrees of compression are accompanied by the formation of defects and the risk of destruction of the composite. Optimal compression rates are recommended (15%, 29%, and 20% for samples obtained at $W_2 = 0.5; 0.8$ and 1.2 , respectively), providing effective hardening without negative structural consequences.

Keywords: rolling, explosion welding, titanium-aluminum composite material, deformation ability of composite, explosion energy, destruction of layered composite, microhardness

Введение

Развитие технологий получения слоистых композиционных материалов методом сварки взрывом обеспечило возможность формирования неразъемных соединений между материалами с существенно различающимися физико-механическими характеристиками. Прочностные параметры таких соединений сопоставимы, а зачастую даже выше исходных материалов, что определяет высокую перспективность данного метода для создания конструкционных материалов с уникальными, заданными эксплуатационными свойствами [1–3].

Как правило, после сварки взрывом, толщины слоев полученного композиционного материала, не соответствующих конструкционным параметрам деталей и узлов, заложенным при их проектировании, что приводит к необходимости использовать прокатку для достижения требуемой толщины слоев композита [4–5].

Однако для проведения прокатки с сохранением качественного соединения слоев композита и его структуры (отсутствие разрывов, трещин, расслоений и т. д.), необходимо учитывать особенности процесса деформации композиционного материала, допустимое обжатие для данного КМ, а также закономерности изменения микромеханических характеристик.

Цель настоящей работы – изучить влияние энергии пластического деформирования металла при сварке взрывом W_2 слоистого композиционного материала АМг2–ВТ1, на распределение микротвердости в слоях КМ после прокатки до предельно допустимых степеней обжатий.

Методика исследований

В работе исследовались образцы двуслойного композиционного материала АМг2–ВТ1, полученные сваркой взрывом на различных режимах и прокатанные до появления начальных признаков разрушения (табл. 1).

Таблица 1

Исследованные образцы

Номер образца,	1	2	3
Энергия сварки взрывом W_2 , МДж/м ²	0,5	0,8	1,2
Предельно-допустимое обжатие при прокатке, %	23,3	32,4	27,8

Образцы прокатывали на стане дуо с диаметром валков 120 мм [1]. При прокатке визуально контролировалось состояние границы соединения и околшовной зоны для фиксации начала разрушения композиционного материала. За начало разрушения СКМ было принято

появление торцевого продольного расслоения, длина которого превышала 10 % длины всего образца. Дальнейшее развитие расслоения считалось разрушением.

Схема получения образцов для исследования приведена на рис. 1.

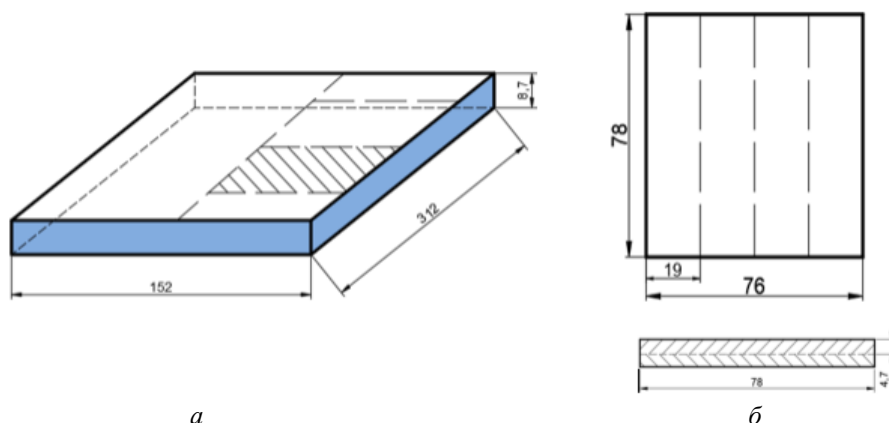


Рис. 1. Схема вырезки образца из сваренного взрывом СКМ (а) и подготовка образцов для прокатки (б)

Изучение распределения микротвердости в слоях прокатанных образцов выполнялось на специально подготовленных металлографических шлифах. Сложность подготовки была обусловлена спецификой слоистого композиционного материала, так как получение зеркальной поверхности одновременно на обоих составляющих без ступенчатого перехода оказалось затруднительным. В связи с этим шлифовка осуществлялась поэтапно: первоначально обрабатывался слой ВТ1, обладающий более высокой твердостью, до достижения требуемого качества поверхности. После этого выполнялась доводочная шлифовка слоя АМг2 с использованием более мелкодисперсного абразива.

Определение микротвердости выполнялось по толщине каждого из слоев композиционного

материала с акцентом на исследование околшовной зоны. Испытания проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 9450–76 [8] с использованием микротвердомера ПМТ-3М при приложении статической нагрузки 0,50 Н и выдержке в течение 5–8 секунд.

Результаты исследований

Эксперименты показали, что значения предельно-допустимых обжатий для каждого из образца различны и связаны с энергией сварки взрывом W_2 , при которой получен образец. Исходя из этого показателя, в табл. 2 приведены значения последовательных обжатий слоев композиционного материала для исследуемых значений энергии сварки взрывом W_2 .

Таблица 2

Схема обжатий СКМ АМг2-ВТ1

Энергия W_2 , МДж/м ²	Обжатие КМ, %									
	Проход №									
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
0,5	9,7	15,3	19,9	23,3						
0,8	8,5	14,8	18,8	22,2	23,3	26,7	27,8	29,5	30,7	32,4
1,2	9,7	15,3	19,3	22,7	24,4	26,1	27,8			

Обработанные данные после измерения микротвердости каждого из образцов представлены на рис. 2 и 3 для слоя АМг2 и ВТ1 соответственно.

Установлено, что по мере удаления от границы соединения, микротвердость каждого из слоев снижается. Такое распределение микротвердости является закономерным и связано с тем, что в околошовной зоне под воздействием ударной волны происходит упрочнение со-

ставляющих композита. Однако, стоит заметить, что упрочнение каждого слоя, взятого отдельно, разное.

Так, например, для образца № 2 ($W_2 = 0,8 \text{ МДж/м}^2$) упрочнение слоя ВТ1 больше, нежели для образцов с $W_2 = 0,5 \text{ МДж/м}^2$ и $W_2 = 1,2 \text{ МДж/м}^2$. При этом микротвердость слоя АМг2 при $W_2 = 0,8 \text{ МДж/м}^2$ на расстоянии 0,35 мм от границы соединения меньше, чем у двух других образцов.

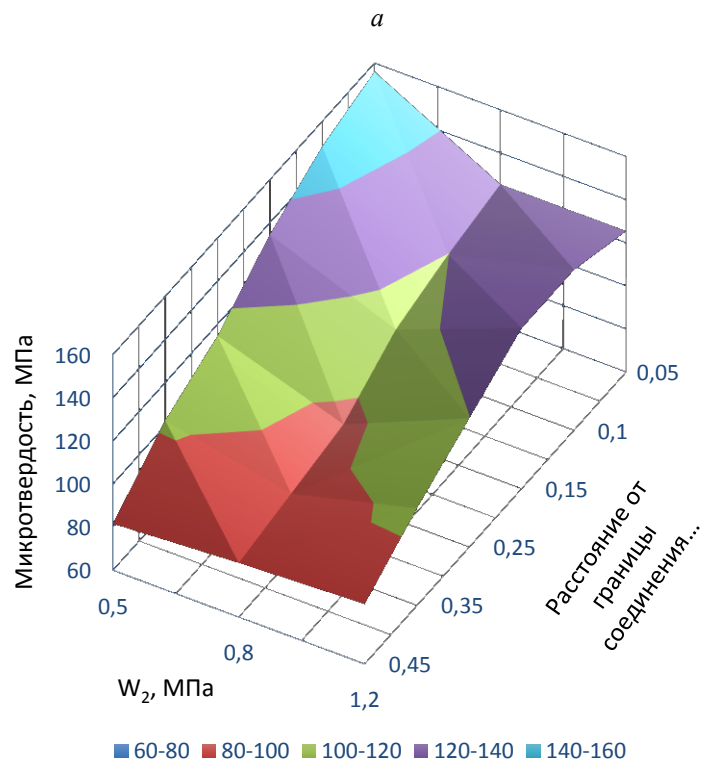
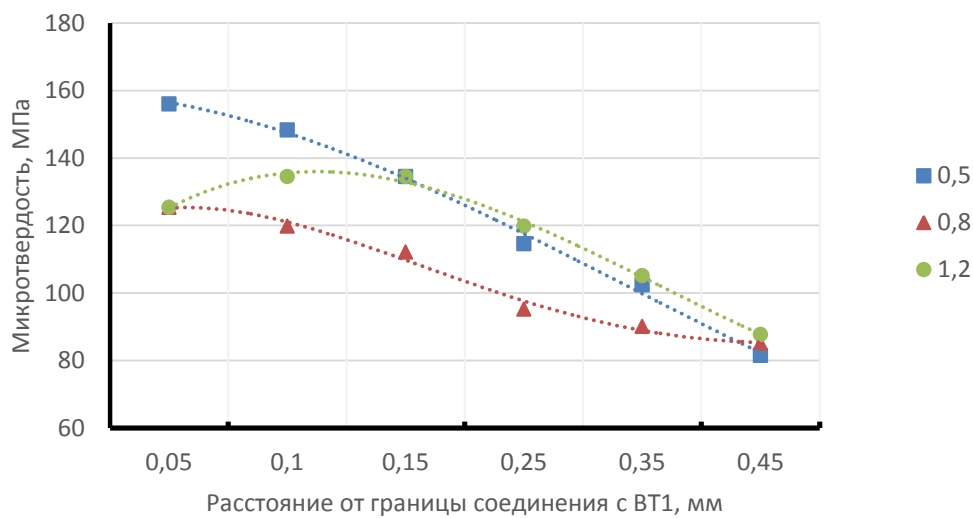
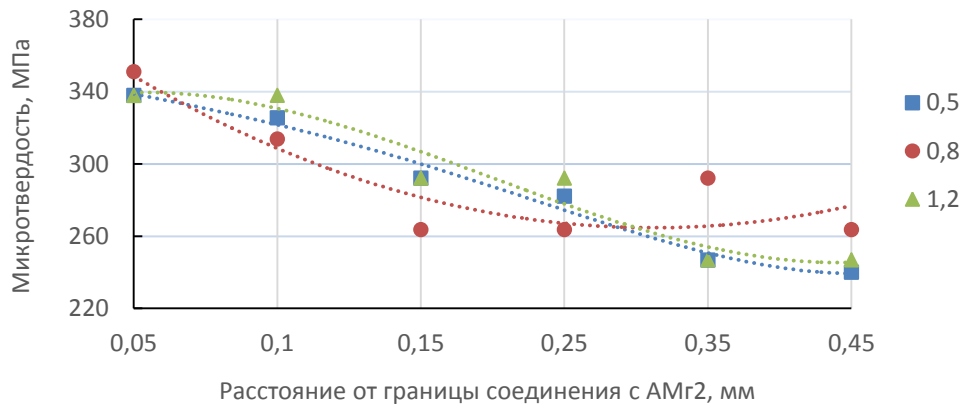
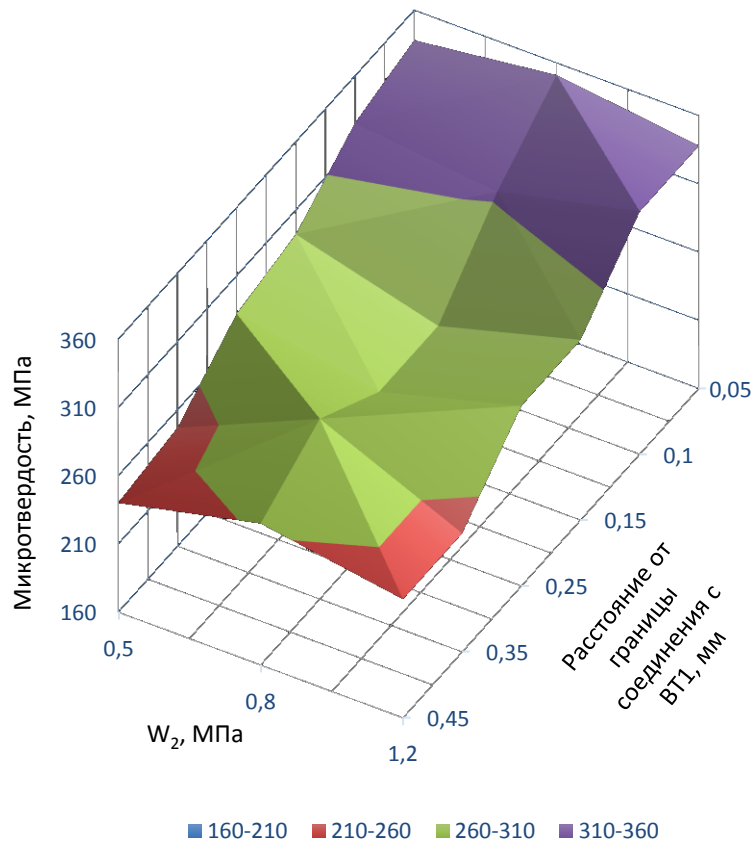


Рис. 2. Распределение микротвердости в слое АМг2 на различном удалении от границы соединения при варьировании значений W_2 в двухмерном (а) и трехмерном (б) виде



a



б

Рис. 3. Распределение микротвердости в слое АМг2 на различном удалении от границы соединения при варьировании значений энергии W_2 в двухмерном (*a*) и трехмерном (*б*) виде

Говоря о процессах упрочнения, следует подчеркнуть, что измерения микротвердости проводились при предельно допустимых степенях обжата. Такие режимы деформации характеризуются повышенной технологической сложностью и потенциальной опасностью для целостности материала. Подобные условия со-

провождаются формированием избыточных структурных дефектов и напряжений, устранение которых требует последующей дополнительной обработки.

Ниже, на рис. 4, приведен полученный диапазон безопасных обжатий при различных энергиях сварки взрывом.

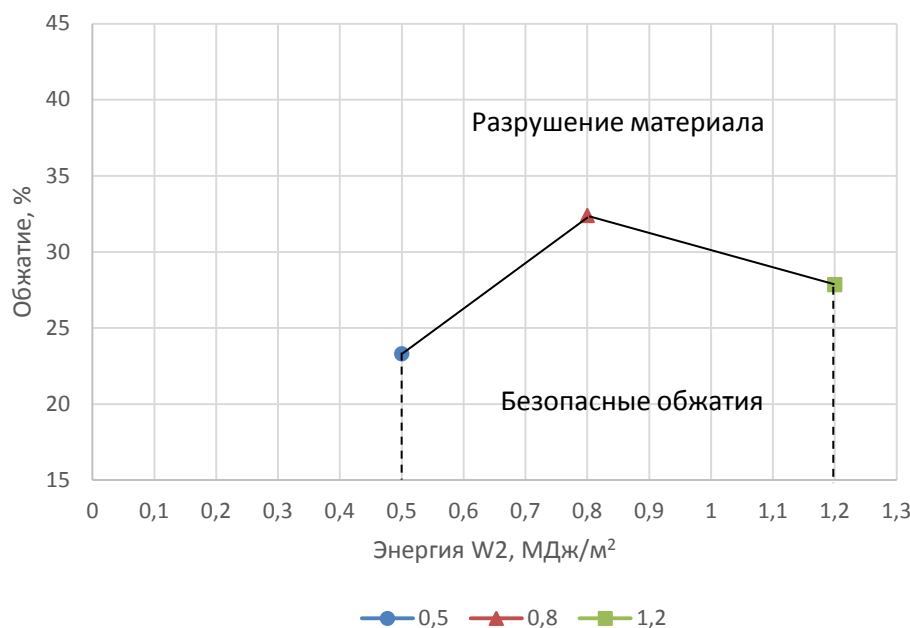


Рис. 4. Допустимые величины обжатия образцов СКМ в зависимости от W_2 при сварке взрывом [9]

Заключение

1. Установлено, что микротвердость по толщине слоев композиционного материала АМг2-ВТ1 характеризуется максимальными значениями у границы соединения с постепенным уменьшением по мере удаления от ОШЗ до эталонных значений.

2. Увеличение степени обжатия до 32,4 % не приводит к росту микротвердости в слоях КМ, значения которой остаются сопоставимыми с результатами, полученными для образцов с меньшими степенями обжатия (23,3 и 27,8 % соответственно), что свидетельствует об ограниченном эффекте упрочнения при предельно-допустимых режимах деформации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун. — Волгоград : РПК Политехник, 1999. — 190 с.
2. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. — М. : Metallurgizdat, 2004. — 230 с.
3. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. — М. : Машиностроение-1, 2005. — 544 с.
4. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич ; ВолгГТУ. — Волгоград : РПК «Политехник», 2001. — 241 с.

5. Веретенникова, И. А. Влияние поэтапной пластической деформации на механические свойства и характер разрушения биметалла, полученного сваркой взрывом / И. А. Веретенникова, Д. А. Коновалов, С. В. Смирнов [и др.] // Металлы. — 2019. — №. 3. — С. 82–92.

6. ГОСТ 9450–76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников [Электронный ресурс] // Электронный фонд правовых и нормативно-технических документов: URL: <https://docs.cntd.ru/document/1200012869> (дата обращения: 28.08.2025)

7. Влияние пластической деформации на распределение микротвердости в слоистом композиционном материале АМг2-ВТ1 / Л. М. Гуревич, С. А. Рогачев, Д. Н. Гурулев, А. А. Кандалов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (293) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2024. — (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). — С. 31–35. — DOI: 10.35211/1990-5297-2024-10-293-31-35.

8. Гурулев, Д. Н. Поведение титано-алюминиевого композиционного материала при холодной прокатке / Д. Н. Гурулев, С. А. Рогачев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (285) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2024. — (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). — С. 20–24. — DOI: 10.35211/1990-5297-2024-2-285-20-24.

9. Гуревич, Л. М. Предельно допустимая деформация при прокатке слоистого материала АМг2 - ВТ1, полученного при различных энергиях сварки взрывом / Л. М. Гуревич, С. А. Рогачев, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2(297) / ВолгГТУ. — Волгоград, 2025. — С. 12–16. — DOI 10.35211/1990-5297-2025-2-297-12-16. — EDN CРСРZI.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-15-19

*О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, Д. Э. Седов***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПРАВЛЕНИЯ ВОЗДЕЙСТВИЯ
АБРАЗИВНЫХ ЧАСТИЦ НА ИЗНОС СMIK СИСТЕМЫ Ti-Fe****Волгоградский государственный технический университет**e-mail: ovslautin@yandex.ru, VGShmorgun@mail.ru,
avatar@mail.ru, sedov.dima2003@yandex.ru

Показано, что износостойкость СMIK системы Ti-Fe в диапазоне температур испытания от 200 до 600 °C в 2,2–3 раза выше в сравнении с титаном BT1-0 и в 2,5–5 раз в сравнении со сталью 20. Наилучшие показатели получены при воздействии абразивных частиц на слоистую структуру под углом 45°. После испытаний микротрещин на границе слоев, а также расслаиваний СMIK не обнаружено. Выявленные небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей носят локальный характер и располагаются преимущественно по внешнему периметру поверхности образца.

Ключевые слова: слоистые металл-интерметаллидные композиты, система Ti-Fe, износостойкость, абразивный износ, направление воздействия абразивных частиц

*O. V. Slautin, V. G. Shmorgun, D. V. Pronichev, D. E. Sedov***RESEARCH OF THE INFLUENCE OF THE DIRECTION OF IMPACT
OF ABRASIVE PARTICLES ON THE WEAR OF THE SMIK SYSTEM Ti-Fe****Volgograd State Technical University**

It is shown that the wear resistance of the Ti-Fe system SMIK in the test temperature range from 200 to 600 °C is 2.2 - 3 times higher than that of VT1-0 titanium and 2.5 - 5 times higher than that of grade 20 steel. The best indicators were obtained when abrasive particles were applied to the layered structure at an angle of 45°. No microcracks were detected at the boundary of the layers or delamination of the SMIK after testing. The small chips and crumbling of the intermetallic component that were detected were local in nature and were located mainly along the outer perimeter of the sample surface.

Keywords: layered metal-intermetallic composites, Ti-Fe system, wear resistance, abrasive particles, the direction of impact of abrasive particles

Комплексная технология получения слоистых металл-интерметаллидных композитов (СМИК) системы титан-железо, включающая сварку взрывом (СВ), промежуточную или заключительную горячую прокатку (ГП) на необходимую толщину и диффузионный отжиг для формирования слоистой ферритно-интерметаллидной структуры (ТО), разработана в конце прошлого века на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ в научной школе д.т.н., профессора Ю. П. Трыкова.

Исследования, выполненные представителями этой школы, выявили два основных направления функционального применения СMIK системы Ti-Fe [1–5] в качестве материалов с повышенными значениями жаропрочности и теплопроводности.

В рамках этих направлений достаточно углубленно были изучены кинетика диффузионных процессов в многослойных композициях системы Ti-Fe, их фазовый и химический состав [6–11], а также определены механические свойства (кратковременная прочность и отно-

сительное удлинение) и теплофизические характеристики (теплопроводность, электропроводность, температуропроводность) в широком температурном диапазоне. Поскольку изыскание возможности применения СMIK системы Ti-Fe в составе изделий, подвергающихся в процессе эксплуатации абразивному износу, является актуальной задачей, это и явилось целью данной работы.

Материалы и методы исследования

Для исследований использовались многослойные образцы состава BT1-0 + сталь 20, полученные по схематично представленной на рис. 1 комплексной технологии.

Выбор исходных металлов (BT1-0 и сталь 20) был обусловлен их доступностью (низкой стоимостью), высокой пластичностью (что необходимо для качественной СВ и ГП), а также низким содержанием примесей.

Анализ микроструктуры осуществляли на микроскопе Olympus BX61 и сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

Замеры микротвердости проводили на микро-твердомере ПМТ-3М.

Испытание образцов на абразивный износ в диапазоне температур 20–600 °С при различ-

ном направлении воздействия абразивных частиц выполняли на разработанной в ВолгГТУ лабораторной установке [16] по методике, подробно изложенной в работе [15].

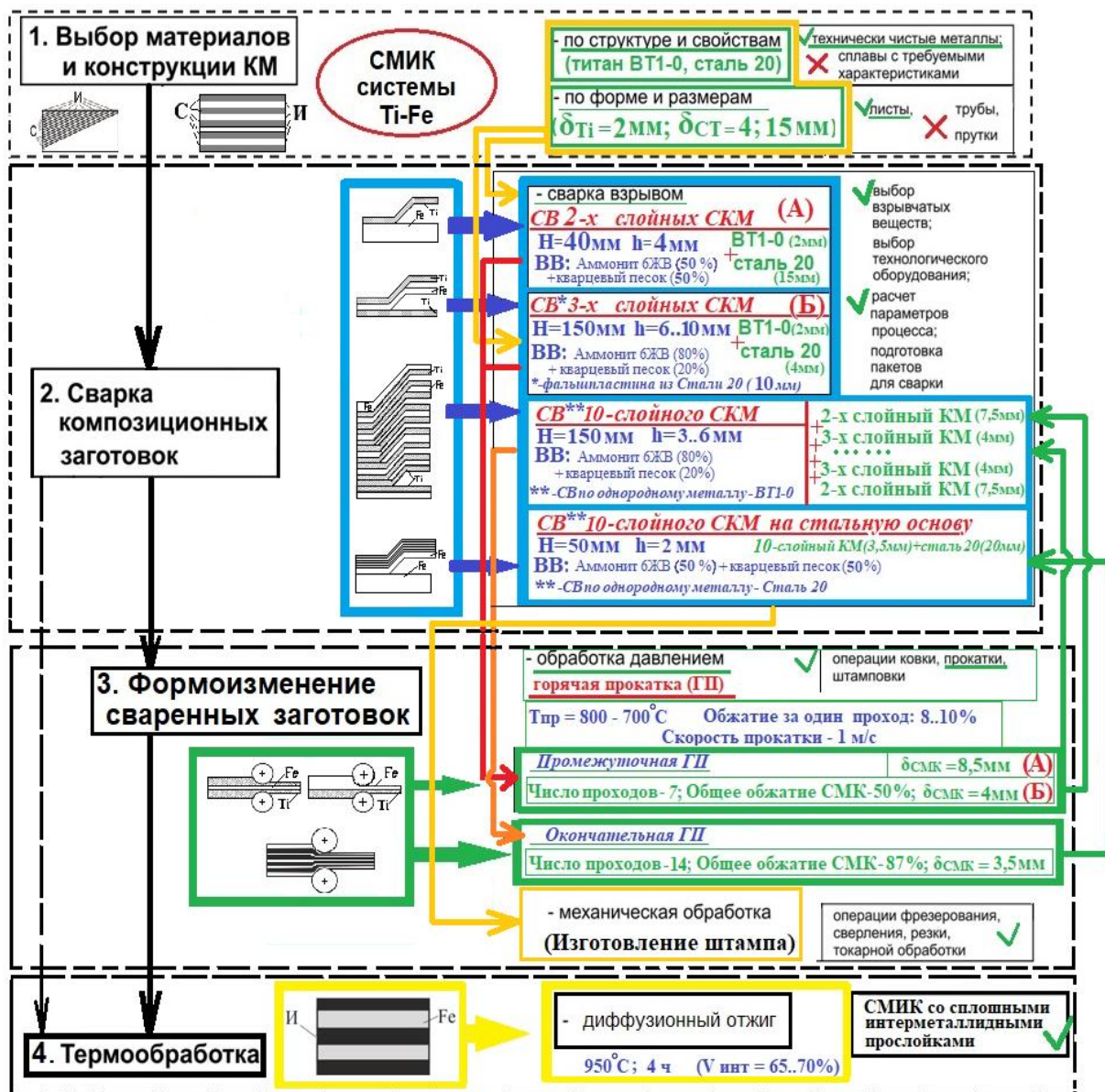


Рис. 1. Схема технологического процесса получения СМИК системы Ti-Fe

Результаты и их обсуждение

Успешное использование износостойких материалов, удовлетворяющих принципу Шарпи [17], выполненным конструктивно со структурой СМИК и полученных из СКМ на основе системы Ti-Fe, предопределяется, прежде всего, объемной долей интерметаллидов ($V_{инт}$) в их составе. При этом выбор оптимальной величины $V_{инт}$ имеет некоторые ограничения. Так минимальные ее значения не позволят полноцен-

но реализовать триботехнические характеристики материала из СМИК, а завышенные – приведут к резкому снижению конструкционной прочности изделий и выкрашиванию твердой интерметаллидной составляющей из-за малой доли мягких «поддерживающих» ферритных слоев.

Условием достижения необходимой $V_{инт}$ в составе СМИК, как показано в [3, 5, 6], является увеличение числа слоев. Такой подход оп-

равдан с точки зрения увеличения общей жесткости таких композитов из-за возрастающего армирующего эффекта при условии минимальной толщины твердых (интерметаллидных) слоев.

Ограничением, помимо усложнения технологической цепочки, является реализация при получении ультратонких (≤ 50 мкм) слоев (прежде всего стальных) при прокатке СКМ [6, 18].

Испытания на износостойкость проводили по методике [19], предусматривающей расположение образцов из СМИК в трех вариантах наклона металло-интерметаллидных слоев по

отношению к плоскости воздействия абразива под углом 0; 45 и 90°.

Испытания показали, что при нормальной температуре (20 °С) износостойкость СМИК в 1,8 раза выше, чем у титана ВТ-1-0 (таблица, рис. 2), и в 2,5 раза выше, чем у стали 20. С повышением температуры испытаний износостойкость СМИК имеет тенденцию к росту. Прирост износостойкости СМИК +7 % при 200 °С, +13 % при 400 °С и +17 % при 600 °С [15] объясняется повышением твердости интерметаллидных слоев и пластичности стальных, что подтверждается данными, изложенными в [3–5; 14].

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

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

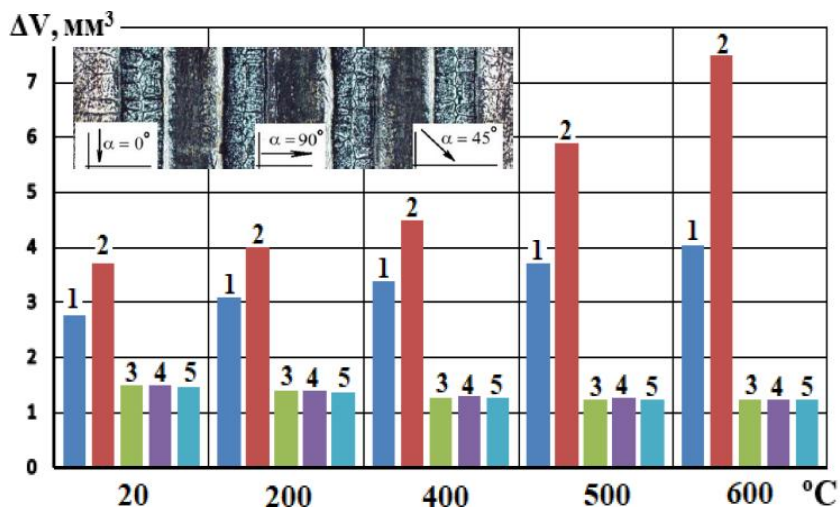


Рис. 2. Потеря объема ΔV образцов после испытаний на абразивное изнашивание: 1 – титан ВТ1-0; 2 – сталь 20; 3–5 – образцы со слоистой металло-интерметаллидной (Ti + Fe) структурой, испытанные по направлению к воздействию абразива под углом 0° (3); 90° (4); 45° (5)

Анализ экспериментальных данных позволил установить, что износостойкость входящей в состав СМИК стали 20 при 600 °С снижается в 2 раза (что в 5 раз ниже износостойкости СМИК при тех же температурных условиях испытания). Износостойкость титанового сплава ВТ1-0 снижается в меньшей степени, что, скорее всего, связано с интенсивным насыщением

поверхности титана кислородом и формированием «альфированного слоя», обладающего более стабильной в широком температурном диапазоне твердостью. Ее значения ниже полученных для СМИК – в 2,2; 2,6 и 3 раза, при 200; 400 и 600 °С соответственно. Лучшие показатели износостойкости образцов получены при воздействии абразива на слоистую структуру

испытанных СМИК под углом 45° (таблица, рис. 2). Их износ более равномерный в сравнении с образцами других серий. При этом значения потери массы (объема) образцов из СМИК, вне зависимости от направления воздействия абразивных частиц, имеют почти одинаковые значения (разница составляет 1–2 %, что не превышает погрешности эксперимента) [19].

Анализ истираемой поверхности выявил

небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей, которые носят локальный характер и располагаются преимущественно по внешнему периметру поверхности образца (рис. 3, а, б), как было показано в работах [12, 13, 19]. Появления микротрещин на границе слоев, распространяющихся вглубь металло-интерметаллидной поверхности образца, а также расслаиваний не обнаружено (рис. 3, в, г).

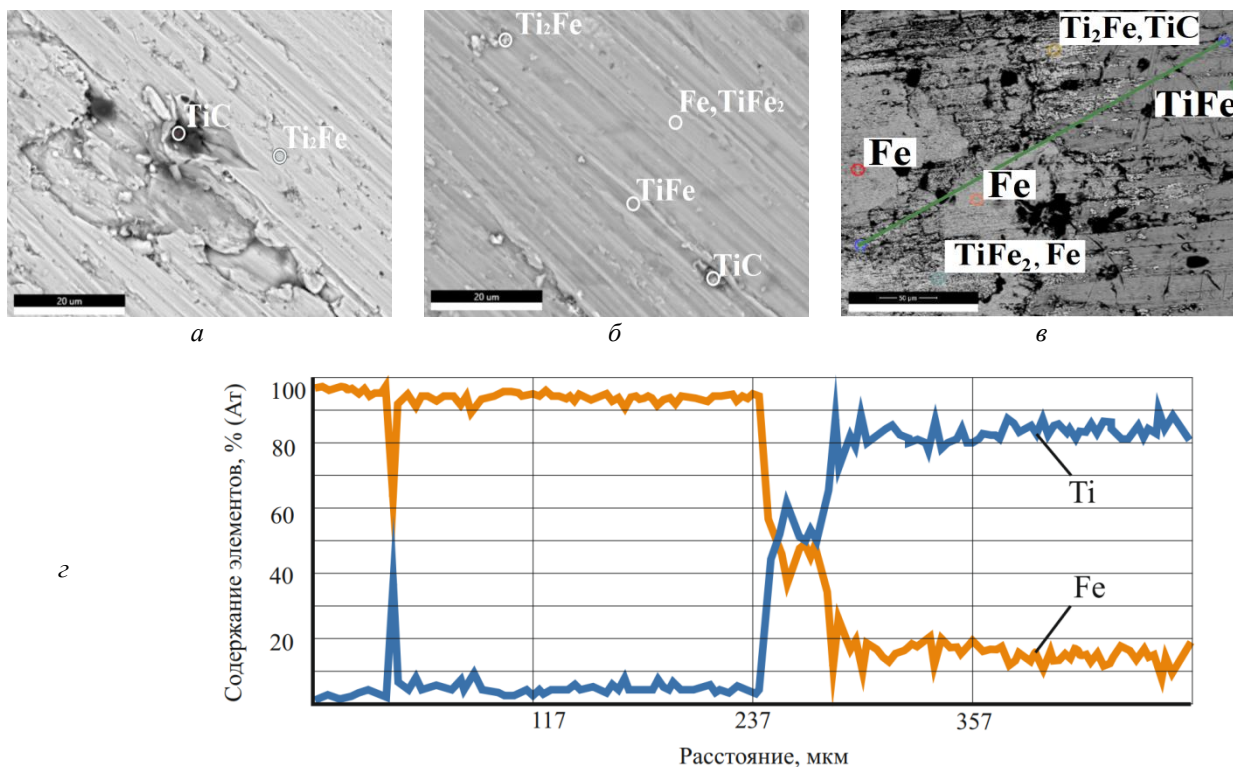


Рис. 3. Поверхность износа слоев СМИК (испытание при 400°C , под углом 45°): в ферритном слое (а); в интерметаллидном (Ti+Fe) слое (б); граница слоев ферритных и интерметаллидных слоев (в) с распределением химических элементов (г) согласно линии сканирования (в)

На основе выполненных исследований была изготовлена опытная партия наборных пластин для револьверных прессов (рис. 4) из СМИК сис-

темы Ti-Fe, который состоит из ферритной фазы твердостью 1–1,3 ГПа и интерметаллидных (TiFe+ TiFe₂) слоев, твердостью 4,5–5,5 ГПа (HV).

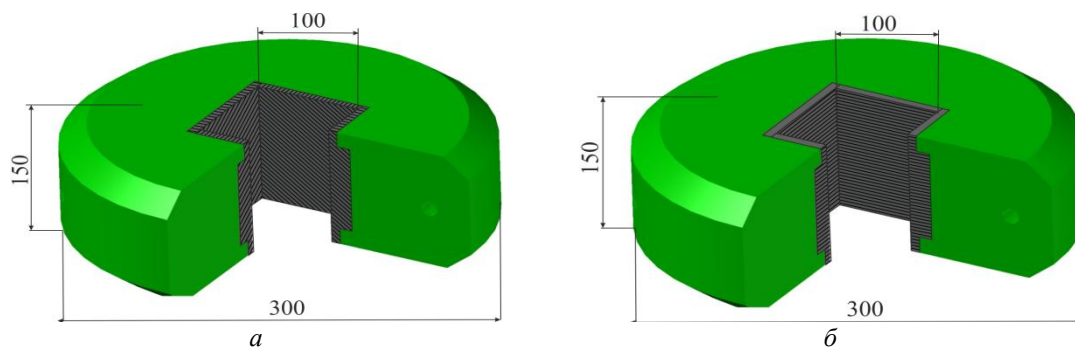


Рис. 4. Конструкция оснастки с наборными пластинами из СМИК системы Ti-Fe для револьверных прессов; Расположение композитных пластин под углом 45° (а) и 90° (б)

Выводы

1. Износостойкость СМИК системы Ti-Fe в диапазоне температур испытания от 200 до 600 °C в 2,2–3 раза выше в сравнении с титаном ВТ1-0 и в 2,5–5 раз в сравнении со сталью 20. Наилучшие показатели износостойкости получены при воздействии абразивных частиц на слоистую структуру под углом 45°.

2. Появления микротрещин на границе слоев, а также расслаиваний после испытаний на износ СМИК, не обнаружено. Выявленные при анализе истираемой поверхности небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей носят локальный характер и располагаются преимущественно по внешнему периметру поверхности образца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Создание жаропрочного композиционного материала системы титан – железо / Ю. П. Трыков, В. Н. Гуляюин, А. И. Еловенко, В. Д. Сапрыгин, К. К. Красиков // Вопросы атомной науки и техники : сб. науч. тр. / ЦНИИ-атоминформ. – М., 1991. – Вып. 4. – С. 12–14.
2. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов. – 2004. – № 1. – С. 48–53.
3. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М. : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
4. Шморгун, В. Г. Механические свойства трехслойного титано-стального интерметаллидного композита при повышенных температурах / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Ю. П. Трыков // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2004. – № 8. – С. 63–64.
5. Шморгун, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – Вып. 3. – С. 3–9.
6. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. – № 9. – С. 42–45.
7. О взаимодействии компонентов в титано-стальном композите / Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун // Перспективные материалы. – 2004. – № 6. – С. 43–47.
8. Трыков, Ю. П. Влияние высокотемпературной термообработки на кинетику диффузии в титаностальном композите / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 1. – С. 69–70.
9. Исследование кинетики диффузии в композитах системы Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. Ю. Донцов // Известия вузов. Черная металлургия. – 2008. – № 11. – С. 20–22.
10. Формирование диффузионной прослойки в титаностальном композите / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2008. – № 6. – С. 39–42.
11. Шморгун, В. Г. Влияние термообработки на твердость и кинетику роста интерметаллидной прослойки в титано-стальном композите / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Ю. П. Трыков // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2005. – № 1. – С. 80.
12. Морфологические особенности поверхности трения в процессе изнашивания СМИК системы Ti-Fe / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, М. В. Крохалев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–33.
13. Химический состав поверхности износа титаностальных СМИК при повышенных температурах / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, В. О. Харламов, М. В. Крохалев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (269) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 15–22.
14. Шморгун, В. Г. Оценка износостойкости слоистых металло-интерметаллидных титано-стальных композитов методом царапания / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич, Д. А. Евстропов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 103–105.
15. Wear Resistance of Ti-Fe Laminar Intermetallic Composites / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, А. Г. Серов // Russian Engineering Research. - 2020. - Vol. 40, No. 2. – P. 122–126.
16. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Трение и износ. – 2017. – Т. 38. № 3. – С. 247–254.
17. Charpy, G. Les alliages blancs, dits antifricion. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale. 1898. Juillet. P. 670–707 (<http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi?BSPI.97/709/80/1693/691/700>).
18. К вопросу о толщине матричных слоев в составе слоистого интерметаллидного композита системы Ti-Fe / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Б. Н. Замотаев, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 22–25.
19. Испытания на абразивное изнашивание слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Ti-Fe / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. А. Артемьев, А. Г. Серов, И. В. Зорин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 86–89.

УДК 621.791.044+621.771:669.018.95

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-20-25

*В. Н. Арисова, А. И. Богданов, Л. М. Гуревич, Р. Н. Богатырев***ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ
МЕДНО-СТАЛЬНОГО БИМЕТАЛЛА
ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ, ОТЖИГА И ИЗГИБА****Волгоградский государственный технический университет**e-mail: arisova1954@mail.ru, bogdanov@vstu.ru,
leongur@mail.ru, rod.bogatyrev08@gmail.com

Приведены результаты исследований соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом, отжига при 880 °С с временем выдержки 1 ч и последующего трехточечного изгиба со стороны стали и со стороны меди. Показано, что деформация изгибом вызывает существенное развитие характеристик тонкой структуры: увеличение уровня относительной деформации решетки и измельчение блоков мозаики.

Ключевые слова: медно-стальной биметалл, сварка взрывом, отжиг, изгиб, микротвердость, рентгеноструктурный анализ, тонкая структура

*V. N. Arisova, A. I. Bogdanov, L. M. Gurevich, R. N. Bogatyrev***CHANGES IN THE THIN STRUCTURE CHARACTERISTICS
OF COPPER-STEEL BIMETAL AFTER EXPLOSIVE WELDING,
ANNEALING AND BENDING****Volgograd State Technical University**

The results of studies of the bimetallic joint copper M3 + steel 30CrMnSiA after explosion welding, annealing at 880 °C with a holding time of 1 hour and subsequent three-point bending on both the steel and copper sides are presented. It is shown that bending deformation causes a significant development of the thin structure characteristics: an increase in the level of relative lattice deformation and a refinement of the mosaic blocks.

Keywords: copper-steel bimetal, explosion welding, annealing, bending, microhardness, X-ray structural analysis, thin structure

На различных стадиях комплексного технологического процесса изготовления деталей и узлов из слоистых композиционных материалов (СКМ) применяются операции, связанные с пластическим деформированием правкой, гибкой, прокаткой и др. Учет их влияния на структуру и свойства КМ является важным аспектом при расчете и проектировании создаваемых конструкций [1–3].

В [4–5] приведены результаты исследований медно-стального биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом, отжига при температуре 880 °С, времени выдержки 1 ч и последующего изгиба. Исследования установили возможность проведения формообразующих технологических операций для сваренного взрывом биметалла медь МЗ + сталь 30ХСА после отжига 880 °С при трехточечном изгибе с максимальными деформациями в меди 23–26 %, а в стали 10–11 % без появления трещин в составляющих композита.

Целью данной работы являются исследова-

ния по влиянию деформации изгиба на тонкую структуру сваренного взрывом медно-стального композита с использованием рентгеноструктурного анализа.

**Материалы и методика
проведения исследований**

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

Отжиг сваренного взрывом композита проводился в печи СНОЛ-1.6,2.5,1/11-ИЗ при температурах 880 °С с временем выдержки 1 ч.

Трехточечный изгиб проводился по двум вариантам, с максимальными растягивающими деформациями как на поверхности меди, так и на поверхности стали (рис. 1).

Испытания на изгиб проводили на машине УММ 10 (максимальное усилие 100 кН) с использованием верхнего пуансона («ножа») Ø20 мм, и расстояниями между нижними опорами 80 мм.

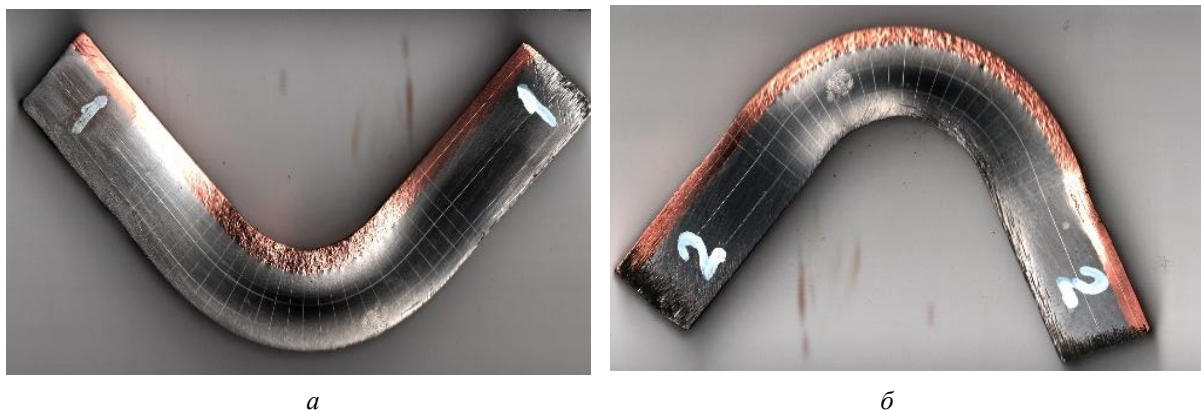


Рис. 1. Образцы исследуемого композита медь МЗ + сталь 30ХГСА после изгиба:
 а – с максимальными растягивающими деформациями на поверхности стали;
 б – с максимальными растягивающими деформациями на поверхности меди

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

Для определения изменений характеристик тонкой структуры осуществляли рентгено съемки на дифрактометре D8 ADVANCE BRUKER

профилей дифракционных линий (110) и (220) стали и (111) и (222) меди в сечениях максимальной деформации, перпендикулярных толщине биметалла, начиная с поверхности меди МЗ до зоны соединения и от нее в сталь 30ХГСА путем последовательного удаления слоев. Для выделения из общей ширины рентгеновских линий физического уширения (β), определения относительной деформации решетки ($\Delta a/a$) и размера областей когерентного рассеяния (ОКР) – блоков мозаики использовали метод аппроксимации [6].

Общий вид дифрактограммы в зоне соединения в диапазоне углов $2\Theta = 20$ – 110 град представлен на рис. 2.

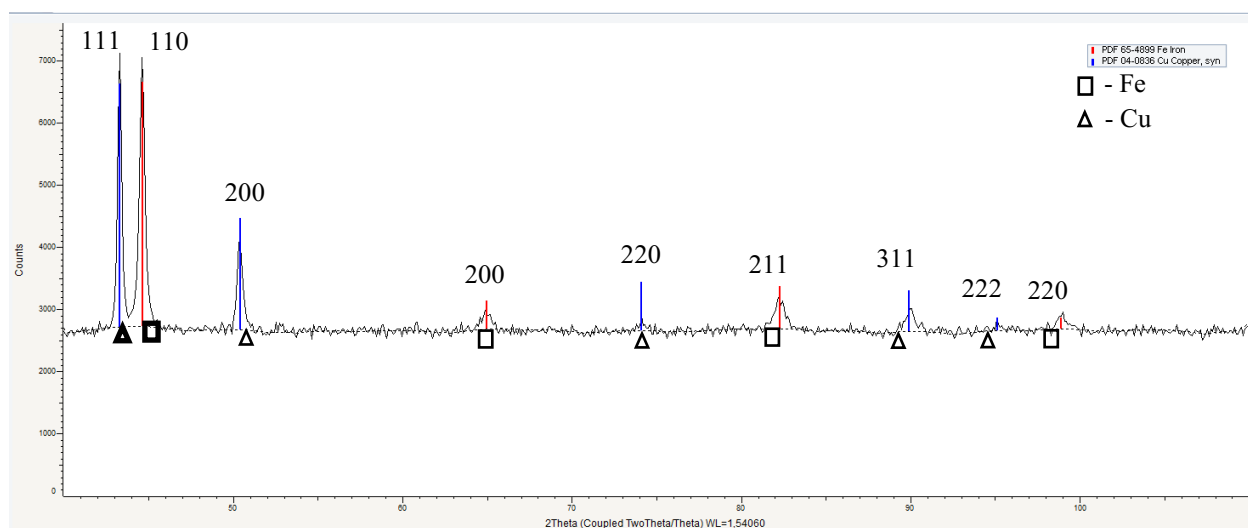


Рис. 2. Дифрактограмма МЗ+ Сталь 30ХГСА после СВ в зоне соединения, отражения Cu: 111, 200, 220, 311, 222; отражения Fe: 110, 200, 211, 220

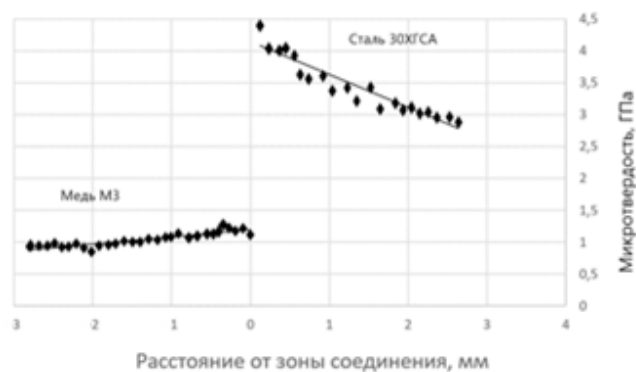
Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 3 представлены полученные оптической микроскопией микроструктура зоны со-

единения медно-стального композита после сварки взрывом (рис. 3, а) и распределение микротвердости составляющих композита возле зоны соединения (рис. 3, б).



а



б

Рис. 3. Микроструктура зоны соединения композита медь МЗ+сталь 30ХГСА после сварки взрывом (а) $\times 50$ и распределение микротвердости по сечению биметалла (б)

Анализ микроструктуры (излома рис. 3, а) показал, что после сварки взрывом в зоне соединения наблюдаются участки «вихрей», которые образовались вследствие расплавления меди при сварке, в которых присутствуют равномерно распределенные частицы стали, при этом взаимодействия между компонентами меди и стали по данным рентгеноспектрального анализа [4] не происходит. Из рис. 3, б следует, что сталь возле зоны соединения имеет более

высокую твердость до 4,5 ГПа вследствие явления наклепа при соударении пластин при сварке взрывом.

На рис. 4 приведены данные рентгеноструктурного анализа по определению характеристик тонкой структуры: относительной деформации решетки $\frac{\Delta a}{a}$, вызванную микронапряжениями, и размеров областей когерентного рассеяния – блоков мозаики D.

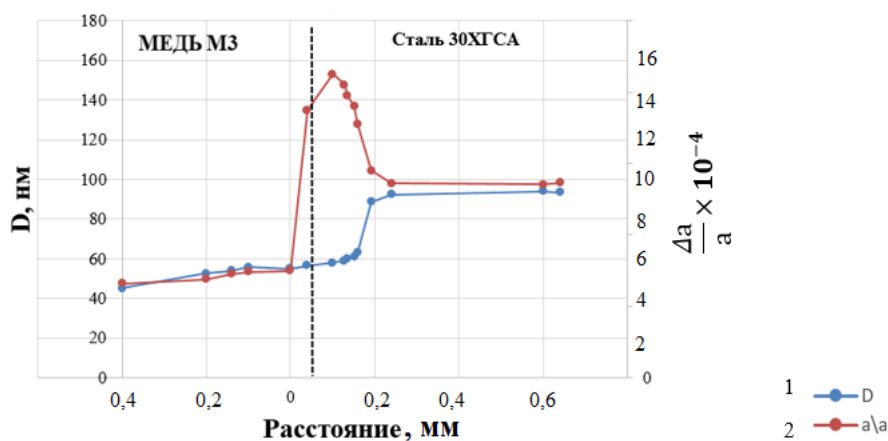


Рис. 4. Изменение уровня относительной деформации решетки $\frac{\Delta a}{a}$ и размеров блоков мозаики D в зависимости от расстояния до зоны соединения в сваренном взрывом композите

Из рис. 4 следует, что изменение характеристик тонкой структуры коррелирует с изменением твердости. В стали наблюдается существенное увеличение уровня относительной деформации решетки возле зоны соединения: от-

носительная деформация решетки $\frac{\Delta a}{a}$ достигает 15×10^{-4} , при этом измельчаются блоки мозаики до 60 нм. В меди повышение уровня относительной деформации решетки заметен только в зоне волнообразования (рис. 3, а), а на всем

остальном протяжении уровень деформации незначительный и составляет 3×10^{-4} , при этом блоки мозаики достаточно мелкие и находятся на уровне стали в зоне наклепа – порядка 50 нм.

На рис. 5 представлен график распределе-

ния микротвердости после отжига, который свидетельствует об уменьшении градиента значений: в меди микротвердость снижается до 0,8 ГПа, а в стали – до 2,0 ГПа. Твердость вихревой зоны после отжига снизилась до 0,8–1,5 ГПа.

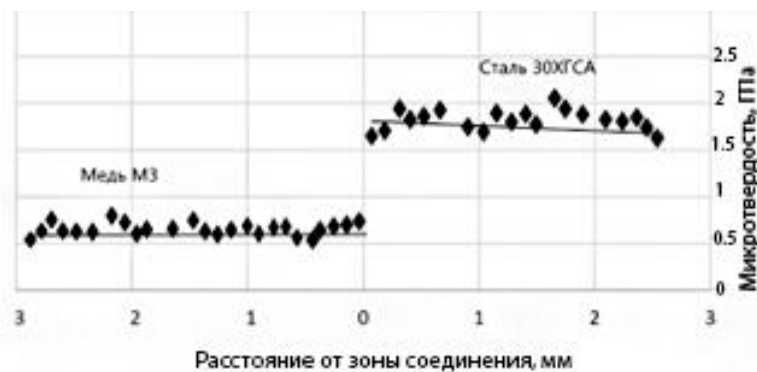


Рис. 5. Микротвердость в зоне соединения биметалла после отжига

Энергодисперсионный анализ биметалла в зоне соединения без вихревых участков не обнаружил участков взаимодействия компонентов после сварки и после отжига.

На рис. 6 представлены результаты рентгеноструктурного анализа по определению ха-

рактеристик тонкой структуры: размера блоков мозаики (ОКР) и относительной упругой деформации решетки, вызванной напряжениями второго рода, в сваренном взрывом композите после отжига 880 °С 1 ч.

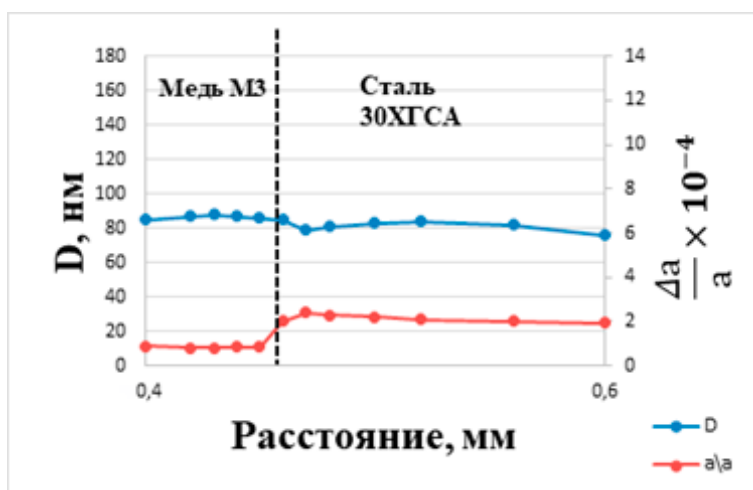


Рис. 6. Изменение уровня относительной деформации решетки и размеров блоков мозаики в зависимости от расстояния до зоны соединения в сваренном взрывом композите после отжига 880 °С 1 ч

Установлено, что что, в сваренном взрывом композите после отжига 880 °С 1 ч образуется равновесная структура: происходит существенное уменьшение твердости (рис. 5), что соответствует снижению уровня относительной деформации решетки: в меди до $0,5 \times 10^{-4}$, в стали до 2×10^{-4} при уровне размера ОКР и в меди и в стали – 80 нм (рис. 6).

На рис. 7 представлены графики распределе-

ния микротвердости образцов после изгиба со стороны меди (рис. 7, а) и со стороны стали (рис. 7, б).

По сравнению с отожженным состоянием в результате деформации изгибом вследствие пластической деформации произошло упрочнение составляющих биметалла. При изгибе со стороны стали микротвердость по меди увеличилась в 2 раза до 1,5 ГПа, а сталь упрочнилась до 3 ГПа. При изгибе со стороны меди микротвердость меди возросла до 1,5–1,7 ГПа,

а значения микротвердости в стали достигают 4 ГПа.

Структуры полученных после изгиба образцов представлены на рис. 8.

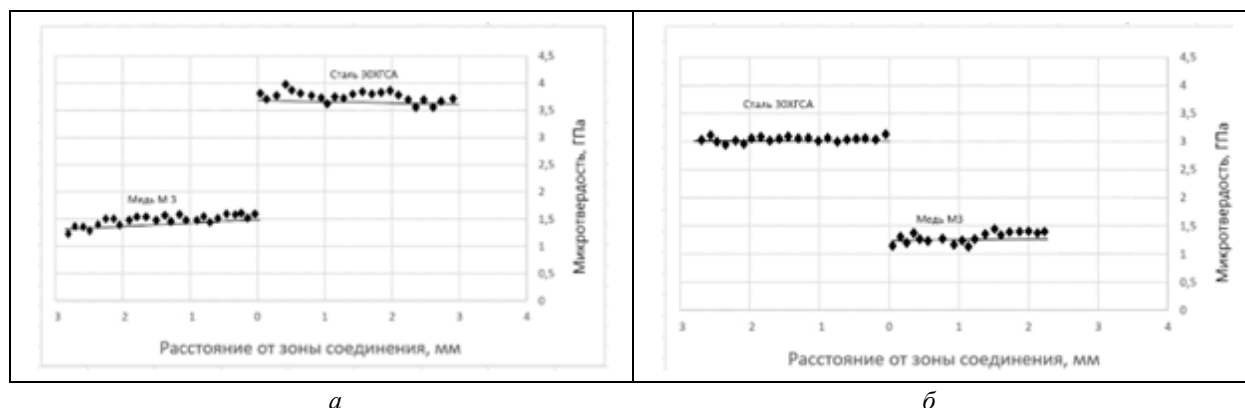


Рис. 7. Распределение микротвердости в зоне соединения КМ медь МЗ-сталь 30ХГСА, изгиб со стороны меди (а), изгиб со стороны стали (б)

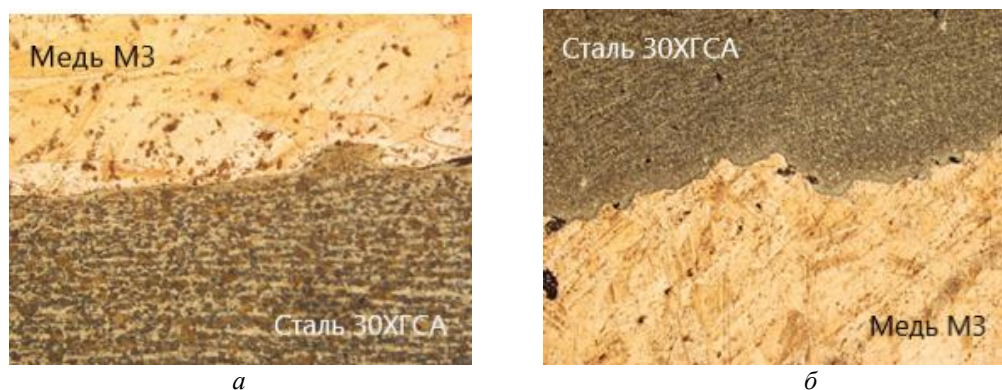


Рис. 8. Микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом композита медь МЗ+сталь 30ХГСА: а – изгиб со стороны стали; б – изгиб со стороны меди

На микроструктурах наблюдается ярко выраженная ориентированность зерен стали. Медь имеет рекристаллизованные зерна, сформированные после отжига при высокой температуре 880 °С, явной текстуры не наблюдается, но при изгибе со стороны меди отчетливо видны двойники – пластическая деформация осуществля-

лась путем двойникования. При изгибе со стороны стали двойников в меди не наблюдалось.

На рис. 9 представлены графики изменения размеров ОКР (блоков мозаики) и относительной упругой деформации кристаллической решетки в зависимости от расстояния до зоны соединения после изгиба.

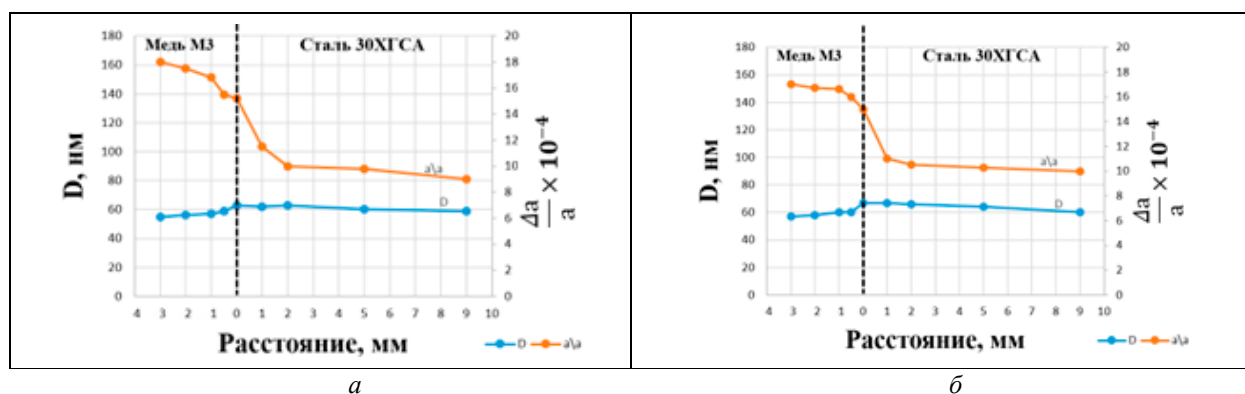


Рис. 9. Изменение уровня относительной деформации решетки $\frac{\Delta a}{a}$ и размеров блоков мозаики D в зависимости от расстояния до зоны соединения в сваренном взрывом композите после изгиба со стороны стали (а), со стороны меди (б)

При изгибе со стороны стали размер блоков мозаики остается практически постоянным (около 60–65 нм) по всему сечению образца. Относительная деформация решетки в медной зоне имеет очень высокий уровень (18×10^{-4}), в стальной зоне деформация достигает 11×10^{-4} .

При изгибе со стороны меди размер блоков мозаики имеет также значения 60–65 нм, а относительная деформация решетки в медной зоне также имеет очень высокий уровень (17×10^{-4}), а в стальной зоне она достигает значений $10\text{--}11 \times 10^{-4}$. Изменения уровня относительной деформации решетки коррелируют со значениями пластической деформации – самые высокие значения наблюдаются именно в меди [5], что способствует существенному развитию ее тонкой структуры.

Выводы

1. Установлено, что в медно-стальном биметалле в околосварочной зоне после сварки взрывом изменение характеристик тонкой структуры коррелирует с изменением микротвердости: в зоне наклепа стали происходит существенное увеличение относительной деформации кристаллической решетки, вызванное микронапряжениями в этой зоне, и дробление блоков мозаики. В меди развитие характеристик тонкой структуры наблюдается только в зоне волнообразования. После отжига произошло снятие наклепа в стали, уменьшение микротвердости в составляющих композита с получением равновесной структуры – низким уровнем микронапряжений и крупными блоками мозаики.

2. Исследования микротвердости композита после изгиба показали, что произошло упрочнение составляющих биметалла: при изгибе со стороны стали микротвердость меди увеличилась в 2 раза до 1,5 ГПа, а сталь упрочнилась до 3 ГПа; при изгибе со стороны меди микротвердость меди возросла до 1,5–1,7 ГПа, а значения микротвердости в стали достигают 4 ГПа. При этом упрочнение сопровождается существенным развитием характеристик тонкой структуры, особенно в меди.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пасечник, Н. В. Машиностроение : энциклопедия. В 40 т. Т. 4 – 5 Машины и агрегаты металлургического производства / Н. В. Пасечников, В. М. Синицкий, В. Г. Дрозд. – М. : Машиностроение, 2000. – 342 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургиздат, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Арисова, В. Н. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (251) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.
5. Исследование сваренного взрывом медно-стального биметалла после изгиба / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. П. Голикова, В. С. Семенова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (281) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 6–11.
6. Иванов, А. Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия / А. Н. Иванов, Л. Н. Расторгуев, Я. С. Уманский. – М. : Металлургия, 1982. – 632 с.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-26-30

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. С. Чистяков, Д. Е. Ефремов

ВЛИЯНИЕ СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ КОМПОЗИТА НА ОСНОВЕ ПТФЭ С β -СИАЛОНОМ, ПОЛУЧЕННОГО ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru, inet-agv@mail.ru, aleksmen20000@yandex.ru, korjik.xe.1987@mail.ru

Методом рентгеноструктурного анализа были исследованы полимерные композиционные материалы на основе термопластичного полимера, политетрафторэтилена, наполненного β -сиалонном после взрывного прессования и последующего спекания. Исследования проведены с целью разработки технологии получения полимерных композиционных материалов, обладающих повышенными прочностными и антифрикционными свойствами.

Ключевые слова: взрывное прессование, спекание, политетрафторэтилен, β -сиалон, рентгеноструктурный анализ

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. S. Chistyakov, D. E. Efremov

EFFECT OF SINTERING ON STRUCTURAL CHANGES IN A PTFE-BASED COMPOSITE WITH β -SIALON OBTAINED BY EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

X-ray diffraction analysis was used to study polymer composite materials based on a thermoplastic polymer, polytetrafluoroethylene, filled with β -sialone after explosive pressing and subsequent sintering. The research was carried out in order to develop a technology for the production of polymer composite materials with increased strength and antifriction properties.

Keywords: explosive pressing, sintering, polytetrafluoroethylene, β -sialone, X-ray diffraction analysis

Введение

Полимерные материалы известны своими ценными физическими и химическими свойствами. Однако, путем создания полимерных композиционных материалов (ПКМ) на их основе, можно добиться еще более высоких характеристик. Эти дополнительные свойства повышают практичность и привлекательность ПКМ для потребителя. Ключевым методом для достижения таких улучшений является модификация полимера при различных высокоэнергетических воздействиях [1, 2], а также спекание прессовок для их монолитизации [3].

Процесс наполнения полимеров приводит к модификации их структуры на различных уровнях, причем характер этих изменений напрямую зависит от типа используемого напол-

нителя. Так, термопластичный политетрафторэтилен (ПТФЭ) может быть улучшен путем добавления различных наполнителей. Среди них – кокс, графит, дисульфид молибдена, сиалон, металлические порошки, оксиды, нитриды и другие материалы, вводимые в концентрациях от 0,5 до 50 % по массе [4].

Для устранения дефектов при производстве полимерных композиционных материалов, таких как неравномерное распределение компонентов, образование скоплений наполнителя и слабая адгезия, применяются различные методы обработки: механическая, химическая или высокоэнергетическая (включая ударно-волновую обработку, а также облучение радиацией, УФ-светом, ионизирующим излучением, лазером или ультразвуком) [1, 2].

Благодаря взрывному прессованию (ВП) возможно получение широкого спектра композиционных материалов, включающих полимеры, металлы и керамику. В частности, этот метод особенно подходит для создания полимерных композиционных материалов на основе ПТФЭ. Взрывное прессование, в отличие от традиционных методов, позволяет преодолеть трудности, связанные с высокой вязкостью и сложной переработкой ПТФЭ, создавая оптимальные условия для структурных изменений и химических реакций, определяющих улучшение характеристик материала [5].

В работе исследовано влияние спекания на структурные изменения в композитах ПТФЭ с керамическим ультрадисперсным наполнителем β -сиалон, полученных взрывным прессованием.

Материалы и методы исследования

Выбор ПТФЭ в качестве матрицы обусловлен его уникальными свойствами: способность функционировать как при криогенных (до $-269\text{ }^{\circ}\text{C}$), так и при повышенных температурах (до $280\text{ }^{\circ}\text{C}$), исключительная химическая и климатическая стойкости, высокие электроизоляционные свойства, низкий коэффициент трения, а также биосовместимость и нетоксичность. Материалы на основе ПТФЭ используются для работы в жестких условиях оборудования химического, нефтегазового и энергетического комплексов [1].

В качестве наполнителей использовали: β -сиалон – техническая керамика, оксинитрид алюминия-кремния (SiAlON), получен плазмохимическим синтезом с размером частиц $100\text{--}250\text{ нм}$.

Образцы для исследований получали взрывным прессованием по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной [6]. Содержание наполнителя составляло 2, 10, 20 % об. Полученные плоские прессовки не имели следов расслоения и деструкции. Давление ВП исследованных композиций было выбрано на основе ранее проведенных исследований [7] и составляло 0,9 ГПа. Спекание проводили в диапазоне температур от 380 до $390\text{ }^{\circ}\text{C}$ с выдержкой 30 мин, охлаждение образцов проходило вместе с печью.

Структурные изменения композитов изучены после ВП и последующего спекания. Для проведения структурного анализа полученных композиционных прессовок, а также для оценки степени кристалличности композита, влия-

ющей на прочность материала и его физико-механические свойства, был использован метод рентгеноструктурного анализа (РСА).

Степень кристалличности и параметры структуры определяли с использованием рентгеновского дифрактометра D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany), применяя фильтрованное $\text{CuK}\alpha$ излучение (длина волны $0,154\text{ нм}$), фокусировка по Брэггу-Брентано $\theta\text{--}2\theta$ – брэгговский угол). Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с помощью программного обеспечения Diffraction EVA (version 4.2.1).

Расчет параметров кристаллической структуры проводили согласно методике, описанной в [8]. Определяли степень кристалличности (χ) по методике Аггарвала-Тилля, для изучения дефектности кристаллических образований использовали методику Холла, а микронапряжения 2-го рода (σ_{II}) определяли по формуле с использованием модуля Юнга, для образцов после ВП и последующего спекания.

Микроструктурные исследования композитов на основе ПТФЭ проводили на оптическом микроскопе Olympus 61BX.

Результаты исследований и их обсуждение

Исследования микроструктуры образцов ПТФЭ с содержанием 10 % β -сиалона до (рис. 1, а) и после спекания (рис. 1, б) показали, что полученный композит представляет однородный, монолитный материал, без пор, следов расслоения. После спекания (рис. 1, б) визуализируются ярко выраженные границы межчастичного взаимодействия, а ультрадисперсный наполнитель, располагается равномерно по границам зерен матрицы, что положительно влияет на структуру композита.

Исследования методом РСА композитов ПТФЭ с β -сиалон показали, что не зависимо от содержания наполнителя полимер сохраняет аморфно-кристаллическую структуру как после ВП, так и последующего спекания. Анализ дифракционной картины (рис. 2) свидетельствует о большой стабильности аморфно-кристаллической структуры ПТФЭ при ударном воздействии давлением 0,9 ГПа, которая сохраняется при последующем нагреве.

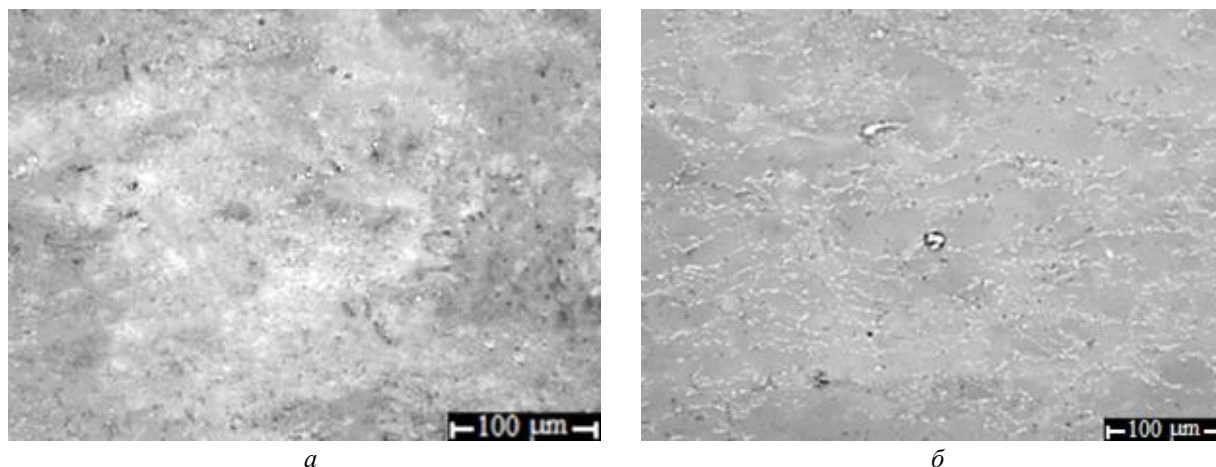


Рис. 1. Микроструктура ПТФЭ + 10 % β -сиалона после ВП (а) и последующего спекания (б)

Не зависимо от вида обработки рентгеновские максимумы отражают картину характерную смеси компонентов ПТФЭ и β -сиалона (рис. 2): полимеру принадлежит интенсивный кристаллический пик $2\theta \approx 18^\circ$ и ряд менее интенсивных максимумов около 32° ; 37° ; 42° , рефлексы β -сиалона лежат при углах $2\theta=23,28^\circ$; $2\theta=26,94^\circ$; $2\theta=33,38^\circ$ и имеют очень малую интенсивность.

Причем увеличение объемной доли наполнителя оказывает малое влияние на его дифракционные максимумы, которые слабо иден-

тифицируются, что вероятно обусловлено высокой дисперсностью наполнителя.

После ВП χ максимальна – 82–85 % не зависимо от степени наполнения, а после спекания снижается до 67–71 % (рис. 3). После спекания дифракционная картина характеризуется увеличением аморфного гало, при углах $2\theta \approx 15\text{--}20^\circ$ (рис. 2), а его центр тяжести и занимаемая им площадь смещаются в сторону уменьшения дифракционных углов, что вызвано перестройкой аморфной составляющей матрицы, которая становится менее упорядоченной [9].

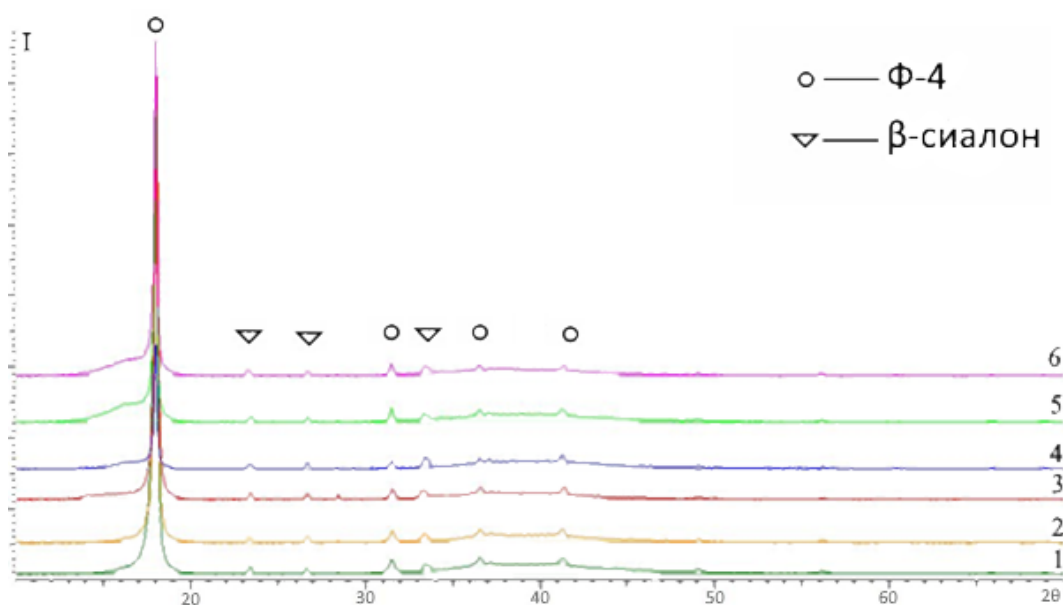


Рис. 2. Дифрактограммы композитов ПТФЭ с β -сиалоном после ВП (1–3) и последующего спекания (4–6) с содержанием: 1, 4 – 2 %; 2, 5 – 10 %; 3, 6 – 20 % наполнителя

Результаты расчета параметров тонкой структуры полимера показали, что до и после спекания они практически не зависят от содер-

жания наполнителя (рис. 3, таблица): физическое уширение рентгеновских линий β после ВП составляет 3,6–3,8 мрад и снижается после

нагрева до 2,6–2,9 мрад. Фазовая перекристаллизация при спекании формирует крупнокристаллическую структуру ПТФЭ с размером 50–57 нм, что в 1,3–1,4 раза больше, чем после ВП, чему способствовало медленное охлаждение вместе с печью, одновременно в результате нагрева снижаются значения деформации кристаллической решетки с $5,6\text{--}6,0 \cdot 10^{-3}$

до $4,1\text{--}4,7 \cdot 10^{-3}$ и напряжения второго рода с 2,3–2,5 МПа до 1,7–1,9 МПа.

Такие изменения супрамолекулярной структуры обусловлены в том числе и модифицирующим действием частиц наполнителя, которые способствуют переориентации макромолекул, формируя мало дефектную, крупнокристаллическую структуру.

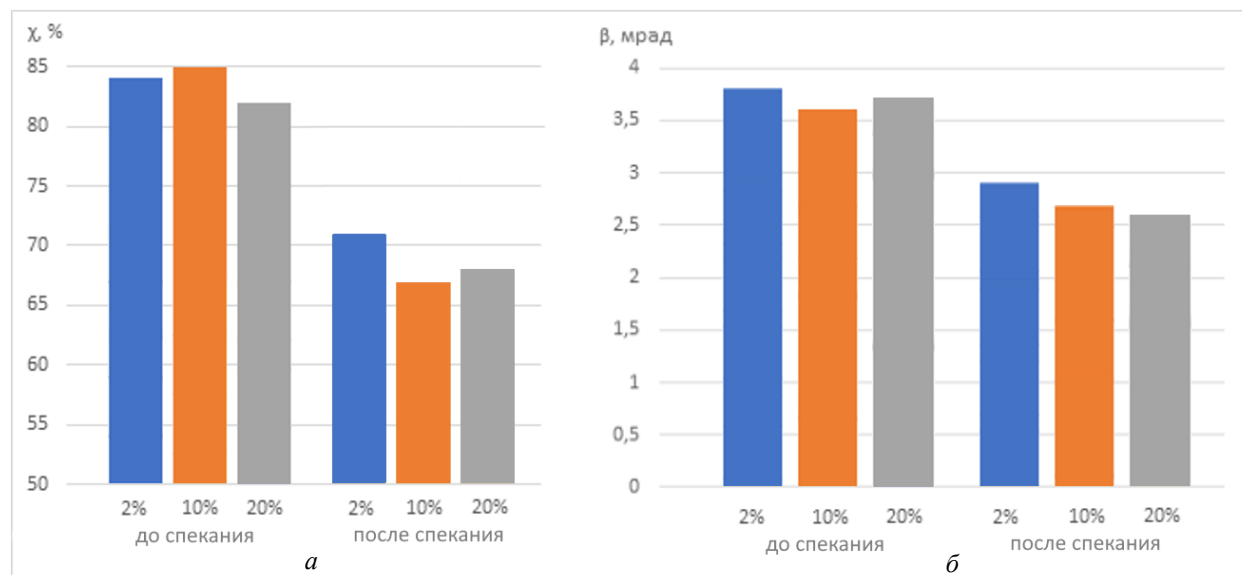


Рис. 3. Степень кристалличности (а) и физическое уширение (б) композиций ПТФЭ + β -сиалон до и после спекания

Характеристики структуры композиций ПТФЭ + β -сиалон после ВП

Содержание наполнителя, %	Спекание	Результаты расчета		
		D, нм	$\Delta d/d, 10^{-3}$	σ_{II} , МПа
2	–	38	6,0	2,5
2	+	50	4,7	1,9
10	–	41	5,6	2,3
10	+	55	4,2	1,7
20	–	40	5,8	2,4
20	+	57	4,1	1,7

Выводы

1. После ВП полимерной композиционной смеси ПТФЭ с β -сиалоном полимер сохраняет аморфно-кристаллическое строение, пики β -сиалона практически не идентифицируется в независимости от содержания наполнителя в полимере.

2. При спекании происходит смещение аморфного гала, что связано с разупорядочиванием аморфной фазы, визуализируются ярко выраженные границы межчастичного взаимодействия, а ультрадисперсный наполнитель, распола-

гается равномерно по границам зерен матрицы, что положительно влияет на структуру ПКМ.

3. В результате спекания ПКМ ПТФЭ с β -сиалоном степень кристалличности уменьшается с 82–85 % до 67–71 %, формируется мало дефектная структура: уменьшаются физическое уширение в 1,3–1,4 раза, искажения кристаллической решетки в 1,3 раза и микронапряжения 2-го рода в 1,3 раза, в то же время благодаря медленному охлаждению размер кристаллитов становится на 1/3 больше чем до спекания.

4. Установлено, что ВП и последующее спекание позволяет получать качественные ПКМ ПТФЭ с β -сиаломом с формированием однородной структуры с высокой степенью кристалличности, полученный композит представляет однородный, монолитный материал, без пор, следов расслоения, что позволяет рекомендовать данный перспективный метод для промышленного применения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 1999. – 162 с.
2. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Больбасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
3. Исследование термических свойств и структуры композитов СВМПЭ с β -сиаломом после взрывного прессования / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Д. В. Савин, В. С. Пироженов, Д. А. Ан, А. В. Казуров // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 30–34.
4. Gogoleva O. V., Okhlopko A. A., Petrova P. N. Development of Self-Lubricating Antifriction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // Journal of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388.
5. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Adamenko N.A., Kazurov A.V., Agafonova G.V. // International Conference on Innovations and Prospects of Development of Mining Machinery and Electrical Engineering 2017, IPDME 2017 Serp. "IOP Conference Series: Earth and Environmental Science" 2017. C.
6. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – 240 с.
7. Структурные изменения в композиционных материалах на основе политетрафторэтилена при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. С. Чистяков, Д. Е. Ефремов, А. Ю. Водолазов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (301) / ВолгГТУ. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – Волгоград, 2025. – С. 42–46.
8. Мартынов, М. А. Рентгенография полимеров / М. А. Мартынов и К. А. Вылежанина. – М. : Химия, 1972. – 98 с.
9. Волкова, В. К. Анализ структурных изменений композиционных материалов на основе ПТФЭ после теплового воздействия / В. К. Волкова // Международный научно-исследовательский журнал. – 2022. – № 5–1(119). – С. 32–36.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-30-34

А. В. Казуров, Н. А. Адаменко, Т. Г. Качурина

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПТФЭ-ЖЕЛЕЗО

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: av.kazurov@mail.ru, mvpol@vstu.ru, tantyanka@list.ru

Исследовано влияние концентрации частиц железа на термомеханические свойства и тепловое расширение ПТФЭ, полученного статическим прессованием порошковых смесей с последующим спеканием. Установлено, что введение железа в ПТФЭ и повышение его концентрации с 10 до 30 % мало сказывается на изменении теплового расширения и деформируемости ПТФЭ, что связывается со слабым адгезионным взаимодействием.

Ключевые слова: ПТФЭ, порошковое железо, статическое прессование, спекание, композиционный материал, адгезионное взаимодействие, термомеханический анализ, тепловое расширение

A. V. Kazurov, N. A. Adamenko, T. G. Kachurina

STUDY OF THERMOMECHANICAL PROPERTIES OF PTFE-IRON COMPOSITE MATERIALS

Volgograd State Technical University

The effect of iron particle concentration on the thermomechanical properties and thermal expansion of PTFE obtained by static pressing of powder mixtures with subsequent sintering was studied. It was found that the introduction of iron into PTFE and an increase in its concentration from 10 to 30% has little effect on the change in thermal expansion and deformability of PTFE, which is associated with weak adhesive interaction.

Keywords: PTFE, powder iron, static pressing, sintering, composite material, adhesive interaction, thermomechanical analysis, thermal expansion

Введение

Использование политетрафторэтилена (ПТФЭ) с исключительными антифрикционными и антикоррозионными характеристиками ограничивается его повышенной хладотекучестью, низкой прочностью и износостойкостью. Эти недостатки ПТФЭ частично решаются путем введения до 30 % об. различных дисперсных веществ [1–3], что приводит к созданию полимерных композиционных материалов (КМ).

В качестве наполнителя актуально использовать железо, так как оно относительно дешево и обеспечивает хорошую работу при трении в паре со сталью [1, 3, 4], в том числе за счет улучшения теплоотвода от поверхности трения [1, 3]. Основной метод получения КМ на основе ПТФЭ из-за его очень большой вязкости в расплавленном состоянии включает методы порошковой металлургии, в том числе статическое прессование и спекание. Учитывая это, целью работы было исследование влияния концентрации (10 и 30 % об.) дисперсного железа на термомеханические свойства КМ на основе ПТФЭ, полученных статическим прессованием и спеканием.

Методика проведения исследований

Композиционные материалы получали статическим прессованием порошковых смесей

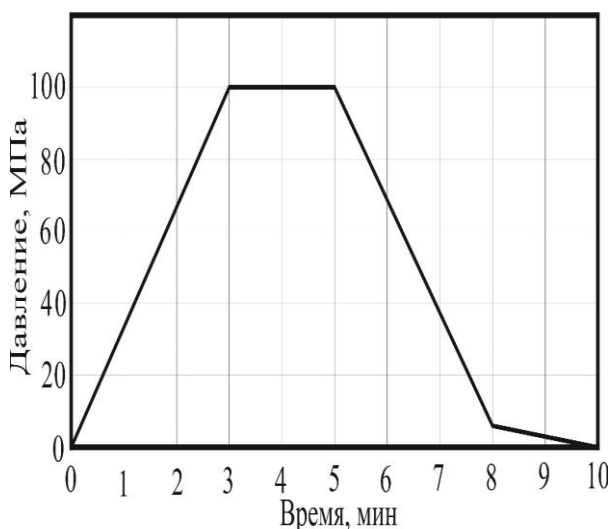


Рис. 1. Режим статического прессования КМ ПТФЭ +железо

Микроструктуры материалов получали с помощью оптического микроскопа (ОМ) Olympus 61BX в отраженном свете. По микроструктурам определяли равномерность распределения фаз, плотность их взаимодействия и дополнительно контролировали их количе-

ПТФЭ (ГОСТ 10007–80) с 10 и 30 % об. железа. Предварительно порошок железа марки ПЖВ5 (ГОСТ 9849–86) просеивали, чтобы получить размер частиц 100–200 мкм. Объемные пропорции в композиционных материалах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г), взвешенных на лабораторных электронных весах OHAUS-123. Статическое прессование (СП) образцов проводилось в односторонних пресс-формах давлением 100 МПа по режиму, представленному на рис. 1, что обеспечивало наилучшую уплотняемость порошковой смеси и наименьшие остаточные напряжения.

Спекание полученных прессовок осуществлялось в свободном состоянии в электропечи SNOL 8,2/1100 по режиму, представленному на рис. 2, включающего нагрев до 380 °С, выдержку в течение 45 мин. и последующее охлаждение с печью.

Плотность (ρ) измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах Shinko HTR-220CE согласно ГОСТу 15139–69. Пористость определяли путем соотношения экспериментальной и теоретической плотности. Теоретическую плотность рассчитывали по правилу смеси (плотности железа $\rho_{ж\text{е}} = 7800 \text{ кг/м}^3$ и ПТФЭ $\rho_{\text{ПТФЭ}} = 2120\text{--}2280 \text{ кг/м}^3$).

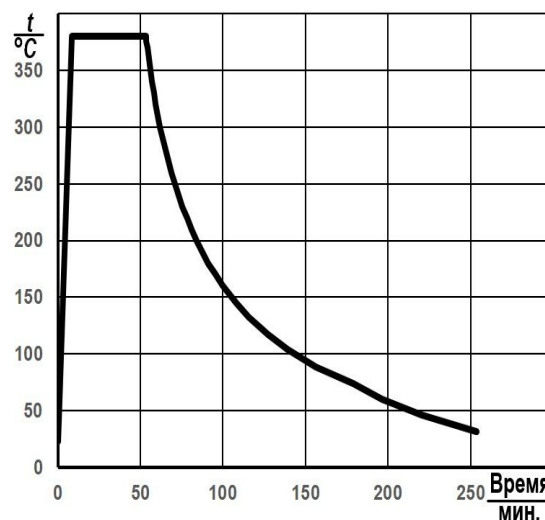


Рис. 2. Режим спекания образцов

ство с помощью программного обеспечения AnalySYS к микроскопу Olympus 61BX.

Термомеханический анализ (ТМА) наполненного ПТФЭ проводили на установке Netzsch 402 F3 Hyperion по общепринятой методике [5]. При нагревании образца замерялось внедрение

цилиндрического индентора диаметром 1 мм под нагрузкой 1 Н и пересчитывалось в относительные величины исходя из толщины образца. Образцы имели толщину 3 мм и диаметр 5 мм, нагрев производили до 415 °С со скоростью 3 °С/мин, а направление измерения осуществлялось вдоль направления прессования образцов.

Тепловое расширение (линейное) измеряли по одноосной схеме на той же установке с аналогичными образцами. Для обеспечения плотного контакта с образцом к толкателю прикладывалась минимальная нагрузка 0,001 Н. С помо-

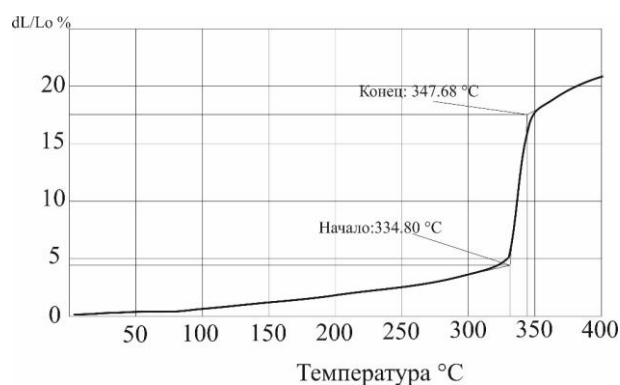


Рис. 3. Определение характерных температур и деформаций при тепловом расширении композиционных материалов ПТФЭ-железо

щью встроенного программного обеспечения *Proteus 61* определялись характерные температурные переходы (рис. 3) по изгибу кривых теплового расширения (t_1 , t_2 , ε_1 , ε_2) и ТМА. Приведенные значения, плотности, кривых ТМА и теплового расширения являлись результатом аппроксимации экспериментальных данных, полученных при испытании не менее трех одинаковых образцов КМ.

Результаты исследований

Исследование микроструктур КМ после спекания показало (рис. 4), что полимерная матрица выглядит монолитной, без пор, пустот и трещин, в ней равномерно распределены частицы железа, которые сохраняют равноосную форму, характерную для исходного порошка. При этом плотность КМ, содержащих как 10 %, так и 30 % железа, достигает предельных значений (табл. 1), близких к теоретической плотности, что связано с высокой пластичностью ПТФЭ. В итоге, остаточная пористость образцов составляет не более 3–5 %. Спекание незначительно снижает (табл. 1) плотность КМ, содержащих 10 и 30 об. % железа, что связано с аморфизацией структуры ПТФЭ и частичным расслоением по межфазным границам [6].

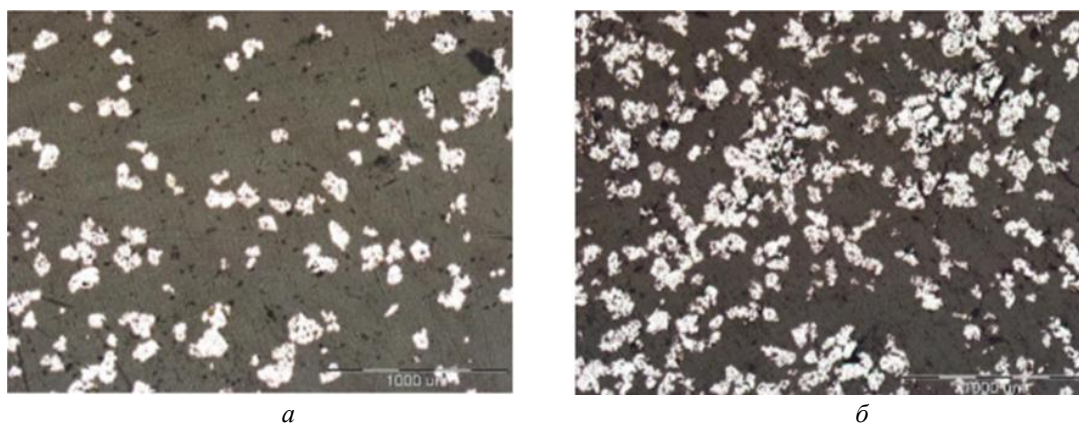


Рис. 4. Микроструктура КМ ПТФЭ+10 % (а) и 30 % (б) железа после статического прессования и спекания

Таблица 1

Плотность и пористость КМ ПТФЭ-железо

Содержание железа, об. %	Спекание	Плотность, кг/м ³		Пористость, %
		Теоретическая	Экспериментальная	
10	—	2832	2732	3,5
	+	3936	2677	3,4
30	—	2688	2564	4,6
	+	3824	3649	4,6

Кривые ТМА представлены на рис. 5, на них наблюдаются характерные температуры перехода t_1 , t_2 , t_3 . (табл. 2). До t_1 преимущественно наблюдаются отрицательные деформации (до -3 %), что связано с расширением высококристаллической структуры ПТФЭ. После t_1 до t_2 , интенсивно развиваются положительные деформации (до 6,1 %), связанные с внедрением индентора в размягчающуюся массу полимера, после чего происходит резкое расширение полимера до t_3 , связанное с плавлением кристаллической фазы ПТФЭ. После t_3 интенсивность расширения снижается, что связано с конкурированием процессов внедрения индентора и расширением еще достаточно вязкой и твердой аморфной фазы ПТФЭ.

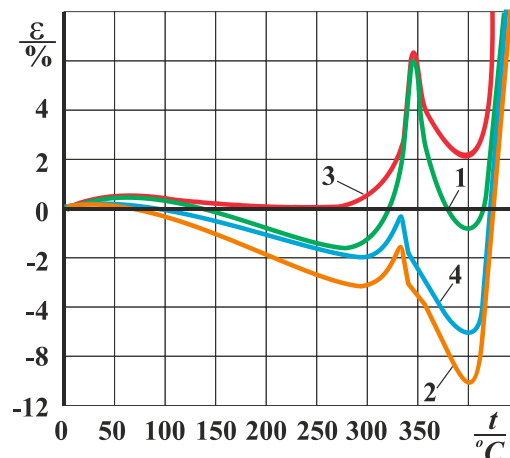


Рис. 5. Кривые ТМА КМ ПТФЭ + 10 % (1, 2) и 30 % (3, 4) железа: 1, 3 – до спекания; 2, 4 – после спекания

Таблица 2

Характерные температуры и деформации кривых ТМА КМ ПТФЭ- железо

Содержание Fe, %	Спекание	t_1 , °C	ε_1 , %	t_2 , °C	ε_2 , %	t_3 , °C	ε_3 , %	ε_{415} , %
10	–	311	-1	345	5	400	-1	8
	+	300	-3	332	-2	400	-10	8
30	–	305	1	345	5	400	2	8
	+	300	-2	332	-1	400	-6	8

При нагреве выше температуры 400 °C (рис. 5) резко размягчается молекулярная структура ПТФЭ, повышается подвижность и ослабляется взаимодействие между макромолекулами, несвязанных с металлом, что приводит к резкому наращиванию (более 8 %) деформаций внедрения (рис. 5, кривые 1 и 3).

Увеличение концентрации железа в КМ с 10 до 30 % практически не влияет на ход термомеханических кривых (рис. 5, кривые 2, 4), особенно, после спекания, что дополнительно свидетельствует о низком адгезионном взаимодействии КМ.

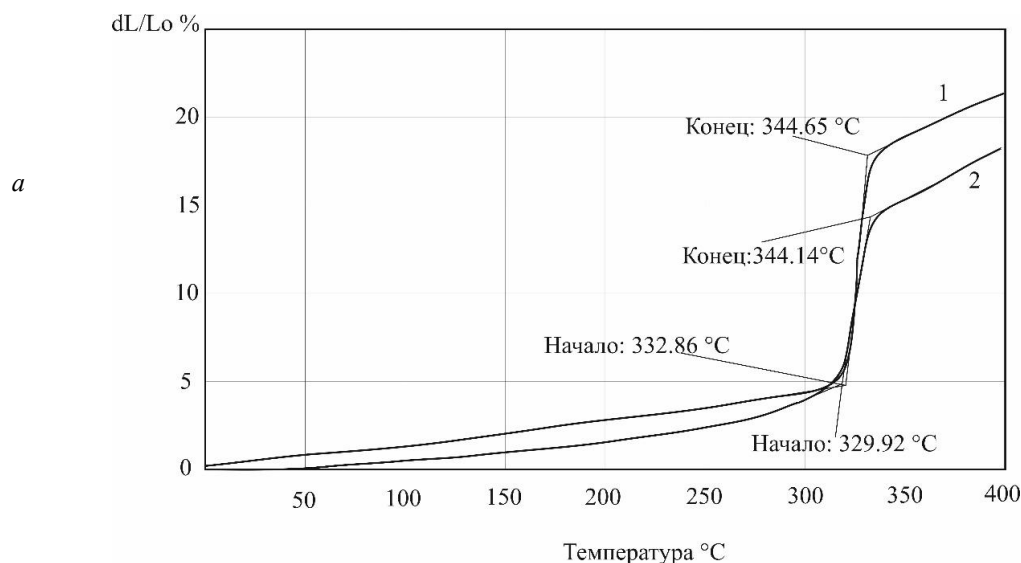


Рис. 6. Кривые теплового расширения КМ ПТФЭ + 10 % (а) и 30 % (б) железа: 1 – без спекания; 2 – со спеканием (см. также на с. 34)

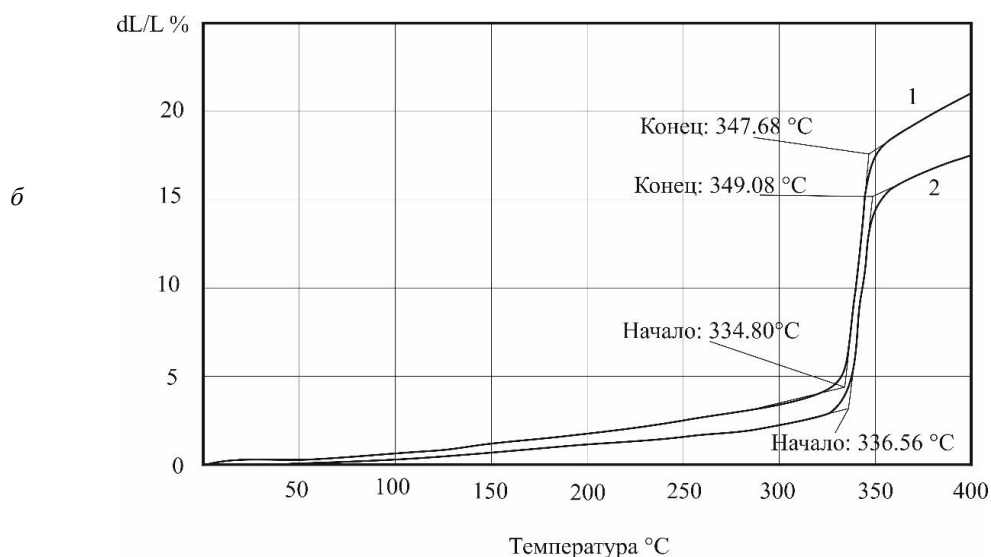


Рис. 6. Окончание

Исследования теплового расширения ПТФЭ (рис. 6) показали, что на кривых выявляется характерный скачок при температуре перехода t_1 – t_2 , обусловленный плавлением кристаллической фазы ПТФЭ ($t_{пл} = 341^\circ\text{C}$ – до спекания и $t_{пл} = 327^\circ\text{C}$ – после спекания).

В температурном интервале до t_1 (табл. 3) происходит небольшое увеличение деформации, связанное с малой тепловой подвижностью макромолекул и стабильным состоянием кристаллической фазы ПТФЭ.

В диапазоне температур t_1 – t_2 (табл. 3) происходит характерный скачок деформации с ε_1 до ε_2 , связанный с плавлением кристаллической фазы ПТФЭ. Выше t_2 происходит равномерный рост деформаций, связанный с усилением теплового движения макромолекул в аморфном состоянии. В КМ с увеличением содержания железа с 10 до 30 % температуры перехода и характерные деформации практически не изменяются (табл. 3): как до так и после спекания (табл. 3).

Таблица 3

Характеристики кривых теплового расширения КМ ПТФЭ-железо

Концентрация, %	Спекание	$t_1, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_1, \%$	$t_2, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon_2, \%$
10	–	332	4,7	344	18
	+	330	4,9	344	14,5
30	–	334	4,1	347	17,6
	+	336	3,1	349	15,1

Таким образом, термомеханическое поведение исследуемых образцов показывает, что увеличение содержания железа не сильно влияет на деформации при тепловом расширении и внедрении композитных материалов и не меняет температур размягчения из-за слабой адгезии между матрицей и наполнителем. Это требует поиска более эффективных способов получения данных КМ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Применение фторполимерных материалов в трибологии: состояние и перспективы / В. М. Бузник, Г. Ю. Юрков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 4 (72). – С. 133–149.
2. Металлополимерные нанокompозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин,

А. П. Алхимов [и др.]. – Новосибирск : изд. СО РАН, 2005. – 260 с.

3. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипники / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М. : Машиностроение, 1976. – 192 с.

4. Адаменко, Н. А. Металлофторопластовые композиционные материалы для направляющих скольжения с повышенной несущей способностью в узлах трения / Н. А. Адаменко, Ю. П. Трыков, Э. В. Седов, А. В. Казуров, И. И. Криволицкая // Конструкции из композиционных материалов. – 2003. – № 2. – С. 48–52

5. Тейтельбаум, Б. Я. Термомеханический анализ полимеров / Б. Я. Тейтельбаум. – М. : Химия, 1979. – 234 с.

6. Исследование особенностей структурообразования во фторопласт-алюминиевых композиционных материалах при спекании / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (237) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–46.

УДК 620.191.33:666.974.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-35-39

*Р. А. Бурханова, О. В. Душко***ОЦЕНКА ХАРАКТЕРИСТИК КАПИЛЛЯРНО-ПОРИСТОЙ СТРУКТУРЫ
ЖАРОСТОЙКИХ БЕТОНОВ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: burkhanov@inbox.ru, dushko@vgasu.ru

В статье предложена авторская методика оценки характеристик капиллярно-пористой структуры цементного камня и бетона, в том числе: определение количества неиспаряемой воды, емкости мономолекулярного слоя адсорбата V_m и удельной поверхности материала S , определение объемов пор в цементном камне и бетоне. Представлены результаты определения пористости бетона с учетом высокотемпературного нагрева. Даны рекомендации по расчету интегральной, дифференциальной пористости, площади пор и удельной поверхности жаростойкого бетона.

Ключевые слова: жаростойкий бетон, капиллярно-пористая структура, удельная поверхность материала, пористость, высокотемпературный нагрев

*R. A. Burkhanova, O. V. Dushko***ASSESSMENT OF THE CHARACTERISTICS OF THE CAPILLARY-POROUS
STRUCTURE OF HEAT-RESISTANT CONCRETE****Volgograd State Technical University**

The article proposes the author's method for assessing the characteristics of the capillary-porous structure of cement stone and concrete, including: determining the amount of non-evaporating water, the capacity of the monomolecular adsorbate layer V_m and the specific surface of the material S , determining the volume of pores in cement stone and concrete. The results of determining the porosity of concrete are presented taking into account high-temperature heating. Recommendations are given for calculating the integral, differential porosity, pore area and specific surface of heat-resistant concrete.

Keywords: heat-resistant concrete, capillary-porous structure, specific surface area of the material, porosity, high-temperature heating

Введение

Особенности пористой структуры различных видов жаростойких бетонов и закономерности ее изменения необходимо учитывать при назначении режимов сушки и первого разогрева тепловых агрегатов из жаростойких бетонов. В статьях [1–4] показано влияние характера пористой структуры на процессы тепло- и массопереноса при нагреве и остывании различных видов жаростойких бетонов и их напряженно-деформированное состояние, оказывающее влияние на трещиностойкость и долговечность бетона. После того, как из бетона удалена влага, пористая структура и конгломератное строение жаростойких бетонов также оказывает влияние на процесс разрушения бетона. Зарождение и развитие трещин в бетоне при воздействии высоких температур и нагрузки зависит от влияния различных технологических факторов: вида и состава бетона, отношения вяжущего к заполнителю, максимальной крупности заполнителя, условий твердения и других. При этом расход энергии в процессе разрушения бе-

тона определяется свойствами растворной части, заполнителя и контактной зоны между ними.

Материалы и методы исследования

Авторами предложена методика по определению характеристик капиллярно-пористой структуры жаростойких бетонов. Структурные характеристики цементного камня и бетона определялись на основе метода капиллярной конденсации по сорбции паров воды и насыщению материала водой под вакуумом. Исследования были проведены для жаростойких бетонов на портландцементе, на глиноземистом цементе, на жидком стекле и шлаковых заполнителях, а также для обычного бетона.

Принятый для исследований бетон предварительно нагревали до температур 105, 300 и 800 °С. Скорость подъема температуры была задана 100 °С в час, выдержка при заданной температуре 72 часа, охлаждение со скоростью 40 °С в ч. Использовалось две серии навесок по 30–50 г. Одна серия предназначалась для получения данных адсорбции, другая – десорбции.

Точку на кривых десорбции ($P/P_s = 0,98$) получали после предварительного насыщения бетона водой под вакуумом.

Сушку образцов для получения исходной точки на кривой адсорбции для бетона не подвергавшегося нагреванию, а также определение равновесной влажности (количество испаряемой влаги) при всех принятых значениях (P/P_s) вели «Д»-методом, за счет разности давлений и температур в эксикаторе и окружающей среде. Охлаждение ловушки – влагоуловителя производилось над сухим льдом при температуре –

79 °С (давление паров воды в эксикаторе над образцами 5,10 мм.рт.ст.).

Изотермы сорбции паров воды были получены по равновесной влажности бетона над насыщенными растворами солей. Температура в камерах поддерживалась постоянной (20 °С), контроль влажности вели датчиками влажности и одновременно по температуре сухого и мокрого термометра.

Влияние нагрева на изменение структурных характеристик жаростойких бетонов приведено в табл. 1, 2.

Таблица 1

Структурные характеристики жаростойкого модифицированного бетона с использованием шлаковых заполнителей (МБШ) и жаростойкого бетона на портландцементе (ЖБП)*

Температура нагрева бетона, °С	Удельная поверхность S, м ² /г	Теплота адсорбции С, Дж/кмоль	$(Q_1 - L) \cdot 10^6$, Дж/кмоль	Пористость по объему П, %
20	<u>44,8</u> 40,0	<u>13,4</u> 22,64	<u>6,14</u> 7,50	<u>36,40</u> 27,4
105	<u>42,20</u> 40,00	<u>16,13</u> 20,41	<u>6,78</u> 7,23	<u>33,00</u> 26,3
300	<u>41,00</u> 40,70	<u>7,82</u> 9,14	<u>4,68</u> 5,11	<u>33,7</u> 26,0
800	<u>23,7</u> 24,7	<u>13,32</u> 14,25	<u>6,12</u> 6,30	<u>42,2</u> 33,1

* Над чертой – МБШ, под чертой – ЖБП

Таблица 2

Структурные характеристики жаростойкого бетона на глиноземистом цементе (ЖБГ) и обычного бетона на портландцементе (ОБ)*

Температура нагрева бетона, °С	Удельная поверхность S, м ² /г	Теплота адсорбции С, Дж/кмоль	$(Q_1 - L) \cdot 10^6$, Дж/кмоль	Пористость по объему П, %
20	<u>77,88</u> 28,67	<u>49,21</u> 8,2	<u>9,44</u> 4,8	<u>26,8</u> 16,2
105	<u>22,65</u> 21,59	<u>20,74</u> 17,05	<u>7,27</u> 6,75	<u>26,1</u> 15,6
300	<u>26,19</u> 10,11	<u>89,28</u> 28,43	<u>10,93</u> 8,07	<u>28,6</u> 14,7
800	<u>24,78</u> –	<u>140,48</u> –	<u>12,05</u> –	<u>28,5</u> 19,1

* Над чертой – ЖБГ, под чертой – ОБ

Формулы для определения удельной поверхности и пористости получены на основе модели Т. Пауэрса, в основу которой положены следующие допущения:

1. При полной гидратации $V_n/V_c=0,25$.
2. Удельный объем не испаряемой воды составляет 75 % от объема воды в свободном состоянии.

3. Вес воды в цементном геле достигает 15 % от веса гидратированного цемента.

4. Удельный объем воды в цементном геле составляет 90 % от объема воды в свободном состоянии.

5. Водоотделение не происходит.

Из п. 1 и 3 следует, что при $V/V_c < 0,4$ полная гидратация цемента не происходит. Степень

гидратации вяжущего определяется по формуле $a = B_n / B_n^n$, где B_n / C – количество не испаряемой (химически связанной) воды к моменту испытаний и $B_n^n / C = 0,25$ – количество не испаряемой воды при полной гидратации.

$$B_n / C = 0,00199C_3S + 0,00152C_2 + 0,00561C_3A + 0,00178C_4AF \quad (1)$$

Возможность определения a и B_n / C расчетным путем позволяет выразить через их значения такие характеристики цементного камня, как объемная масса, плотность, пористость, количество адсорбата V_m , формирующего сорбционный мономолекулярный слой на единицу массы материала (являющегося коэффициентом удельной поверхности и пропор-

Определение количества неиспаряемой воды

Зная минералогический состав портландцемента, количество не испаряемой воды в цементном камне длительного срока твердения в нормальных условиях определяется по уравнению [5, 6]:

ционального количеству гидратированного цемента), удельная поверхность материала S .

Определение емкости мономолекулярного слоя адсорбата V_m и удельной поверхности материала S

Значение V_m определяется по формуле $V_m = k B_n$, в которой k зависит от минералогического состава цемента:

$$k = 0,00230C_3S + 0,00323C_2S + 0,00317C_3A + 0,00368C_4AF \quad (2)$$

Обычно $k=0,24 - 0,28$.

Удельная поверхность при адсорбции паров воды определяется по формуле:

$$S = 3800V_m \quad (3)$$

которая получена из условия

$$S = \frac{A_m N}{M} V_m,$$

где $A_m = 11,4 \text{ \AA}^2$ – площадь, занимаемая молекулой адсорбата в заполненном монослое, $N=6,06 \cdot 10^{26}$ молекул/киломолекула – число Авогад-

ро, $M = 18 \text{ кг/кмоль}$ – молекулярная масса адсорбата.

Таким образом, в соответствии с формулами (1–3) для цементного камня на портландцементе Себряковского завода (минералогический состав цемента: $C_3S = 64,0 \%$; $C_2S = 12,2 \%$; $C_3A = 6,3 \%$; $C_4AF=14,0 \%$) в возрасте 28 дней: $B_n / C = 0,20$; $k = 0,25$ и $\alpha = 0,80$.

Тогда $V_m=0,05$ и удельная поверхность цементного камня $S = 190 \text{ м}^2/\text{г}$, что соответствует известным экспериментальным данным (табл. 3).

Таблица 3

Коэффициенты, учитывающие снижение удельной поверхности жаростойких бетонов при нагреве

Бетон	Температура, °C			
	20	105	300	800
Жаростойкий на портландцементе	1	0,89	0,86	0,60
Жаростойкий на глиноземистом цементе	1	0,30	0,33	0,32
Жаростойкий на жидком стекле	1	0,90	0,84	0,48

Определение объемов пор в цементном камне и бетоне

Для случая, когда $B/C \geq 0,4$:

– объем гелевых пор

$$V_r = 0,9 \cdot 0,15 \alpha C = 0,135 \alpha C, \quad (4)$$

– объем контракционных пор

$$V_R = 0,25 \cdot B_n = 0,0625 \alpha C, \quad (5)$$

– объем капилляров

$$V_{\text{кап}} = B - 0,4 \alpha C, \quad (6)$$

где B – первоначальный объем воды.

Для случая, когда $B/C < 0,4$:

– объем гелевых пор

$$V_r = 0,9 \cdot 0,15 \cdot 2,5 \beta \cdot B = 0,34 \beta \cdot B, \quad (7)$$

где $\beta = \alpha / 2,5 B / C$;

– объем контракционных пор

$$V_K = 0,16 \cdot \beta \cdot B, \quad (8)$$

– объем капилляров

$$V_{\text{кап}} = B(1 - \beta). \quad (9)$$

Определение пористости бетона с учетом высокотемпературного нагрева

Пористость бетона определяется по формуле:

$$P_o = P_{ц.к.} V_{ц.к.} + P_3 V_3 + Q, \quad (10)$$

где $P_{ц.к.}$ и P_3 соответственно пористость цементного камня и заполнителя; $V_{ц.к.}$ и V_3 – объемные части цементного камня и заполнителя; Q – объем вовлеченного воздуха.

Для бетона на плотном заполнителе ($P_3 = 0$) до нагревания общая пористость определяется по формулам (11) или (12):

$$P_o = \{C(B/C - 0,19\alpha)(1/P_b) + Q\} 10^{-3} \quad (11)$$

$$P_o = C/10(B/C - 0,19\alpha) + Q \quad (12)$$

Чтобы определить влияние нагрева на измерение пористости бетона P_o' , необходимо использовать формулы (11) или (12). Однако, вместо степени гидратации α необходимо

знать степень гидратации вяжущего в бетоне α' и ввести поправку на величину усадки. Переход от линейной усадки $\epsilon_y^t = \Delta\ell/\ell$ к объемной V_y^t производится по формуле:

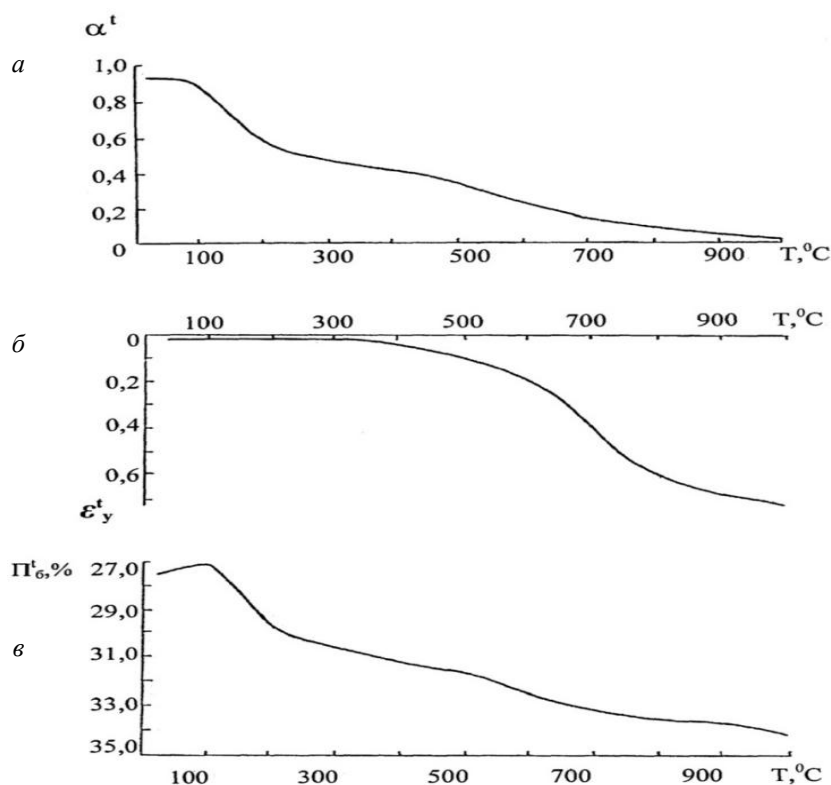
$$V_y^t = 1 - (1 - E_y^t) \quad (13)$$

Тогда формула для определения пористости бетона с плотным заполнителем от температуры нагрева принимает вид:

$$P_o' = P_i^t (1 - E_n^e), \quad (14)$$

где P_i^t – пористость бетона, определенная по формуле (12), но с параметром α' , соответствующим температуре нагрева бетона.

Изменение относительной линейной усадки E_y^t , степени дегидратации цемента α' и пористости бетона P_o' в зависимости от температуры представлены на рисунке.



Изменение степени дегидратации α' (а), относительной линейной усадки ϵ_y^t (б) и пористости P_o' (в) жаростойкого бетона с шамотными заполнителями в зависимости от температуры нагрева

Для применения данного метода необходимы следующие данные: состав бетона, степень гидратации (дегидратации) вяжущего α' и линейная усадка E_y^t при соответствующей температуре нагрева бетона.

Значение α' определяется экспериментально, остальные данные могут быть приняты согласно СНиП 2.03.04-84 «Бетонные и железобетонные конструкции, предназначенные для работы в условиях воздействия повышенных и высоких температур».

Расчет интегральной, дифференциальной пористости, площади пор и удельной поверхности бетона

Расчет указанных структурных характеристик цементного камня и бетона производится на основании кривых десорбции или адсорбции. При наличии большого количества кривых сорбционных измерений расчет рекомендуется производить на ЭВМ. Для этого необходимо задать следующие параметры:

n – число значений $\varphi = \frac{P}{P_s}$, где $\frac{P}{P_s}$ – отно-

сительное давление пара; V_d – объемную массу материала; $P_{об}$ – объемную пористость материала; $\frac{P_m}{P_s}$ – относительное давление пара, при

котором формируется слой мономолекулярной адсорбции; S – удельную поверхность пор, соответствующую начальному наибольшему значению φ ; X – величину адсорбции или десорбции при соответствующем значении φ . Для каждого значения φ получают $\bar{r}$ – радиус пор с учетом правки на толщину адсорбирующего слоя (t); dV_p – объем пор; удельную поверхность S .

Выводы

1. Сорбционные свойства жаростойких бетонов зависят от вида, состава и гигроскопических свойств входящих компонентов. Причем, чем мельче поры в материале, тем раньше начинается капиллярная конденсация.

2. Нагрев бетонов приводит к уменьшению их удельной поверхности, которая изменяется не только в зависимости от температуры, но и от продолжительности ее воздействия. Чем выше температура и продолжительней нагрев, тем в большей степени происходит уменьшение удельной поверхности бетона. Наибольшее снижение удельной поверхности характерно для жаростойких бетонов на жидком стекле после их нагрева при 800 °С.

3. Установлены данные по изменению пористой структуры жаростойких и обычного бетонов при нагреве. Нагрев жаростойких бетонов на портландцементе вызывает огрубление их пористой структуры; происходит перераспределение объемов пор по размерам и за счет сокращения объемов мелких пор, при незначительных изменениях общей пористости, средний радиус пор в бетоне возрастает. Жаростойкий бетон на глиноземистом цементе отличается от других видов жаростойких бетонов круп-

ной поровой структурой. В ненагретом бетоне, а также после нагрева при температурах 105, 300 и 800 °С объем пор радиусом менее 10^{-7} м составляет от 25 до 36 % от общего объема пор, равного 26–29 %. Остальной объем занимают более крупные поры, что примерно соответствует распределению пор в шамоте. По сравнению с этим видом бетона структура обычного бетона является мелкопористой. Так, в температурном интервале от 20 до 600 °С общая пористость обычного бетона наименьшая, и с учетом пор воздухововлечения изменяется в пределах от 16 до 19 % в зависимости от температуры нагрева бетона. При этом объем пор радиусом меньше 10^{-7} м составляет до 72 % от общего объема.

4. Предложенная авторами методика позволяет определить удельную поверхность, площадь поверхности пор, дифференциальную и интегральную пористость бетона, соотношение между твердой фазой и объемом порового пространства, изменяющихся в зависимости от температуры нагрева бетона, расчетным путем из изотерм сорбции паров воды бетоном с помощью ЭВМ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бурханова, Р. А. Взаимосвязь структуры, процессов тепломассопереноса и трещиностойкости жаростойких бетонов при их первом нагревании / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурина, В. Г. Поляков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (277) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 73–78.
2. Бурханова, Р. А. Влияние нагрева на изменение трещиностойкости жаростойких бетонов / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурина, И. В. Стефаненко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (281) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2023. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 39–45.
3. Бурханова, Р. А. Разработка экспериментального метода определения термостойкости жаростойких бетонов / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурина, И. В. Стефаненко, О. В. Бураченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (289) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 53–56.
4. Бурханова, Р. А. Определение интегральной и дифференциальной пористости жаростойких бетонов усовершенствованным методом конденсации / Р. А. Бурханова, Т. К. Акчурина, И. В. Стефаненко, О. В. Душко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (289) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2024. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 44–49.
5. Тринкер, А. Б. Управление структурой и свойствами бетона / А. Б. Тринкер // Технологии бетонов. – 2012. – Вып. 11–12. – С. 34–38.
6. Дворкин, Л. И. Испытания бетонов и растворов. Проектирование их составов / Л. И. Дворкин, В. И. Год, О. Л. Дворкин. – М. : Инфра-Инженерия, 2008. – 432 с.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 539.42

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-40-45

*В. А. Колибасов¹, И. Д. Ибатуллин¹, Д. О. Копытин²,
В. А. Новиков¹, А. А. Акопян¹, А. С. Болдырева³*

ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ PDC РЕЗЦОВ

¹ Самарский государственный технический университет

² ОАО «Самарагипротрубопровод»

³ ООО «ИСК «ПетроИнжиниринг»»

e-mail: csstea@yandex.ru, idi71@yandex.ru, dima-smith-21@yandex.ru,
vladislav_novyi@mail.ru, anzakopyan@yandex.ru, a.s.boldyreva@mail.ru.

В работе приводятся результаты исследования физических механизмов эксплуатационной повреждаемости и разрушения поликристаллических алмазных пластин в составе PDC резцов (Polycrystalline Diamond Compact, что в переводе на русский язык означает поликристаллический алмазный композит), являющихся вооружением алмазных и матричных долот. Для этого использован фрактографический анализ поверхностей разрушения алмазной пластины PDC резцов, проведенный с помощью электронного микроскопа Jeol JSM-6390A. Выявлены несколько повторяющихся характерных паттернов на фрактограммах, связанных с разрушением алмазных зерен на режущих кромках резцов: полосчатый, ступенчатый, серповидный, каменистый, ямочный, канавочный, слоистый. Описана природа их возникновения и развития. Установлено, что ведущие механизмы разрушения PDC резцов: хрупкие сколы и износ имеют в основе усталостный механизм, связанный с накоплением и слиянием в алмазных зернах дефектов (трещин) с последующим их разрушением.

Ключевые слова: PDC резец, поликристаллическая алмазная пластина, износ, хрупкое разрушение, усталость, фрактограмма, электронная микроскопия, алмазное зерно, микроструктура, трещины, паттерны

*V. A. Kolibasov¹, I. D. Ibatullin¹, D. O. Kopytin²,
V. A. Novikov¹, A. A. Akopyan¹, A. S. Boldyreva³*

FRACTOGRAPHIC ANALYSIS OF PDC CUTTER FAILURE MECHANISMS

¹ Samara State Technical University

² OJSC "Samaragiprotuboprovod"

³ LLC "ISC «PetroEngineering»"

The paper presents the results of a study of the physical mechanisms of operational damage and failure of polycrystalline diamond layers in PDC cutters (Polycrystalline Diamond Compact), which are the cutting elements of diamond and matrix drill bits. For this purpose, fractographic analysis of the fracture surfaces of the diamond layer in PDC cutters was performed using a Jeol JSM-6390A scanning electron microscope. Several recurring characteristic patterns were identified on the fracture surfaces associated with the failure of diamond grains on the cutting edges of the cutters: banded, stepped, crescent-shaped, rocky, pitted, grooved, and layered patterns. The nature of their formation and development is described. It was found that the primary failure mechanisms of PDC cutters—brittle chipping and wear—are based on a fatigue mechanism related to the accumulation and merging of defects (cracks) in the diamond grains, followed by their destruction. Chemical composition studies of the fracture surfaces of polycrystalline diamond layers were conducted using an X-ray microanalysis attachment. It was established that brittle fracture surfaces either lack (or contain a minimal amount of) binding material (cobalt, tungsten), whereas on wear surfaces, the metals involved in bonding the diamond grains are present but to a lesser extent than on new PDC cutters.

Keywords: PDC cutter, polycrystalline diamond layer, wear, brittle fracture, fatigue, fractography, electron microscopy, diamond grain, microstructure, cracks, patterns

Введение

В настоящее время принято выделять две основные формы разрушения PDC резцов: постепенное изнашивание и хрупкий излом рабочей кромки (рис. 1) [1–8], встречающиеся приблизительно с одинаковой частотой [1, 7] и начинающиеся с вершины рабочей кромки (зона концентрации напряжений), переходящие постепенно в твердосплавную основу.

Это мнение основано на очевидном факте, что после проходки и извлечения алмазного долота из скважины на рабочей части поврежденных резцов можно встретить почти ровные лыски – результат изнашивания кромки резца о забой в процессе фрикционного взаимодействия вершины резца с поверхностью твердых пород, а также сколы с неровными краями – результат циклических ударных нагрузок на режущую кромку вследствие боковых, осевых

и крутильных вибраций. Разновидности такого повреждения могут принимать разные формы: хрупкие сколы режущих кромок, сколы алмазного покрытия вместе с телом резца, отколы алмазного покрытия от резца. Хрупким изломам способствует и малая пластичность материала резцов, и технология его финишной обработки выщелачиванием (растворением пластичной связки), и ударный характер взаимодействия с породой. Имеют место случаи комбинированного разрушения, когда алмазная пластина сначала ломается хрупко, затем неровная поверхность излома сглаживается за счет трения о забой.

В любом случае повреждение PDC резцов приводит к постепенному снижению их агрессивности и уменьшению механической скорости бурения и др. негативным последствиям.

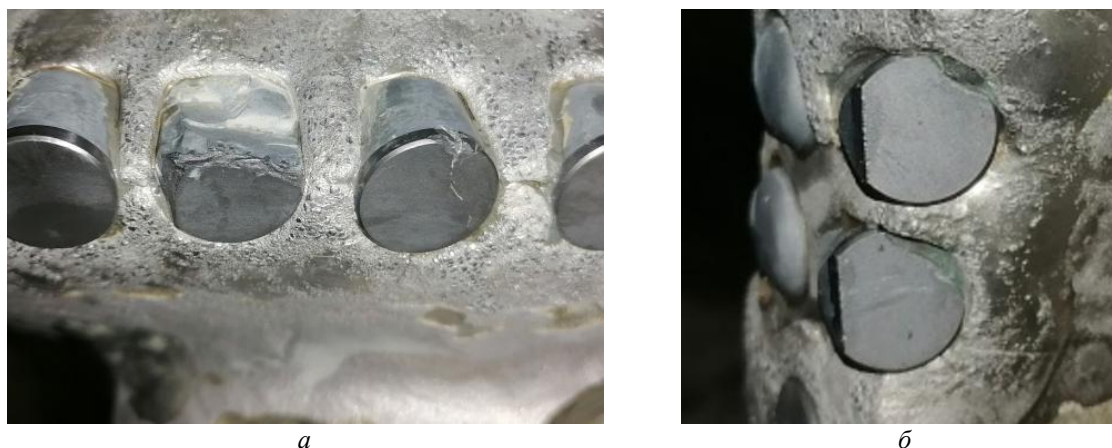


Рис. 1. Повреждения PDC резцов при эксплуатации:
а – хрупкие сколы режущих кромок; б – износ режущих элементов

Несмотря на то, что повреждение резцов является одной из основных причин выхода долота из строя, физические механизмы таких повреждений на PDC резцах изучены недостаточно и требуют более тщательных металлургических и трибологических исследований, которые позволят выявить паттерны, по которым можно будет оценить близость картины разрушения при эксплуатации и при лабораторных испытаниях резцов в рамках входного контроля их качества.

Методика исследований

Для проведения фрактографических исследований применялся сканирующий электронный микроскоп Jeol JSM-6390A с насадкой для рентгеноспектрального микроанализа. Фрактограммы получали с разными увеличениями от

$\times 100$ до $\times 5000$ для выявления структурных изменений в поликристаллической алмазной пластине на разных масштабных уровнях: внутризеренном, межзеренном и макроскопическом.

При анализе паттернов фрактограмм использовали данные о характере изломов на поверхности разрушения материалов, описанные в атласе фрактограмм [8]. При этом учитывал, что большинство фрактографических исследований в материаловедении относится к изучению стандартных металлов и сплавов. Известно, что кристаллическая структура алмаза позволяет его раскалывать в четырех направлениях, параллельных граням октаэдра, при этом разрушенные поверхности алмазов имеют более сложное строение из-за большого числа плоскостей несовершенной спайности. Харак-

терные рисунки, повторяющиеся на разрушенных поверхностях поликристаллических алмазных пластин названы в статье паттернами, чтобы отличить их от «узоров» (по Ю. Л. Орлову) или «скульптур» (по А. А. Кухаренко) на поверхностях отдельных алмазов. Учитывая, что зерна в поликристаллических алмазах могут быть по-разному ориентированы относительно действующих нагрузок, которые в свою очередь из-за вибраций алмазного долота могут меняться по величине и направлению все это оставляет соответствующий «отпечаток» на фрактограммах. Поэтому знание паттернов на изломах PDC резцов позволит глубже понять процессы, происходящие на забое [9,10].

Для идентификации физических механизмов изнашивания резцов использовали информацию об особенностях профиля поверхности трения при различных видах изнашивания, изложенную в работе [11–13].

В качестве образцов брали PDC резцы в состоянии после различной проходки долота на забое на разных месторождениях Самарской области и Западной Сибири. В отличие от новых резцов, у которых режущая алмазная пластина покрыта слоем кобальта, скрывающей алмазные зерна, на изношенных резцах рабочая поверхность содержит вскрытые алмазные зер-

на, поэтому для изучения структуры не прибегали к дополнительной обработке (травлению).

Результаты исследования

Снимки с электронного микроскопа изношенных поверхностей резцов приведены на рис. 2–7. На снимках по периметру (рис. 2, 3, 5) расположены характерные паттерны, указывающие на характер накопления повреждений внутри алмазных зерен поликристаллической алмазной пластины. Исследования позволили выявить несколько характерных паттернов, формирующихся при изнашивании режущих кромок резцов: полосчатый (рис. 2), каменистый (рис. 3), ступенчатый (рис. 4, а), серповидный (рис. 4, б), ямочный (рис. 4, в), а также при хрупких разрушениях: слоистый (рис. 6) и паутинчатый (рис. 7). В частных случаях наблюдалось преобладание одного паттерна, но наиболее часто на одной фрактограмме можно обнаружить несколько различных паттернов (рис. 6). Нередко можно на одном резце можно наблюдать паттерны, свидетельствующие одновременно об изнашивании и хрупком разрушении. Такой рисунок позволяет установить, что начальное разрушение режущей алмазной кромки произошло за счет хрупкого скола с последующим постепенным истиранием неровностей.

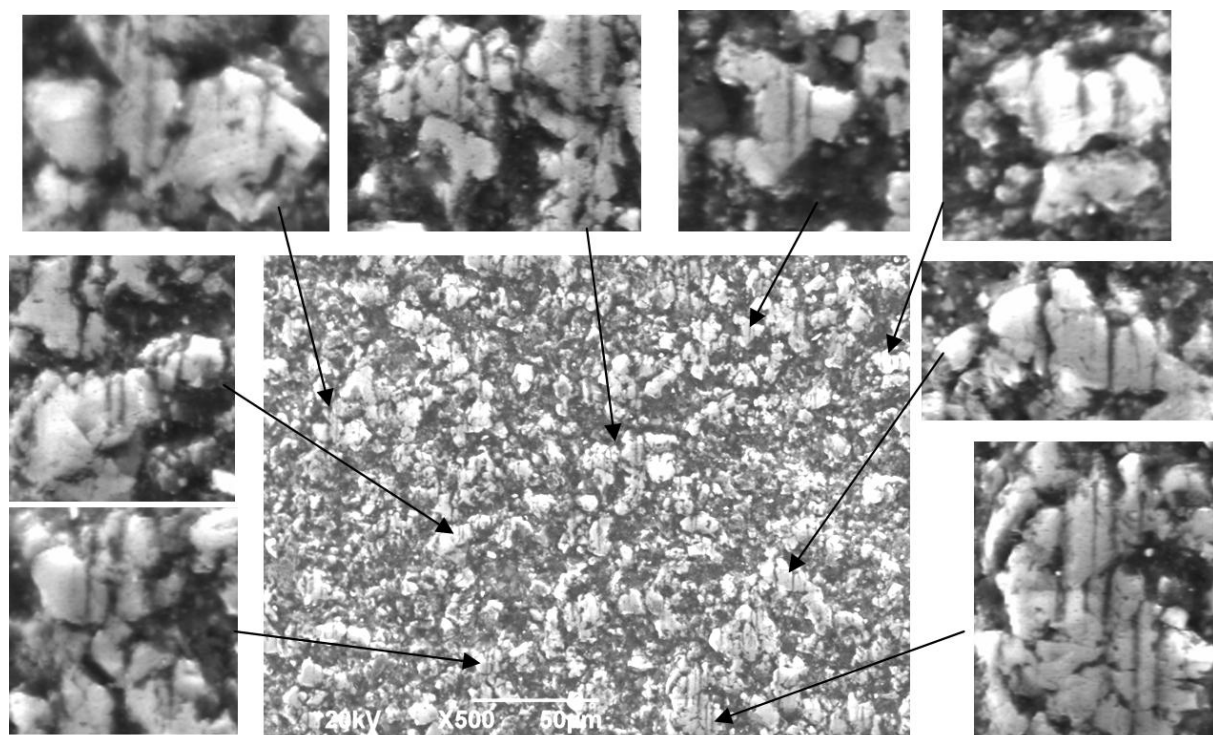


Рис. 2. Внешний вид поверхности трения PDC резца с полосчатым паттерном

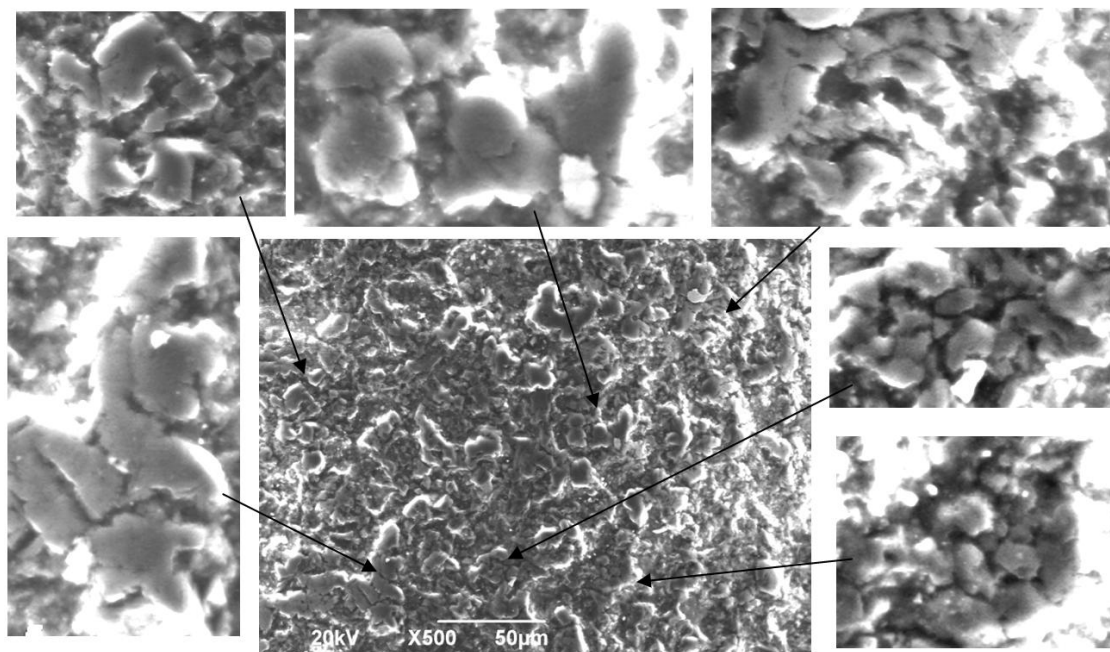


Рис. 3. Внешний вид поверхности трения PDC резца с каменистым паттерном

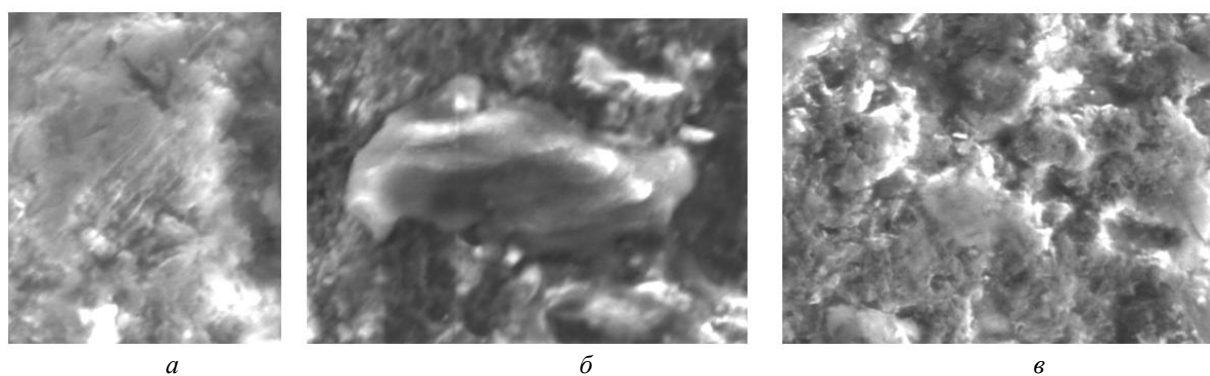


Рис. 4. Внешний вид других паттернов поверхности трения PDC резцов:
а – ступенчатый; *б* – серповидный; *в* – ямочный

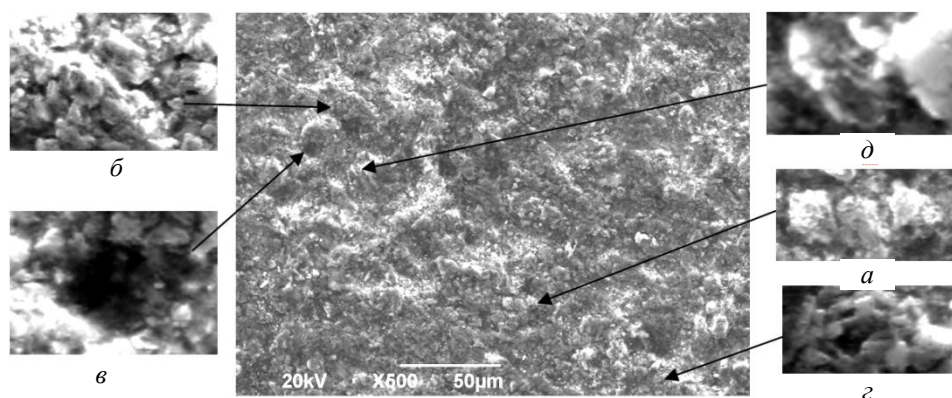


Рис. 5. Внешний вид поверхности трения PDC резца с гибридной структурой:
а – полосчатый; *б* – каменистый; *в* – ямочный; *г* – ступенчатый; *д* – серповидный

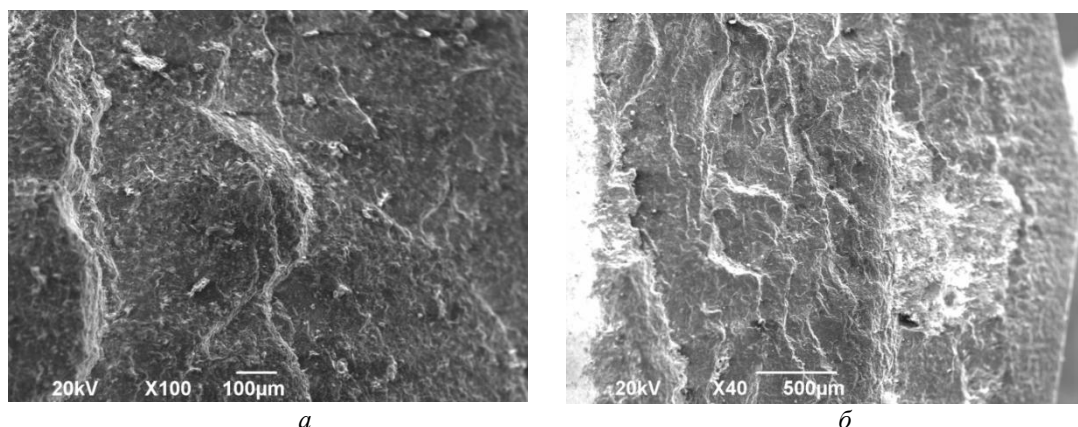


Рис. 6. Внешний вид разрушенной поверхности PDC резцов со слоистым паттерном: *а* – волнообразные слои; *б* – слоистый паттерн на сколе поликристаллической алмазной пластины (слева) и рыхлый скол на твердосплавной подложке (справа), между ними видна вертикальная граница

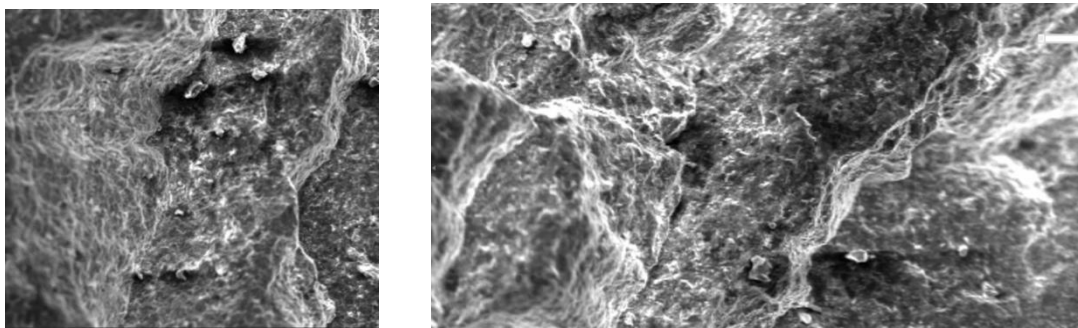


Рис. 7. Внешний вид разрушенной поверхности PDC резцов с паутинчатым паттерном

Исследования показали, что в процессе постепенного изнашивания PDC резцов наиболее информативные структурные изменения происходят на внутри- и межзеренном уровнях. Паттерны при хрупких разрушениях проявляются на макро- и межзеренном уровнях исследований методами электронной микроскопии.

Обсуждение результатов

На полученных фрактограммах видно, что в процессе бурения происходит дробление алмазных частиц до фрагментов величиной порядка 5 мкм и меньше. На поверхности алмазных кристаллов можно видеть: растущие трещины, не пересекающих кристалл полностью; трещины, расколовшие алмазную частицу; трещины по границам зерен. При этом важно, что после растрескивания фрагменты алмазных зерен не отделяются с поверхности, а удерживаются на месте за счет связи с нижележащими зернами. Отделение фрагментов кристаллов начинается по кромкам трещин, что позволяет по ширине трещин определять, какие из них возникли раньше, а какие позже. Например, трещины между алмазными зернами являются

более широкими, чем внутри зерен, что говорит о том, что первыми разрушаются менее прочные межкристаллитные связи, затем процесс разрушения переходит внутрь зерен, раскалывая их на части трещинами. Каждая новая трещина является стоком для накапливающихся дислокаций и обеспечивает релаксацию внутренних напряжений. Такой механизм нормального изнашивания резцов полностью соответствует описанию усталостного изнашивания – постепенное накопление повреждений в виде межзеренных и внутризеренных трещин с последующим отделением фрагментов зерен и «вскрытием» нижележащих слоев. Этот результат дает новое понимание процесса изнашивания режущих алмазных пластин в отличие от общепринятого представления о том, что они при эксплуатации подвергаются абразивному изнашиванию. Это подтверждается тем, что фрактограммы изношенной поверхности не содержат характерного для абразивного изнашивания паттерна – длинных равномерно распределенных по всей поверхности трения параллельных борозд (следы царапания материала).

ла твердыми частицами), вытянутые вдоль направления трения. Механизм абразивного изнашивания сохраняет уместность только при описании разрушения твердосплавной подложки в результате ее взаимодействия с потоком абразивосодержащего бурового раствора (гидроэрозийное изнашивание), либо при трении о породу в случае раскалывания рабочей кромки алмазной пластины, которая (в начальном состоянии) экранирует подложку от непосредственного контакта с забоем.

Полосчатый паттерн возникает в случае, когда вектор внешних сил лежит вдоль кристаллографических плоскостей {111} алмазных зерен с наименьшей энергией разрушения. В зависимости от пространственного расположения данных плоскостей полосчатый паттерн может преобразоваться в ступенчатый или серповидный, когда плоскость скольжения направлена вдоль плоскостей {111}.

Ямочный паттерн возникает из-за скалывания фрагментов алмазных зерен по краям трещин. Более глубокие ямки возникают на участках слияния трещин. Слияние ямок образует канавочный паттерн. Более широкие канавки идут вдоль границ зерен. Менее широки вдоль транскристаллитных трещин. Крупные ямки образуются в результате разрушения алмазных зерен, неблагоприятно ориентированных относительно эксплуатационных сил.

Наиболее частый паттерн связан с каменистым разрушением зерен, когда трещины, сливаясь, дробят алмазные зерна на фрагменты величиной менее 5 мкм.

Основные результаты

1. Анализ микроструктуры поликристаллической алмазной пластины показал, что на фрактограммах зоны трения PDC резцов о породу формируются устойчивые паттерны: полосчатый, серповидный, ступенчатый, камневидный, ямочный, канавочный, фасеточный, которые могут использоваться как маркеры для идентификации механизмов разрушения алмазных зерен при эксплуатации, а также условий, при которых возникают хрупкие разрушения и постепенное изнашивание материала на режущих кромках резцов.

2. В основе разрушения поликристаллической алмазной пластины лежит усталостный

механизм накопления повреждений (межкристаллических и транскристаллических трещин) с последующим выкрашиванием зерен по краям трещин. Не подтвердилась гипотеза о разрушении режущих кромок резцов по механизму абразивного изнашивания (царапающего действия породы). Это говорит в пользу того, что при лабораторном моделировании режимов эксплуатации для лабораторных испытаний резцов на прочность следует создавать условия для развития усталостных трещин в поликристаллической алмазной пластине.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Gerbaud L., Djebbar R., Menand S. PDC Bits: All Comes from the Cutter-Rock Interaction // SPE/IADC. 2006. № 98989.
2. Clayton R., Chen S., Lefort G. New Bit Design, Cutter Technology Extend PDC Applications to Hard Rock Drilling // SPE/IADC Drilling Conference, Amsterdam, Feb. 23–25, 2005. № 91840.
3. Weaver G.E., Clayton R.I. A New PDC Cutting Structure Improves Bit Stabilization and Extends Application into Harder Rock Types // SPE/IADC Drilling Conference, Amsterdam, Feb. 22–25, 1993. № 25734.
4. Chen F., Xu G., Ma C., Xu G. Thermal residual stress of polycrystalline diamond compacts // Transactions of Non-ferrous Metals Society of China. 2010. Vol. 20. P. 227–232.
5. Bellin F., Dourfaye A., King W., Thigpen M. The current state of PDC bit technology. Part 1 of 3: Development and application of polycrystalline diamond compact bits have overcome complex challenges from the difficulty of reliably mounting PDC cutters in bit bodies to accelerated thermal wear // World Oil. 2010. P. 41–46.
6. IADC/SPE 23939. First Revision to the IADC Fixed-Cutter Dull Grading System. 1992.
7. Борисов, К. А. Разработка методических рекомендаций по исследованию разрушения режущих элементов долот : дис. ... канд. техн. наук / К. А. Борисов. – Новочеркасск, 2020. – 172 с.
8. Atlas of Fractography / пер. с англ. – М. : Мир, 1987. – 324 с.
9. Орлов, Ю. Л. Физика алмаза / Ю. Л. Орлов. – М. : Наука, 1971. – 384 с.
10. Кухаренко, А. А. Алмазы Урала / А. А. Кухаренко. – М. : Госгеолтехиздат, 1955. – 515 с.
11. Третьяк, А. Я. Фрактографический анализ разрушения PDC резцов / А. Я. Третьяк, К. А. Борисов // Известия Томского политехнического университета. – 2019. – № 5. – С. 169–177.
12. Yahiaoui M., Gerbaud L., Paris J.-Y., Denape J., Dourfaye A. A study on PDC drill bits quality // Wear. 2013. Vol. 298–299. P. 32–41. DOI: 10.1016/j.wear.2012.12.026.
13. Трушкин, О. Б. Давление резцов PDC на пластично-хрупкую горную породу в процессе ее разрушения / О. Б. Трушкин, Х. И. Акчурин // Записки Горного института. – 2020. – Т. 244. – С. 448–453.

УДК 621.7.011

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-46-51

*Д. Ю. Колодяжный¹, С. О. Черкашин², М. Г. Яковлев³, Г. Г. Ширваньянц³, П. Д. Савельев³***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕТЕРМИНИРОВАННЫХ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ПОВЕРХНОСТНЫЕ ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ ДЛЯ ДЛИННЫХ, ПЛОСКИХ И ТОНКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СТАЛИ 08Х15Н5Д2Т (ВНС-2)**¹ Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «МИРЭА – Российский технологический университет», г. Москва² Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технологический университет "СТАНКИН"», г. Москва³ Филиал акционерного общества «Объединенная двигателестроительная корпорация "Научно-исследовательский институт технологии и организации производства двигателей"», г. Москва
e-mail: kolod@mail.ru, ct4ccher@yandex.ru, maxx8l@list.ru,
g.shirvanyanc@uecrus.com, p.savelev@uecrus.com

В статье рассматривается вопрос влияния подобранных режимов резания и термических обработок на поверхностные остаточные напряжения для тонких и плоских изделий из стали 08Х15Н5Д2Т (ВНС-2). Вносимые напряжения (как остаточные, так и в процессе резания) могут возникать по многим причинам, включая: некорректные режимы механической обработки; недостаточная жесткость системы станок-приспособление-инструмент-деталь (СПИД); вносимые деформации в процессе изготовления (дополнительная рихтовка изделия); деформации при охлаждении детали после термической обработки и прочие, протекающие при изготовлении, процессы. Режимы механической обработки влияют на значение величины вносимых остаточных напряжений. Напряжения могут находиться в поверхностном слое или «внутри» изделия. На поверхностный слой в большей степени влияет механическая обработка, а на внутренние – термическая обработка и способ получения заготовки. При избыточном накоплении напряжений в поверхностных слоях изделия может произойти их перераспределение, которое может проявиться в виде остаточных деформаций, приводящих к неисправимому браку.

В статье рассматриваются результаты эксперимента на образцах из стали марки 08Х15Н5Д2Т (ВНС-2), которые предварительно подвергли закалке, старению, торцевому фрезерованию и плоскому шлифованию. Проведено исследование поверхностных остаточных напряжений. Сделаны выводы по полученным результатам.

Ключевые слова: остаточные напряжения, деформации, шлифование, фрезерование, мартенситно-старяющая сталь

*D. Yu. Kolodyazhny¹, S. O. Cherkashin², M. G. Yakovlev³, G. G. Shirvanyants³, P. D. Savelyev³***INVESTIGATION OF THE EFFECT OF RESIDUAL STRESSES ON THE SHAPE ACCURACY PARAMETER OF LONG, FLAT AND THIN PARTS MADE OF STEEL 08H15N5D2T (VNS-2) UNDER DETERMINISTIC MODES OF THERMAL AND MECHANICAL TREATMENTS**¹ Federal State Budgetary Educational Institution of Higher Education "MIREA – Russian Technological University", Moscow² Federal State Autonomous Educational Institution of Higher Education "Moscow State Technological University "STANKIN", Moscow³ Branch of United Engine Corporation Joint-Stock Company "Scientific Research Institute of Technology and Organization of Engine Production", Moscow

The article considers the influence of selected cutting and heat treatment modes on surface residual stresses for thin and flat products made of 08Kh15N5D2T (VNS-2) steel. Introduced stresses (both residual and during cutting) can occur for many reasons, including: incorrect machining modes; insufficient rigidity of the machine-fixture-tool-part (MTP) system, introduced deformations during the manufacturing process (additional straightening of the product), deformations during cooling of the part after heat treatment and other processes occurring during manufacturing. Machining modes affect the value of the introduced residual stresses. Stresses can be in the surface layer or "inside" the product. The surface layer is largely affected by machining, and the internal layers are affected by heat treatment and the method of obtaining the workpiece. When excessive stress accumulation occurs in the surface layers of the product, their redistribution may occur, which may manifest itself in the form of residual deformations leading to irreparable defects.

The article discusses the results of an experiment on samples made of steel grade 08Х15Н5Д2Т (ВНС-2), which were previously subjected to hardening, aging, end milling and flat grinding. A study of surface residual stresses was conducted. Conclusions were made based on the results obtained.

Keywords: residual stresses, deformations, grinding, milling, maraging steel

Введение

Остаточные напряжения могут находиться как в поверхностном слое [1], так и «внутри» изделия, и могут, из-за разности их значения на разных участках одного изделия, провоцировать остаточные деформации, которые, в свою очередь, могут спровоцировать несоответствие параметров точности как на этапе изготовления, так и на этапе эксплуатации [2].

Для более детального изучения вносимых напряжений и отслеживания на каких операциях могут возникать деформации необходимо использовать подход технологической наследственности при исследовании поверхностных остаточных напряжений (ПОН). Если говорить о подходе технологической наследственности, то он позволяет отслеживать заданные параметры в процессе всего изготовления изделия и сделать выводы о факторах, влияющих на конечный результат [3].

Такой подход может дать наиболее верное представление о состоянии точности детали и ее способности накапливать напряжения в зависимости от состояния ее поверхностных слоев на текущем и будущем этапе технологического процесса изготовления детали. Также он будет являться комплексным и учитывающим то количество факторов, которое может задать исследователь.

Методика проведения исследования

Влияние остаточных напряжений может проявляться в виде остаточных деформаций, которые, в свою очередь, могут существенно влиять на работоспособность деталей в процессе эксплуатации. Для понимания как сталь (или другой материал) накапливает напряжения в процессе изготовления, требуется измерять поверхностные остаточные напряжения до и после тех или иных операций, на которых возникают остаточные деформации. Эта тема актуальна для сферы авиастроения и для сложнотермически нагруженных сталей, которые используются в названной сфере машиностроения.

Поэтому для исследования способности стали ВНС-2 (08X15H5Д2Т) накапливать поверхностные остаточные напряжения была поставлена цель по изучению значения поверхностных остаточных напряжений первого рода на

нескольких этапах изготавливаемых деталей, обработанных по подобранным режимам резания и термообработок [4, 5, 6].

Для проведения исследования был выбран следующий критерий: значения поверхностных остаточных напряжений первого рода (до 600 мкМ).

Образцы были изготовлены из стали марки ВНС-2 (08X15H5Д2Т) по ТУ 14-1-2907–2019 [7]. Габариты образцов: толщина 8...10 мм; ширина 40 мм; длина 230 мм.

Исследование состояло из 4 основных этапов:

1. Проведение термических и механических обработок;
2. Вырезка уменьшенных образцов электроэрозионной обработкой (ЭЭО) для исследования остаточных напряжений первого рода;
3. Исследование поверхностных остаточных напряжений первого рода разрушающим механическим методом (акад. Н. Н. Давиденкова-Биргера) при электрохимическом травлении поверхностного слоя исследуемого образца;
4. Анализ полученных результатов

В табл. 1 представлены операции, которые проводились над образцами.

Механическая обработка производилась:

- для торцевого фрезерования – на консольно-фрезерном станке – «TOS OLOMOUC FGU 32»;
- для плоского шлифования – на плоскошлифовальном станке «ЗЕ711В».

Режимы термической обработки подбирались исходя из экспериментов из источника [8].

В табл. 2 представлены подобранные экспериментальные режимы резания для операций торцевого фрезерования и плоского шлифования.

Для проведения исследований поверхностных остаточных напряжений первого рода в полученных образцах, обработанных различными методами, требовалось уменьшить размеры образцов.

Поэтому с помощью электроэрозионной обработки (ЭЭО) на станке Robocut a-liA из двенадцати заготовок, были вырезаны двенадцать образцов размерами: длина 50 мм; ширина 4 мм и толщиной 4 мм. На рис. 1 показано, откуда производилось нарезание образцов.

Таблица 1

Операции, проводимые над образцами

№	Какие операции были проведены над образцами						
	Закалка 1000 °С; время выдержки 30 минут; вода	Старение 200 °С; время выдержки 150 минут; воздух	Старение 400 °С; время выдержки 150 минут; воздух	Старение 600 °С; время выдержки 150 минут; воздух	Торцевое фрезеро- вание	Плоское шлифо- вание	Последовательная обработка (сначала тор- цевое фрезерование, за- тем плоское шлифование)
1	■			■			
2	■		■				
3	■	■					
4	■			■	■		
5	■		■		■		
6	■	■			■		
7	■			■		■	
8	■		■			■	
9	■	■				■	
10	■			■			■
11	■		■				■
12	■	■					■

Таблица 2

Параметры режимов резания и инструмент для механических обработок

Торцевое фрезерование		
Параметр режима резания	Значение	
	Только торцевое фрезерование	Последовательная обработка – 1-я операция – торцевое фрезерование
Общий припуск, мм	2	1,5
Минутная подача, мм/мин	420	420
Припуск на одну сторону, мм	1	0,75
Количество проходов на сторону	1	1
Скорость резания, м/мин	220	220
Используемая смазочно-охлаждающая жидкость (СОЖ):	NSK konentrat (водная)	NSK konentrat (водная)
Используемая фрезерная головка:	50A05R-S90AD16E-C	50A05R-S90AD16E-C
Используемые пластины:	ADMX160616PR-R PRAMET M9315	ADMX160616PR-R PRAMET M9315
Плоское шлифование		
Параметр режима резания	Значение	
	Только плоское шлифование	Последовательная обработка – 2-я операция – плоское шлифование
Общий припуск, мм	1	0,50
Припуск на одну сторону, мм	0,5	0,25
Припуск за один ход, мм	0,004	0,004
Продольная подача, м/мин	8,5	8,5
Скорость круга, м/с	5	5
Используемая смазочно-охлаждающая жидкость (СОЖ):	NSK konentrat (водная)	NSK konentrat (водная)
Используемый шлифовальный круг:	1A1 250x20x76x10 CBN30 B151 100NV 35	1A1 250x20x76x10 CBN30 B151 100NV 35

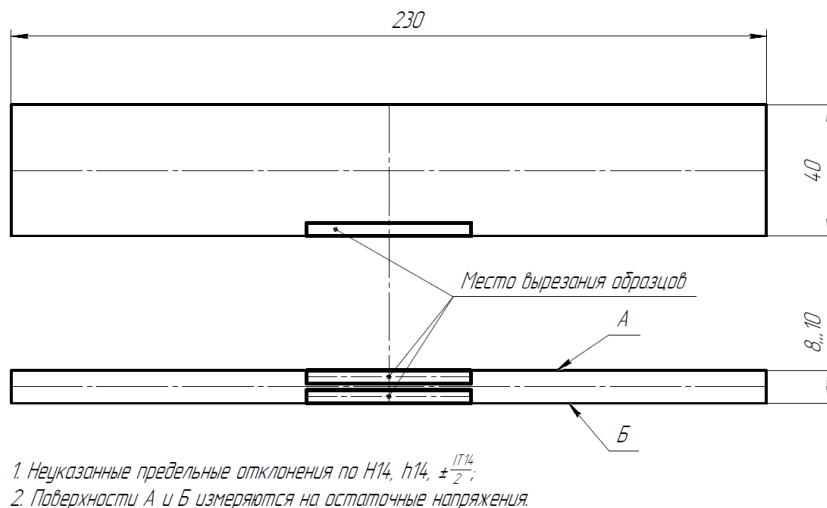


Рис. 1. Схема нарезания образцов

Эскиз образцов, полученных после вырезки, представлен на рис. 2.

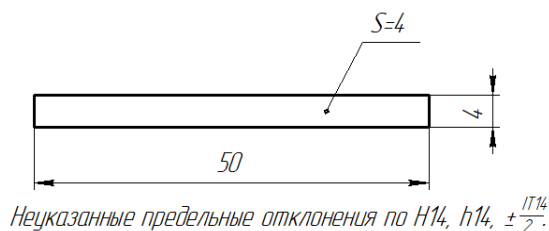


Рис. 2. Образцы для исследования остаточных напряжений

Исследование поверхностных остаточных напряжений [9, 10] проводилось разрушающим механическим методом (акад. Н. Н. Давиденкова-Биргера) при электрохимическом травлении поверхностного слоя исследуемого образца на автоматизированном комплексе МерКулОн «Тензор-3», разработанном в филиале АО «ОДК» «НИИД». В данном комплексе применяется унифицированный электролит для травления различных металлов, сталей и сплавов при автоматическом управлении режимом травления. Данный комплекс утвержден сертификатом RU.E.28.003.A N 26030 Федерального агентства по техническому регулированию и метрологии, внесен в Государственный реестр средств измерений под номером 33350-06 и допущен к применению в РФ.

Расчет поверхностных остаточных напряжений первого рода производился по следующим формулам, которые разработаны А. В. Подзей, А. М. Сулимой, М. И. Евстигнеевым и Г. З. Серебренниковым [11]:

$$\sigma_x^o = \sigma_{xв} + \sigma_{xc} \quad (1)$$

$$\sigma_{xв} = \frac{8E}{l_b^2} * \left(\frac{H}{2} - h \right) f_b - E * \varepsilon_{xв} \quad (2)$$

где σ_x^o – остаточные напряжения, находящиеся на расстоянии h; h – исследуемая глубина; $\sigma_{xв}$ – линейная составляющая остаточные напряжения; σ_{xc} – нелинейная составляющая остаточные напряжения; l_b – длина стравливаемой поверхности; f_b – прогиб образца при вырезке, измеряемый по l_b ; $\varepsilon_{xв}$ – среднее относительное удлинение образца при вырезке.

Измерялись прогибы с удлинением образца при его стравливании на определенную глубину и далее производились расчеты по вышеуказанным формулам в программе, которая находится в филиале АО «ОДК» «НИИД». Исследования проводились до глубины 600 мкм.

Анализ полученных результатов

В результате исследования поверхностных остаточных напряжений первого рода были получены экспериментальные данные, представленные на рис. 3–5.

Для образцов, прошедших только плоское шлифование имеется следующая тенденция:

Образец с температурой старения 600 °C имеет поверхностные остаточные напряжения сжатия, которые достигают максимального значения непосредственно на поверхности образца, и которые уменьшается с увеличением глубины.

• Для образцов с температурами старения 200 °C и 400 °C преобладают поверхностные остаточные напряжения сжатия, которые уменьшаются по мере увеличения глубины.

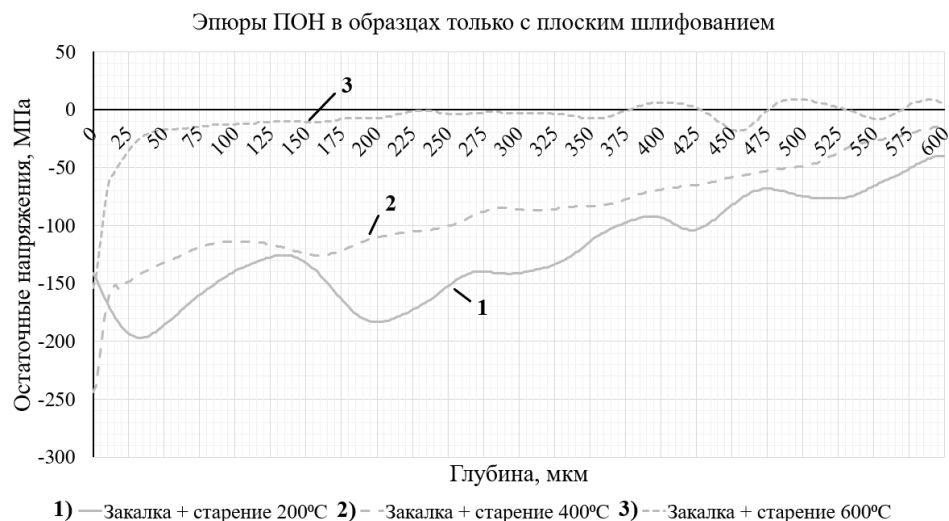


Рис. 3. Значение остаточных напряжений в зависимости от глубины исследования образцов только с плоским шлифованием

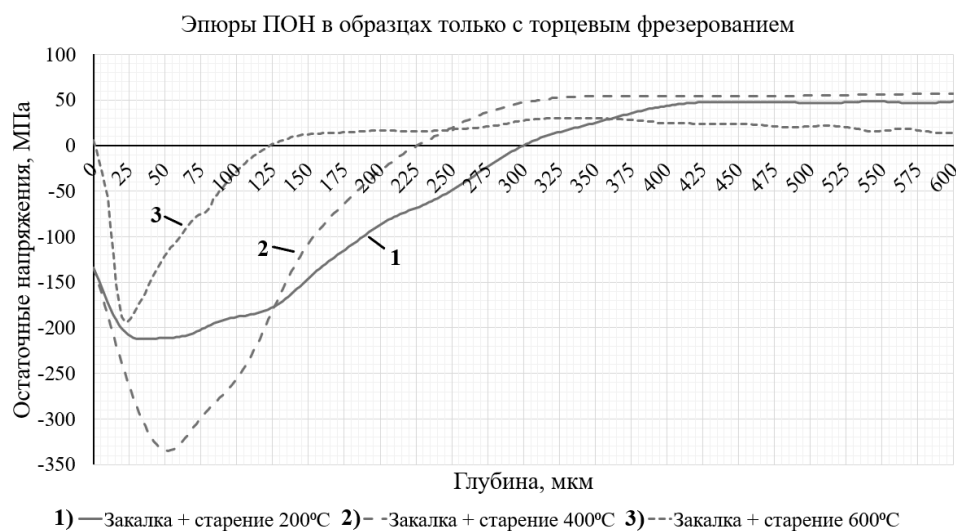


Рис. 4. Значение остаточных напряжений в зависимости от глубины исследования образцов только с торцевым фрезерованием

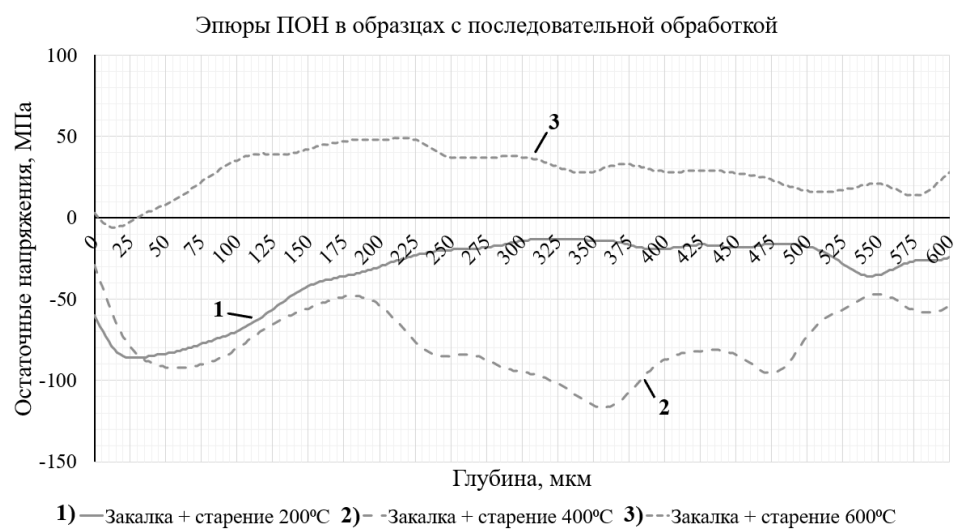


Рис. 5. Значение остаточных напряжений в зависимости от глубины исследования образцов, прошедших последовательную обработку

Для образцов, прошедших только торцевое фрезерование имеется следующая тенденция:

- Все образцы имеют «скачок» остаточных напряжений в поверхностном слое, что может являться предпосылкой деформации образцов с течением времени.

- На глубинах до 75 мкм поверхностные остаточные напряжения сжатия достигают максимального значения и переходят в ноль на глубинах от 125, до 300 мкм, в зависимости от температуры старения.

Для образцов, прошедших последовательную обработку, состоящую из торцевого фрезерования и плоского шлифования, имеется следующая тенденция:

- В образцах с температурами старения 200 °С и 400 °С преобладают поверхностные остаточные напряжения сжатия, в то время как в образце с температурой старения 600 °С – растяжения.

- Поверхностные остаточные напряжения, в сравнении с образцами с иной механической обработкой, имеют околонулевые значения.

Выводы

1. При обработке только торцевым фрезерованием происходит «скачок» остаточных напряжений и изменение по знаку в поверхностном слое в сравнении с глубинными слоями образцов, что может говорить о большом количестве вносимых напряжений при данном типе обработки.

2. Наименьшее значение остаточных напряжений и меньшую вероятность появления остаточных деформаций имеет образец с обработкой только плоским шлифованием с температурой старения 600 °С. Это может говорить о том, что послойное снятие металла минимизирует вносимые напряжения при механической обработке, а также их релаксацией при термообработке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Безъязычный, В. Ф.* Метод подобия в технологии машиностроения : монография / В. Ф. Безъязычный. – 2-е изд., испр. и доп. – Москва ; Вологда : Инфра-Инженерия, 2021. – 356 с. : ил. табл. ISBN 978-5-9729-0766-3
2. *Маталин, А. А.* Качество поверхности и эксплуатационные свойства деталей машин / А. А. Маталин. – М. : Машгиз, 1956. – 452 с
3. *Сухой, Д. С.* Расчетное определение погрешности обработки с учетом положений технологической наследственности при точении и фрезеровании : специальность 05.02.08 «Технология машиностроения» : дисс. ... канд. техн. наук / Сухой Дмитрий Станиславович ; государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Рыбинская государственная авиационная технологическая академия имени П. А. Соловьева». – Рыбинск, 2009. – 199 с.
4. Исследование возможности обеспечения плоскостности для плоских деталей из СТАЛИ 08Х15Н5Д2Т (ВНС-2) на операции торцевого фрезерования при разнотермической обработке с учетом микроструктуры / Д. Ю. Колодяжный, С. О. Черкашин, С. Г. Ляпусов, В. П. Вороненко // Вестник МГТУ «СТАНКИН». – 2024. – № 4 (71). – С. 94–101. – ISSN 2072-3172
5. Обеспечение требуемой точности формы длинных плоских деталей из стали ВНС-2 при плоском шлифовании за счет изменяемых параметров режимов резания и термической обработки / Д. Ю. Колодяжный, С. О. Черкашин, С. Г. Ляпусов, В. П. Вороненко // Вестник МГТУ «СТАНКИН». – 2025. – № 1 (72). – С. 66–72. – ISSN 2072-3172
6. *Седых М. И.* Поиск оптимального технологического решения при изготовлении деталей машин / М. И. Седых, Д. И. Карташев // Вестник МГТУ «СТАНКИН». – 2022. – № 2 (61). – С. 69–73. – ISSN 2072-3172
7. ТУ 14-1-2907–2019 Сталь толстолистовая марки 08Х15Н5Д2Т (ЭП410), 08Х15Н5Д2Т-Ш (ЭП-410-Ш). Технические условия.
8. Внедрение технологичного коррозионно-стойкого материала взамен стали 07Х16Н6 для изготовления рабочих колес центробежных компрессоров / Е. Н. Поморцев, И. Г. Галиахметов, В. И. Чигарин [и др.] // «Компрессорная техника и пневматика». – 2013. – № 5. – С. 44–47.
9. *Безъязычный, В. Ф.* Оптимизация технологических условий механической обработки деталей авиационных двигателей / Безъязычный В. Ф., Кожина Т. Д., Константинов А. К. и др.. – М.: Издательство МАИ, 1993. – 184 с.
10. *Силин, С. С.* Метод подобия при резании материалов / С. С. Силин. – М. : Машиностроение, 1979. – 152 с.
11. Технологические остаточные напряжения / под ред. д-ра техн. наук проф. А. В. Подзея. – Москва : Машиностроение, 1973. – 216 с.

УДК 669.15

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-52-55

*Н. А. Кидалов¹, В. А. Гурьев², В. Н. Томов³, Ю. В. Гребнев¹, В. Ф. Жаркова¹***ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ТЕРМОДИФФУЗИОННЫХ АЛЮМОЦИНКОВЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ ИСПЫТАНИИ ОБРАЗЦОВ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ С ОСЦИЛЛОГРАФИРОВАНИЕМ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ**¹ Волгоградский государственный технический университет² ООО «Волнар», ³ ООО «Протек»

e-mail: nich@vstu.ru, v_guryev@mail.ru, tomov62@mail.ru,

y.grebnev@mail.ru, vera.zharkova@mail.ru

Статья открывает цикл исследований по определению механических и коррозионных свойств термодиффузионных алюмоцинковых покрытий, нанесенных на стальную подложку.

Приведены результаты испытаний на ударный изгиб с осциллографированием процесса разрушения образцов из стали 09Г2С с термодиффузионным алюмоцинковым покрытием. Выявлены особенности механизма разрушения образцов с защитным покрытием по сравнению с исходным состоянием материала.

Ключевые слова: термодиффузионное алюмоцинковое покрытие, осциллографирование процесса разрушения, ударная вязкость, механизм разрушения

*N. A. Kidalov¹, V. A. Guriev², V. N. Tomov³, Yu. V. Grebnev¹, V. F. Zharkova¹***EVALUATION OF CRACK RESISTANCE OF THERMODIFFUSION ALUMINUM ZINC COATINGS DURING IMPACT BENDING TEST OF SPECIMENS WITH OSCILLOGRAPHY OF DESTRUCTION PROCESS**¹ Volgograd State Technical University² ООО «Volnar», ³ ООО «Protek»

The article opens a series of studies to determine the mechanical and corrosion properties of thermodiffusion aluminum-zinc coatings applied to a steel substrate.

The results of impact bending tests with oscillography of the process of destruction of samples made of 09G2S steel with a thermodiffusion aluminum-zinc coating are given. Features of the mechanism of destruction of samples with a protective coating compared to the initial state of the material were revealed.

Keywords: thermodiffusion aluminocin coating, oscillography of destruction process, impact strength, destruction mechanism

Введение

Повышение ресурса широкой номенклатуры деталей и узлов механизмов, работающих при одновременном воздействии различных по характеру силовых нагрузок и коррозионной среды, является важной задачей, стоящей перед научно-техническим персоналом во многих отраслях промышленности. Наиболее актуально данная проблема стоит перед предприятиями, специализирующимися на добыче углеводородов, содержащих сероводород, углекислый газ и сильно минерализованные пластовые воды.

Так например, содержание сероводорода в товарной нефти некоторых месторождений, находящихся на территории России, может достигать более 300 мг/л. Именно присутствие в рабочей среде сероводорода приводит к сульфидному коррозионному растрескиванию, которое является одним из самых опасных факторов, разрушающих элементы металлических конструкций. При этом наличие в пластовых водах хлоридов, бикарбонатов и карбонатов металлов способствует интенсивному протеканию

процессов общей коррозии сталей различного класса.

Следует особо отметить, что эксплуатация, например, погружного оборудования для добычи нефти происходит при одновременном воздействии на него агрессивной среды и различного рода механических нагрузок (статические, динамические, знакопеременные, силы трения), что в совокупности значительно интенсифицирует процессы коррозионных поражений и может явиться причиной катастрофического разрушения металлоконструкций [1].

Данная статья открывает цикл исследований по определению механических и коррозионных свойств термодиффузионных алюмоцинковых покрытий, нанесенных на стальную подложку.

Первый этап исследований посвящен оценке механических свойств (трещиностойкость, трехточечный статический изгиб, твердость, износостойкость) термодиффузионных алюмоцинковых покрытий, нанесенных на стальную подложку и их сравнительный анализ с исход-

ным состоянием материала (сталь 09Г2С, литейные и деформируемые алюминиевые сплавы). Данная постановка вопроса вполне оправдана, так как именно механические напряжения, действующие на детали и узлы механизмов в процессе их эксплуатации, значительно ускоряют коррозионные процессы металлов и сплавов, в том числе и такой опасный фактор, как сульфидное коррозионное растрескивание под напряжением.

В связи со случаями катастрофического разрушения ответственных деталей машин и механизмов, особый интерес возникает к проблеме их хрупкого разрушения. Для оценки надежности поверхностно-модифицированных материалов необходимо экспериментальное определение их стойкости к зарождению трещины, а также изучение способности структурных слоев с различными свойствами противостоять процессу ее развития.

Выявленные для поверхностно-модифицированных стандартных образцов характеристики зарождения и развития трещин могут быть использованы в научно-производственной практике для обоснования выбора основного металла, вида поверхностной обработки, сопоставления различных технологических вариантов нанесения покрытий, а также, нахождения различного сочетания свойств композиции «поверхностный слой-основной металл».

Целью настоящей работы является исследование механизма разрушения термодиффузионных алюмоцинковых покрытий при испытании стандартных образцов на ударный изгиб с осциллографированием процесса разрушения.

Методы исследования

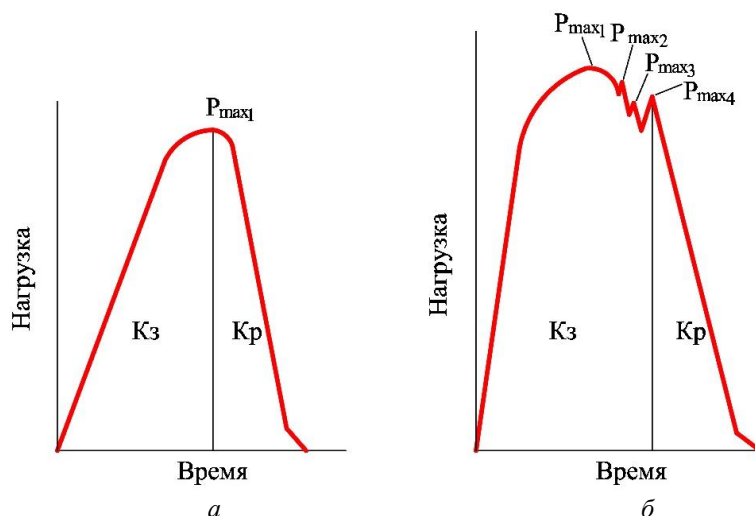
Испытания на ударный изгиб с осциллографированием процесса разрушения проводились при комнатной температуре на маятниковом копре 2130КМ-03.

В качестве объекта исследования использовали призматические образцы размером $10 \times 10 \times 55$ мм с U-образным надрезом [2], изготовленные из стали 09Г2С в исходном состоянии (без покрытия) и после термодиффузионного алюмоцинкования. Запись осциллограммы проводилась в координатах «нагрузка-время». В процессе испытаний определялась ударная вязкость K_C , работа зарождения трещины K_z и работа распространения трещины K_p .

Термодиффузионное алюмоцинкование осуществляли на производственной базе ООО «Протек» (г. Копейск) в ретортной печи фирмы «Distec» по технологии «Протек-Волнар» [3]. Предметом «ноу-хау» изобретения является состав многокомпонентной насыщающей порошковой смеси, этапы технологического процесса, структурный и фазовый состав алюмоцинкового покрытия, а также процентное содержание в нем цинка алюминия и железа, обеспечивающее высокие коррозионные свойства в среде, содержащий сероводород.

Результаты исследования и их обсуждение

На рисунке приведен схематический вид осциллограмм разрушения ударных образцов, изготовленных из стали 09Г2С в исходном состоянии (а) и после термодиффузионного алюмоцинкования (б). Кривые на осциллограмме характеризуют изменение нагрузки во времени при ударном нагружении образцов.



Схематический вид осциллограмм разрушения ударных образцов из стали 09Г2С в исходном состоянии (а) и после термодиффузионного алюмоцинкования (б)

Анализ результатов испытаний с осциллографированием показал, что процесс разрушения стали в исходном состоянии (без покрытия) происходит по обычной схеме в две стадии: зарождение трещин и ее распространение до полного разрушения образца. Осциллограмма разрушения в этом случае имеет восходящую ветвь, которая характеризуется увеличением усилия до $P_{\max 1}$ при зарождении трещины и ее подрастание до критической длины и нисходящую ветвь, свидетельствующую о снижении нагрузки разрушения по мере распространения трещины (рисунок, а).

В отличие от этого, после термодиффузного алюмоцинкования наблюдается качественное изменение механизма разрушения (рисунок, б). Термодиффузионное алюмоцинкование приводит к возникновению множественного разрушения, которое характерно, например, для многослойного композиционного материала.

Установлено, что трещина зарождается в поверхностном алюмоцинковом слое. Данному моменту соответствует первый максимум нагрузки $P_{\max 1}$. При дальнейшем распространении трещины через слои покрытия с различными свойствами, происходит ее многократное торможение по механизму искривления траектории, что требует дополнительной энергии и фиксируется на осциллограмме двумя максимумами нагрузок $P_{\max 2}$ и $P_{\max 3}$.

Следует отметить, что формирование в покрытии нескольких слоев с различными физи-

ко-механическими и химическими свойствами обусловлено особенностями протекания диффузионных процессов при реализации разработанной технологии алюмоцинкования.

Четвертый максимум нагрузки $P_{\max 4}$ характеризует эффект торможения роста трещины на границе раздела «покрытие–основной металл».

Последний участок осциллограммы указывает на распространение трещины в основном металле вне зоны покрытия.

При испытании стали 09Г2С в исходном состоянии работа зарождения трещины составляет $K_z=44 \text{ Дж/см}^2$. После термодиффузионного алюмоцинкования работа зарождения трещины с учетом ее торможения при прохождении через слои покрытия с различными физико-механическими свойствами и на границе с основным металлом равна $K_z=62 \text{ Дж/см}^2$.

Так как дальнейшее распространение трещины происходит не в зоне алюмоцинкового покрытия, а в материале с исходной структурой, то работа ее развития, как и в случае испытания образцов без покрытия, равна 19 Дж/см^2 .

Таким образом, ударная вязкость образцов в исходном состоянии составляет $KCU=62 \text{ Дж/см}^2$, а после термодиффузионного алюмоцинкования $KCU=81 \text{ Дж/см}^2$.

В таблице приведены средние арифметические значения по результатам испытаний трех образцов из стали 09Г2С в исходном состоянии (без покрытия) и после термодиффузионного алюмоцинкования.

**Результаты испытаний на ударный изгиб
с осциллографированием процесса разрушения**

Материал	Работа зарождения трещины K_z , Дж/см ²	Работа распространения трещины K_p , Дж/см ²	Ударная вязкость KCU , Дж/см ²
Сталь 09Г2С	44	19	63
Сталь 09Г2С с термодиффузионным алюмоцинковым покрытием	62	19	81

Несмотря на то, что рентгенофазовым анализом по глубине алюмоцинкового покрытия выявлено пять слоев с различным фазово-структурным состоянием, на осциллограмме разрушения было зафиксировано два максимума нагрузки $P_{\max 2}$ и $P_{\max 3}$, характеризующих торможение роста трещины непосредственно в покрытии. Данный факт, вероятно, можно объяснить незначительной толщиной покрытия (порядка 50 мкм), достаточно малым расстояни-

ем между фазовыми слоями (5–10 мкм), а также недостаточной чувствительностью метода для данных условий испытаний.

Анализ осциллограмм разрушения показал, что повышение ударной вязкости образцов с термодиффузионным алюмоцинковым покрытием по сравнению с исходным состоянием материала происходит за счет увеличения работы зарождения трещины и последующего многократного ее торможения при прохождении

через слои покрытия с различными физико-механическими свойствами и на границе с основным металлом.

Следует особо отметить, что при определенном рабочем напряженном состоянии может произойти полная блокировка трещины на одной из границ фазово-структурной зоны покрытия или на границе композиции «покрытие – основной металл». Данный эффект может привести к значительному повышению надежности и ресурса изделий в реальных условиях их эксплуатации.

Вывод

В результате проведенных исследований установлено, что наличие на поверхности стальных изделий термодиффузионного алюминидного покрытия приводит к повышению

трещиностойкости композиции «покрытие – основной металл». Это может являться одним из положительных факторов, снижающим склонность материала к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Томашов, Н. Д.* Коррозия и коррозионностойкие сплавы / Н. Д. Томашов, Г. П. Чернова. – Москва : Металлургия, 1973. – 232 с.
2. ГОСТ 9454–78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. – М. : ИПК Издательство стандартов, 2002. – 9 с.
3. Патент 2685841 РФ, МПК B22F1100, C23C10/28, C23C30/00. Состав порошковой смеси для термообработки стальных изделий / В. Ф. Фомин, В. А. Гурьев, В. Н. Томов, Л. И. Пахомова, Е. В. Фомина ; заявлено 15.10.2018 ; опубликовано 23.04.2019, Бюл. № 2.

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-56-61

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

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СИЛОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: dmitry.murugov97@yandex.ru, savinal58@rambler.ru, tema.chudin@yandex.ru, lysak@vstu.ru,
xxatomxx@yandex.ru, xkpp@yandex.ru, butkov-200007@mail.ru, sergej.zver16@gmail.com

Исследовано влияние ультразвуковых колебаний на силовое воздействие дуги переменного тока с прямоугольной формой импульсов (ПФИ). Показано, что совместное действие сварочной дуги и ультразвуковых колебаний приводит к увеличению силового воздействия на поверхность сварочной ванны, что существенно образом влияет на свойства дуги.

Ключевые слова: ультразвуковые колебания, неплавящийся электрод, переменный ток

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

INFLUENCE OF ULTRASONIC VIBRATIONS ON THE FORCE EFFECT OF AN ALTERNATING CURRENT ARC*

Volgograd State Technical University

The paper describes various methods of using ultrasonic vibrations in arc welding based on the analysis of literature data. The main attention is paid to the recently developed method of ultrasound action on the arc. The advantages and disadvantages of existing methods of using ultrasonic vibrations in non-consumable electrode welding are shown.

Keywords: ultrasonic vibrations, non-consumable electrode, alternating current

Введение

Известно, что проплавляющая способность дуги определяется не только тепловыми характеристиками, но и силовым воздействием на сварочную ванну. Силовым воздействием дуги на расплавленный металл сварочной ванны можно управлять, изменяя не только вид защитного газа, конструкцию рабочего участка электрода, но и воздействуя на дугу ультразвуковыми колебаниями различной мощности, что приводит к изменению давления дуги на жидкий металл сварочной ванны.

Sun и др., исследуя метод U-GTAW [1–4] обнаружили, что при воздействии акустического поля, форма дуги претерпевает очевидные периодические изменения, что влияет на свойства дугового разряда. Показано, что увеличение силового воздействия дуги привело к по-

вышению глубины проплавления основного металла [2]. Аналогичные эксперименты авторов [5–8] подтвердили, что глубина проплавления при использовании ультразвуковых колебаний увеличилась по сравнению с обычной сваркой. Кроме того, применение ультразвука уменьшило средний размер зерна, что улучшило микроструктуру. Однако, авторами [1] показано, что незначительно повышение сварочного тока $I_{св.}$ с 70 до 100 А существенно снижает эффект влияния ультразвука на силовое воздействие.

Анализируя данные авторов [1, 5, 9–12] по исследованию влияния ультразвуковых колебаний, можно сделать вывод, что применение УЗК улучшает формирование швов и увеличивает глубину проплавления. Однако мощность акустического поля может достигать 2,5 кВт,

© Муругов Д. А., Савинов А. В., Чудин А. А., Лысак В. И., Полесский О. А., Красиков П. П., Бутков В. П., Ганцев С. А., 2025.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ (из средств программы развития «Приоритет 2030» по соглашению 075-15-2025-063) в рамках научного проекта № 15/631-24.

что энергетически неэффективно, так как затраты электрической энергии на преобразование в ультразвуковые колебания больше, чем повышение мощности дуги посредством увеличения силы тока.

Таким образом, при рассмотрении технологических характеристик дуги переменного тока, определенный интерес представляет величина силового воздействия дуги на сварочную ванну и ее зависимость от параметров горения дугового разряда и влияние ультразвуковых колебаний.

Материалы и методы исследований

Для определения силового воздействия дуги на сварочную ванну применялась методика взвешивания дугового разряда. Определение си-

лового воздействия дуги состоит из двух этапов: измерение давления ультразвуковых колебаний и измерение давления дугового разряда, а также их совместного действия.

Определение силового воздействия УЗК заключается в следующем: над чашей аналитических весов ВСЛ-60 с точностью измерения 0,0001 г закрепляли сварочную горелку так, чтобы расстояние от торца неплавящегося электрода до поверхности чаши составляло 3 мм, что соответствует длине дуги. Вылет электрода устанавливали таким, чтобы сфокусированная область ультразвуковых волн точно попадала в промежуток между торцом электрода и поверхностью заготовки (столб дуги).

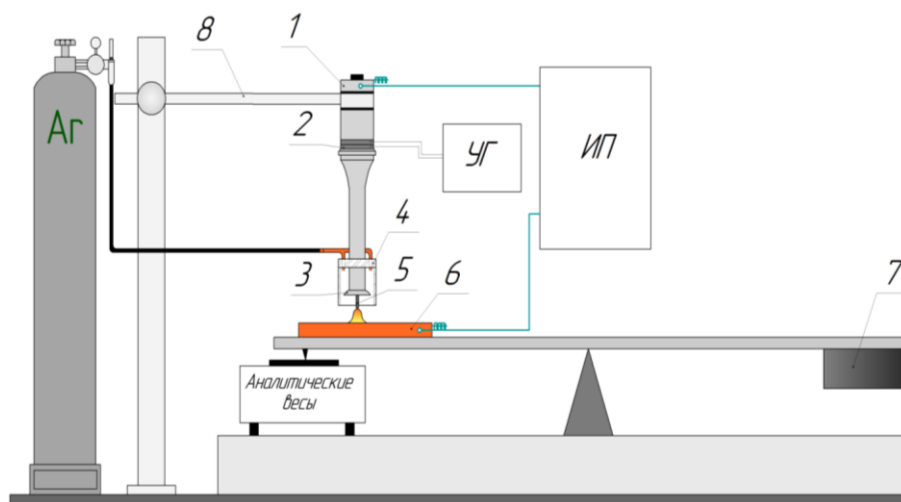


Рис. 1. Экспериментальная установка для определения силового воздействия сварочной дуги:
1 – ультразвуковой преобразователь; 2 – пьезокерамика; 3 – фокусирующая линза; 4 – защитное сопло; 5 – неплавящийся электрод; 6 – пластина; 7 – противовес; 8 – кронштейн; УГ – ультразвуковой генератор; ИП – источник питания

Экспериментальная установка для определения величины давления дуги (рис. 1) представляла собой рычаг-коромысло с опорой в середине. Один конец располагался над чашей аналитических весов ВСЛ-60, а на другом устанавливался противовес 7 для уравнивания системы. На $\frac{1}{4}$ длины коромысла жестко закрепляли пластину 6 размерами 90×50×10 мм с токоподводом. Для исключения ошибки измерений применялся токоподвод с высокой гибкостью.

Над пластиной располагался ультразвуковой преобразователь 1. Последовательность выполнения эксперимента следующая: возбуждалась сварочная дуга и через 5 секунд, когда режим горения дуги установится, фиксировали данные давления. Далее включали ультразвуковой генератор и фиксировали данные совместного действия дуги и ультразвуковых колебаний.

В ходе экспериментов мощность ультразвуковых колебаний изменялась от 20 до 200 Вт. Расход аргона при взвешивании дуги равнялся 18 л/мин. Длина дуги $l_0 = 3$ мм, применялся электрод с полусферической заточкой рабочего участка. В ультразвуковом преобразователе в качестве излучателя применялась специально разработанная фокусирующая линза с радиусом кривизны $\bar{R}=20$ мм, обеспечивающим фокусное расстояние 20 мм.

Результаты исследований и их обсуждение

Измерение силового воздействия дуги (рис. 2) показало, что при силе тока 30 А давление на поверхность пластины без ультразвука $\approx 2 \cdot 10^{-3}$ Н. Существенно меняется значение силового действия дуги при силе тока 300 А, которое со-

ставляет $37,4 \cdot 10^{-3}$ Н. Данное значение было максимальным для выбранного диаметра электрода, поэтому дальнейшее увеличение тока не дало бы точных значений.

Однако, эффект влияния ультразвука на силовое воздействие постепенно снижается с увеличением сварочного тока из-за относительно высокой мощности дуги.

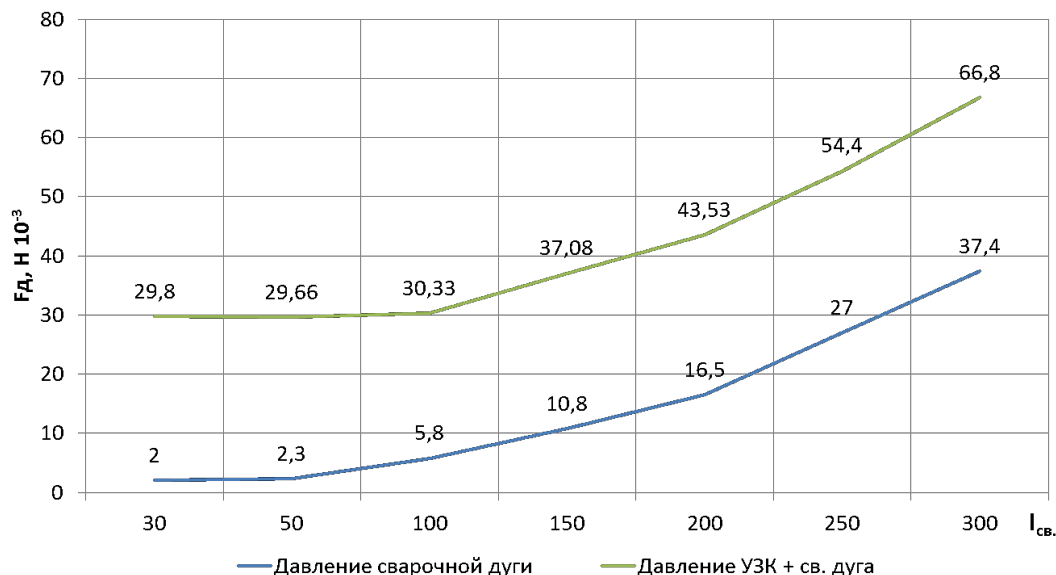


Рис. 2. Зависимость силового воздействия дуги от величины тока:
частота ультразвуковых колебаний $F_{узк} = 20,8$ кГц; мощность ультразвуковых колебаний $P_{узк} = 60$ Вт; частота переменного тока $f = 50$ Гц; длительность импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр} = 3$ мс; диаметр электрода $d_e = 4$ мм

При $I_{св} = 30$ А с воздействием ультразвуковых колебаний давление значительно увеличилось до $29,8 \cdot 10^{-3}$ Н, что в ~ 15 раз больше, чем без воздействия ультразвука. Мощность дуги без УЗК повышается и видно, что с увеличением значения силы тока, эффективность влияния ультразвука несколько снижается. При $I_{св} = 300$ А давление достигает $66,8 \cdot 10^{-3}$ Н, что в 1,8 раз больше давления без ультразвука. Также было измерено силовое воздействие по отдельности: давление сварочной дуги; давление ультразвуковых колебаний (без горения дуги) и при совместном воздействии дуги и высокочастотных волн (рис. 3).

Было обнаружено, что при совместном воздействии дуги и ультразвука силовое воздействие всегда больше на 5–10 %, чем их сумма по отдельности (рис. 3). Прирост давления дуги, по-видимому, является следствием ускорения частиц в дуговом разряде под действием ультразвуковых колебаний, при котором увеличивается теплопередача, а значит и термосиловое воздействие дуги.

Установлено, что при мощности ультразвуковых колебаний $P_{узк} \sim 20$ Вт, давление достигает значения $29,3 \cdot 10^{-3}$ Н, а увеличение мощности приводит практически к линейному росту

давления и достигает максимального значения $38,5 \cdot 10^{-3}$ Н при 100 Вт. Наибольшая глубина проплавления получена при мощности 60 Вт, по этой причине в дальнейших экспериментах устанавливалось данное значение. Таким образом, увеличение мощности ультразвуковых колебаний с 20 до 100 Вт приводит к повышению давления высокочастотных волн на 20 %.

Воздействие ультразвуковых колебаний мощностью $P_{узк}$ от 20 до 60 Вт приводило к сжатию и улучшению стабильности дугового разряда (рис. 5). Однако, увеличение мощности ультразвука $P_{узк} \geq 140$ Вт приводило к отклонению активного пятна от оси электрода, что является причиной нарушения формирования швов при сварке алюминия и его сплавов.

При сварке на переменном токе с ПФИ силовое воздействие дуги зависит не только величины тока, но и от длительности импульсов тока обратной полярности.

Интегральное давление дуги на сварочную ванну F_d составляет несколько граммов (в исследованном диапазоне токов) и зависит как от величины тока дуги, так и от длительности импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр}$. С ростом $\tau_{обр}$ силовое воздействие дуги F_d уменьшается.

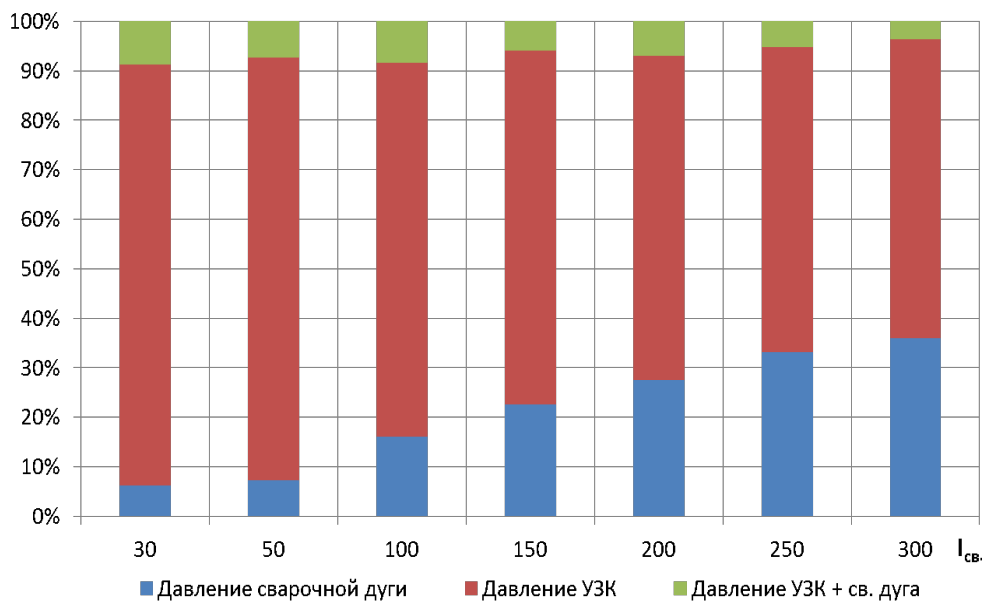


Рис. 3. Соотношение давлений от сварочной дуги, УЗК и их совместного действия к полному давлению дуги:

$F_{у.з.к.} = 20,8$ кГц; $P_{у.з.к.} = 60$ Вт; $f = 50$ Гц; $\tau_{обр.} = 3$ мс; $d = 4$ мм

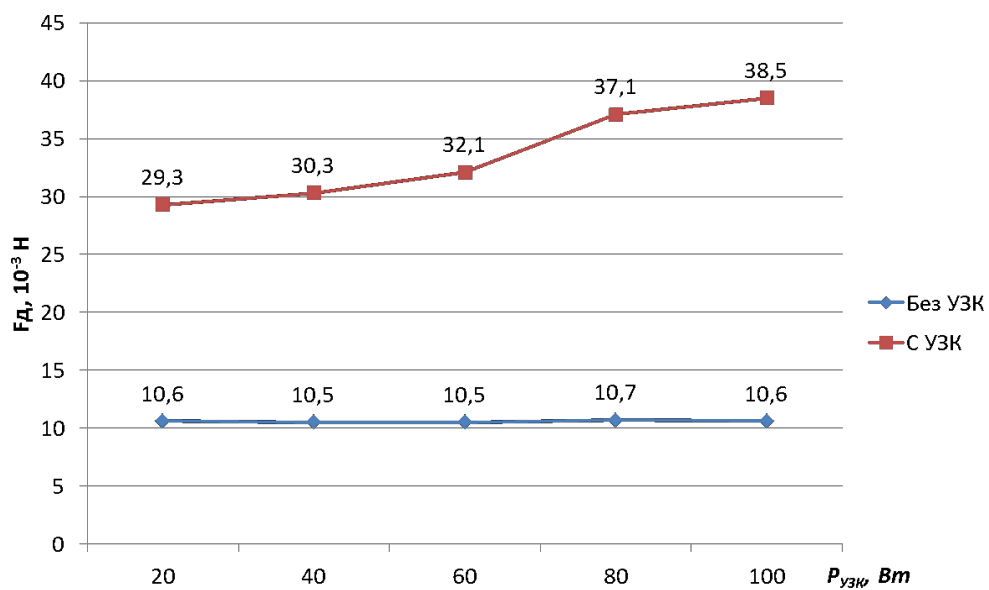


Рис. 4. Зависимость силового воздействия от их мощности:

$F_{у.з.к.} = 20,8$ кГц; $f = 50$ Гц; $I_{св.} = 150$ А; $\tau_{обр.} = 3$ мс; $L_{д.} = 3$ мм; $d_{э.} = 4$ мм

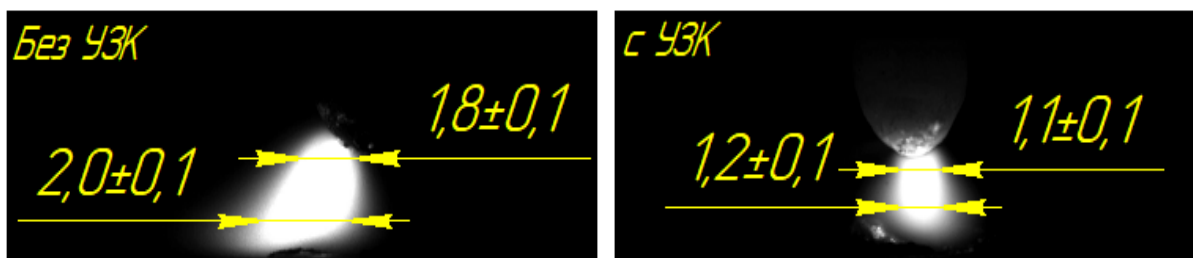


Рис. 5. Профиль дуги переменного тока:

$F_{у.з.к.} = 20,8$ кГц; $P_{у.з.к.} = 60$ Вт; $I_{св.} = 150$ А; $f = 50$ Гц; $L_{д.} = 3$ мм; $d_{э.} = 4$ мм

Измерение силового действия дуги при различной $\tau_{обр}$ (рис. 6) показало, что при $\tau_{обр}=2$ мс давление дугового разряда на поверхность пластины составляет $11,6 \cdot 10^{-3}$ Н, а при воздействии ультразвука увеличивается в ~ 3 раза, что явля-

лось максимальным значением давления дуги. При $\tau_{обр}=10$ мс силовое воздействие дуги без УЗК составило $8,6 \cdot 10^{-3}$ Н, при воздействии ультразвуковых колебаний оно увеличилось до $25,22 \cdot 10^{-3}$ Н.

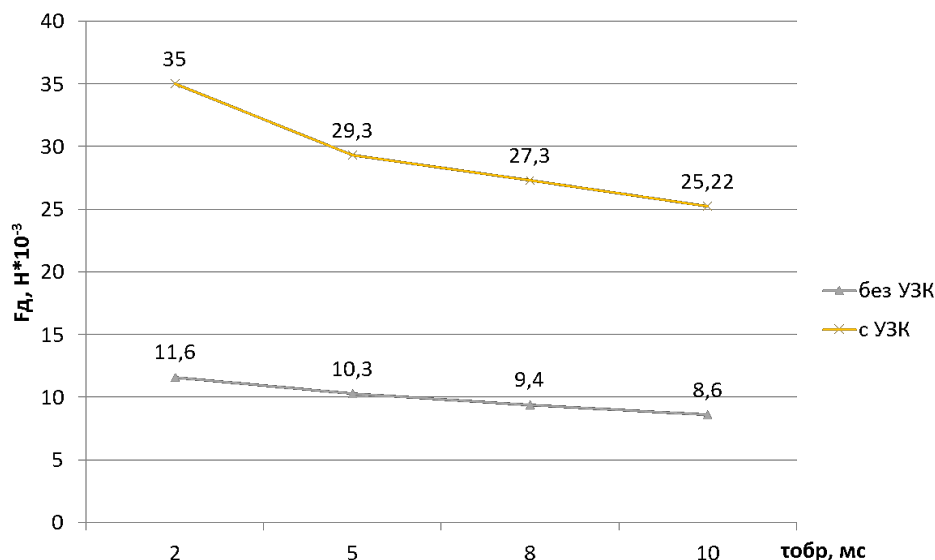


Рис. 6. Влияние УЗК на силовое воздействие при различной длительности импульсов тока обратной полярности:

$F_{узк} = 20,8 \text{ кГц}$; $I_{св.} = 150 \text{ А}$; $P_{узк} = 60 \text{ Вт}$; $f = 50 \text{ Гц}$; $L_d = 3 \text{ мм}$; $d_s = 4 \text{ мм}$

По графику видно, что с увеличением $\tau_{обр}$ происходит уменьшение давления дуги на сварочную ванну, что является одной из причин снижения глубины проплавления при сварке алюминия и его сплавов с ростом длительности импульсов тока обратной полярности, причем при воздействии УЗК уменьшение F_d с повышением $\tau_{обр}$ более значительно, чем без них.

Исследования показали, что при изменении частоты переменного тока с 20 до 100 Гц силовое воздействие практически не изменяется, однако на всех частотах давление дуги с воздействием ультразвука на сварочную ванну превышает ~ 3 раза аналогичные показатели в случае отсутствия УЗК.

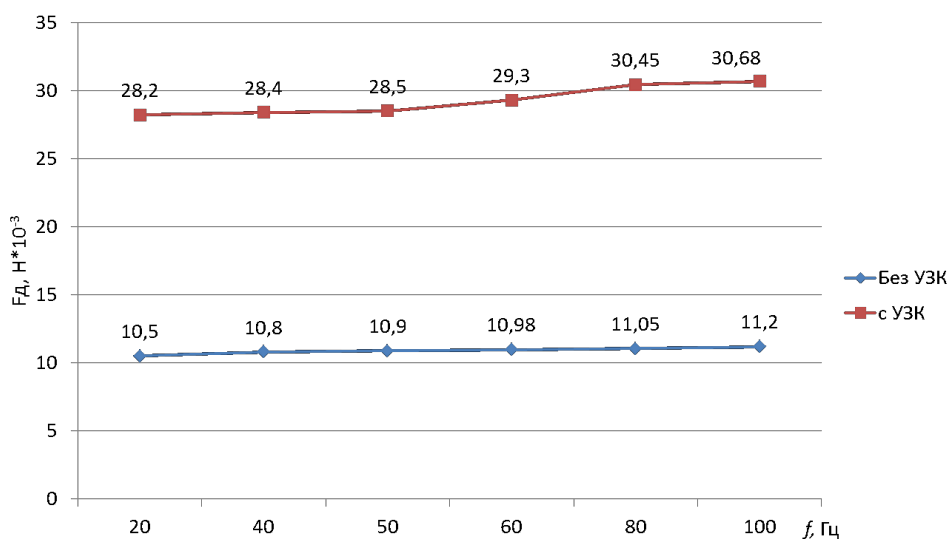


Рис. 7. Зависимость силового воздействия от частоты переменного тока:

$F_{узк} = 20,8 \text{ кГц}$; $P_{узк} = 60 \text{ Вт}$; $I_{св.} = 150 \text{ А}$; $\tau_{обр} = 3 \text{ мс}$; $L_d = 3 \text{ мм}$; $d_s = 4 \text{ мм}$

Выводы

1. Измерение силового воздействия дуги на сварочную ванну показало, что давление с УЗ колебаниями существенно выше, чем без них, но с увеличением сварочного тока, разница между силовым воздействием дуги с УЗК и без них несколько снижается.

2. Увеличение мощности ультразвуковых колебаний с 20 до 100 Вт приводит к повышению давления высокочастотных волн на 20 %

3. С увеличением $\tau_{обр}$ происходит уменьшение давления дуги на сварочную ванну, что является одной из причин снижения глубины проплавления при сварке алюминия и его сплавов с ростом длительности импульсов тока обратной полярности, причем при воздействии УЗК уменьшение F_d с повышением $\tau_{обр}$ более значительно, чем без них.

4. С воздействием ультразвуковых колебаний происходит сжатие дугового разряда, что повышает силовое воздействие дуги и плотность энергии, тем самым повышая тепловую эффективность дуги.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding / Q. J. Sun, S. B. Lin, C. L. Yang & G. Q. Zhao // Science and Technology of Welding and Joining. – 2009. – Vol. 14. – P. 765-767.

2. Penetration increase of AISI 304 using ultrasonic assisted tungsten inert gas welding / Q.J. Sun // Welding Joining. – 2009. – Vol. 10. – P. 330-334.

3. The arc characteristic of ultrasonic assisted TIG welding / Q. Sun // China Welding. – 2008. – Vol. 17. – P. 100-104.

4. Enhanced arc-acoustic interaction by stepped-plate radiator in ultrasonic wave-assisted GTAW / J. Wang, Q. Sun, J. Teng, P. Jin, T. Zhang, J. Feng // Journal of Materials Processing Tech. – 2018. – Vol. 262. – P. 19-31.

5. Chen C, Fan C, Lin S, Zhou L, Yang C. A new discovery of arc shape in pulsed ultrasonic wave assisted TIG welding. Phys Plasmas 2018. – V.25:080703

6. Arc characteristic of ultrasonic assisted TIG welding. S. Qingjie; Q. Sun; L. Sanbao; Y. Chunli; F. Yangyang; Z. Guoqing // China Welding (English Edition). – V. 17 (4). – P. 52-57. – 2008.

7. Characteristics of Periodic Ultrasonic Assisted TIG Welding for 2219 Aluminum Alloys / C. Xiaoyu, L. Sanbao, W. Xianneng, Y. Chunli, F. Chenglei // Materials. – 2019. – Vol. 12. – P. 70-81.

8. TIG welding of the stainless steel 304 based on the ultrasonic vibration / Y. Fan // Transactions of the China Welding Institution. – 2009. – Vol. 30. – P. 91-94.

9. Xie WF, Fan CL, Yang CL, et al. Characteristics of acoustic-controlled arc in ultrasonic wave-assisted arc. Acta Phys Sin. 2015;64(9):412-420.

10. Characteristic of arc pressure in ultrasonic-TIG hybrid welding / Q. Sun et al. // Journal of Engineering Mechanics – 2011. – Vol. 47. – P. 65-69.

11. Wu C., Zhao C., Zhang C, Li Y. Ultrasonic vibration-assisted keyholing plasma arc welding. Welding Journal. – 2017. – V. 96. – P. 279-286.

12. Qiao J, Wu C, Li Y. Numerical and experimental investigation of keyholing process in ultrasonic vibration assisted plasma arc welding. J Manuf Process 2020;50:603-13.

УДК 621.643:669.018.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2025-10-305-61-66

В. Ф. Петрова¹, Р. Е. Новиков², С. П. Тынянов¹

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА МАКРОСТРУКТУРУ РЕАКЦИОННЫХ ТРУБ ИЗ СПЛАВА GX45NiCrSiNb 45-35

¹ Волгоградский государственный технический университет

² АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

e-mail: val.petrova7@mail.ru, RENovikov@vnikti.rosneft.ru,
tinianovsimion@yandex.ru

В работе проведены результаты исследования макроструктуры и послойного химического анализа материала трубы печи пиролиза в состоянии после эксплуатации. Выявлено, что изменение содержания и соотношения столбчатых и равноосных кристаллов по структуре не происходит.

Образуется науглероженный слой со стороны внутренней поверхности вблизи участков с поврежденным оксидным слоем, азотированный слой со стороны наружной поверхности и обезуглероженные слои со стороны обеих поверхностей.

Ключевые слова: реакционные трубы, пиролиз, жаропрочные сплавы, науглероживание, азотирование, деградация материала, макроструктура, центробежное литье

V. F. Petrova¹, R. E. Novikov², S. P. Tynyanyanov¹

**STUDY OF THE INFLUENCE OF OPERATING PARAMETERS
ON THE MACROSTRUCTURE OF REACTION TUBES MADE
OF GX45NiCrSiNb 45-35 ALLOY**

¹ Volgograd State Technical University

² AO "VNIKTneftekhimoborudovanie"

The paper presents the results of the study of the macrostructure and layer-by-layer chemical analysis of the pyrolysis furnace pipe material in the state after operation. It is revealed that there is no change in the content and ratio of columnar and equiaxed crystals in the structure. Formation of a carburized layer on the side of the inner surface near areas with a damaged oxide layer, a nitrided layer on the side of the outer surface and decarburized layers on the side of both surfaces.

Keywords: reaction tubes, pyrolysis, heat-resistant alloys, carburization, nitriding, material degradation, macrostructure, centrifugal casting

Введение

Пиролиз углеводородов является одним из наиболее важных процессов в нефтехимической промышленности и служит для производства исходного сырья в производстве полиэтилена. Условия протекания процесса пиролиза накладывают высокие требования на свойства применяемых материалов для изготовления змеевиков, в первую очередь на жаропрочность – температура стенки змеевика может достигать 1100 °C [1]. Для эксплуатации в подобных условиях были разработаны различные сплавы системы Fe-Ni-Cr, производимые методом центробежного литья. Вследствие этого формирующиеся при затвердевании металла литейные дефекты – раковины, пористость, неметаллические дефекты – наблюдаются лишь на внутренней поверхности отлитой трубы [2].

В последние годы в ТУ на центробежнолитые трубы для радиантных змеевиков предусматривается специальное требование к макроструктуре по толщине стенки, 40–70 % которой должна состоять из столбчатых кристаллов. Это требование объясняется положительным влиянием подобной структуры на жаропрочность реакционных труб [3, 4].

Высокая температура эксплуатации способствует протеканию диффузионных процессов внутри металла и взаимодействию металла с атмосферой печи и нагреваемой средой [5].

Цель данной работы является исследование действие высокотемпературной эксплуатации и влияние состава дымовых газов и нагреваемой среды на материал трубы из жаропрочного сплава GX45NiCrSiNb 45-35.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования является центробежнолитая реакционная труба из сплава

GX45NiCrSiNb 45-35 ET 45 Micro [6]: в состоянии поставки и после эксплуатации порядка 25000 часов в печи пиролиза при температуре стенки до 1100 °C и давлении до 0,26 МПа.

Образцы для оценки макроструктуры были изготовлены с применением шлифовальной машины Mecatech 250 SPC. Травление шлифов проводилось в двух реагентах: в смеси азотной и соляной кислот с соотношением 1:3, а для выявления более тонких элементов структуры было применено электролитическое травление в 10 % растворе щавелевой кислоты.

Определение химического состава металла проводили с помощью оптико-эмиссионного анализатора FOUNDRY-MASTER EXPERT в трех сечениях – со стороны наружной и внутренней поверхностей, а также в средней части толщины стенки.

Результаты исследований

Визуальный осмотр показал, что труба в состоянии поставки имеет шероховатую наружную поверхность и гладкую внутреннюю поверхность после механической обработки. После эксплуатации наружная поверхность на отдельных участках сохранилась, на других участках произошло сглаживание поверхности. Внутренняя поверхность покрылась слоем оксидной пленки, которая имеет локальные повреждения.

Для изучения химического состава и макроструктуры были выбраны области с сохранившейся шероховатой наружной поверхностью образец 2, со сглаженной поверхностью образец 3 и участки с повреждением оксидной пленки на внутренней поверхности образец 4 (рис. 1). Образец 1 соответствует трубе в состоянии поставки.

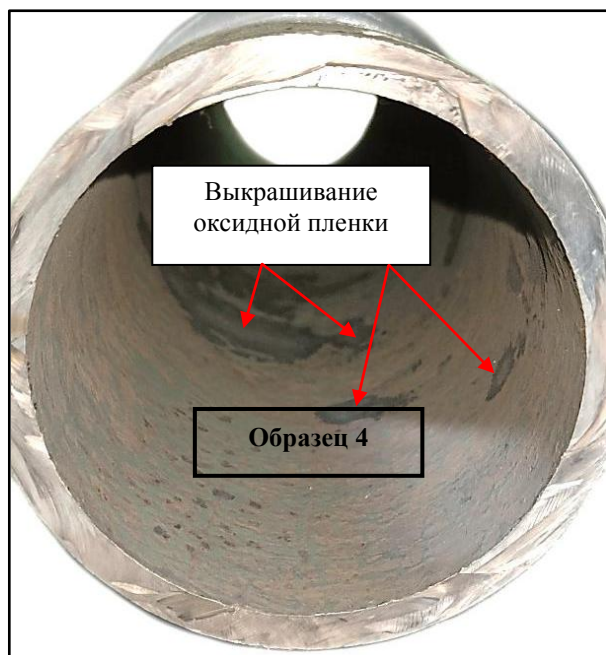


Рис. 1. Заготовка для вырезки образца 4

Химический состав исследуемой трубы приведен в табл. 1 и соответствует данным сертификата [6].

При исследовании макроструктуры на образце 1 большую часть по сечению занимают столбчатые кристаллы, на наружной и внутренней поверхности наблюдается небольшое количество равноосных кристаллов. На образцах 2, 3 и 4 процентное соотношение кристаллов сохранилось, что может свидетельствовать о стабильности литой структуры (рис. 2).

По требованиям НТД [4] – столбчатая структура должна распространяться не менее чем на 50 % толщины стенки. На трубе в состоянии после эксплуатации со стороны наружной и внутренней поверхностей наблюдаются области с отличающейся травимостью (рис. 2), они более светлые.

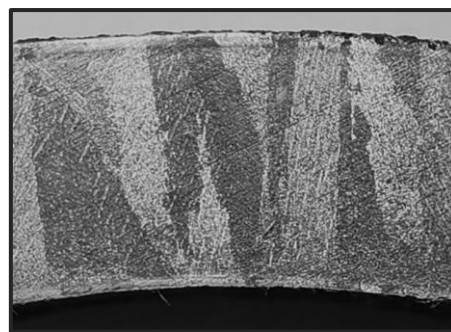
Таблица 1

Химический состав сплава G-X45NiCrSiNb 45-35[6]

Образец	Массовая доля элементов, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Fe	Nb	Ti	S	P
ЕТ 45 Микро по данным Сертификата [6]	0,40 –0,45	<1,5	1,3 –1,6	34,0 –37,0	42,0 44,0	–	0,7 –0,9	<0,3	<0,03	<0,03
Образец 1	0,44	1,0	1,6	35,0	43,0	15,0	0,9	–	0,0065	0,0074



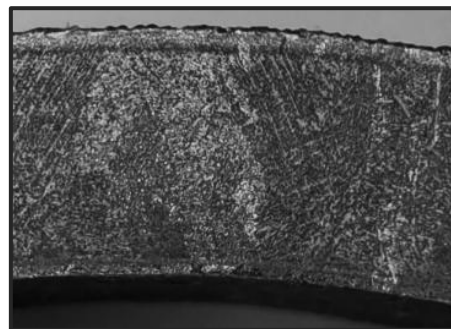
а



б



в



г

Рис. 2. Макроструктура образцов:
а – образец 1; б – образец 2; в – образец 3; г – образец 4

Вероятной причиной изменения травимости поверхностных слоев связано с выгоранием легирующих элементов, в первую очередь хрома и углерода [7], при контакте с кислородом, который присутствует как в составе дымовых газов, так и нагреваемой среде. Провести химический анализ данных обезуглероженных слоев методом оптико-эмиссионной спектроскопии не представляется возможным по причине малой толщины данного слоя – он уда-

ляется при подготовке поверхности к анализу.

Результаты химического анализа показали, что для всех образцов соблюдается единая закономерность – со стороны внутренней поверхности происходит насыщение металла углеродом, а со стороны наружной поверхности – азотом (табл. 2). Наибольшее содержание углерода соответствует области отслоения оксидной пленки, а наибольшее содержание азота соответствует образцу 3.

Таблица 2

Изменения содержания химических элементов в сплаве по сечению трубы

Образец	Содержание углерода, %			Содержание азота, %		
	Наружная поверхность	Середина	Внутренняя поверхность	Наружная поверхность	Середина	Внутренняя поверхность
2	0,417	0,448	0,516	–	–	–
3	0,448	0,459	0,510	0,338	0,115	0,097
4	0,377	1,21	2,42	–	–	–

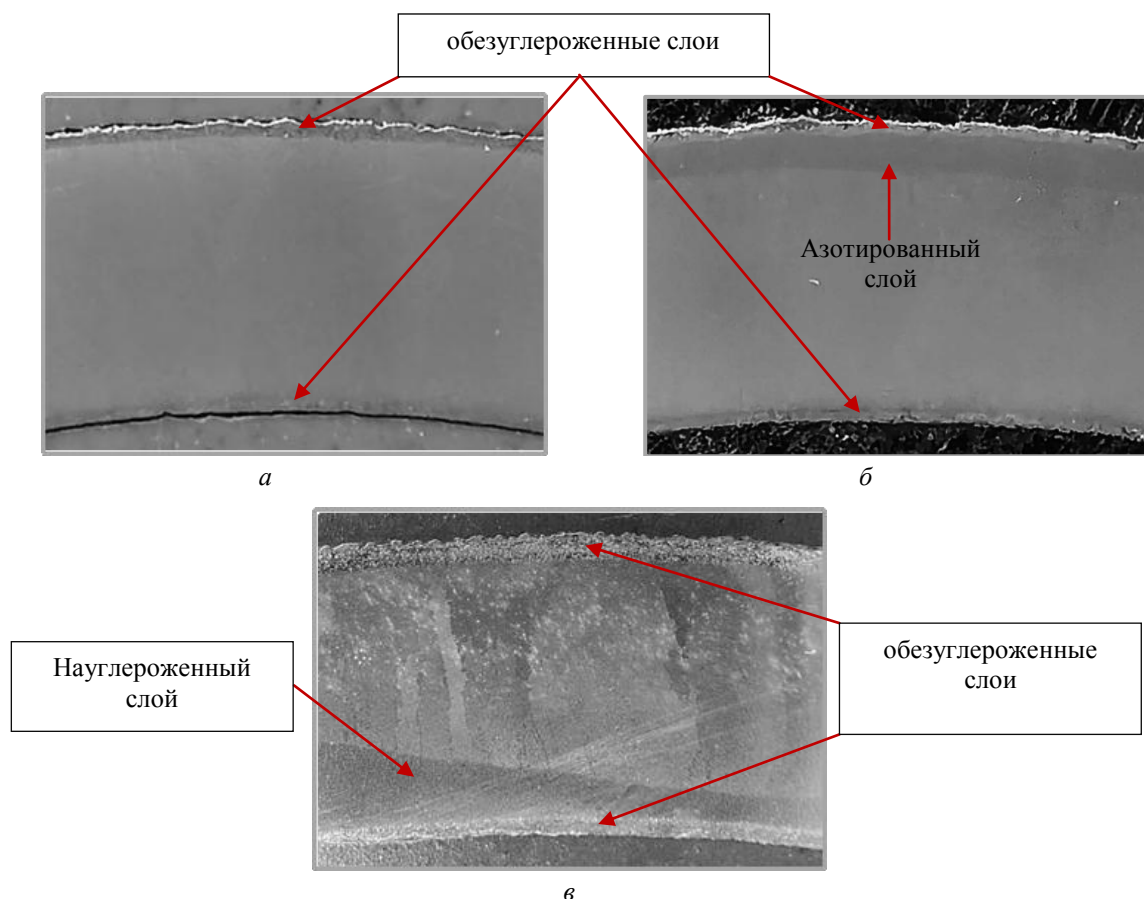


Рис. 3. Распределение различных слоев по сечению трубы:
а – образец 2; б – образец 3; в – образец 4

Для визуального выявления слоев с повышенным содержанием углерода и азота было

проведено электролитическое травление, результаты которого представлены на рис. 3.

На образце 2 наблюдаются только тонкие поверхностные слои, соответствующие областям выгорания легирующих элементов. На образце 3 под обезуглероженным слоем наблюдается

азотированный слой толщиной 1,5 мм (табл. 3). На образце 4 под обезуглероженным слоем наблюдается темный науглероженный слой толщиной до 2,1 мм.

Таблица 3

Толщина различных слоев травления по сечению образца

Слой	Толщина, мм		
	Образец 2	Образец 3	Образец 4
	Не более		
Обезуглероженный, на наружной / внутренней поверхности	0,45/0,48	0,41/0,42	0,56/0,40
Науглероженный	–	–	2,10
Азотированный	–	1,50	–

Полученные результаты свидетельствуют о протекании интенсивных диффузионных процессов насыщения металла трубы элементами из контактируемых сред.

В рассматриваемом сплаве высокое содержание хрома должно обеспечивать жаростойкие свойства за счет формирования на поверхности защитной пленки из оксида хрома. Однако в ходе длительной эксплуатации происходит постепенное снижение хрома в поверхностных слоях и вместо оксидов хрома на поверхности начинают формироваться пленки на основе никеля, железа, марганца и кремния, которые обладают меньшей сплошностью и могут пропускать сквозь себя различные элементы из контактируемых сред [8].

Кислород присутствует как в дымовых газах, так и в нагреваемой среде, проходя сквозь рыхлые оксидные пленки, он может связываться с углеродом и снижать его содержание в поверхностных слоях.

Повышение содержания азота со стороны наружной поверхности хорошо согласуется с фактом наличия азота в дымовых газах, но не в нагреваемой среде. Повышение содержания азота является следствием взаимодействия металла и дымового газа в условиях нехватки кислорода [9].

Процесс пиролиза сопровождается образованием частичек кокса, которые затем могут откладываться на поверхности трубы и диффундировать в металл. Защитная пленка из оксида хрома тормозит проникновение углерода вглубь металла, что подтверждается сравнением результатов химического анализа образца 4

с поврежденной внутренней поверхностью и образцов 2 и 3, на которых повреждения внутренней поверхности отсутствуют. Наличие обезуглероженного слоя перед науглероженным, может быть связано с его пористостью и, соответственно, большой площадью взаимодействия с кислородом, который удаляет углерод из поверхностного слоя [10].

Выводы

В результате комплексного исследования реакционной трубы из сплава GX45NiCrSiNb 45-35 после эксплуатации в течение ~25 тыс. часов установлено:

- влияние эксплуатационных факторов не приводит к изменению содержания и соотношения столбчатых и равноосных кристаллов по структуре;
- на внутренней и наружной поверхности наблюдаются обезуглероженные слои, толщина слоя по сечению трубы достигает до 0,56 мм;
- глубина науглероженного слоя неравномерная, максимальный науглероженный слой наблюдается в местах скола оксидной пленки, и достигает 2,1 мм с содержанием углерода до 2,4 %;
- толщина азотированного слоя наблюдается на образце с более гладкой поверхностью, глубина его неравномерная и достигает 1,5 мм с содержанием азота до 0,34 %.

Таким образом, одной из причин процессов деградации являются: науглероживание внутренней поверхности, связанное с нарушением сплошности оксидной пленки и отложением сажи и кокса на поверхности металла; образование азотированного слоя на наружной по-

верхности в местах сплошности оксидной пленки, а также взаимодействия металла и дымового газа в условиях нехватки кислорода. Вероятно, эти процессы являются одними из ключевых факторов, снижающих эксплуатационную надежность и ресурс реакционных труб.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Забавичева, Е. В. Превращение карбида ниобия в жаропрочных сплавах на основе Fe–25Cr–35Ni при температурах 900 и 1150 градусов / Е. В. Забавичева, С. Н. Петров, С. Ю. Кондратьев // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2023. – № 10. – С. 3–10.
2. Гини, Э. Ч. Специальные виды литья / Э. Ч. Гини, А. М. Зарубин, В. А. Рыбкин. – М. : Изд-во Академия, 2007. – 351 с.
3. Орыщенко, А. С. Влияние микроструктуры при температурах 800–1100 °С на характеристики жаропрочности сплава 45X26H33C2B2 / А. С. Орыщенко, Ю. А. Уткин // *Вопросы материаловедения*. – 2009. – № 3. – С. 17–25.
4. ТУ 24.52.20-006-76886532-2021. Трубы центробежнолитые из жаропрочных и жаростойких сталей и сплавов для высокотемпературных трубчатых печей.
5. Химушин, Ф. Ф. Легирование, термическая обработка и свойства жаропрочных сталей и сплавов / Ф. Ф. Химушин. – М. : Оборонгиз, 1962. – 336 с.
6. Inspection certificate. Specification № LS 011-270, Technical Specification & AD BSP 6100. Material Centralloy ET 45 Micro. Date: 29/11/2019
7. Анастасиади, Г. П. Высокотемпературное окисление жаропрочного жаростойкого сплава 45X26H33C2B2 / Г. П. Анастасиади, С. Ю. Кондратьев, М. Д. Фукс // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета*. – 2013. – № 4–1. – С. 199–209.
8. Химушин, Ф. Ф. Нержавеющие стали / Ф. Ф. Химушин. – М. : Металлургия, 1967. – 800 с.
9. Анастасиади, Г. П. Исследование процесса окисления жаропрочного жаростойкого сплава Fe-25Cr-35Ni-0,45C-Si-Nb / Г. П. Анастасиади, А. В. Кокорина, С. Ю. Кондратьев // *Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета*. – 2014. – № 3. – С. 161–169.
10. Андреева, М. М. Коксообразование при пиролизе углеводородного сырья / М. М. Андреева // *Вестник казанского технологического университета*. – 2014. – № 17. – С. 279–280.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна **АРИСОВА**

Оригинал-макет и электронная версия издания
подготовлены редакционно-издательским отделом
Издательства ВолгГТУ

Корректурa **Н. Н. Кваши**
Компьютерная верстка: **Е. В. Макарова**

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

Учредитель:
Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет» (ВолгГТУ)

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

Темплан 2025 г. Поз. № 6ж. Дата выхода в свет 10.11.2025 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 7,91. Уч.-изд. л. 7,99.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 384.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

В научном журнале «Известия ВолгГТУ», серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении», публикуются статьи, посвященные вопросам создания материалов с помощью комплексных технологий, использующих сварку взрывом, ударно-волновое прессование, электромеханическую обработку, другие виды воздействия, особенности изменения структуры и физико-механических свойств.

Вопрос об опубликовании статьи или ее отклонении решает редакционная коллегия журнала, которая утверждается ректором университета, ее решение является окончательным. Редколлегия направляет представленный для издания материал на рецензирование.

Рукопись должна быть набрана и сверстана в текстовом редакторе Word и распечатана на лазерном принтере в режиме полной загрузки тонера. Формат бумаги А4 (210×297 мм).

Для ускорения подготовки издания необходимо представлять файлы статей на дискетах или компакт-дисках (CD) в полном соответствии с распечатанным оригиналом. Дискета должна быть вложена в отдельный конверт, на этикетке дискеты указываются фамилии авторов статьи.

При наборе текста следует соблюдать следующие требования: поля – верхнее – 2,0 см, нижнее – 3,0 см, левое – 2,5 см, правое – 2,5 см; шрифт Times, кегль 14, интервал полуторный.

Текст набирается с применением автоматического переноса слов, перед знаками препинания (в том числе внутри скобок) пробелы не допускаются, после них ставится один пробел. Разрядка слов не допускается, следует избегать перегрузки статей большим количеством формул, рисунков, таблиц. Для набора символов в формульном редакторе MS Equation (MS Word) использовать установки (Стиль/Размеры) только по умолчанию; рисунки должны быть выполнены в редакторах векторной графики, таких как CorelDRAW или в любом приложении к Word. Допускается сканирование рисунков в программе Microsoft Photo Editor.

Инициалы и фамилия автора (авторов) пишутся над заглавием статьи. Ниже заглавия, перед основным текстом, указывается организация или предприятие, в котором работает автор статьи. В конце статьи ставится полное название учреждения, которое рекомендует статью для публикации, дата и подпись автора (всех авторов).

Литературные ссылки должны быть оформлены в соответствии с ГОСТ 7.1–2003 «Библиографическая запись. Библиографическое описание. Общие требования и правила составления». Библиографический список использованной литературы, составленный в порядке упоминания в тексте, дается в конце статьи; связь с основным текстом осуществляется цифровым порядковым номером в квадратных скобках в строке. Подстрочные ссылки не допускаются.

Иностранные фамилии и термины в тексте следует приводить в русском переводе. В библиографическом списке фамилии авторов, полное название книг и журналов приводятся на языке оригинала.

Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.

При обозначении единиц физических величин должна применяться Международная система единиц (СИ).

Объем статьи не должен превышать 8 страниц бумаги формата А4, включая таблицы и библиографический список; число рисунков – не более четырех, включая рисунки, помеченные буквами *a*, *b*, и т. д. Рекомендуется включать в журнал статьи с авторским коллективом не более четырех человек с участием каждого автора в одной–двух статьях.

Статьи должны представлять сжатое четкое изложение результатов, полученных автором без повторов приводимых данных в тексте статьи, таблицах и рисунках. К статье должны быть приложены: сведения об авторах (полное имя, отчество, фамилия, ученая степень, звание, домашний адрес, номер телефона служебный, домашний, E-mail), документация, подтверждающая возможность ее открытого опубликования.

ISSN 1990-5297



9 771990 529000 >