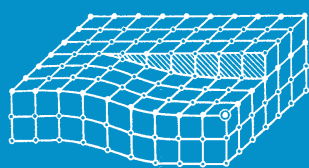


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 4 (251)
2021

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

Редакционная коллегия:

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

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

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

Тел. издательства ВолгГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

№ 4 (251)
Апрель
2021

УЧРЕДИТЕЛЬ

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

Адрес редакции:

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

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

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board: Chairman

Gurevich L. M.,

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

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

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 4 (251)
April
2021

FOUNDER

FSBEI of Higher Education
«Volgograd State Technical University»

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

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

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

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

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 34, 38
Агейкин А. С. 38
Адаменко Н. А. 34, 38
Ан Д. А. 34
Арисова В. Н. 13
Артемьев А. А. 23
Бадиков К. А. 54
Барышников А. Н. 54
Богданов А. И. 7, 18
Губаревич Г. П. 81, 86
Гуревич Л. М. 13, 48, 63
Даненко В. Ф. 48, 63
Денисевич Д. С. 54
Евчиц Р. Д. 18
Казанкин В. А. 60
Казанкина Е. Н. 60
Казуров А. В. 34, 38
Королев М. П. 28
Косова Е. А. 42
Красиков П. П. 69
Красикова Л. С. 69
Крохалев А. В. 42
Кузнецов С. А. 7, 18, 23
Кузьмин Е. В. 28
Кузьмин С. В. 28, 42
Кулевич В. П. 7, 18
Лысак В. И. 28, 42
Матлин М. М. 60
Муругов Д. А. 69
Назарова В. Ю. 13
Новиков Р. Е. 72
Пироженко В. С. 34
Писарев С. П. 48, 63
Полесский О. А. 69
Савин Д. В. 34, 38
Савинов А. В. 69
Савкин А. Н. 54
Савченко А. В. 81, 86
Седов А. А. 54
Серов А. Г. 23
Слаутин О. В. 7, 18, 23
Сторожева Е. И. 72
Тришкина И. А. 72
Трудов А. Ф. 13
Фейтуллаев А. Ю. 72
Филиппов В. В. 69
Фомичев В. Т. 81, 86
Харламов В. О. 13, 42
Черников Д. Р. 42
Чудин А. А. 69
Шморгун В. Г. 7, 18, 23

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А.</i> Влияние химического состава покрытий системы Fe-Cr-Al на их жаростойкость.....	7
<i>Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Назарова В. Ю.</i> Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига.....	13
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Евчиц Р. Д.</i> Влияние ультразвука на кинетику роста диффузионной зоны при термообработке биметалла никель-алюминий.....	18
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Кузнецов С. А., Артемьев А. А.</i> Износостойкость покрытий системы Ti – Cu, легированных никелем.....	23
<i>Королев М. П., Кузьмин Е. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Влияние параметров высокоскоростного соударения на структуру и свойства соединения ВТ1-0+АМГ5.....	28

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Пироженко В. С., Ан Д. А., Савин Д. В., Казуров А. В.</i> Исследование термических свойств композитов на основе СВМПЭ после взрывного прессования.....	34
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., Агейкин А. С.</i> Исследование влияния дисперсности алюминия на тепловое расширение высоконаполненных фторопластовых композиционных материалов.....	38
<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Черников Д. Р., Косова Е. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Исследование механизма уплотнения смесей порошков тугоплавких карбидов с металлической связкой при взрывном прессовании на металлической подложке.....	42

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Писарев С. П.</i> Влияние параметров волнового профиля границы соединения слоев титано-алюминиевого композита на поведение при растяжении.....	48
<i>Савкин А. Н., Денисевич Д. С., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. Н.</i> Анализ замедления скорости роста усталостных трещин от перегрузок различной величины и характера в алюминиевом сплаве 2024-T3.....	54
<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i> Неразрушающая методика определения допускаемых напряжений смятия сталей.....	60
<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Писарев С. П.</i> Влияние технологических параметров шаговой формовки на НДС трубной заготовки.....	63

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

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

Тепловой баланс малоамперной дуги с неплавящимся электродом..... 69

Тришкина И. А., Сторожева Е. И., Фейтуллаев А. Ю., Новиков Р. Е.

Метод оценки эксплуатационной надежности сварных соединений
из стали 09Г2С, работающих в средах,
вызывающих коррозионное растрескивание..... 72

Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.

Исследование процесса осаждения гальванических осадков меди
импульсными токами..... 81

Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.

Электроосаждение сплава олово-свинец импульсным током..... 86

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-7-12

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

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Al НА ИХ ЖАРОСТОЙКОСТЬ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние химического состава алюминидных покрытий системы Fe-Cr-Al на их жаростойкость при 1100 °С. Показано, что после алитирования в расплаве силумина наибольшей жаростойкостью обладает покрытие, полученное на сплаве X15Ю5, глубина проникновения коррозии в котором через 500 ч не превысила 2,5 мкм. В сплавах с более высоким содержанием хрома (23 ат. %) глубина проникновения коррозии через 500 ч увеличивается (до 8,9 мкм). Снижение содержания хрома (до 5 ат. %) или алюминия (до 10 ат. %) в поверхностном слое сопровождается критическим ростом скорости коррозии. На основании данных об изменении концентрации алюминия в поверхностном слое наибольшей жаростойкостью обладает покрытие, полученное на сплаве X23Ю5.

Ключевые слова: алюминиды железа, алитирование, покрытие, жаростойкость.

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

THE INFLUENCE OF THE Fe-Cr-Al SYSTEM COATINGS CHEMICAL COMPOSITION ON THEIR HEAT RESISTANCE

Volgograd State Technical University

The influence of the chemical composition of the Fe-Cr-Al system coatings on their heat resistance at 1100 °C was investigated. It is shown that the lowest oxidation rate is possessed by the coating obtained by aluminizing the Cr15Al5 alloy in the silumin melt, for which the depth of corrosion penetration after 500 h at 1100 °C was 2.5 μm. The depth of corrosion penetration in coating with a higher chromium content (23 at.%) reaches 8.9 μm. A decrease in the chromium content (up to 5 at.%) or aluminum (up to 10 at.%) in the surface layer is accompanied by a critical increase in the corrosion rate. Based on the kinetics of changes in the aluminum content in the surface layer, it was established that the coating obtained on the Cr23Al5 alloy has the highest heat resistance.

Keywords: iron aluminides, aluminizing, coating, heat resistance.

Алюминидные покрытия хорошо зарекомендовали себя в качестве жаростойких материалов, обеспечивающих стабильную работу деталей в окислительных средах при высоких температурах. Жаростойкость покрытий на основе алюминидов железа обеспечивается за счет формирования плотной пленки оксида алюминия на поверхности, которая эффективно защищают материал от воздействия кислорода [1]. При этом наибольшей стабильностью при высоких температурах, в окислительных средах

и средах, содержащих водяные пары и выхлопные газы [2–3], обладает оксид $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Для достижения максимальной стабильности α -модификации оксида алюминия, а также для препятствия формированию оксидов железа и метастабильных модификаций оксида алюминия алюминидные покрытия легируют Cr, Si и рядом других элементов [4–5].

Одним из наиболее эффективных способов алитирования является метод погружения в расплав [6–7], позволяющий регулировать

толщину наносимого слоя, а также получать легированные покрытия за счет изменения состава ванны. Легирование алюминидного покрытия (например, Cr) можно достичь и путем нанесения на защищаемую поверхность подслоя, содержащего данный элемент.

Целью настоящей работы стала оценка влияния химического состава покрытий на основе алюминидов железа на их жаростойкие свойства.

Материалы и методика эксперимента

Исследование проводили на образцах с покрытиями различного химического состава, полученными на сплавах X15Ю5 и 12Х18Н10 методом погружения в расплав алюминия или силумина с последующей термообработкой (ТО) (табл. 1) [8]. В качестве эталона использовали сплав X15Ю5 (далее Cr15), который способен сохранять жаростойкие свойства при 1150 °С в течение 120 ч [9].

Таблица 1

Режимы получения, химический и фазовый состав испытуемых образцов

Обозначение образца	Подложка	Режим алитирования и состав ванны	Термообработка	Химический состав покрытия	Фазовый состав покрытия
Al/Cr5	15Х5М	740 °С, 5 min чистый Al	1100 °С, 5 ч	47 ат. % Al, 2 ат. % Cr	FeAl(Cr) / Fe ₃ Al(Cr) / αFe(Al, Cr)
Al/Cr15	X15Ю5	740 °С, 10 min чистый Al	1100 °С, 20 ч	43 ат. % Al, 8 ат. % Cr	FeAl(Cr) / Fe ₃ Al(Cr) / αFe(Al, Cr)
Al-Si/Cr15	X15Ю5	740 °С, 10 min Al-12% Si	1100 °С, 20 ч	40 ат. % Al, 7 ат. % Cr, 5 ат. % Si	FeAl(Cr, Si) / Fe ₃ Al(Cr, Si) / αFe(Al, Cr, Si)
Al/Cr23	X23Ю5	740 °С, 10 min чистый Al	1100 °С, 20 ч	44 ат. % Al, 12 ат. % Cr	FeAl(Cr) / Fe ₃ Al(Cr) / αFe(Al, Cr)
Cr15	X15Ю5	—	—	10 ат. % Al, 15 ат. % Cr	αFe(Al, Cr)

Нагревы образцов проводили в воздушной атмосфере печи LOIP LF-7/13-G1 при 1100 °С с выдержкой 5–500 ч. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга–Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ($\lambda=1,5406\text{\AA}$) с использованием никелевого K_{β} -фильтра. 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). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1).

Жаростойкость полученных алюминидных покрытий оценивали по привесу массы в соот-

ветствии с ГОСТ 6130–71 «Металлы. Методы определения жаростойкости». Испытания проводили на образцах размером 10×20×2 мм. Образцы помещали в печь в отдельных керамических тиглях. Взвешивание образцов проводили в керамических тиглях перед испытаниями и в процессе испытаний, извлекая их из печи через определенные промежутки времени. На основании данных об изменении массы рассчитывали толщину слоя покрытия, подвергшегося коррозии.

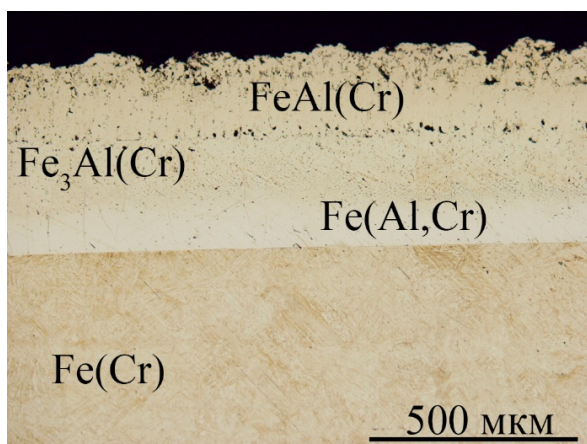
Для оценки времени сохранения жаростойких свойств получаемых покрытий проводили исследования в соответствии с ГОСТ 9.312–89 «Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия защитные. Методы определения жаростойкости». Согласно ГОСТ, покрытие считается исчерпавшим свои защитные свойства, если содержание в нем основного компонента, определяющего его защитные свойства, в результате испытаний или их экстраполяции достигает уровня содержания в материале основы. В настоящей работе защитные свойства получаемых покрытий оценивали по времени снижения концентрации Al в поверхностном

слое до 10 ат. %, что соответствует его содержанию в сплавах X15Ю5 и X23Ю5 и является минимально необходимой концентрации Al для стабильного формирования оксидной пленки Al_2O_3 [10].

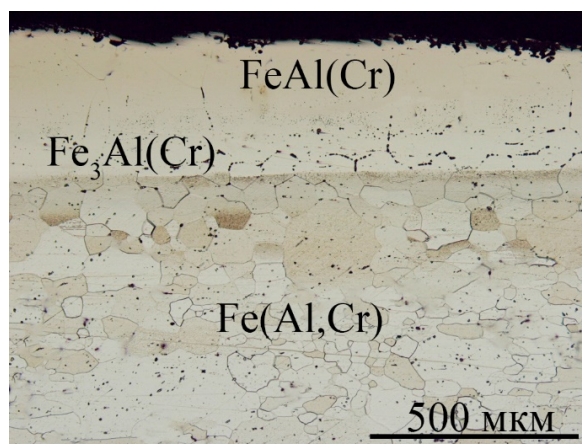
Результаты и обсуждение

Металлографические исследования покрытий после алитирования и термообработки

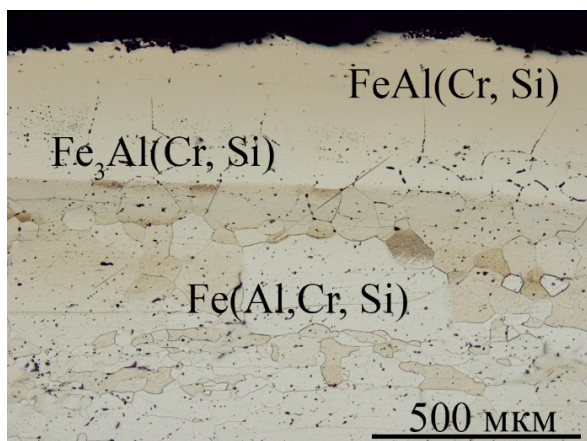
представлены на рис. 1. Покрытия имеют слоистую структуру, соответствующую данным, представленным в табл. 1. Покрытия Al/Cr15, Al-Si/Cr15, Al/Cr23 – бездефектны, а на поверхности покрытия Al/Cr5 и по границе слоев FeAl(Cr) и $Fe_3Al(Cr)$ наблюдается диффузионная пористость, характерная для нелегированных алюминидов железа [11].



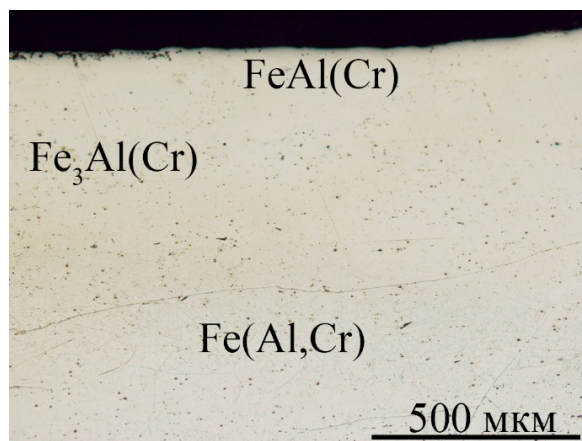
а



б



в



г

Рис. 1. Структура алюминидных покрытий Al/Cr5 (а), Al/Cr15 (б), Al-Si/Cr15 (в) и Al/Cr23 (г)

На рис. 2 представлен график зависимости увеличения массы исследуемых образцов от времени выдержки при 1100 °С. Все образцы по характеру изменения их массы можно условно разделить на две группы.

К первой относятся образцы Al/Cr15, Al-Si/Cr15 и Al/Cr23. Для этих образцов в исследованном диапазоне температур наблюдается две стадии окисления: параболическая и логарифмическая. Параболическая стадия наблюдается в первые 25 ч для образцов Al/Cr15, Al-Si/Cr15 (50 ч для Al/Cr23) и связана с образованием и ростом защитной оксидной пленки. По

достижении критической толщины оксидной пленки (2–3 мкм [12]) дальнейшее изменение массы образцов подчиняется логарифмическому закону и характеризуется очень низкой скоростью процесса. На этой стадии происходит медленный рост пленки оксида Al и ее частичное отслаивание при достижении критической толщины.

Ко второй группе относятся образцы Al/Cr5 и эталонный сплав Cr15. Скорость изменения массы значительно выше, чем для образцов из первой группы, и имеет линейную или параболическую, переходящую в линейную, зависимость.

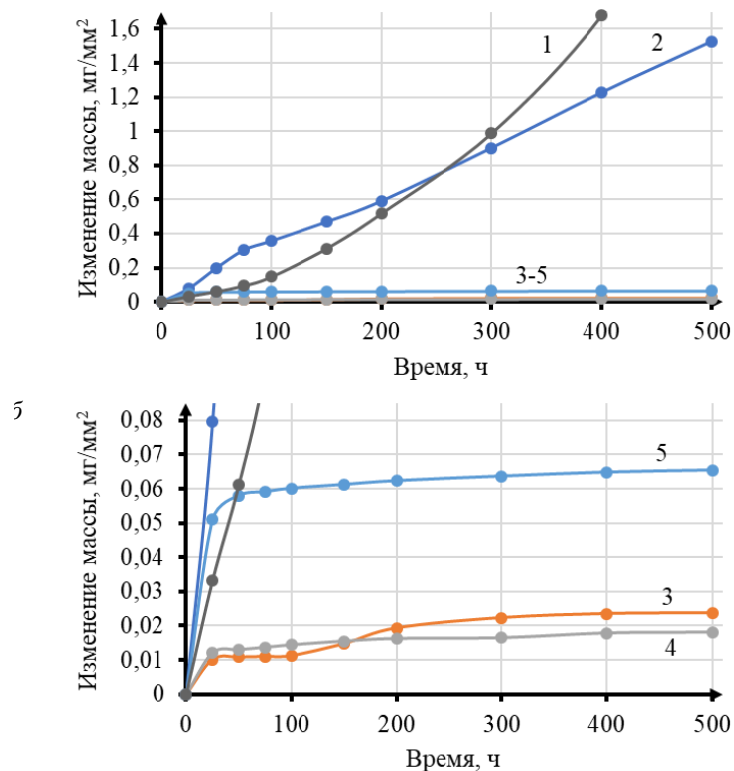


Рис. 2. Увеличение массы образцов Cr15 (1), Al/Cr5 (2) (а), Al/Cr15 (3), Al-Si/Cr15 (4) и Al/Cr23 (5) (б) в процессе высокотемпературных испытаний при 1100 °C

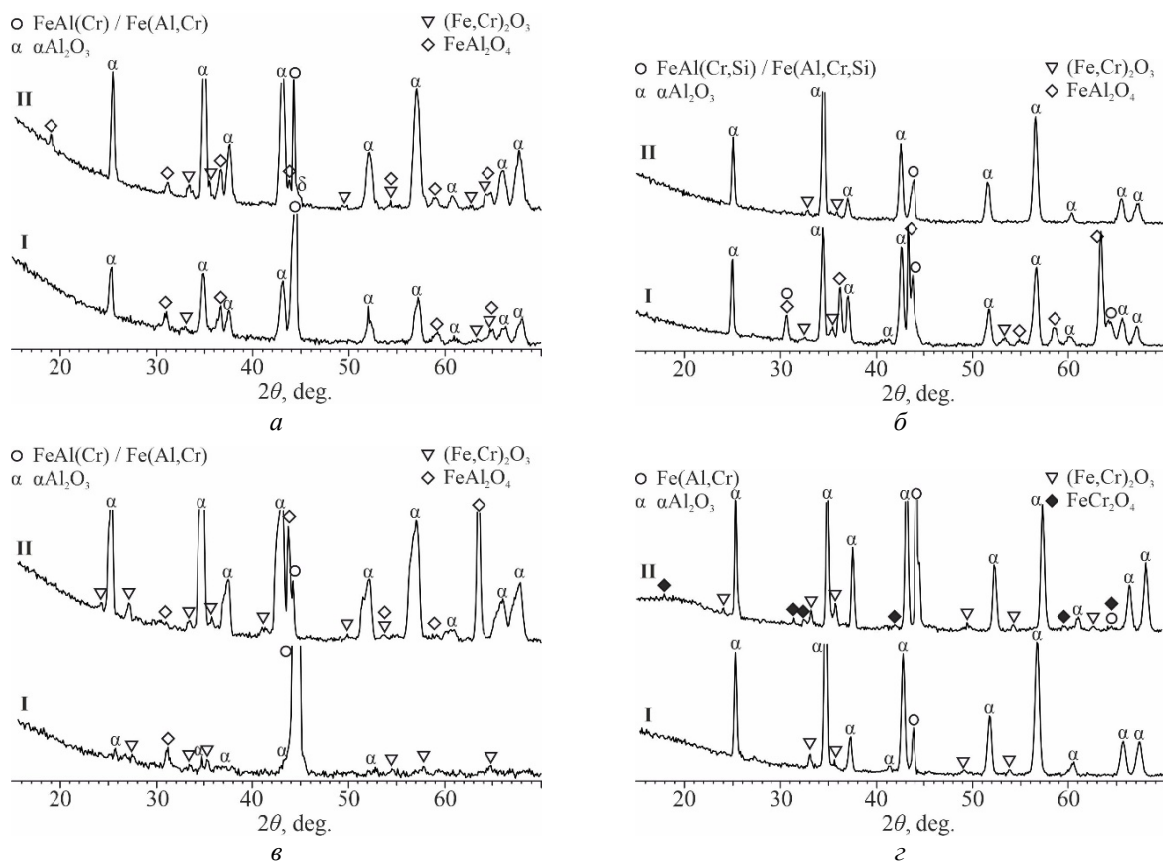


Рис. 3. Дифрактограммы, полученные с поверхности образцов Al/Cr5 (1), Al/Cr15 (2), Al/Cr23 (3) и Cr15 (4) после 20 (I) и 500 ч (II) испытаний при 1100 °C

Наилучшие показатели по увеличению массы показали образцы Al/Cr15, Al-Si/Cr15. Как видно из рис. 2 легирование Si обеспечивает минимальную скорость увеличения массы.

Увеличение содержания Cr в составе покрытия (образец Al/Cr23) оказывает негативное влияние на скорость его окисления. В работе [13] авторами отмечено, что увеличение содержания Cr в сплаве приводит к увеличению скорости прироста массы на начальных стадиях окисления за счет формирования хромсодержащего аморфного оксида на поверхности. Также такое поведение может быть связано с большим вкладом Cr в процесс формирования оксидной пленки. Оксиды Cr обладают меньшей в сравнении с $\alpha\text{Al}_2\text{O}_3$ стабильностью при температурах выше 1000 °C. Данное предположение подтверждается увеличением количества рефлексов от хромсодержащих оксидов в сравнении с образцом Al/Cr15 (рис. 3).

Уменьшение содержания Cr в составе покрытия (Al/Cr5) приводит к критическому увеличению скорости окисления, что связано с образованием нестабильных оксидов богатых Fe (рис. 3).

Минимизация содержания Al до 10 ат. %, при высоком содержании Cr (образец Cr15) характеризуется более высокой скоростью окисления на начальных этапах (до ~150 ч) в сравнении с образцом Al/Cr5, содержащим большее количество Al на поверхности. Дальнейшее окисление образца Cr15 имеет более низкую скорость в сравнении с образцом Al/Cr5 за счет формирования защитной пленки на основе богатых Cr оксидов (рис. 3).

Расчет глубины проникновения коррозии после высокотемпературных испытаний при 1100 °C в течение 500 ч показал следующее. Минимальную глубину проникновения корро-

зии показал образец Al-Si/Cr15 (2,5 мкм), а максимальные значения показали образцы Cr15 и Al/Cr5 (табл. 2).

Таблица 2

Глубина проникновения коррозии, мкм

Al/Cr5	Al/Cr15	Al-Si/Cr15	Al/Cr23	Cr15
366,7	3,3	2,5	8,9	208,9

Испытания по изменению массы образцов в процессе высокотемпературных нагревов позволяют провести сравнительный анализ интенсивности окисления алюминидных покрытий различного химического состава, однако не позволяют оценить более важный параметр – срок, в течение которого данные покрытия будут сохранять свои жаростойкие свойства. Для этого параллельно были проведены исследования кинетики изменения химического состава покрытий в процессе высокотемпературных нагревов. Так как жаростойкость покрытий определяется их способностью формировать защитный слой из оксида Al, критерием жаростойкости была выбрана концентрация Al в поверхностном слое. Известно, что для стабильного формирования оксидной пленки Al_2O_3 минимальная концентрацией Al должна составлять 10 ат. %. Испытания в выбранном временном диапазоне (500 ч) не обеспечивают снижение концентрации Al в поверхностном слое ниже 10 ат. %, поэтому срок, в течение которого покрытие будут сохранять свои жаростойкие свойства оценивали путем экстраполяции экспериментальных данных в логарифмических координатах.

Из рис. 4 видно, что покрытие Al/Cr5 способно сохранять свои жаростойкие свойства в течение ~130 ч, по истечении которых стано-

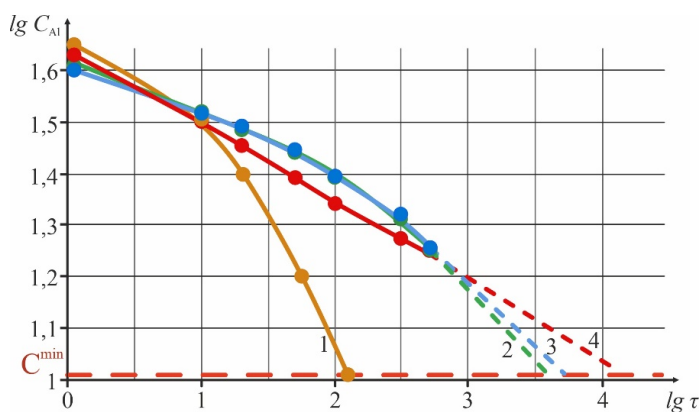


Рис. 4. Изменение концентрации Al в поверхностном слое покрытия Al/Cr5 (1), Al/Cr15 (2), Al-Si/Cr15 (3) и Al/Cr23 (4) в процессе высокотемпературных испытаний при 1100 °C

вится невозможным формирование стабильной защитной оксидной пленки оксида Al на поверхности. Полученный результат хорошо коррелирует с моментом (100–130 ч) изменения характера увеличения массы образца с параболического на линейный (рис. 2).

Покрyтия Al/Cr15 и Al-Si/Cr15 показали очень близкие значения концентрации Al в процессе испытаний, однако экстраполяция полученных данных (рис. 4) показала, что покрытие Al/Cr15 будет сохранять жаростойкие свойства при 1100 °C на 1000 ч меньше, чем покрытие Al-Si/Cr15 легированное Si (5000 ч против 6000 ч).

Несмотря на более высокую интенсивность окисления (рис. 2), образец Al/Cr23 показал максимальные значения времени сохранения жаростойких свойств (~20000 ч) (рис. 4), что связано с более высоким содержанием Cr в сплаве, замедляющим скорость диффузии Al [14].

Выводы

Окисление образцов Al/Cr15, Al-Si/Cr15 и Al/Cr23 при 1100 °C протекает в две стадии, на которых изменение массы образцов с течением времени подчиняется сначала параболическому закону, сопровождающемуся формированием и ростом стабильной оксидной пленки, а затем логарифмическому закону, характеризующемуся низкой скоростью окисления. Окисление образцов Al/Cr5 и Cr15 протекает с более высокой скоростью по линейной или параболической, переходящей в линейную, зависимости.

Минимальную глубину проникновения коррозии после высокотемпературных испытаний при 1100 °C в течение 500 ч показал образец Al-Si/Cr15 – 2,5 мкм. Аналогичное покрытие, не легированное Si, подверглось коррозии на глубину 3,3 мкм. Увеличение содержания Cr в составе покрытия в образце Al/Cr23 привело к увеличению глубины проникновения коррозии до 8,9 мкм, что связано с формированием богатых Cr оксидов.

Время сохранения жаростойких свойств, оцененное при экстраполяции данных по изменению концентрации Al в поверхностном слое покрытий при высокотемпературных испытаниях при 1100 °C, составило: для образца

Al/Cr23 ~ 20000 ч, Al-Si/Cr15 ~ 6000 ч, Al/Cr15 ~ 5000 ч, а для Al/Cr5 ~ 130 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. High emissivity coatings for high temperature application: progress and prospect / He X. [et al.] // *Thin Solid Films*. – 2009. – Т. 517. – №. 17. – С. 5120-5129.
2. *Kanthal, A. B. Kanthal Handbook—Heating Alloys for Electric Household Appliances* / A. B. Kanthal // Box 502, SE-73427 Hallstahammar, Sweden. – 2001.
3. Criteria for the formation of protective Al₂O₃ scales on Fe–Al and Fe–Cr–Al alloys / Zhang Z. G. [et al.] // *Corrosion Science*. – 2006. – Т. 48. – №. 3. – С. 741-765.
4. Initial oxidation of Fe–Al and Fe–Cr–Al alloys: Cr as an alumina booster / Heinonen M. H. [et al.] // *Oxidation of metals*. – 2011. – Т. 76. – №. 3. – С. 331-346.
5. High temperature oxidation of Fe–Al and Fe–Cr–Al alloys: The role of Cr as a chemically active element / Airiskallio E. [et al.] // *Corrosion Science*. – 2010. – Т. 52. – №. 10. – С. 3394-3404.
6. Шморгу́н, В. Г. Особенности диффузионного взаимодействия в сталеалюминиевом композите после сварки взрывом и алитирования погружением в расплав / В. Г. Шморгу́н, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич // *Металлург*. – 2019. – № 7. – С. 84–89.
7. Awan, G. H. The morphology of coating/substrate interface in hot-dip-aluminized steels / Awan G. H., Ul Hasan F. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Т. 472. – №. 1-2. – С. 157-165.
8. Aluminizing of the Cr15Al5 alloy surface by hot-dipping in the melt / Shmorgun V. G. [et al.] // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – IOP Publishing, 2019. – Т. 537. – №. 2. – С. 022069.
9. ГОСТ 12766.1–90. Проволока из прецизионных сплавов с высоким электрическим сопротивлением. Технические условия – Введ. 1991-01-01. – Москва : Изд-во стандартов, 1996. – 63 с.
10. High temperature oxidation of FeCrAl alloys— influence of Al concentration on oxide layer characteristics / Engkvist J. [et al.] // *Materials and corrosion*. – 2009. – Т. 60. – №. 11. – С. 876-881.
11. Study of high-temperature heating effect on transformation of structure and phase composition of coatings of Al-Fe system / Shmorgun V. G. [et al.] // *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. – IOP Publishing, 2017. – Т. 87. – №. 9. – С. 092025.
12. The influence of the chemical composition of the Fe-Cr-Al system coatings on the oxide films phase composition / Shmorgun V. G. [et al.] // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. – IOP Publishing, 2020. – Т. 862. – №. 2. – С. 022059.
13. The Effect of Cr on the Lifetime of Al-Rich Amorphous Oxide Layer Formed on Fe–Cr–Al Alloys at 650° C / Yoneda S. [et al.] // *Oxidation of Metals*. – 2017. – Т. 88. – №. 5. – С. 669-686.
14. Cheng, W. J. Effect of chromium on the formation of intermetallic phases in hot-dipped aluminide Cr–Mo steels / Cheng W. J., Wang C. J. // *Applied surface science*. – 2013. – Т. 277. – С. 139-145.

УДК 620.18:620.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-13-18

В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова

**ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ
БИМЕТАЛЛА МЕДЬ М3 + СТАЛЬ 30ХГСА
ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований структуры в зоне соединения меди М3 со сталью 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига при температуре 880 °С и времени выдержки 1 час. Показано формирование оплавок различной конфигурации, изучено распределение химических элементов и микротвердости по сечению биметалла.

Ключевые слова: медно-стальной биметалл, сварка взрывом, оплавы, отжиг, микроструктура, микротвердость, рентгеноспектральный анализ.

V. N. Arisova, A. F. Trudov L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, V. Yu. Nazarova

**STRUCTURE TRANSFORMATION IN THE ZONE OF BIMETAL
COPPER + STEEL 30CrMnSiA AFTER EXPLOSION
WELDING AND FOLLOWING ANNEALING**

Volgograd State Technical University

The results of studies of the structure in the joint zone of 30CrMnSiA steel with copper M3 after explosion welding and subsequent annealing at a temperature of 880 °C and a holding time of 1 hour are presented. The formation of alloys of various configurations is shown, the distribution of chemical elements and the distribution of hardness over the cross-section of the bimetal are studied.

Keywords: copper-steel bimetal, explosion welding, alloys, annealing, microstructure, microhardness, X-ray spectral analysis.

Применение слоистых композитов из разнородных металлов в узлах конструкций, испытывающих действие повышенных температур, силовых нагрузок и агрессивных сред, существенно повышает их эксплуатационные характеристики [1–3]. Областью рационального применения медно-стальных композитов может служить электрометаллургия – токоподводы электроплавильных агрегатов, сочетающие электро- и теплопроводность меди с прочностью стали, а также детали конструкционного назначения в машиностроении.

Технологические трудности при наплавке меди на сталь связаны с высоким родством меди к кислороду, низкой температурой плавления меди, значительным поглощением жидкой медью газов, различными величинами коэффициентов теплопроводности, линейного расширения и т. д. [4]. Вероятную микроструктуру зон соединения слоев композитов обычно оценивают исходя из диаграмм состояния сплавов. Диаграмму состояния медь - железо изучали многие исследователи. Жидкое железо неограниченно растворяет медь, но в твердом состоянии имеет место ограниченная раствори-

мость этих компонентов друг в друге [5, 6]. Наиболее подробная фазовая диаграмма системы Fe - Cu приведена в справочнике [7]. В системе Fe - Cu имеются три области первичной кристаллизации расплава, два перетектических превращения при 1477 и 1094 °С и одно эвтектическое превращение при температуре 857 °С. Растворимость железа в меди при 1025; 900; 800 и 700 °С составляет 2,5; 1,5; 0,9; 0,5 % (по массе) соответственно.

Для получения композиционных материалов (КМ) из разнородных материалов, таких как сталь-медь, целесообразно использовать технологию сварки взрывом [3, 8, 9]. Свойства сваренного взрывом композита в первую очередь определяются строением околошовной зоны.

Целью данной работы являлось исследование зоны соединения сваренного взрывом биметалла медь М3+сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига.

Материалы и методика проведения исследований

В качестве основы биметалла использовалась конструкционная сталь 30ХГСА толщиной 10 мм, на которую взрывом приваривалась медная пластина марки М3 толщиной 3 мм.

Отжиг сваренного взрывом композита проводился в печи СНОЛ-1.6,2.5,1/11-ИЗ при температуре 880 °С и времени выдержки 1 час.

Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М. Металлографические исследования выполняли с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур компонентов КМ с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях 50–500.

Исследование распределения химических элементов в околошовной зоне композиционного материала проводили на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam, который снабжен энергодисперсионным спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments).

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведены микроструктура зоны соединения исследуемого сваренного биметалла после СВ.



Рис. 1. Микроструктуры зоны соединения сваренного взрывом композита медь МЗ+сталь 30ХГСА. ×500

Микроструктуры зоны соединения меди со сталью 30ХГСА имеет традиционный для сварки взрывом волновой характер. На гребнях и впадинах волн, рассматриваемых относительно основы из стали 30ХГСА, зачастую образуются участки с литой структурой. Образование расплавленного металла в зоне контакта свариваемых металлов связано с выделением

большого количества тепла вследствие значительной пластической деформации приграничных слоев и адиабатичности процесса. Перемешивание металлов основания (стали 30ХГСА) и плакировки (меди) в жидкой фазе приводит к образованию локальных участков нового сплава, отличного от обоих свариваемых металлов по структуре и химическому составу. В некоторых случаях интенсивная пластическая деформация приводит к отрыву стальных фрагментов разного размера и перемещению их в зону «вихрей» (рис. 2).

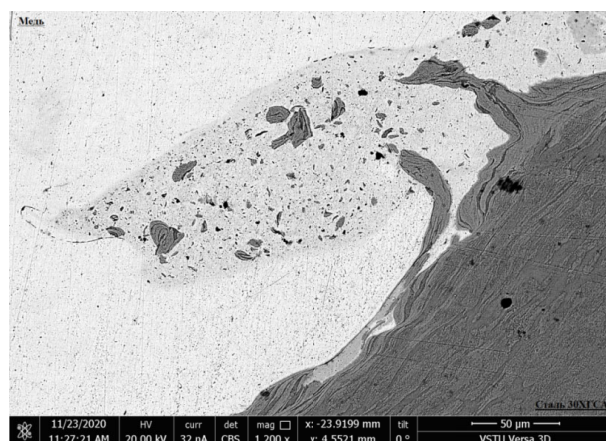


Рис. 2. Микроструктура «вихря» после сварки взрывом ×1200 (съемка с использованием детектора обратно отраженных электронов BSE, темносерые участки – сталь)

Распределение химических элементов вблизи волнообразной границы соединения без локального оплавления представлено на рис. 3.

При металлографическом исследовании и при анализе спектрограммы распределения химических элементов между слоями меди и стали наблюдается четкая граница без видимого взаимодействия компонентов биметалла или образования значительных областей твердых растворов. Протяженность области на спектрограмме, в которой содержание меди изменяется от 100% до нуля не превосходит размера области возбуждения под действием электронного зонда

На рис. 4 приведена микроструктура и распределение химических элементов вблизи волнообразной границы соединения в зоне локального «вихря».

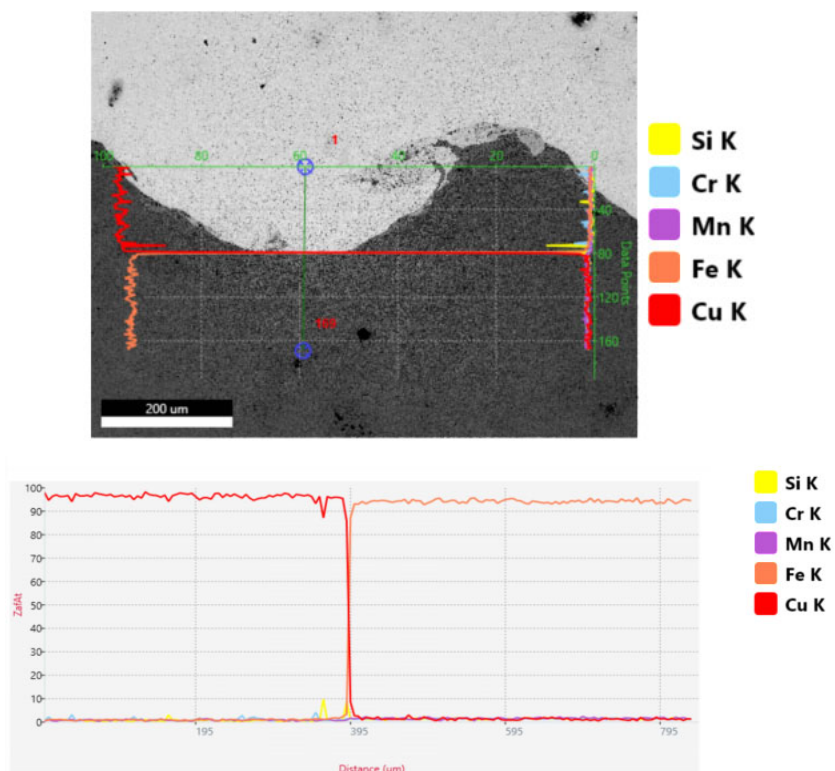


Рис. 3. Распределение химических элементов вблизи волнообразной границы соединения

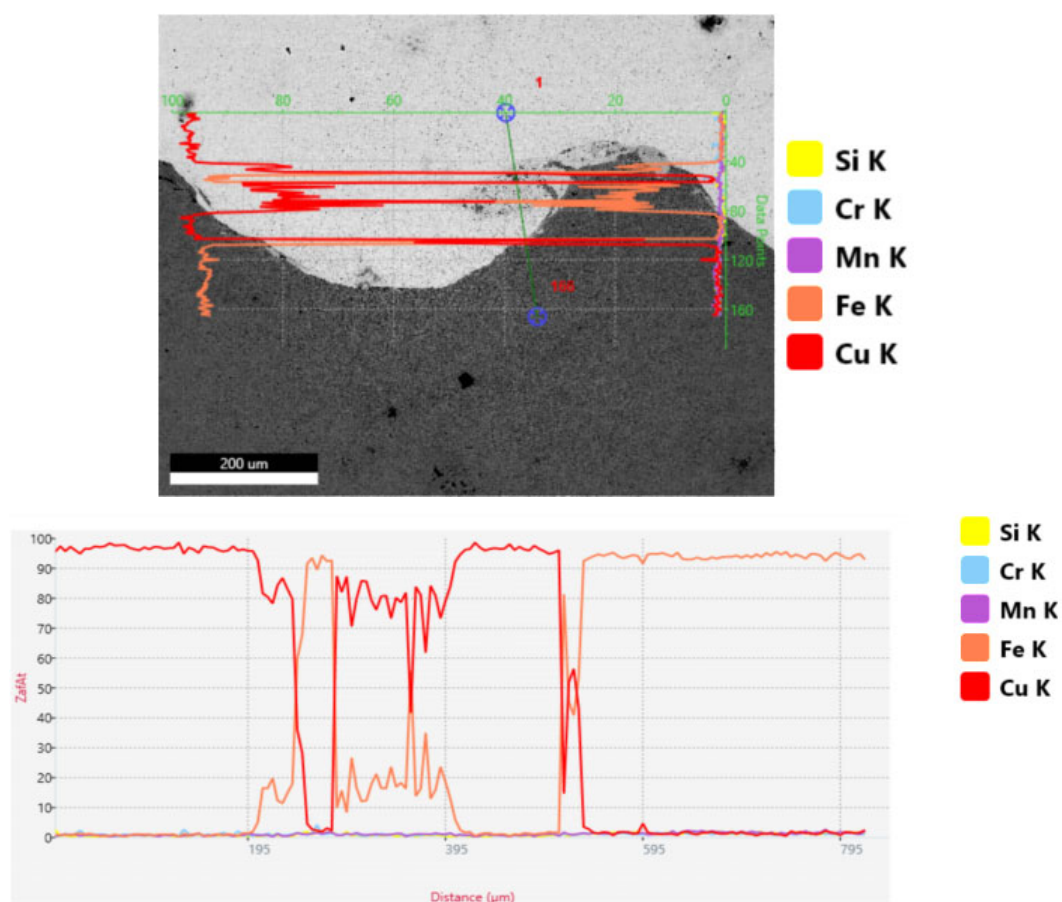


Рис. 4. Распределение хим. состава в зоне соединения с оплавом

В этом случае на ширине «вихря» около 400 мкм имеет место переменная концентрация меди и стали, связанная с наличием фрагментов стали.

В табл. 1 представлены данные энергодисперсионного анализа химического состава в отдельных точках вихревой зоны, показанных на рис. 5.

Таблица 1

Химический состав в отдельных точках микроструктуры

Точка	Содержание элемента, ат. %				
	Si	Cr	Mn	Fe	Cu
1	1,04	—	—	13,8	86,12
2	1,03	1,02	0,99	95,75	1,20
3	—	—	—	31,20	68,80
4	0,86	0,60	0,57	54,38	43,60
5	1,19	0,80	0,86	95,86	1,29

В точке 1 на границе «вихря» с медью содержится 86 % меди и около 14 % железа. В точке 2, находящейся преимущественно на фрагменте стали в вихревой зоне состав практически соответствует стали 30ХГСА с небольшим количеством меди – до 1 %. В точке 3 образуется эвтектическая смесь твердых растворов типа $Fe_a(Cu)$ и $Cu(Fe_a)$ с содержанием железа 68,8 % и 31,2 % меди. Аналогичная смесь образовалась в точке 4 – содержание железа 54,4 %, меди –

43,6 %. В точке 5, расположенной на вершине волны содержатся все компоненты стали с небольшим количеством меди – около 1 %.

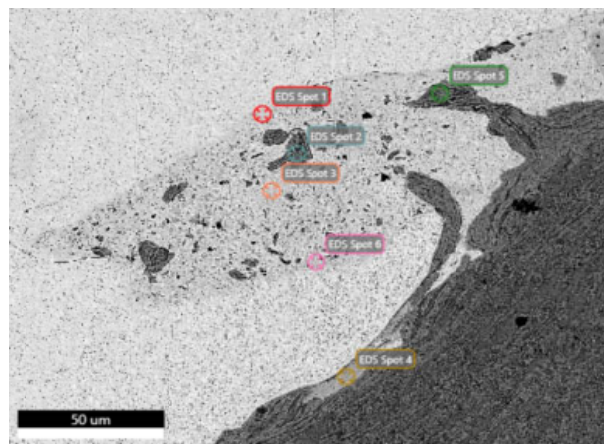


Рис. 5. Расположение точек определения локального химического состава энергодисперсионным анализом

Распределение микротвердости в биметалле после СВ приведено на рис. 6. Микротвердость меди составляет около 1 ГПа и находится практически на одном уровне по всей длине слоя. В стали 30ХГСА наблюдается развитие значительной структурно-механической неоднородности – зона максимального упрочнения (ЗМУ), вызванная интенсивной пластической деформацией: в приграничном слое микротвердость около 4,8 ГПа, а при удалении от зоны соединения снижается до 3,0–2,5 ГПа.

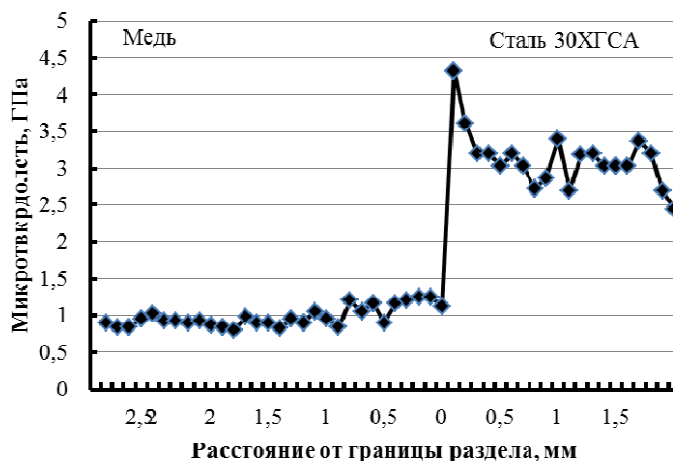


Рис. 6. Распределение микротвердости в зоне соединения КМ медь МЗ-сталь 30ХГСА после сварки взрывом

Микротвердость в вихревой зоне составила –1,08–1,31 ГПа, что близко к значениям микротвердости меди.

Для уменьшения неоднородности механи-

ческих свойств материалов в зоне соединения проводился отжиг при температуре 880 °С с выдержкой 1 час.

На рис. 7 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. Микроструктура после отжига приведена на рис. 8.

Твердость вихревой зоны после отжига снижается до 0,8–1,5 ГПа.

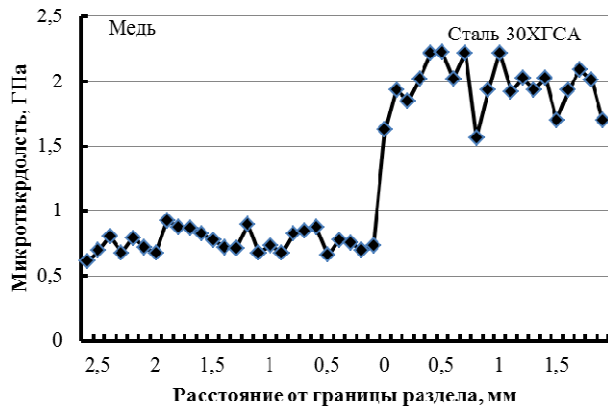


Рис. 7. Микротвердость в зоне соединения биметалла после отжига



Рис. 8. Микроструктура зоны соединения биметалла после отжига. ×200

Энергодисперсионный анализ материала в зоне соединения без вихревых участков не обнаружил участков взаимодействия компонентов после отжига (также как и после сварки).

Распределение химических элементов на линии определения состава и в характерных точках показано на рис. 9 и табл. 2.

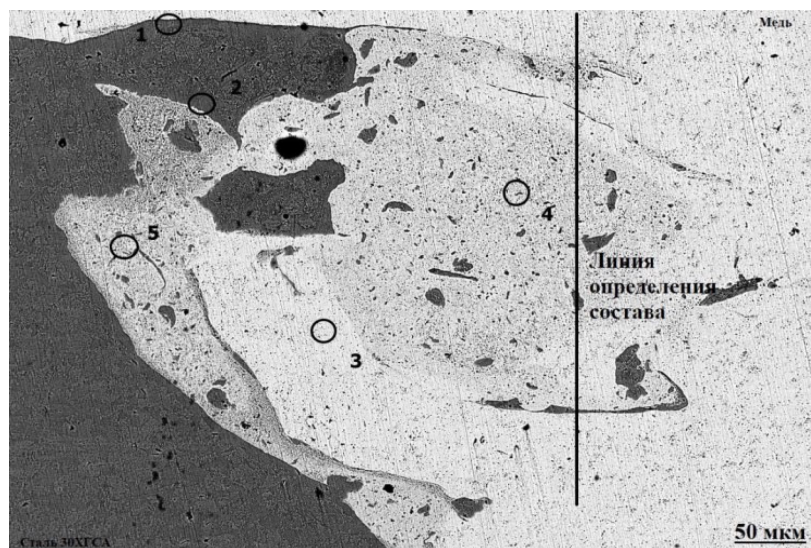


Рис. 9. Изменение распределения химических элементов по сечению вихревого участка после отжига

Таблица 2

Содержание химических элементов
в контрольных точках

Точка	Содержание элемента, ат.%				
	Si	Cr	Mn	Fe	Cu
1	1,59	0,73	0,46	96,04	1,19
2	1,74	0,69	0,55	96,59	0,43
3	–	–	–	–	100
4	–	–	–	10,36	89,64
5	–	–	–	19,68	80,32

Интенсивного взаимодействия между медью и сталью не наблюдается. Однако присутствуют участки механической смеси с отдельными фрагментами стали.

Выводы

1. Сварка взрывом биметалла медь МЗ-сталь 30ХГСА обеспечивает формирование надежного соединения с характерным для сварки взрывом волновым профилем и образованием на гребнях волн вихревых зон. Дефектов кристаллизационного происхождения (усадочная пористость, кристаллизационные трещины) не обнаружено.

2. Интенсивная пластическая деформация, вызванная сваркой взрывом, приводит к появлению структурно-механической неоднородности – зон максимального упрочнения составляющих композита, которое наиболее выражено в стали 30ХГСА, и устраняется последующим отжигом.

3. Результаты энергодисперсионного анализа показали, что в зонах соединения с опла-

вами, как после сварки взрывом, так и после отжига, имеет место неоднородное распределение химических элементов: образуется эвтектическая смесь с включениями частиц стали разного размера. При отсутствии оплавов видимого взаимодействия между медью и сталью не наблюдается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Рябов, В. Р. Сварка разнородных металлов и сплавов / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко, Л. Г. Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с, ил.
5. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: справ. / под ред. Н. Х. Абрикосова. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
6. Кубашевски, О. Диаграммы состояния систем на основе железа / О. Кубашевски. – М.: Металлургия. – 985. – 184 с.
7. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т. Т. 2 / под общ. ред. Н. П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – 1024 с.
8. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва: Металлургия, 2016. – 346 с.
9. Гладковский, С. В. Прочность и разрушение металлического композита на основе меди М1 и стали 20 / С. В. Гладковский, Т. А. Трунина, Е. А. Коковихин, С. В. Смирнова, Д. И. Вичужанин // Известия Самарского научного центра Российской Академии наук, т. 12, № 1 (2), 2010. – С. 321–325.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-18-23

В. Г. Шморгунов, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, Р. Д. Евчиц
ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА КИНЕТИКУ РОСТА ДИФфуЗИОННОЙ ЗОНЫ
ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ БИМЕТАЛЛА НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Экспериментально показано, что воздействие ультразвука при термообработке сваренного взрывом биметалла никель НП2 + алюминий АД1 способствует сокращению латентного периода зарождения интерметаллидных прослоек NiAl_3 и Ni_2Al_3 на его межслойной границе, снижает температуру начала эвтектического превращения (~ на 10 °С), при температуре интенсивной диффузии увеличивает толщину диффузионной зоны (на 30–40 %), не оказывая влияния на ее фазовый и химический состав.

Ключевые слова: система Al-Ni, сварка взрывом, термообработка, ультразвук, диффузионная зона, интерметаллиды.

© Шморгунов В. Г., Богданов А. И., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Евчиц Р. Д., 2021.

* Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006.

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, S. A. Kuznecov, R. D. Evchits

INFLUENCE OF ULTRASOUND ON DIFFUSION ZONE GROWTH KINETICS DURING HEAT TREATMENT OF NICKEL-ALUMINUM BIMETAL

Volgograd State Technical University

It has been shown experimentally that the effect of ultrasound during heat treatment of the explosion-welded bimetal nickel NP2 + aluminum AD1 helps to reduce the latent nucleation period of NiAl_3 and Ni_2Al_3 intermetallic layers at its interlayer boundary, reduces the temperature of the onset of eutectic transformation ($\sim 10^\circ\text{C}$), at a temperature of intense diffusion increases the thickness diffusion zone (by 30-40%), without affecting its phase and chemical composition.

Keywords: Al-Ni system, explosion welding, heat treatment, ultrasound, diffusion zone, intermetallic compounds.

В работах [1, 2] показано, что диффузионная зона (ДЗ), формирующаяся в сваренном взрывом никель-алюминиевом композите состава АД1+ НП2 при твердофазной диффузии, состоит из двух интерметаллидных прослоек: со стороны никеля образуется алюминид Ni_2Al_3 , а со стороны алюминия – NiAl_3 . Микротвердость прослоек практически не зависит от температурно-временных режимов термообработки (ТО) и составляет, в среднем: 9,4 ГПа у Ni_2Al_3 и 6,5 ГПа – у NiAl_3 . Рост ДЗ происходит, в основном, за счет изменения толщины слоя никеля. Известно, что добиться увеличения интенсивности диффузионных процессов можно за счет ультразвукового воздействия [3, 4]. Однако, вопросы его влияния на кинетику диффузионного взаимодействия в зоне соединения алюминий-никель и фазовый состав образующихся диффузионных слоев до сих пор остаются не изученными. Целью настоящей работы являлось исследование влияния ультразвукового воздействия на кинетику роста ДЗ и ее фазовый состав при ТО сваренных взрывом слоистых композитов никель НП2 + алюминий АД1.

Материалы и методы исследований

Исследования проводили на композите состава никель НП2 + алюминий АД1 (2 + 5 мм).

Сварку осуществляли по плоскопараллельной схеме на режиме ($V_k = 1970$ м/с, $V_c = 380$ м/с), обеспечивающем качественное соединение слоев с минимальным уровнем физической и химической микронеоднородности на межслойной границе. ТО проводили при температурах 600, 620 и 630 $^\circ\text{C}$. Выбор температурного диапазона ТО был обусловлен необходимостью с одной стороны обеспечить в исследуемом временном диапазоне нагревов максимальную скорость диффузии, а с другой - ограничивался температурой эвтектического превращения в системе Al-Ni, которая, согласно диаграмме состояния [5, 6], составляет $\approx 640^\circ\text{C}$. Воздействие ультразвука на образец осуществляли через слой никеля НП2.

Схема эксперимента представлена на рис. 1. К генератору ультразвука УЗГИ-2 был подключен пьезоэлектрический преобразователь в составе составного ступенчато-конического концентратора ультразвуковых колебаний, к которому присоединялся металлический волновод. Входная мощность генератора, замеренная в процессе его работы, составила ~ 18 Вт. Частота колебаний, подаваемая генератором на пьезоэлектрический преобразователь и замеренная с помощью частотомера ЧЗ-34А, составила 20,5 кГц, а амплитуда – 5–7 мкм.

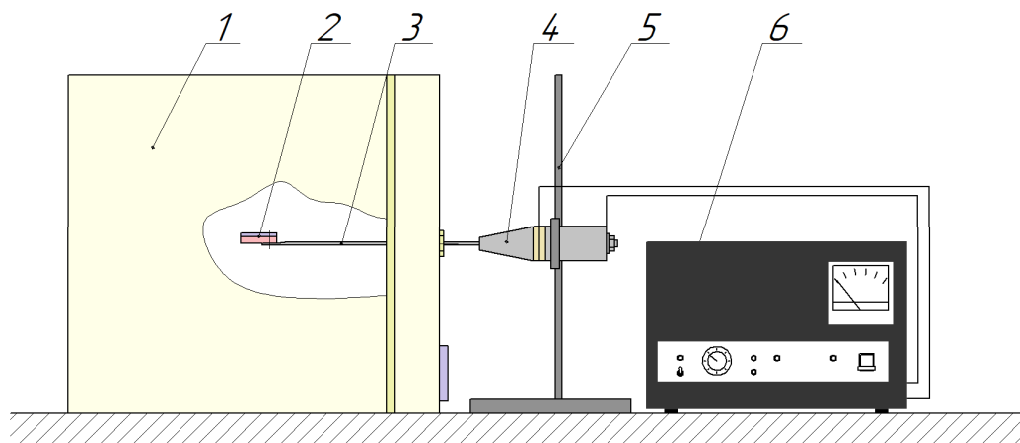


Рис. 1. Схема эксперимента:

1 – печь SNOL 8,2/1100; 2 – биметаллический образец; 3 – стальной волновод; 4 – составной ступенчато-конический концентратор ультразвуковых колебаний с пьезокерамическим преобразователем; 5 – регулируемый штатив; 6 – генератор ультразвука УЗГИ-2

Концентратор ультразвуковых колебаний с закрепленным на нем волноводом устанавливался на лабораторном штативе непосредственно возле печи (рис. 1). Подвергаемый ультразвуковому воздействию биметаллический образец помещали в печь SNOL 8,2/1100. Образец надежно соединялся со свободным концом волновода.

ТО биметаллов проводилась при температурах, обеспечивающих твердофазное взаимодействие на межслойной границе, в течение 5–90 мин при одновременном воздействии ультразвуковых колебаний в режиме резонанса. Рядом с испытуемыми в печи располагали контрольные образцы, на которые воздействие ультразвука не производилось.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Olympus BX-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO

в геометрии Брегга–Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ($\lambda=1,5406\text{\AA}$) с использованием никелевого K_{β} -фильтра. 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). Рентгеновскую съемку осуществляли с поверхности алюминия после его травли раствором едкого натра NaOH. Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1).

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что повышение температуры и времени нагревов при достижении диффундирующими элементами концентраций, соответствующих пределу растворимости при данной температуре, приводит к зарождению и росту на границе NiP2-AD1 интерметаллидных фаз (рис. 2).

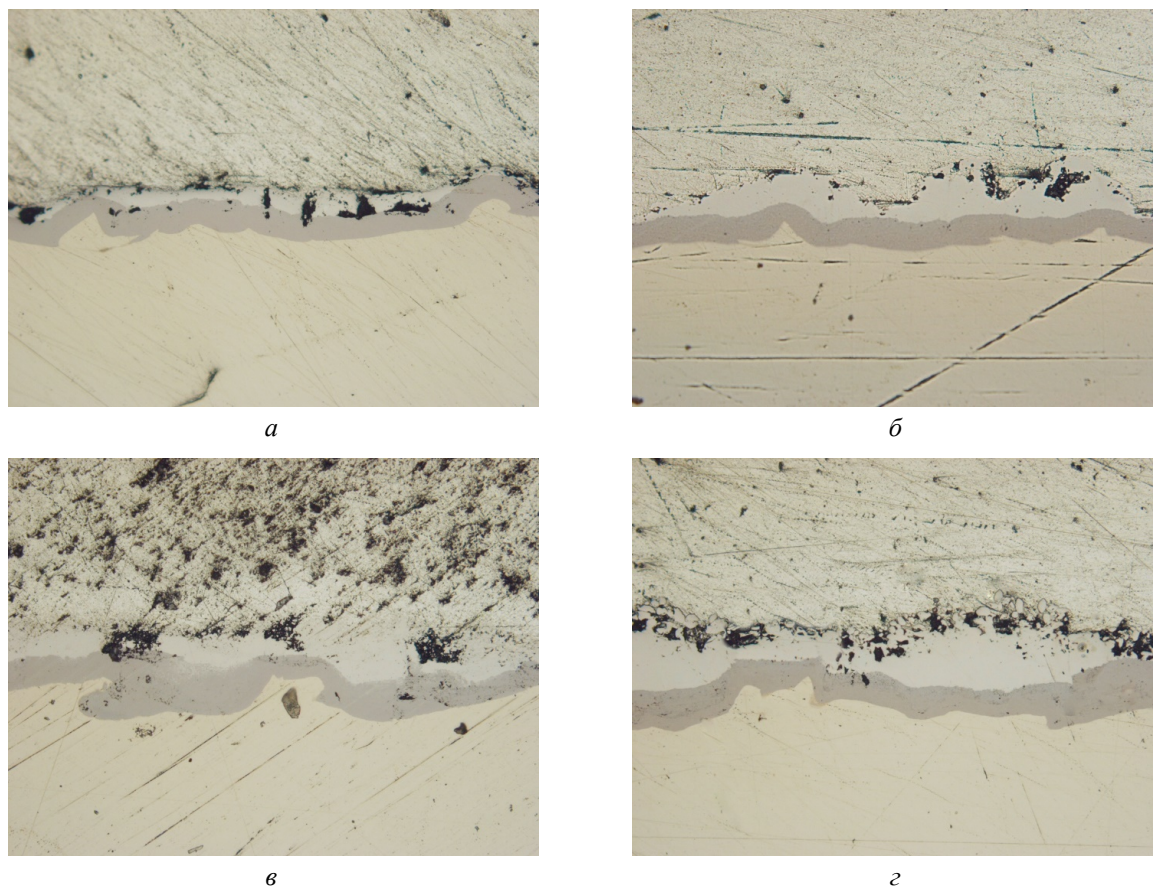


Рис. 2. Структура ДЗ после ТО 620 °С (а, б) и 630 °С (в, з), 60 мин без (а, в) и с ультразвуковым воздействием (б, з) ($\times 200$)

Формирование ДЗ начинается с образования локальных участков, которые с повышением температуры и времени нагревов увеличиваются в размерах и срастаются в одну сплошную прослойку. Длительность взаимодействия до появления зародышей интерметаллидных фаз (в соответствии с диаграммой состояния ими могут быть NiAl , Ni_2Al_3 , Ni_3Al , NiAl_3 , Ni_5Al_3) после ТО с воздействием ультразвука незначительно снижается. Так, например, при температуре 620°C латентный период с ультразвуковым воздействием и без него составляет 41 и 46 с, соответственно. Таким образом, воздействие ультразвука на композицию способствует снижению латентного периода.

Количественные результаты опытов представлены на рис. 3, из которых следует, что, независимо от наличия или отсутствия ультразвукового воздействия, температурно-временная зависимость периода до образования зародышей интерметаллидной фазы подчиняется экспоненциальному закону, характерному для взаимной концентрационной диффузии.

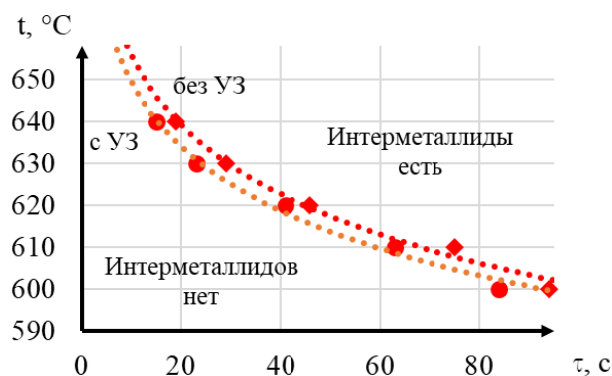


Рис. 3. Температурно-временные условия зарождения интерметаллидной прослойки в биметалле никель НП2 + алюминий АД1 после сварки взрывом

Установлено, что, как и при обычном печном нагреве, ДЗ после ТО с ультразвуковым воздействием включает в себя две прослойки. С увеличением температуры и времени выдержки прослойки со стороны никеля и стороны алюминия растут по толщине и протяженности. Причем интенсивность их роста определяется, в основном, температурой нагрева, а зависимость их суммарной толщины от времени выдержки подчиняется параболическому закону (рис. 4). Воздействие ультразвука при ТО в интервале $600\text{--}620^\circ\text{C}$ не оказывает заметного влияния на толщину ДЗ. Так, например, средняя суммарная толщина ДЗ при ТО по режиму 620°C , 60 мин без ультразвукового воздействия составила ≈ 49 мкм, в то время как в образцах, не испытывающих ультразвукового воздействия, этот же параметр составил ≈ 37 мкм (рис. 4).

Воздействие ультразвука на образцы при 630°C сопровождается увеличением толщины ДЗ с ~ 100 мкм до ~ 140 мкм и изменением ее структуры на характерную для взаимодействия в присутствии жидкой фазы (рис. 1, 2). При этом толщина прослойки со стороны никелевого слоя, оказалась практически одинаковой. Наблюдаемые изменения в структуре прослойки со стороны алюминия связаны со снижением температуры эвтектического превращения в системе Ni-Al за счет дополнительного энергетического вклада от ультразвуковых колебаний, способствующих движению точечных дефектов [7, 8].

Исследование влияния ультразвукового воздействия на микротвердость прослоек показало, что она практически не изменяется (рис. 5).

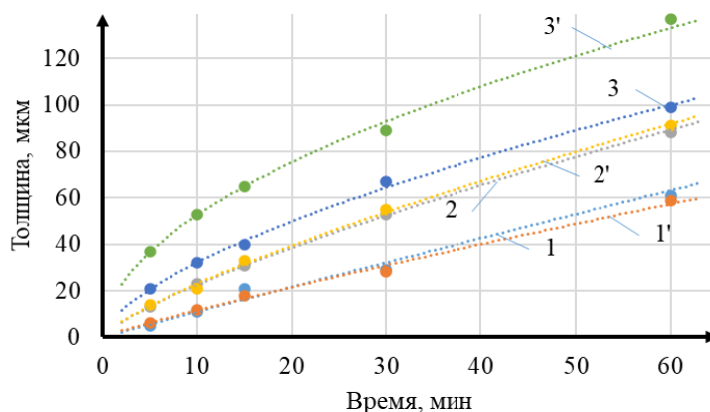


Рис. 4. Изменение толщины ДЗ в зависимости от времени ТО при температурах 600°C (1, 1'), 620°C (2, 2') и 630°C (3, 3') без (1, 2, 3) и с ультразвуковым воздействием (1', 2', 3')

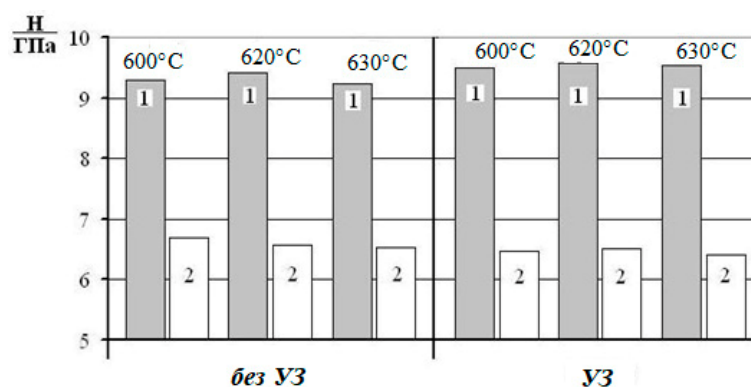


Рис. 5. Влияние ультразвукового воздействия и режима ТО на микротвердость прослойки со стороны никеля (1) и со стороны алюминия (2). Время ТО 60 мин

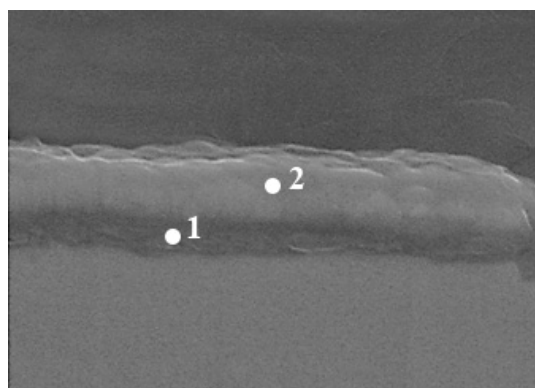
Для определения химического и фазового состава ДЗ проводили исследования, включающие ЭДС и рентгенофазовый анализ.

На рис. 6 приведены полученные при точечном ЭДС анализе характерные эмиссионные

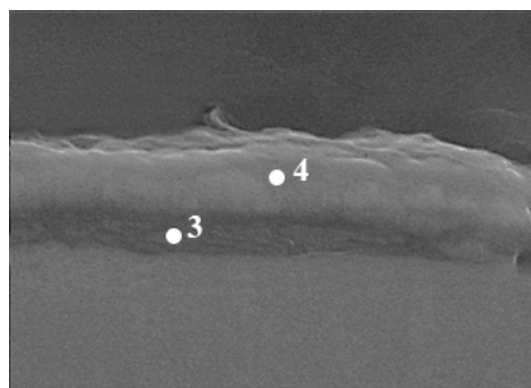
спектры, а в таблице – результаты их расчета. Видно, что прослойка со стороны никеля (точки 1, 3) содержит в среднем 40 ат. % Al и 60 ат. % Ni, а прослойка со стороны алюминия (точки 2, 4) – 25 ат. % Al и 75 ат. % Ni.

Результаты точечного ЭДС анализа состава ДЗ

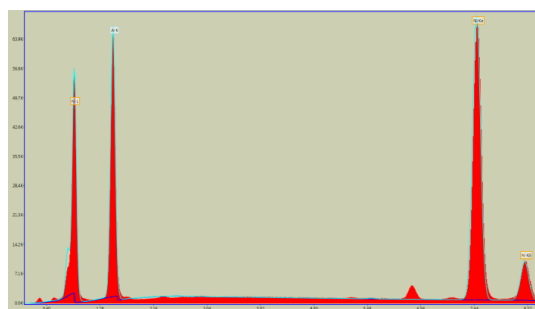
Точка анализа (см. рис. 6)	Содержание элемента, ат. %		Предполагаемая фаза
	Алюминий	Никель	
1	60,72	39,28	Ni ₂ Al ₃
2	74,69	25,31	NiAl ₃
3	60,31	39,69	Ni ₂ Al ₃
4	74,78	25,22	NiAl ₃



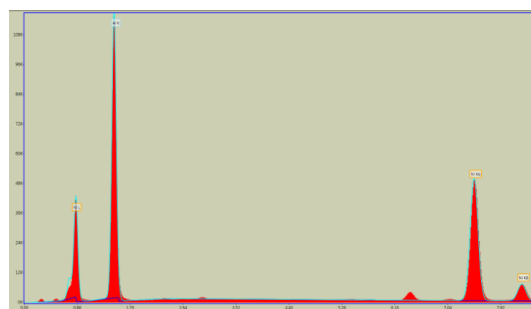
а



б



в



г

Рис. 6. СЭМ изображения ДЗ после ТО 620 °С, 60 мин с воздействием ультразвука (а) и без (б), а также эмиссионные спектры, характерные для прослойки со стороны никеля (в) и прослойки со стороны алюминия (г)

Замер на полученных дифрактограммах ДЗ (рис. 7) углов и интенсивности линий, а также расчет межплоскостных расстояний и их сравнение с данными базы Powder Diffraction File-2, позволили установить наличие фаз NiAl_3 и Ni_2Al_3 .

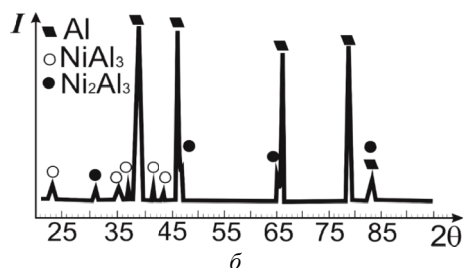
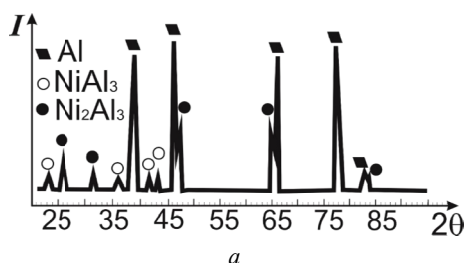


Рис. 7. Дифрактограммы ДЗ:
а – с воздействием ультразвука, б – без воздействия ультразвука

Вывод

Воздействие ультразвука при термообработке способствует сокращению латентного периода зарождения интерметаллидных фаз на межслойной границе сваренного взрывом композита никель НП2 + алюминий АД1, а также приводит к снижению температуры начала эвтектического превращения (~ на 10 °С). При фиксированной температуре интенсивной диффузии суммарная толщина диффузионной зоны увеличивается на 30–40 %, а ее фазовый и химический состав остается неизменным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Shmorgun, V. G., Bogdanov, A. I., Arisova, V. N., Trykov, Yu. P. Growth kinetics of the diffusion zone at the interface of the explosion-welded nickel–aluminium composite (2016) *Welding International*, 30 (8), pp. 625-629.

2. Shmorgun, V. G., Trykov, Yu. P., Slautin, O. V., Metelkin, V. V., Bogdanov, A. I. The kinetics of diffusion processes in the nickel–aluminum composition (2009) *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 50 (3), pp. 286-289.

3. Тяпунина, Н. А. Действие ультразвука на кристаллы с дефектами / Н. А. Тяпунина, Е. К. Наими. – Москва : Изд-во МГУ, 1999. – 214 с.

4. Кулемин, А. М. Ультразвук и диффузия в металлах / А. М. Кулемин. – Москва : Металлургия, 1978. – 200 с.

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

6. Okamoto, H. *Al-Ni (Aluminum-Nickel)* / H. Okamoto // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. – 2004. – Volume 25. – № 4. – P. 394.

7. Олих, О. Я. Увеличение длины диффузии электронов в кристаллах р-кремния под действием ультразвука / О. Я. Олих, И. В. Островский // *Физика твердого тела*. – 2002. – Т. 44. – № 7. – С. 1198-1202.

8. Исакович, М. А. Общая акустика : учеб. пособие / М. А. Исакович. – М. : Изд-во «Наука», Главная редакция физико-математической литературы, 1973.

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-23-27

В. Г. Шморгу́н, О. В. Слау́тин, А. Г. Серо́в, С. А. Кузнецо́в, А. А. Арте́мьев

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Ti – Cu, ЛЕГИРОВАННЫХ НИКЕЛЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования износостойкости покрытий на основе купридов титана в интервале температур 20–600 °С. Показано, что износостойкость легированных никелем покрытий превышает износостойкость бинарных. При увеличении содержания Ni более 10 % их стойкость к износу повышается незначительно.

Ключевые слова: контактное плавление, покрытия, куприды титана, износостойкость, никель.

© Шморгу́н В. Г., Слау́тин О. В., Серо́в А. Г., Кузнецо́в С. А., Арте́мьев А. А., 2021.

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

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. G. Serov, S. A. Kuznetsov, A. A. Artemyev

THE WEAR RESISTANCE OF THE COATING OF Ti – Cu DOPED WITH NICKEL

Volgograd State Technical University

The results of a study of the wear resistance of coatings based on cuprides of titanium in the temperature range of 20–600 °C are presented. It is shown that the wear resistance of nickel-doped coatings exceeds the wear resistance of binary coatings. With an increase in the Ni content of more than 10 %, their resistance to wear increases slightly.

Keywords: contact melting, coating, cupride titanium, wear resistance, Nickel.

Введение

Фактором, в значительной степени ограничивающим применение сплавов на основе титана, является низкий уровень триботехнических свойств, обусловленный склонностью титана к схватыванию при работе в парах трения. Одно из эффективных решений указанной проблемы – формирование на титановых изделиях поверхностных слоев с высокой износостойкостью.

Высокие показатели износостойкости имеют покрытия на основе купридов титана. Вопросы формирования таких покрытий посвящены работы [1–13 и др.]. Их анализ показал, что для получения покрытий системы Ti-Cu наиболее перспективными являются комбинированные технологии, предусматривающие предварительное нанесение меди на поверхность титана и последующее термическое воздействие при температурах либо ниже точки плавления меди (медного сплава) – диффузионный отжиг по режиму контактного плавления [12–15], либо выше – лазерная обработка [3, 16–19]. При этом основным недостатком получаемых по этим технологиям бинарных купридов титана является их низкая стойкость к термоциклированию. В работах [20, 21 и др.] показано, что введение никеля в состав покрытия позволяет не только улучшать их механические свойства, но и дает возможность использовать некоторые уникальные механизмы, действующие при формировании структуры только в многофазных сплавах.

В литературе практически отсутствуют сведения о влиянии химического состава легированных никелем покрытий на основе купридов титана на их износостойкость. Исследованию этого вопроса и посвящена данная работа.

Материалы и методы исследования

Исследование проводили на покрытиях различного химического состава (рис.1), получен-

ных после термообработки биметаллических образцов (М1 + ВТ1-0, МН19 + ВТ1-0 и МН45 + ВТ1-0, изготовленных сваркой взрывом) по режиму контактного плавления (900 °C, 15 мин) [12–15].

При испытании на стойкость к абразивному изнашиванию при 20, 200, 400 и 600 °C использовали разработанную в ВолгГТУ [22] лабораторную установку в которой контртелом является вращающееся кольцо из стали 12Х18Н9Т с абразивными частицами на его поверхности, а неподвижный образец закреплен в токоподводящем держателе. Нагрев контртела осуществлялся с помощью расположенного под ним электрического нагревателя сопротивления, а образца – проходящим током от сварочного источника. Температуру контртела до начала испытания и образца в процессе испытания регистрировали с помощью хромель-копелевых термопар, подключенных к аналого-цифровому преобразователю LA-20USB.

Визуализацию сигнала (термоэдс) с преобразователя в виде термического цикла осуществляли в программе PowerGraph 3.3 Professional. Температуру контртела в процессе испытания измеряли с помощью инфракрасного пирометра С-20.4. На торцах образцов были сформированы площадки, через которые осуществлялась их фиксация и подвод тока от держателя. На передней кромке рабочего участка было сформировано скругление радиусом 0,4 мм, позволяющее абразивным частицам проникать под образец. В качестве абразивной массы использовали порошок электрокорунда белого марки 25А (ГОСТ 28818–90) со средним размером частиц 160 мкм. Перед применением порошок сушили в печи для удаления влаги, повторное использование абразива не допускалось. Путь трения составлял 40 м скорость движения образца относительно контртела 0,12 м/с, давление на образец 1 МПа.

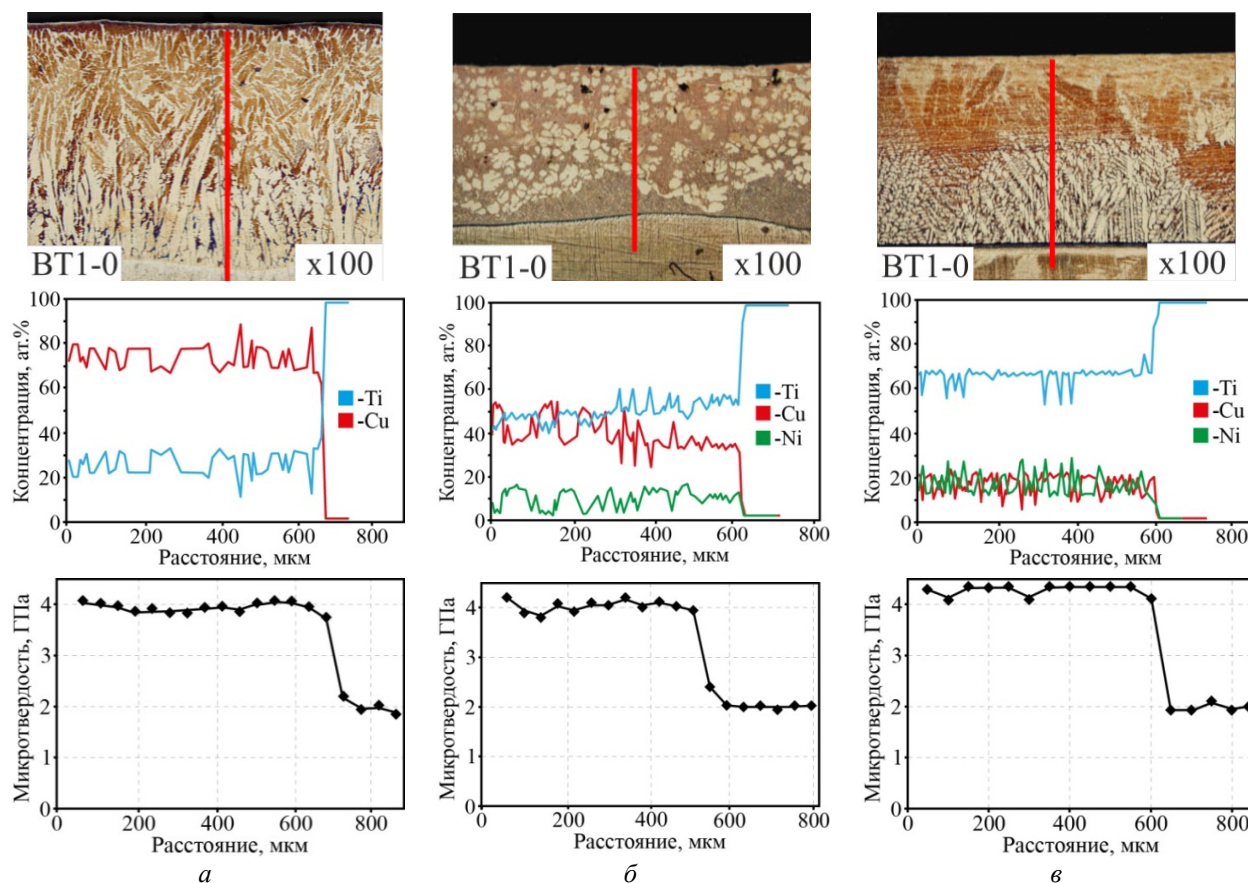


Рис. 1. Микроструктуры, кривые распределения химических элементов и микротвердость покрытий различного химического состава, сформированных на поверхности титана

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

$$\Delta V = \Delta m / \rho, \quad (1)$$

где Δm – потеря массы образцов после испытаний, измеренная на аналитических весах Shinko HTR – 220CE с точностью до 0,1 мг.; ρ – плотность материалов, вычисленная гидростатическим методом.

Фазовый состав покрытий оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D.

Замеры микротвердости выполняли на микротвердомере ПМТ-3М.

Полученные результаты и их обсуждение

Сопоставление полученных с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance и растрового двухлучевого электронного микроскопа систе-

мы Versa 3D экспериментальных данных позволило достоверно идентифицировать в составе бинарного покрытия (рис. 1, а) следующие фазы: твердый раствор титана в меди, TiCu_2 , βTiCu_4 и Ti_3Cu_4 . В покрытии, содержащем ~ 10 % Ni (рис. 1, б), – TiCu , Ti_2Cu , Ti_2Cu_3 , TiNi , TiCuNi , а в покрытии, содержащем ~ 20 % Ni (рис. 1, в), – TiCuNi , TiNi , TiCu , Ti_2Ni и Ti_2Cu .

Результатом таких фазовых изменений является увеличение средних значений твердости покрытия. При этом ее наибольшее значение всегда наблюдается в богатом атомами титана слое, расположенном ближе к поверхности покрытия (рис. 1).

Анализ экспериментальных данных, полученных после испытаний на абразивное изнашивание, показал, что при 20 °С износостойкость бинарных покрытий системы Cu-Ti в 1,8 раза выше в сравнении с титановым сплавом BT1-0 (таблица, рис. 2). Легирование никелем увеличивает эту разницу до 1,9 (10 % Ni) и 2,1 раз (20 % Ni).

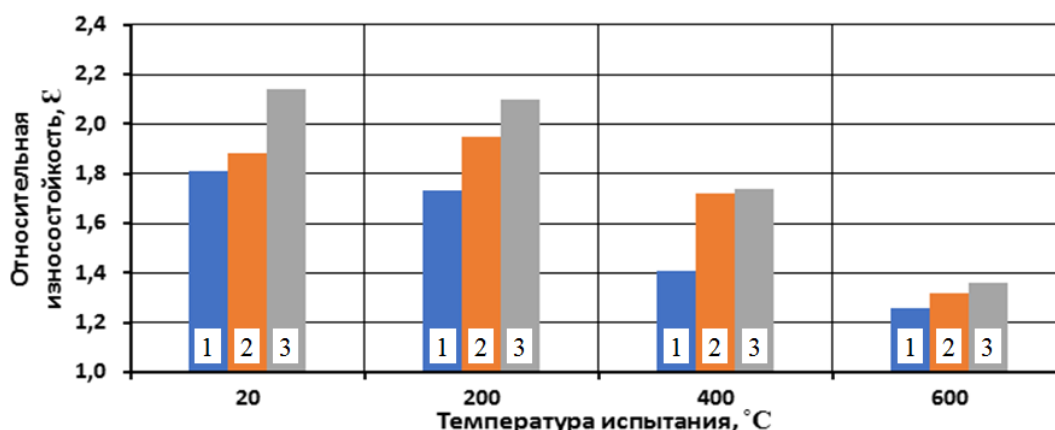


Рис. 2. Относительная износостойкость покрытий, полученных после ВТО:
1 – бинарные; 2 – легированные 10 % Ni; 3 – легированные 20 % Ni. Эталон: титан BT1-0

Влияние температуры испытания и содержания Ni в составе покрытия на его износостойкость

Содержание Ni, %	Потеря объема эталона, мм ³	Потеря объема образца с покрытием, мм ³	Потеря объема эталона, мм ³	Относительная износостойкость
0	2,78	1,53	2,78	1,81
	3,06	1,78	3,06	1,73
	3,39	2,40	3,39	1,41
	4,03	3,21	4,03	1,26
10	2,78	1,48	2,78	1,88
	3,06	1,58	3,06	1,95
	3,39	1,97	3,39	1,72
	4,03	3,05	4,03	1,32
20	2,78	1,32	2,78	2,14
	3,06	1,47	3,06	2,10
	3,39	1,95	3,39	1,74
	4,03	2,97	4,03	1,36

Такая же тенденция сохраняется и при испытаниях в диапазоне температур 200 – 600 °C (таблица, рис. 3). При этом наблюдается снижение износостойкости как титана BT1-0, так и сформированных покрытий. Но, тем не менее, наилучшие результаты показывают легированные покрытия, что связано с их более высокой твердостью в сравнении с бинарными. Поскольку стойкость к износу легированных Ni покрытий при увеличении содержания Ni в их составе повышается несопоставимо мало, очевидно, что использование медноникелевых сплавов с высоким содержанием Ni на первом этапе технологического процесса их получения нецелесообразно.

Выводы

1. Легирование зоны взаимодействия при контактном плавлении в системе Cu-Ti никелем

приводит к повышению износостойкости формирующихся на поверхности титана покрытий (в сравнении с бинарными) вследствие появления в их структуре интерметаллидов, богатых никелем и титаном.

2. Использование медноникелевых сплавов с высоким содержанием Ni на первом этапе технологического процесса получения покрытий системы Cu-Ti-Ni нецелесообразно, поскольку их стойкость к износу при увеличении содержания Ni повышается незначительно.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исследование кинетики процесса контактного эвтектического плавления в сваренных взрывом титано-медно-стальных композитах / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Н. И. Чистякова // Перспективные материалы. – 2005. – № 3. – С. 75–80.
2. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper / Bateni M.R. [et al.] // Annals. – 2003. – Т. 24. – С. 26.

3. Морозова, Е. А. Лазерное легирование поверхности титана медью / Е. А. Морозова, В. С. Муратов // Успехи современного естествознания. – 2009. – № 11. – С. 71.
4. Radek, N. Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam / N. Radek // Advances in Manufacturing Science and Technology. – 2008. – Т. 32. – №. 2. – С. 53-68.
5. Konieczny, M. Laminar copper-intermetallics composite - generation and properties / M. Konieczny // Kompozyty (Composites). – 2006. – № 4. – p. 52-55.
6. Bratanich, T. I., “Kinetics of destructive hydrogenation of Ti_2Cu and $TiCu$ intermetallics / T. I. Bratanich, V. V. Skorokhod, O. V. Kucheryavii // Powder Metall. Met. Ceram – 2010. – №. 6. – p. 330–338.
7. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper / Bateni M.R. [et al.] // Annals. – 2003. – Т. 24. – С. 26.
8. Диффузионное титанирование как метод повышения износостойкости латуни и бронзы в агрессивных средах / Б. П. Середа [и др.] // [Electronic resource]: http://www.zgia.zp.ua/gazeta/METALURG_26_14.pdf
9. Крашенинников, С. В. Исследование особенностей формирования и свойств интерметаллидных покрытий систем Ti-Cu и Ti-Ni на поверхности стальных деталей: дис. канд. техн. наук : 05.02.01 / Крашенинников С. В. – Волгоград, 2006. – 129 с. РГБ ОД, 61:07-5/59.
10. Радюк, А. Г. Формирование диффузионных слоев на поверхности меди и ее сплавов / А. Г. Радюк, А. Е. Титлянов, А. Е. Украинцев // Цветные металлы. – 2007. – № 5. – С. 95–97.
11. Salehi, M. Structural characterisation of novel Ti-Cu intermetallic coatings / M. Salehi, R. Hosseini // Surface engineering. – 1996. – Т. 12. – №. 3. – С. 221-224.
12. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting / Д.А. Евстропов, В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич, [и др.] // Metallurgist. – 2016. – Vol. 59, Issue 9-10 (January 2016). – С. 974–979.
13. Шморгун, В. Г. Effect of Contact Melting Regime on Structure and Properties of Coatings of the Copper-Titanium System / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Metallurgist. – 2016. – Vol. 60, No. 5–6. – С. 635–640.
14. Формирование зоны взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0 + МН45 при контактом плавлении / А. Г. Серов, С. А. Кузнецов, А. В. Малых [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–13.
15. Формирование диффузионной зоны при контактом плавлении на межслойной границе сваренного взрывом композита ВТ1-0 + МН19 / А. Г. Серов, В. П. Кулевич, Р. Е. Новиков [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–14.
16. Formation of coatings based on titanium cuprides by explosive welding with subsequent laser treatment / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. О. Харламов, А. С. Кайгородов // Metal Science and Heat Treatment. – 2020. – Vol. 62, No. 5-6 (September). – P. 387-392. – DOI: 10.1007/s11041-020-00572-7
17. Серов, А. Г. Structural Formation in the Zone of Interaction under Laser Processing of Bimetal M1 + VT1-0 / А. Г. Серов, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Solid State Phenomena. Vol. 299 : Materials Engineering and Technologies for Production and Processing V / ed. by A. A. Radionov. – Switzerland : Trans Tech Publications Ltd (Scientific.Net), 2020. – P. 772-777. – URL : <https://www.scientific.net/SSP.299>.
18. Шморгун, В. Г. Structure and properties of intermetallic coatings formed by laser alloying of a titanium surface with copper / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, А.Г. Серов // Materials Today: Proceedings. Vol. 25, part 3 : III All-Russian Conference (with International Participation) Hot Topics of Solid State Chemistry : From New Ideas to New Materials (Novosibirsk, Russia, October 1-5, 2019) / ed. by T. Shakhshneider [et al.] ; Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Novosibirsk State University. – [Publisher: Elsevier], 2020. – P. 493-496. – URL : <https://www.sciencedirect.com/journal/materials-today-proceedings/vol/25/part/P3>.
19. Формирование диффузионной прослойки при лазерном нагреве композита медь–титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, А. Н. Романов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (229) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–14.
20. Колпачева, О. В. Электронная энергетическая структура тетрагональных купридов титана и сплавов Cu-Ti-Ni : автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук по специальности 01.04.07 Колпачева О. В. – Ростов-на-Дону, 2007.
21. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля : монография / Н. А. Ночовная, О. А. Базылева, Д. Е. Каблов, П. В. Панин ; под общ. ред. академика РАН, профессора Е. Н. Каблова ; Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. – Москва : ВИАМ, 2018. – 303 с.
22. 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.

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-28-33

*М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак***ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СОУДАРЕНИЯ
НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЯ VT1-0+AMГ5*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: weld@vstu.ru

В работе приведены результаты исследования соединений титана VT1-0 с алюминиево-магниевым сплавом АМг5, полученные сваркой взрывом на различных режимах соударения. Анализ микроструктур показал, что в зависимости от условий соударения граница зоны соединения может иметь как волновой, так и безволновой профиль. Участки оплавленного металла образуются уже при минимальных энергавложениях, но до определенного момента они не оказывают существенного влияния на прочность соединения. При относительно небольших значениях энергии W_2 титан слабо растворяется в алюминии и присутствует в оплавленных участках в виде раздробленных частиц. Дальнейшее увеличение режимов сварки взрывом приводит к возрастанию степени растворения титана в расплавах, что сопровождается появлением трещин.

Результаты проведенных механических испытаний показали, что значения прочности на отрыв слоев заметно выше и достигают равнопрочного соединения по сравнению со способом сварки через промежуточную прослойку чистого алюминия. В исследованном диапазоне режимов сварки прочность соединения возрастает в диапазоне энергии $W_2 = 0,85 \dots 1,1$ МДж/м², а при $W_2 = 1,1$ МДж/м² достигает максимума. При дальнейшем увеличении режимов сварки взрывом происходит снижение прочности соединения, которое связано с изменением структуры оплавленных участков с образованием в них хрупких интерметаллидов.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционные материалы, область свариваемости, режимы сварки, алюминиево-магниевого сплава, титан.

*М. P. Korolev, E. V. Kuzmin, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak***INFLUENCE OF HIGH-VELOCITY IMPACT PARAMETERS
ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF THE VT1-0 + AMG5 JOINT****Volgograd State Technical University**

The paper presents the results of studying the joints of VT1-0 titanium with the aluminum-magnesium alloy AMg5, obtained by explosion welding in different modes of impact. The analysis of microstructures showed that, depending on the conditions of collision, the boundary of the joint zone can have both a wave and a waveless profile. Areas of melted metal are formed even with minimal energy input, but until a certain point they do not significantly affect the strength of the joint. At relatively low values of the energy W_2 , titanium weakly dissolves in aluminum and is present in the melted areas in the form of crushed particles. A further increase in the modes of explosion welding leads to an increase in the degree of dissolution of titanium in melts, which is accompanied by the appearance of cracks.

The results of the performed mechanical tests showed that the values of the peel strength of the layers are noticeably higher and reach an equal-strength joint in comparison with the method of welding through an intermediate layer of pure aluminum. In the investigated range of welding modes, the strength of the joint increases in the energy range $W_2 = 0,85 \dots 1,1$ MJ/m², and at $W_2 = 1,1$ MJ/m² it reaches a maximum. With a further increase in the modes of explosion welding, the strength of the joint decreases, which is associated with a change in the structure of the melted regions with the formation of brittle intermetallics in them.

Keywords: explosion welding, composite materials, weldability window, welding modes, aluminum-magnesium alloy, titanium.

Введение

Благодаря высоким прочностным характеристикам, а также уникальной коррозионной стойкости, конструкции из титана и его сплавов нашли широкое применение в таких отраслях, как авиастроение, судостроение, нефтехимическое машиностроение и других.

Сплавы алюминия, легированные магнием, обладают высокой удельной прочностью, хорошей свариваемостью, а также высокой коррозионной стойкостью к морской воде, что делает их также востребованными в авиастроении и судостроении.

Получение соединений пары титан + алюми-

ниево-магниевого сплава возможно различными способами – будь то сварка трением с перемешиванием, горячая прокатка, диффузионная сварка, сварка взрывом и т. д., однако особенности данной пары могут накладывать существенные ограничения на параметры процесса. Так, например, ввиду большого различия в физико-механических свойствах материалов, таких, как коэффициент линейного расширения, теплопроводность и т. д., нагрев соединения при сварке неизбежно сопровождается формированием поля остаточных напряжений, что вкупе с образованием хрупких алюминидов титана может приводить к снижению прочностных свойств соединения, вплоть до полного его разрушения.

Из всех способов сварки титана с алюминиево-магниевыми сплавами, сварка взрывом выгодно отличается тем, что позволяет получать соединения при минимальном тепловложении и практически полном отсутствии оплавленного металла и диффузионных зон.

Вместе с тем, немногочисленные исследования, посвященные сварке взрывом титана с алюминиево-магниевыми сплавами, демонстрируют невысокое качество получаемых соединений. Так, в работе [1] приведены результаты исследования соединения титана с алюминиево-магниевым сплавом, полученного сваркой взрывом. Соединение имело безволновой профиль с небольшим количеством оплавленного металла, а прочность находилась в диапазоне 20-190 МПа. Невысокую прочность соединения авторы объяснили низкими режимами сварки и влиянием остаточных напряжений, а в качестве возможного решения проблемы хрупких алюминидов титана предложили использовать прослойку из тугоплавкого металла, не образующего интерметаллидов со свариваемыми материалами.

Авторы работы [2] изучали влияние энергии W_2 , затрачиваемой на пластическую деформацию, на структуру соединения титана с алюминиево-магниевым сплавом АМг6. Результаты исследования показали, что соединение формируется в диапазоне W_2 0,5-0,9 МДж/м², а увели-

чение энергии W_2 выше 1,0 МДж/м² приводит к образованию расслоения вдоль всей границы соединения.

Известным способом получения сваркой взрывом соединений разнородных материалов является использование прослойки из чистого алюминия, обладающего хорошей свариваемостью с большинством материалов в широком диапазоне режимов. Так, в работах [3] и [4], сравниваются результаты сварки титана с алюминиево-магниевым сплавом 5083 напрямую, и с применением прослоек из чистого алюминия. Показано, что соединение с прослойкой из алюминия обладает лучшими механическими свойствами и более оптимальной структурой, чем соединение без прослойки, в котором присутствуют трещины и протяженные зоны оплавленного металла. Полученный результат авторы связали с тем, что применение прослоек позволяет снижать чрезмерную потерю кинетической энергии метаемой пластины в зоне соединения.

Недостатком данного способа является то, что в зависимости от толщины прослойки, низкая прочность алюминия может негативным образом сказываться на прочности композита. Кроме того, недостаточно изученным представляется вопрос о возможности получения сваркой взрывом качественного соединения титана с алюминиево-магниевым сплавом напрямую.

Целью данного исследования являлось изучение возможности получения качественных соединений титана с алюминиево-магниевым сплавом, определение оптимальных параметров сварки взрывом и установление основных закономерностей формирования структуры такого соединения.

Материалы и методы исследования

Для исследования были взяты алюминиевый сплав АМг5 и титан марки ВТ1-0. Химический состав материалов приведен в табл. 1, физические свойства – в табл. 2. Размер свариваемых пластин был выбран равным 200x80 мм. В качестве метаемой пластины выступал лист ВТ1-0 толщиной 5 мм, в качестве неподвижной – АМг5, толщиной 4 мм.

Таблица 1

Химический состав материалов

Материал	Содержание, %							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
АМг5 (ГОСТ 4784–2019)	0,5	0,5	0,1	0,3–0,8	4,8–5,8	0,2	0,02–0,10	Остальное
ВТ1-0 (ГОСТ 19807–91)	Si	Fe	O ₂	H ₂	N ₂	C	прочие	Ti
	0,10	0,25	0,20	0,010	0,04	0,07	0,3	Остальное

Таблица 2

Физические свойства материалов

Материал	E , МПа* 10^{-5}	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_s , %	λ , Вт/(м*град)	α , 1/град* 10^6	ρ , кг/м ³	$T_{пл}$, °C	НВ, МПа 10^{-1}
AMg5	0,71	300	150	20	126	24,7	2650	640	65
BT1-0	1,12	400–450	300–420	30	18.85	8,2	4505	1668	131–163

Было получено 6 соединений при различных режимах сварки. Режимы выбирались исходя из энергии W_2 , затрачиваемой на пластическую деформацию [5]. Скорость и угол соударения

изменяли за счет изменения сварочного зазора, скорость детонации взрывчатой смеси находилась в пределах 2400–2450 м/с. Основные параметры сварки приведены в табл. 3.

Таблица 3

Основные параметры сварки взрывом

Номер образца	1	2	3	4	5	6
Зазор h , мм	3,5	5,0	6,5	10,5	14,0	15,0
Скорость соударения V_c , м/с	551	594	623	670	692	724
Угол соударения γ , °	13,0	14,0	14,7	15,8	16,4	17,1
Энергия W_2 , МДж/м ²	0,85	1,0	1,1	1,26	1,35	1,48

Изучение микроструктуры и химического состава проводилось при помощи электронного микроскопа FEI Versa 3D. Измерение прочности на отрыв слоев проводилось в соответствии с ТУ 27.32.09.010-2005.

Результаты исследований

Типичные микроструктуры образцов приведены на рис. 1. Как видно, для образцов 1 и 2, сваренных при значениях энергии W_2 0,85 и 1,0 МДж/м², характерен безволновой профиль соединения, однако на отдельных участках можно наблюдать появление и угасание волно-

вого профиля. Несмотря на незначительную величину пластических деформаций, на что указывает и отсутствие периодичного волнового профиля, этого оказывается достаточно для образования в зоне соединения неоднородностей в виде оплавленных участков с вкраплениями раздробленных частиц титана. При энергиях W_2 менее 1,0 МДж/м², в химическом составе оплавленных участков преобладает алюминий, а титан присутствует в виде раздробленных частиц (рис. 2, а). Содержание титана в участках плавления не превышает 10 атомных процентов.

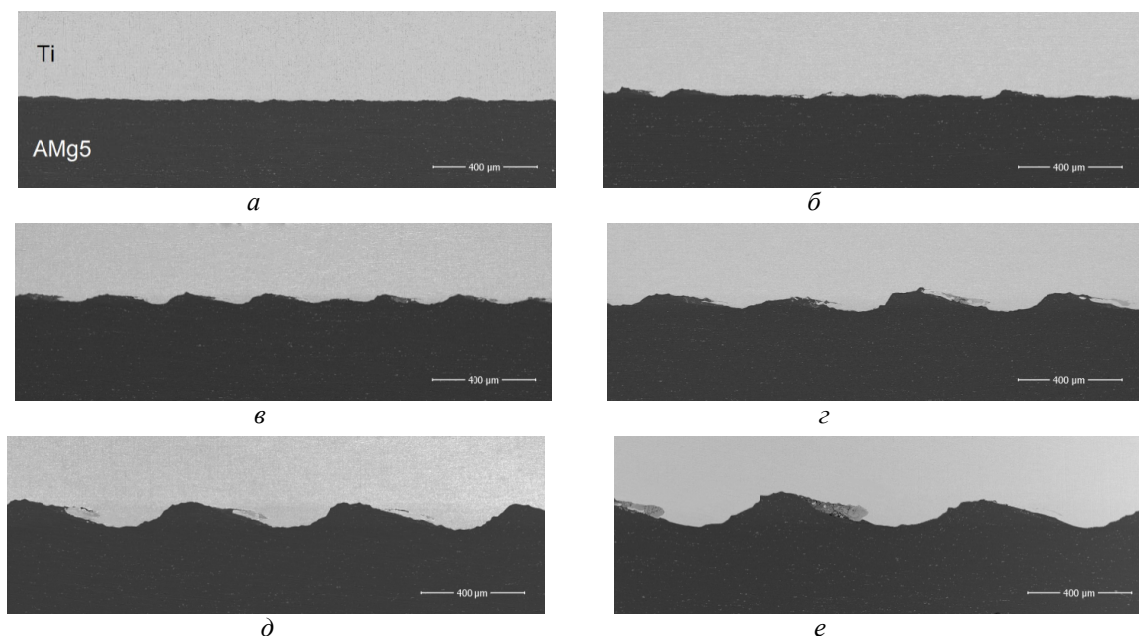


Рис. 1. Структуры зон соединений, полученных при различных W_2 : а – 0,85; б – 1,0; в – 1,1; г – 1,26; д – 1,35; е – 1,48 МДж/м²

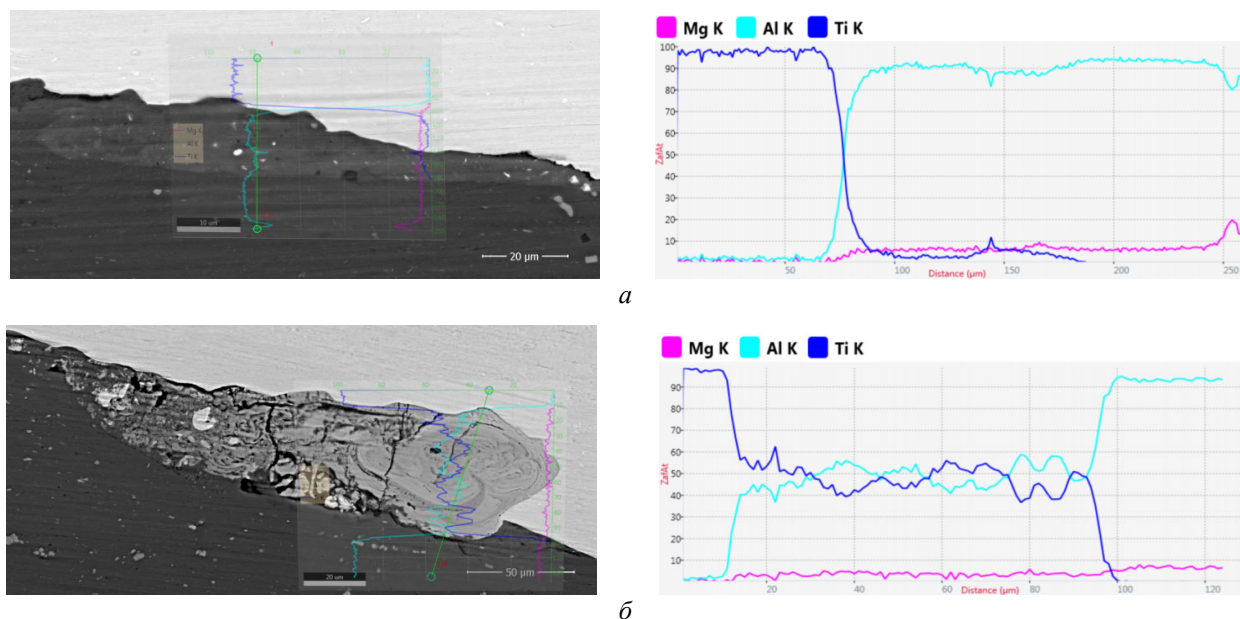


Рис. 2. Химический состав оплавленных участков в соединениях, полученных при различных значениях W_2 :
а – 1,0; б – 1,48 МДж/м²

Микроструктуры образцов 3–6 ($W_2=1,1–1,48$ МДж/м²) характеризуются наличием волнового профиля размахом от 41 до 121 мкм. Оплавленные участки располагаются при вершине каждой волны.

Помимо оплавов, в составе которых преобладает алюминий, с увеличением W_2 возрастает количество оплавов, имеющих структуру вихревой зоны (рис. 2, б). В них наблюдается прак-

тически полное растворение титана, а измерение химического состава показывает, что в зависимости от размера и расположения оплава, возможно образование всех типичных для пары Ti-Al интерметаллидов. Негативным свойством оплавов с такой структурой является наличие трещин, ориентированных преимущественно в поперечном направлении.

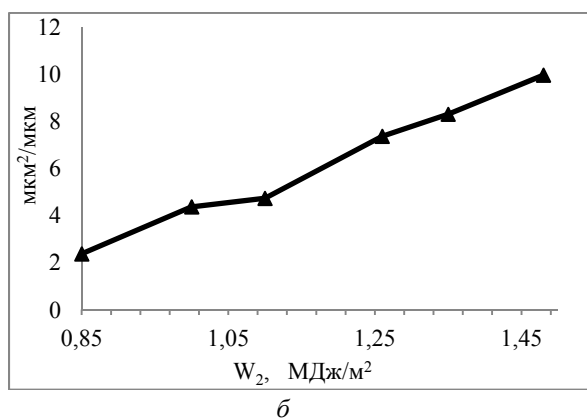
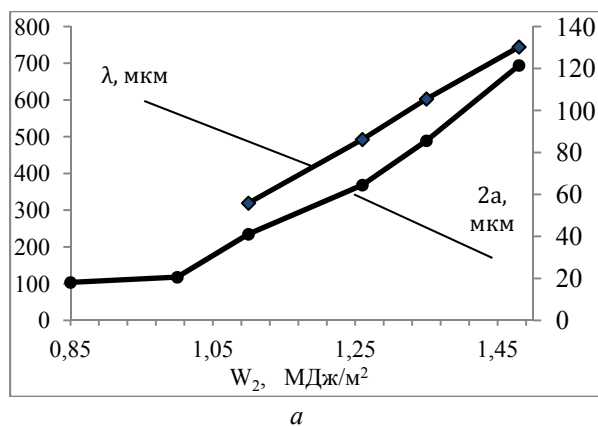


Рис. 3. Зависимость параметров профиля соединения от энергии W_2 :
а – длины волнового профиля (λ) и размаха ($2a$); б – удельной площади оплавленных участков к длине соединения

Численные значения параметров соединения, таких, как размах и длина волнового профиля, а также удельной площади оплавленных участков, отнесенной к длине соединения, демонстрируют практически линейную зависимость от энергии W_2 (рис. 3). Исключением являются образцы под номерами 1 и 2, соответ-

ствующие энергиям W_2 0,85 и 1,0 МДж/м², профиль соединения которых имеет незначительную амплитуду без периодичной волновой картины.

Результаты механических испытаний приведены на рис. 4. Кривая показывает усредненное значение прочности для пяти образцов,

планки погрешностей соответствуют минимальным и максимальным величинам. Как можно видеть, наблюдается значительная разница между максимальными и минимальными значениями, в некоторых случаях, достигающая 115 % от средней величины. Схожий разброс наблюдался и в работе [29], где аналогичным способом измеряли прочность соединения Ti+AlMg6. В качестве объяснения наблюдаемого разброса авторы предложили действие остаточных напряжений.

Как видно из графика, распределение прочности в зависимости от энергии W_2 имеет два характерных интервала: до $W_2 = 1,1$ средняя прочность увеличивается, что объясняется увеличением степени пластической деформации в зоне соединения и повышением числа активных центров, на которых реализуется объемное взаимодействие между свариваемыми материалами. Можно заметить, что на этом интервале

вместе с прочностью (рис. 4), растет и количество оплавленных участков в зоне соединения (рис. 3, б). Это подтверждает уже не раз высказанное предположение, что оплавы, состоящие преимущественно из алюминия не оказывают негативного влияния на прочность соединения. При $W_2 = 1,1$ средняя прочность достигает своего максимума, соответствующего изначальной прочности АМг5, после чего, на интервале $W_2 = 1,1-1,48$ прочность снижается, что с точки зрения микроструктур коррелирует с повышением содержания титана в оплавленных зонах, образованием хрупких интерметаллидов и увеличением количества трещин в оплавах.

Стоит также отметить, что в ряде случаев прочность соединения на отрыв слоев превысила исходную прочность АМг5 на растяжение, которая составляла 325 МПа. Это можно объяснить высокой степенью деформации, которую претерпевают металлы в процессе сварки.

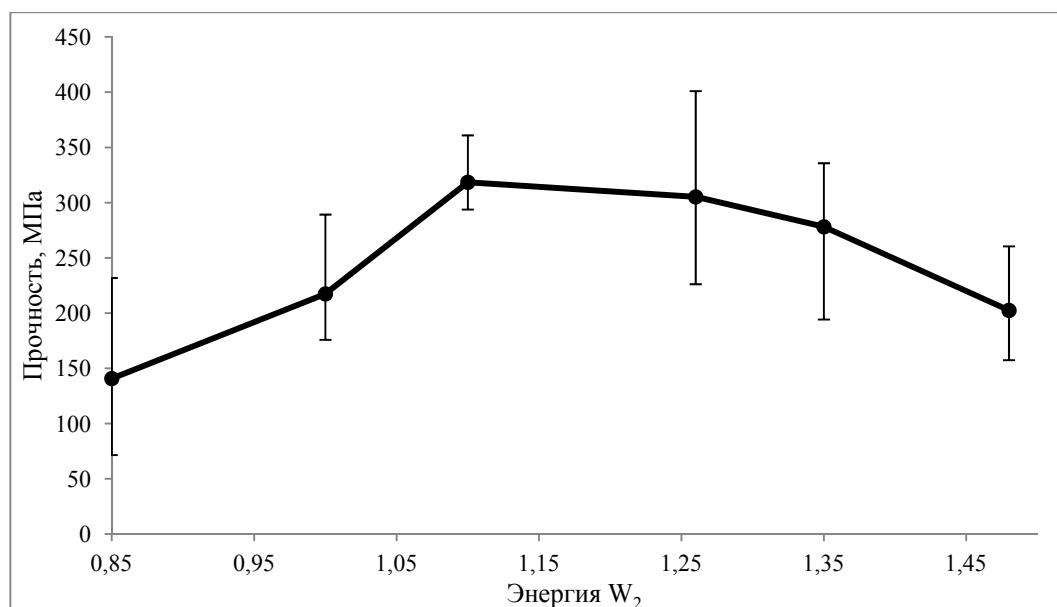


Рис. 4. Зависимость прочности на отрыв слоев от энергии W_2

Выводы

1. С помощью сварки взрывом были получены соединения титана ВТ1-0 с алюминиево-магниево-магний сплавом АМг5, прочность на отрыв слоев которых оказалась на уровне исходной прочности АМг5, что позволяет судить о возможности получения равнопрочного соединения данных материалов без применения промежуточных прослоек.

2. Изучение структур зоны соединения показало, что низким значениям W_2 соответствует

безволновой профиль соединения, а формирование волнового профиля происходит начиная с энергии W_2 1,1 МДж/м². Выявлено два типа структур оплавленных участков в зоне соединения. В химическом составе оплавов первого типа, характерного для низких значений W_2 , преобладает алюминий, а титан в незначительных количествах присутствует в твердом растворе, а также в виде вкраплений раздробленных частиц. Увеличение количества оплавов первого типа не оказывает заметного влияния

на прочность соединения. Оплавы второго типа имеют структуру зоны перемешивания, и содержание титана более 30 %. Оплавы второго типа склонны к трещинообразованию, а повышение их количества ведет к снижению прочности соединения.

3. Установлено, что максимальная прочность соединения достигается при $W_2=1,1$ МДж/м², при которой, в зоне соединения не происходит формирования значительного количества интерметаллидов, склонных к трещинообразованию.

4. Установлено, что увеличение энергии W_2 при сварке титана с АМг5 способствует увеличению содержания и лучшему растворению титана в оплавленных участках, что сопровождается появлением трещин в оплавах и снижением прочности соединения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Malakhov, A. Y.* AlMg6 to Titanium and AlMg6 to Stainless Steel Weld Interface Properties after Explosive Welding / A.Y. Malakhov, I.V. Saikov, I.V. Denisov, N.N. Niyezbekov // *Metals*. – 2020. – Vol. 10. – № 1500.
2. *Гуревич, Л. М.* Структура и микромеханические свойства полученного сваркой взрывом биметалла ВТ1-0+АМг6 / Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, В. О. Харламов, А. Г. Серов, С. Ю. Оноколов // *Известия ВолгГТУ : научный журнал* № 11(221) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 34–38.
3. *Wu, X.* Comparative study on welding energy and Interface characteristics of titanium-aluminum explosive composites with and without interlayer / X. Wu, Ch. Shi, Zh. Fang, S. Lin, Z. Sun // *Materials & Design*. – 2021. – Vol. 197.
4. *Fang, Zh.* Influence of interlayer technique on microstructure and mechanical properties of Ti/Al cladding plate manufactured via explosive welding / Ch. Shi, Z. Sun, K. Feng, L. Gao, H. Shi // *Materials Research Express*. – 2019. – Vol. 6. – № 10.
5. *Lysak, V. I.* Energy balance during explosive welding / V.I. Lysak, S.V. Kuzmin // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2015. – Vol. 222. – Pp. 356-364.

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI:10.35211/1990-5297-2021-4-251-34-37

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

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СВМПЭ ПОСЛЕ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследованы термические характеристики исходного СВМПЭ и его композитов с КГП и МДФ, а также полученных взрывным прессованием (ВП). Установлено, что взрывное прессование приводит к затруднению процессов плавления и термодеструкции, что может быть связано с химическим взаимодействием, образованием меж- и внутримолекулярных сшивок, свойственных этому полимеру. СВМПЭ и его композиции с 3 % КГП после ВП имеют более высокие температуры плавления кристаллической фазы, термоокисления и термодеструкции по сравнению с исходными материалами аналогичного состава. В композиции СВМПЭ с 10 % МДФ повышения термических свойств после ВП не наблюдалось аналогично исходному фторопласту.

Ключевые слова: взрывное прессование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, коксографитовый порошок, фторопласт МДФ, дифференциально-термический анализ.

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

RESEARCH OF THERMAL PROPERTIES OF UHMWPE BASED COMPOSITES AFTER EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

The thermal characteristics of the initial UHMWPE and its composites with QGP and MDF, as well as those obtained by explosive pressing (VP), have been investigated. It has been established that explosive pressing leads to hindering the processes of melting and thermal destruction, which may be associated with chemical interaction, the formation of inter- and intramolecular cross-links characteristic of this polymer. UHMWPE and its compositions with 3% CHP after VP have higher melting points of the crystalline phase, thermal oxidation and thermal destruction in comparison with the starting materials of similar composition. In the UHMWPE composition with 10% MDF, no increase in thermal properties after VP was observed, similar to the original fluoroplastic.

Keywords: explosive pressing, ultra-high molecular weight polyethylene, coke-graphite powder, fluoroplastic MDF, differential thermal analysis.

Введение

Исключительные химическая и климатическая стойкости, высокие антифрикционные свойства СВМПЭ и материалов на его основе являются приоритетными для использования в оборудовании химического, нефтегазового и энергетического комплекса [1, 2].

Достигнуть более высоких свойств СВМПЭ удастся введением различных наполнителей: кокс, графит, дисульфид молибдена, сиалон, металлические порошки, оксиды, нитриды, шпинели, цеолиты, керамики, различные во-

локна [4, 5]. Наполнение полимеров обеспечивает физико-химическую модификацию матрицы путем структурирования полимера на различных уровнях организации, что положительно влияет на свойства полимерных материалов. Однако создание композитов с СВМПЭ сопровождается рядом технологических проблем (высокая вязкость расплава полимера, недостаточная адгезионная прочность и др.) решить которые удастся применением различных высокоэнергетических методов активации компонентов порошковой смеси [5–6]. Эффективным

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

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

способом структурной модификации полимерных композитов является технология взрывного прессования (ВП), обеспечивающая реализацию одновременно высоких давлений (до 10 ГПа) и температур (до 1000 °С) [7–10].

В работе представлены результаты сравнительных исследований термических характеристик исходного СВМПЭ, его композитов с коксографитовым порошком (КГП) и фторопластом марки МДФ, и аналогичных материалов после взрывного прессования.

Материалы и методы исследования

Методом ДТА исследовали исходные порошки и после взрывного прессования. Использовали порошок СВМПЭ и его композиционные смеси с 3 % КГП и 10 % МДФ. Реализацию ударно-волнового нагружения композиционной смеси осуществляли скользящей ударной волной через металлическую пластину-ударник давлением 0,9 ГПа.

В качестве матрицы выбран СВМПЭ, пригодный для работы в жестких условиях оборудования химического, нефтегазового и энергетического комплекса [1, 4]. Антифрикционные наполнители КГП и МДФ обеспечивают снижение коэффициента трения и повышение износостойкости полимера [4].

Для проведения дифференциально-термического анализа (ДТА) использовали дериватографе Паулик-Паулик-Эрдей Q-1500. Нагрев осуществлялся до 500 °С с постоянной скоростью 10 °С/мин. По результатам исследования анализировали характерные эндо- и экзотермические максимумы, обусловленные плавлением

кристаллической фазы полимера, его термоокислением и термодеструкцией.

Результаты исследований и их обсуждение

Дифференциально-термический анализ СВМПЭ показал (рис. 1, таблица), что количество эндотермических и экзотермических пиков у исходного полимера и после ВП совпадает. Температура плавления кристаллической фазы не зависимо от вида материала составляет 148–149 °С. Однако после ВП наблюдается существенное повышение термостойкости полимера по сравнению с ненаполненным полимером, что подтверждается ростом температур термоокисления и разложения полимера: $t_{\text{окисл}}$ увеличивается на 20–26 °С, $t_{\text{дист}}$ на 26–28 °С. Такие изменения вероятно обусловлены появлением в результате ВП водородных связей и меж- или внутримолекулярных сшивок, свойственных этому полимеру, затрудняющих процессы термодеструкции. Высокое давление и разогрев молекул за счет межчастичного трения вызывает структурные и химические преобразования СВМПЭ, сопровождающиеся одновременным разрывом связи С-Н с образованием свободных радикалов и сшиванием соседних цепочек. Аналогичное явление наблюдалось при воздействии на СВМПЭ ионизирующего облучения [5].

Вероятна поверхностная деструкция полимерных частиц под воздействием взрыва с выделением перекисных радикалов [11], с последующим окислением или рекомбинацией макрорадикалов и химическим преобразованием, в основном боковых звеньев макромолекул, с образованием групп C=O и других полярных групп.

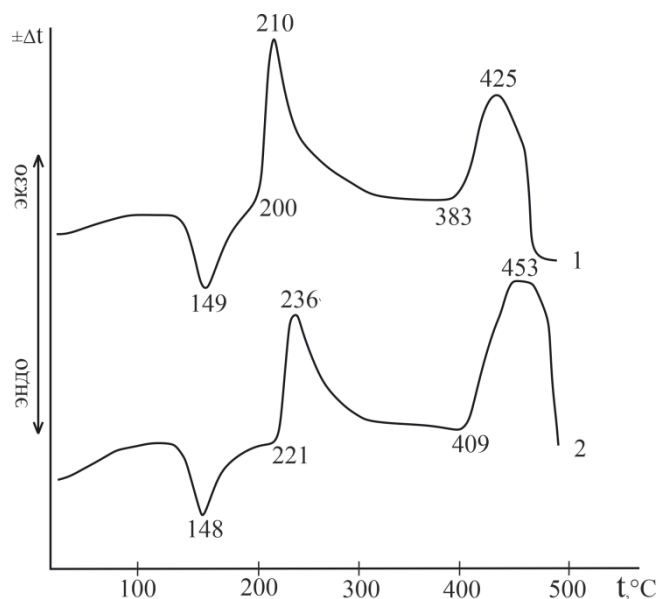


Рис. 1. Кривые ДТА СВМПЭ:
1 – исходный; 2 – ВП

Влияние наполнения на термические свойства СВМПЭ показало (рис. 2, таблица), что при введении 3 % КГП у исходного материала температура термоокисления повысилась с 200–210 °С до 218–233 °С, но она ниже, чем после ВП (222–237 °С), имеющего более высокую температуру плавления кристаллической фазы (152 °С). Таким образом, как и в ненаполненном полимере при ВП композита высока вероятность образования сшивок, протекания химических реакций, что положительно влияет на термостойкость материала. Термодеструкция композита как исходного, так и после ВП

находится в одном температурном диапазоне (рис. 1, 2, таблица), который соответствует температуре деструкции ненаполненного полимера после ВП (рис. 1, таблица). Но при этом наблюдаются качественные изменения хода самих кривых по сравнению с ненаполненным СВМПЭ – экзопики практически вырождаются, что связано с влиянием наполнителя на процесс разложения полимера. При температуре 480–491 °С у композиций происходит разрушение образованных связей (сшивок), подтверждаемое эндоэффектом.

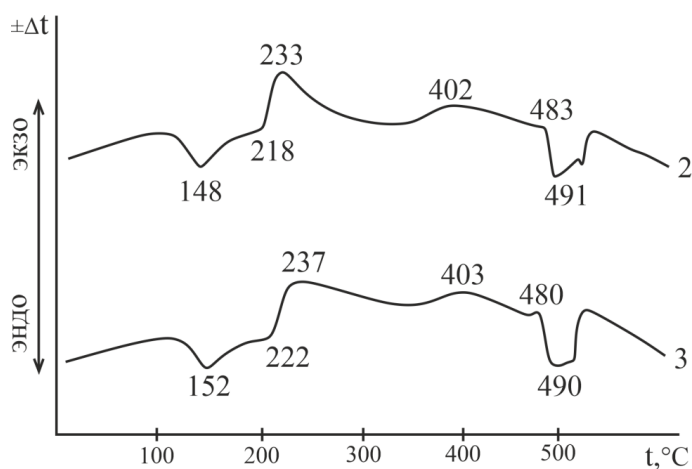


Рис. 2. Кривые ДТА композиции СВМПЭ + 3 % КГП:
1 – исходный; 2 – ВП

Анализ кривых ДТА композиции, наполненной 10 % МДФ (рис. 3, таблица) показал, что ход кривых аналогичен композиции с 3 % КГП. При этом температуры плавления и термоокисления как у исходной смеси, так и после ВП находятся в температурном диапазоне исходного полимера (рис. 1, таблица). ВП не приводит

к повышению температурных характеристик данной композиции, наблюдается даже незначительно снижение температур термоокисления по сравнению с исходной композиционной смесью, что объясняется влиянием фторопласта, для которого характерно понижение термических характеристик после ВП [10].

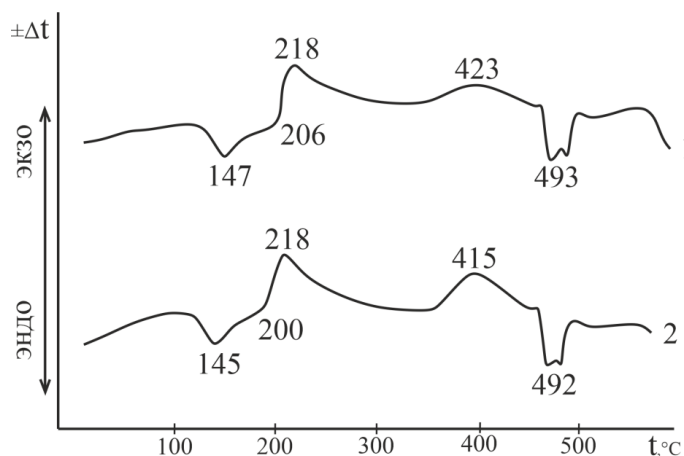


Рис. 3. Кривые ДТА композиции СВМПЭ + 10 % МДФ:
1 – исходный; 2 – ВП

Прошедшие при взрывном воздействии структурные изменения в полимерах отражаются не только на их характеристических температурах, но приводят к изменению энергетических параметров тепловых процессов. Анализ результатов расчета энергии активации термодеструкции показал, что ВП приводит к ее повышению не зависимо от состава материала. Энергия активации термодеструкции СВМПЭ после ВП повышается со 118 кДж/моль до 136 кДж/моль (таблица), для наполненных композиций эти значения после ВП ниже – 48–86 кДж/моль.

Различие в поведении при нагреве исходного

полимера и наполненного обусловлено структурными изменениями, происходящими в процессе ВП, которые приводят к структурированию полимера, образованию меж- или внутри-молекулярных сшивок, адгезионных связей между полимером и наполнителями. При этом возможны и деструктивные процессы в самом СВМПЭ, а также и в межфазных слоях, в которых образовались новые связи между полимером и наполнителями. При этом разница в значениях энергии активации между ненаполненным и наполненным СВМПЭ обусловлена менее прочными связями между полимером и наполнителем, чем когезионные связи в полимере.

Термические характеристики исследованных материалов на основе СВМПЭ

Материал	Вид материала	Температура плавления, °С	Температура окисления, °С		Температура деструкции, °С	Энергия активации термодеструкции E, кДж/моль
			t _{нач}	t _{max}		
СВМПЭ	исходные	149	200	210	425	118
	ВП	148	221	236	453	136
СВМПЭ +3 % КГП	исходные	148	218	233	402	75
	ВП	152	222	237	403	86
СВМПЭ +10 % МДФ	исходные	147	206	218	423	42
	ВП	145	200	218	415	48

Выводы

1. Полученный ВП СВМПЭ и его композит с 3 % КГП характеризуются более высокой термостойкостью (на 4–28 °С) по сравнению с исходными материалами того же состава.

2. Введение 3 % КГП приводит к повышению температур плавления кристаллической фазы на 18–22 °С и термоокисления на 23–27 °С, термодеструкции на 19–20 °С с максимумом значений после ВП.

3. Наполнение СВМПЭ 10 % МДФ вызывает незначительное снижение характеристических температур после ВП, что обусловлено влиянием наполнителя и формированием не прочных адгезионных связей с инертным фторопластом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полим. матер. – 2003. – № 3. – С. 18–21.
2. Wang, Yu. Tribological properties of transfer films of PTFE-based composites. / Yu. Wang and F. Yan // Wear. – 2006. – Vol. 261. – P. 1359–1366.
3. Охлопкова, А. А. Износостойкие композиционные материалы на основе сверхвысокомолекулярного полиэтилена для эксплуатации в экстремальных условиях / А. А. Охлопкова, П. Н. Петрова, О. В. Гоголева // Материаловедение. – 2011. – № 9. – С. 10–13.

4. Кербер, М. Л. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология : учеб. пособие / М. Л. Кербер и [др.] ; под ред. А. А. Берлина. – СПб. : Профессия. – 2008. – 560 с.

5. Tcherdyntsev V. V., Kaloshkin S. D., Lunkova A. A., Musalitin A. M., Danilov V. D., Borisova Y. V., Boykov A. A., Sudarchikov V. A. Structure, mechanical and tribological properties of radiation cross-linked ultrahigh molecular weight polyethylene and composite materials based on it. // Journal of Alloys and Compounds Volume 586, Issue SUPPL. 1, 2014, P. 443–445.

6. Зеленев, Ю. В. Моделирование совместного воздействия электрического поля и ионизирующего излучения на свойства наполненных полимерных композиций / Ю. В. Зеленев, А. А. Коптелов, А. Ю. Шевелев // Пластические массы. – 2007. – № 7. – С. 5–7.

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

8. Структурные изменения при взрывной обработке композиции фторопласта-4 с полиоксибензоилом / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, С. М. Рыжова // Материаловедение. – 2009. – № 3. – С. 18–25.

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

10. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.

11. Строение неупорядоченных областей в ламелях линейного полиэтилена / Е. А. Егоров, В. В. Жиженков, В. А. Марихин [и др.] // ВМС. – 1983. – Т. 25. – № 4. – С. 693–701.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-38-41

*Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова, А. С. Агейкин***ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ АЛЮМИНИЯ
НА ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ ВЫСОКОНАПОЛНЕННЫХ
ФТОРОПЛАСТОВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано влияние дисперсности и концентрации алюминиевых частиц и спекания на тепловое расширение фторопласт-алюминиевых композиционных материалов. Композиционные материалы получали статическим прессованием порошковых смесей фторопласта с 50 и 70 % алюминия с последующим спеканием. Установлено, что уменьшение размера частиц алюминия увеличивает тепловое расширение и снижает плотность КМ, но не влияет на теплостойкость. Обнаружено, что увеличение концентрации алюминия приводит к снижению теплового расширения КМ.

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

*N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, D. V. Savin, G. V. Agafonova, A. S. Ageikin***STUDY OF THE INFLUENCE OF ALUMINUM DISPERSION ON THERMAL
EXPANSION OF HIGHLY FILLED FLUOROPLASTIC COMPOSITE MATERIALS****Volgograd State Technical University**

The effect of dispersion and concentration of aluminum particles and sintering on the thermal expansion of fluoroplastic-aluminum composite materials has been investigated. Composite materials were obtained by static pressing of powder mixtures of fluoroplastic with 50 and 70% aluminum, followed by sintering. It was found that a decrease in the size of aluminum particles increases thermal expansion and decreases the density of CMs, but does not affect heat resistance. It was found that an increase in the aluminum concentration leads to a decrease in the thermal expansion of CM.

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

Введение

В машиностроении для изготовления узлов трения широкое распространение получили антифрикционные металлополимеры на основе фторопласта-4 (Ф-4), сочетающие высокие антифрикционные свойства с высокими тепло- и термостойкостью [1–5]. В основном в качестве наполнителя используется бронза, обладающая высокой тепло- и электропроводностью [1–4]. Вместе с увеличением износостойкости, бронза повышает плотность фторопластовых композиционных материалов (КМ), особенно высоконаполненных. Замена бронзовых наполнителей на алюминиевые может снизить плотность фторопластовых КМ, не приводя к существенному снижению тепло- и электропроводности, что делает исследование фторопласт-алюминиевых КМ перспективной задачей. Тепловое расширение является важной характеристикой антифрикционных материалов [4], поэтому целью работы являлось изучение влияния дисперсно-

сти алюминия на тепловое расширение высоконаполненных фторопластовых КМ.

Методика проведения исследований

Композиционные материалы на основе Ф-4 (ГОСТ 10007–80), наполненного 50 и 70 % об. порошковым алюминием ПА-4 (ГОСТ 6058–73) дисперсностью менее 50 мкм и 100–200 мкм, получали односторонним статическим прессованием (СП) в пресс-формах давлением 0,2 ГПа с последующим спеканием. Необходимую дисперсность порошка алюминия получали просеиванием алюминиевого порошка через набор сит. Объемные пропорции в композиционных материалах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г), взвешенных на лабораторных электронных весах OHAUS-123. Спекание осуществляли в свободном состоянии при температуре 380 °С с выдержкой 15 минут на один миллиметр поперечного сечения образца.

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

Результаты исследований

Результаты исследований плотности фторопласт-алюминиевых КМ (рис. 1) показали, что после СП достигается максимальная плотность КМ, которая соответствует рассчитанной по пра-

вилу смеси при 50 % алюминия (2465–2480 кг/м³) и немного ниже при 70 % алюминия (2505–2555 кг/м³). Спекание приводит к снижению плотности как при 50 % алюминия (2330–2390 кг/м³), так и при 70 % алюминия (2375–2460 кг/м³) независимо от дисперсности частиц алюминия, что связано с образованием пористости и снижением степени кристалличности. До спекания влияние дисперсности алюминия на плотность КМ минимально, хотя и прослеживается, что плотность меньше у КМ с меньшим размером частиц алюминия – 2465–2505 кг/м³ у КМ с размером частиц алюминия до 50 мкм и 2480–2555 кг/м³ у КМ с наполнителем 100–200 мкм. После спекания разница в плотности КМ с различным размером частиц алюминия увеличивается – 2330–2375 кг/м³ у КМ с размером частиц алюминия до 50 мкм и 2390–2555 кг/м³ у КМ с наполнителем 100–200 мкм. Стоит отметить, что влияние размера частиц алюминия на плотность усиливается при увеличении концентрации алюминия.

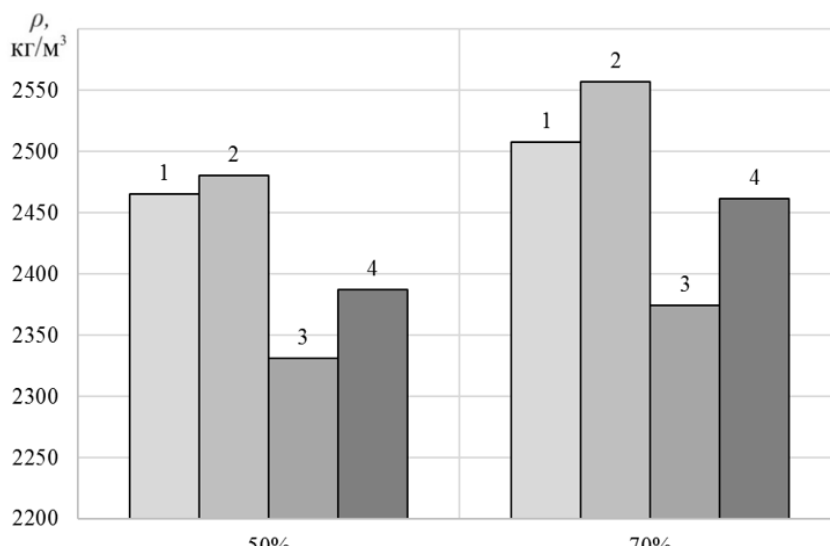


Рис. 1. Плотность фторопласт-алюминиевых КМ, с размером частиц алюминия до 50 мкм (1, 3) и 100–200 мкм (2, 4): 1, 2 – до спекания, 3, 4 – после спекания

Исследования зависимости теплового расширения фторопластовых КМ с 50 и 70 % алюминия от температуры (рис. 2) показали, что кривые, отображающие эту зависимость, имеют характерный для фторопластовых КМ вид. При нагреве до t_1 происходит небольшое тепловое расширение, связанное с малой тепловой подвижностью макромолекул и стабильным состоянием кристаллической фазы Ф-4. В интервале температур t_1 – t_2 происходит характерный скачок теплового расширения, обусловленный плавлени-

ем кристаллической фазы Ф-4. При нагреве выше t_2 происходит равномерное увеличение теплового расширения, связанное с повышением подвижности и разориентацией макромолекул Ф-4 в аморфной фазе.

Результаты исследований теплового расширения фторопластовых КМ с 50–70 % алюминия показали (рис. 2 и таблица), что тепловое расширение КМ с размером частиц алюминия 100–200 мкм до начала плавления (ϵ_1) меньше до 1,8 % (или до 1,4 раз), чем у КМ с размером час-

тиц алюминия до 50 мкм, а после плавления (ε_2) до 3,2 % (или до 1,4 раз). Тепловое расширение в интервале температур t_1 – t_2 ($\Delta\varepsilon$) при увеличении размера частиц алюминия уменьшается с 7,8–8,7 % до 6,4–5,8 % у неспеченных образцов, а у спеченных с 2,3–3 % до 1,5–2,2 %. При этом теплоустойчивость фторопластовых КМ, связанная с началом плавления, мало зависит от дисперс-

ности алюминия и температура плавления составляет 340–341 °С до спекания и 322–334 °С после спекания. Увеличение концентрации алюминия с 50 до 70 % приводит к уменьшению теплового расширения фторопластовых КМ – на 0,7–3,2 % (в 1,1–2,0 раза) при размере частиц алюминия до 50 мкм и на 1–2,2 % (в 1,2–1,9 раз) при размере частиц алюминия 100–200 мкм.

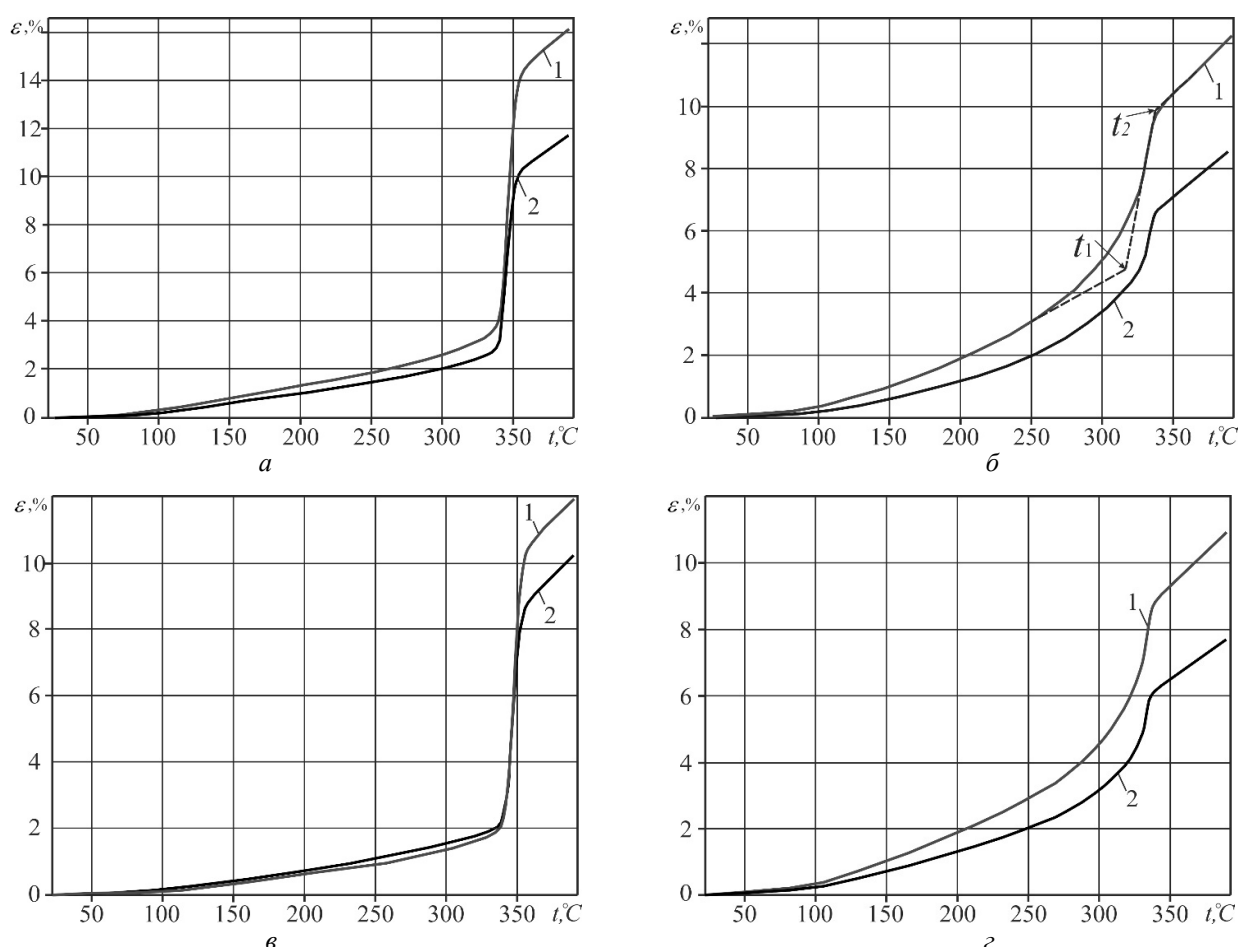


Рис. 2. Зависимость теплового расширения фторопластовых КМ с 50 % (а, б) и 70 % (в, г) алюминия, полученных СП, до (а, в) и после спекания (б, г), от температуры:
1 – до 50 мкм; 2 – 100–200 мкм

Сравнение зависимостей теплового расширения фторопласт-алюминиевых КМ от температуры до и после спекания показало, что спекание приводит к их изменению. У неспеченных КМ тепловое расширение до температуры плавления незначительно и увеличивается равномерно, а при плавлении наблюдается интенсивное тепловое расширение. После спекания тепловое расширение КМ до начала плавления увеличивается плавно, а плавление начинается при меньшей температуре и протекает в более широком интервале температур. При этом после спекания тепловое расширение при плавлении

Ф-4 ($\Delta\varepsilon$) уменьшается с 5,8–8,7 % до 1,5–3 %. Подобные различия указывают на изменения в кристаллической фазе Ф-4.

Полученные результаты показывают, что плотность высоконаполненных фторопласт-алюминиевых КМ, полученных СП, снижается при спекании, что связано с образованием пористости. При этом меньшая плотность неспеченных фторопластовых КМ с меньшим размером частиц алюминия связана с меньшей уплотняемостью порошковой смеси. Плавление Ф-4 приводит к возникновению растягивающих напряжений между частицами алюминия, что

приводит к образованию пор и тепловому расширению. Следовательно, СП не обеспечивает необходимый уровень адгезионной прочности между компонентами КМ для предотвращения образования пор в материале. Это подтвержда-

ется большим снижением плотности КМ с меньшим размером частиц алюминия – чем меньше размер частиц алюминия, тем больше площадь их поверхности и, следовательно, вероятнее образование большего количества пор.

Характерные температуры и деформации теплового расширения фторопласт-алюминиевых КМ

Содержание алюминия, % об.	Размер частиц алюминия, мкм	Спекание $t=380^{\circ}\text{C}$	Характеристики кривых теплового расширения				
			$t_1, ^{\circ}\text{C}$	$\epsilon_1, \%$	$t_2, ^{\circ}\text{C}$	$\epsilon_2, \%$	$\Delta\epsilon, \%$
50	<50	–	341	4,3	352	13,0	8,7
		+	322	6,4	336	9,4	3
	100–200	–	340	3,4	351	9,8	6,4
		+	323	4,5	337	6,7	2,2
70	<50	–	340	2,5	351	10,3	7,8
		+	324	6,2	337	8,5	2,3
	100–200	–	341	2,5	351	8,3	5,8
		+	326	4,4	335	5,9	1,5

Изменение интенсивности плавления кристаллической фазы, выраженной в разности деформаций теплового расширения ($\Delta\epsilon$), и температуры плавления после спекания характерно для Ф-4 и связано с процессами, происходящими во фторопласте при спекании и сопровождающимися изменением строения кристаллической фазы [6,7]. Уменьшение теплового расширения высоконаполненных фторопластовых КМ при увеличении концентрации алюминия связано со смесевыми закономерностями.

Увеличение теплового расширения неспекенных фторопластовых КМ при уменьшении размера частиц алюминия может быть связано с большей поверхностью между частицами, что обеспечивает рост теплового расширения Ф-4 при плавлении. Это подтверждается усилением этой закономерности после спекания, что обусловлено образованием большего количества пор в КМ с меньшим размером частиц алюминия.

Выводы

1. Установлено, что уменьшение размера частиц алюминия снижает плотность и увеличивает тепловое расширение высоконаполненных фторопластовых КМ, но не оказывает влияния на теплостойкость. Также уменьшение размера частиц алюминия способствует большему снижению плотности при спекании фторопласт-алюминиевых КМ.

2. Обнаружено, что спекание высоконаполненных фторопластовых КМ, полученных СП, приводит к снижению плотности независимо от концентрации и дисперсности частиц алюминия, что вызвано низкой адгезией, недостаточной для препятствования образованию пор.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нечипоренко, О. Ю. Исследование спеченных втулок из материала БФГ-50М в составе карданов, работающих без возобновления смазки / О. Ю. Нечипоренко, И. М. Ромашко, А. С. Бычков // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов. – 2018. – №. 4. – С. 122–129.
2. Бычков, А. С. Исследование эксплуатационных характеристик втулок из антифрикционного самосмазывающегося материала БФГ-50М, изготовленных методом порошковой металлургии Сообщение 1. Технология изготовления. Металлографические исследования заготовок втулок / А. С. Бычков, О. Ю. Нечипоренко, И. М. Ромашко // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии. – 2017. – № 76. – С. 86–100.
3. Каблов, Е. Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932–2002. – М. : МИСИС-ВИАМ. 2002. – С. 23–47.
4. Семенов, А. П. Металлофторопластовые подшипники / А. П. Семенов, Ю. Э. Савинский. – М. : Машиностроение, 1976. – 192 с.
5. Бабаевский, П. Г. Промышленные полимерные композиционные материалы / П. Г. Бабаевский. – М. : Химия. – 1980.
6. Radusch, H. J. Analysis of reversible melting in polytetrafluoroethylene //Journal of thermal analysis and calorimetry. – 2005. – Т. 79. – №. 3. – С. 615–621.
7. Melillo L., Wunderlich B. Extended-chain crystals // Kolloid-Zeitschrift und Zeitschrift für Polymere. – 1972. – Т. 250. – №. 5. – С. 417–425.

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-42-47

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников, Е. А. Косова, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак***ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА УПЛОТНЕНИЯ СМЕСЕЙ ПОРОШКОВ
ТУГОПЛАВКИХ КАРБИДОВ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ СВЯЗКОЙ
ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ НА МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОДЛОЖКЕ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: weld@vstu.ru

Приведены результаты исследований особенностей поведения компонентов смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами при взрывном прессовании. Показано, что основным фактором, определяющим уплотнение смесей, является динамическое затекание одной из фазовых составляющих смеси в исходные поры порошка. В качестве фазовой составляющей смеси, перемещение которой лимитирует степень уплотнения и ведет к образованию непрерывной матрицы в структуре спрессованного взрывом материала, может выступать как металлическая связка, так и карбидная составляющая материала.

Ключевые слова: твердый сплав, взрывное прессование, карбид кремния, карбид титана, карбид хрома, титан, медь, никель.

*A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, D. R. Chernikov, E. A. Kosova, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak***RESEARCH OF THE MECHANISM OF COMPACTION
OF MIXTURES OF POWDERS OF REFRACTORY CARBIDES WITH
A METALLIC BOND IN EXPLOSIVE PRESSING ON A METAL SUBSTRATE****Volgograd State Technical University**

The results of investigations of the features of the behavior of the components of mixtures of refractory carbide powders with metals during explosive pressing are presented. It is shown that the main factor determining the compaction of mixtures is the dynamic flow of one of the phase components of the mixture into the initial pores of the powder. As the phase component of the mixture, the movement of which limits the degree of compaction and leads to the formation of a continuous matrix in the structure of the material pressed by the explosion, both the metal binder and the carbide component of the material can act.

Keywords: hard alloy, explosive pressing, silicon carbide, titanium carbide, chromium carbide, titanium, copper, nickel.

Традиционно твердые сплавы получают путем прессования исходных смесей порошков карбидов тугоплавких металлов и металлической связки с последующим спеканием [1, 2]. В последние десятилетия появилось, однако, достаточно большое количество работ, посвященных изучению возможности получения подобных материалов путем взрывного прессования порошков [3–9], применение которого позволяет в ряде случаев отказаться от спекания и существенно расширить список возможных сочетаний используемых при этом компонентов [7–9].

Необходимым условием получения твердых сплавов взрывным (как, впрочем, и любым другим) методом является уплотнение исходной порошковой смеси до плотности, близкой к плотности соответствующего монолитного материала. Многочисленные исследования взрывного прессования порошков [10–15], показывают, что за счет высокого уровня давле-

ний, реализуемых при ударно-волновом сжатии, на пути решения этой задачи принципиальных препятствий не существует. Однако, при использовании порошковых смесей, содержащих в своем составе карбиды тугоплавких металлов и металлическую связку, достижение практически беспористого состояния оказывается возможным далеко не всегда [9] и требует соблюдения некоторых условий, базирующихся на понимании механизма их уплотнения в ударных волнах.

В работе [14] на примере порошковых смесей карбида хрома с медной, никелевой и титановой связкой показано, что основным фактором, определяющим уплотнение порошковых смесей, содержащих в своем составе частицы тугоплавких карбидов и металлической связки, является динамическое затекание связки в промежутки между карбидными частицами. При этом степень уплотнения смесей порошков оп-

© Крохалев А. В., Харламов В. О., Черников Д. Р., Косова Е. А., Кузьмин С. В., Лысак В. И., 2021.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 18-19-00518.

ределяется возможностью выхода ударных волн в частицах металлической связки на их свободные от контактов с другими частицами поверхности и массовой скоростью, приобретаемой связкой на этих поверхностях за счет разгрузки (рис. 1).

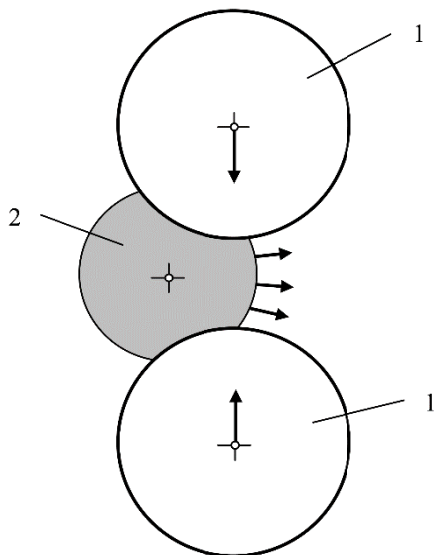


Рис. 1. Основные направления массопереноса при взрывном уплотнении смесей порошков [14]: 1 – карбидные частицы; 2 – частица металлической связки

Основываясь на подобных представлениях, был предложен [14] феноменологический критерий ударной прессуемости порошковых смесей тугоплавких карбидов с различным типом и содержанием металлической связки:

$$\frac{[Me] \cdot P_0}{c \cdot \rho},$$

где $[Me]$ – объемная доля металлической связки в твердой фазе исходной смеси порошков; P_0 – объемная доля пор в исходной порошковой смеси; c – скорость звука в металле связки; ρ – плотность металла связки.

Значение данного критерия определяет остаточную пористость прессовок на основе выбранного карбида в одинаковых (прежде всего по уровню реализуемого давления ударно-волнового сжатия) условиях взрывного нагружения.

Однако до настоящего времени остается открытым вопрос о применимости описанных представлений и возможности использования предложенного критерия уплотняемости для материалов с другим исходным фазовым составом.

Для поиска ответа на этот вопрос была поставлена серия экспериментов по взрывному прессованию порошковых смесей карбида кремния SiC и карбида титана TiC с титановой металлической связкой. Весовое содержание металлической связки в порошковой смеси подбиралось таким образом, чтобы обеспечить одинаковое объемное содержание карбидной фазы, равное 80, 70, 60 и 50 % (одинаковое объемное содержание связки, равное 20, 30, 40 и 50 % соответственно).

Взрывное прессование осуществлялось с использованием схемы нагружения [7], предусматривающей размещение исходной смеси порошков на поверхности стального основания и ее нагружение плоской нормально падающей детонационной волной через промежуточную прокладку, отделяющую продукты детонации от порошка (рис. 2).

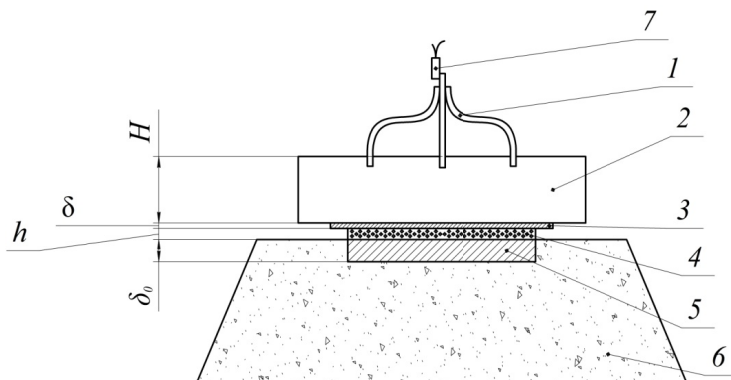


Рис. 2. Схема взрывного нагружения порошковых материалов: 1 – детонирующий шнур; 2 – контейнер с ВВ; 3 – промежуточная пластина; 4 – прессуемый порошок; 5 – стальная подложка; 6 – грунт; 7 – ЭД; H – высота заряда ВВ; δ – толщина прокладки; h – слой порошка; δ_0 – толщина подложки

В качестве взрывчатого вещества (ВВ) использовался аммонит № 6ЖВ, высота заряда

варьировалась в пределах от 70 до 160 мм. Толщина слоя порошка составляла $h = 3$ мм,

толщина стальной промежуточной прокладки – $\delta = 1,0$ мм, толщина стальной подложки – $\delta_0 = 10$ мм. Использование стальной подложки обеспечивало повышение давления прессования за счет отражения падающей ударной волны в порошке от поверхности подложки.

Расчет физических параметров сжатия, реализуемых в опытах, производился методом (P, u) – диаграмм, основанном на поэтапном определении давления и массовой скорости в падающей и отраженных ударных волнах путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации [15]. При этом для построения адиабат металлических основания и промежуточной прокладки использовали акустическое приближение:

$$P = \rho_0 c_0 u,$$

где P и u – давление и массовая скорость вещества за фронтом ударной волны; ρ_0 и c_0 – плотность и скорость объемных звуковых волн для металлов прокладки или подложки при нормальных условиях.

Ударную адиабату порошковых смесей строили, исходя из допущения о равенстве плотности ударно-сжатого порошка плотности соответствующего монолитного материала:

$$P = \rho_0 \frac{u^2}{1 - \frac{\rho_k}{\rho_0}},$$

где ρ_0 – исходная плотность порошковой смеси и ρ_k – расчетная по составу порошка плотность соответствующего монолитного материала.

Ударную адиабату продуктов детонации рассчитывали для соответствующих моментов времени по формуле, выведенной с использованием известного решения о набегании детонационной волны на абсолютно жесткую стенку:

$$P = \frac{64}{27} P_H \left(\frac{h}{D\tau} - \frac{u}{D} \right)^3,$$

где P_H – давление продуктов взрыва в плоскости Чепмена-Жуге; h – высота заряда взрывчатого вещества; D – скорость детонации; τ – время, отсчитываемое от момента инициирования детонации на свободной поверхности заряда.

Для металлографических исследований исходных порошков и полученных взрывным нагружением прессовок использовали оптический микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40MAT и многофункциональный растровый электронный микроскоп Versa 3D. Величину остаточной пористости образцов определяли на нетравленных шлифах с применением программного пакета ImageJ (v1.52).

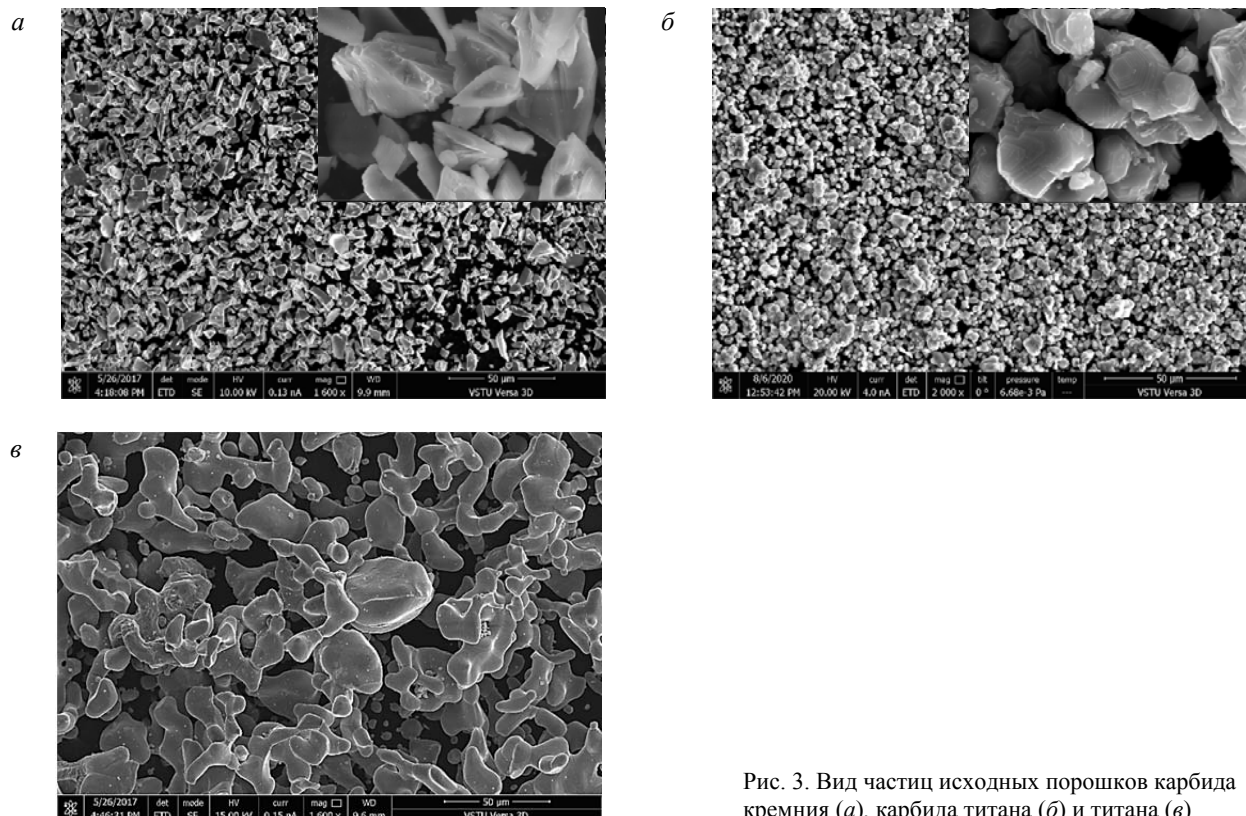


Рис. 3. Вид частиц исходных порошков карбида кремния (а), карбида титана (б) и титана (в)

Исследование используемых для взрывного прессования порошков показало, что частицы порошка SiC имели осколочную форму (рис. 3, *а*), а частицы TiC – округлую кристаллическую (рис. 3, *б*). В обоих случаях размер частиц составлял 1...5 мкм, что соответствует, в частности, размеру зерна в таких известных крупно-зернистых твердых сплавах, как ВК4-В, ВК8-В. Частицы порошка титана имели на порядок больший размер (до 70 мкм) и неправильную округлую форму (рис. 3, *в*).

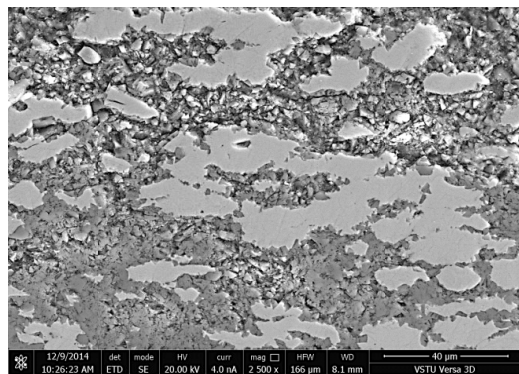
Несмотря на эти отличия, после ударно-волновой обработки структура полученных порошковых материалов оказывается достаточно близкой: в ней четко различимы конгломераты частиц карбидной фазы, между которыми располагаются металлическая связка и отдельные поры (рис. 4, *а, б*). Примечательным является то, что частицы титана при этом сохраняют свои размеры и образуют обособленные включения в непрерывной матрице из карбидной фазы. Это указывает на тот факт, что превалирующим механизмом уплотнения порошковых смесей SiC и TiC с Ti при взрывном прессовании является перемещение в исходные поры смеси ее карбидной составляющей, а не титановой связки.

Необычное (по сравнению с материалами системы Cr₃C₂-Ti, в которых (рис. 4, *в*) непрерывную матрицу образует металлическая связка [14]) поведение компонентов порошковых смесей карбида кремния и карбида титана с Ti при взрывном прессовании является не вполне понятным и возможно связано с меньшим удельным весом (плотностью) SiC и TiC по сравнению с Cr₃C₂.

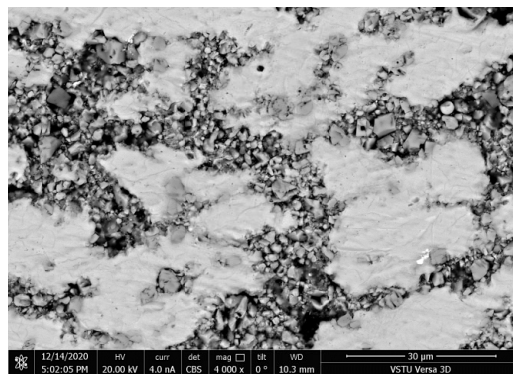
В свете изложенного становится очевидным, что предложенный в работе [14] феноменологический критерий уплотняемости порошковых смесей карбидов с металлами при взрывном прессовании должен быть модифицирован к виду

$$\frac{[V_1] \cdot P_0}{c_1 \cdot \rho_1},$$

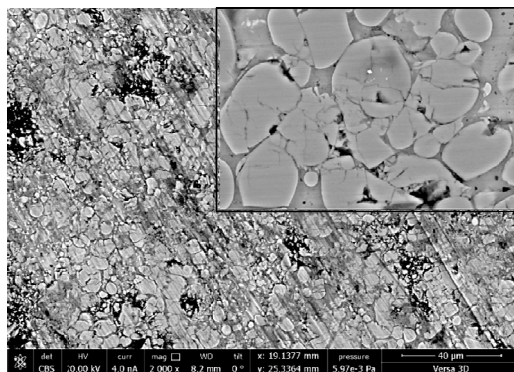
где $[V_1]$ – объемная доля составляющей порошковой смеси, обеспечивающей заполнение исходных пор порошка и образующей непрерывную матрицу материала; P_0 – объемная доля пор в исходной порошковой смеси; c_1 – скорость звука в материале составляющей порошковой смеси, обеспечивающей заполнение исходных пор порошка; ρ_1 – плотность этой составляющей.



а



б



в

Рис. 4. Микроструктура порошковых материалов на основе карбида кремния (*а*), карбида титана (*б*) и карбида хрома (*в*)

Принятие данной гипотезы позволяет объединить (рис. 5) данные по пористости спрессованных взрывом порошковых материалов систем SiC-Ti и TiC-Ti, полученные при проведе-

нии данного исследования, и данные по пористости материалов $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$, $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ni}$ и $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Cu}$, полученные ранее [14].

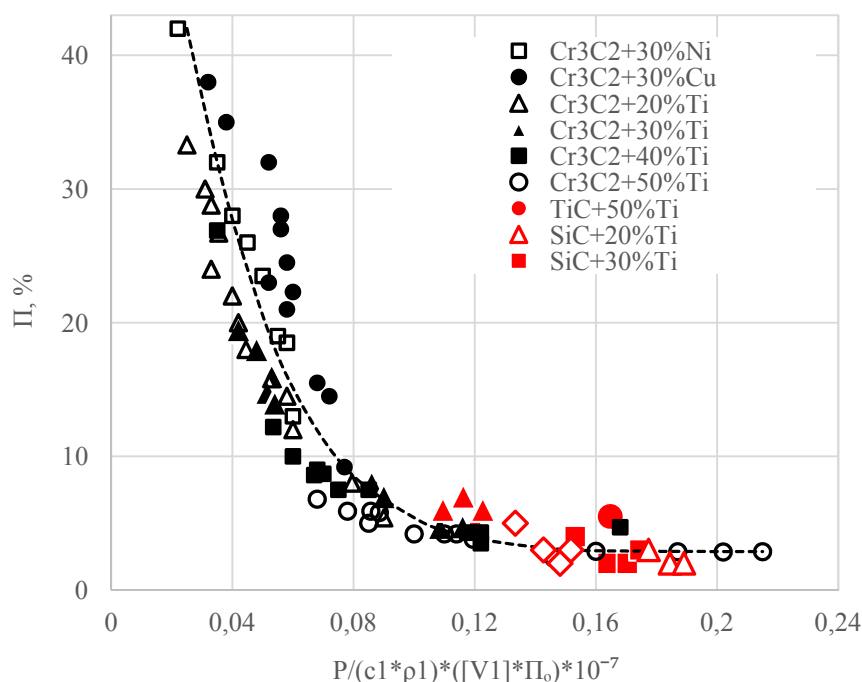


Рис. 5. Результаты уплотнения порошковых смесей тугоплавких карбидов с металлами при взрывном прессовании

Выводы

1. Установлено, что основным фактором, определяющим уплотнение порошковых смесей, содержащих в своем составе частицы тугоплавких карбидов и металлической связки, является динамическое затекание одной из фазовых составляющих смеси в исходные поры порошка.

2. В качестве фазовой составляющей смеси, перемещение которой лимитирует степень уплотнения и ведет к образованию непрерывной матрицы в структуре спрессованного взрывом материала, может (в зависимости от фазового состава исходной порошковой смеси) выступать как металлическая связка, так и карбидная составляющая материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Schwarzkopf P., Kieffer R. Cemented carbides. Macmillan, 1960. – 349 p.
2. Groover, Mikell P. Fundamentals of modern manufacturing: materials, processes and systems, 4th ed. John Wiley & Sons, Inc., Danvers, 2010. – 1012 p.

3. Buzyurkin A. E., Kraus E. I., Lukyanov Ya. L. Explosive compaction of WC+Co mixture by axisymmetric scheme. 2015. J. Phys.: Conf. Ser. 653 012036. P. 1–5.

4. Яковлев, И. В. Взрывное изготовление металлокерамических защитных контейнеров / И. В. Яковлев, В. М. Оголихин, С. Д. Шемелин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение, 2012. – Т. 14. – С. 55–60.

5. Tanaka S., Mori A., Oda H., Inao D., Hokamoto K. Surface coating by tungsten carbide particles on a metal substrate by high velocity collision // Science and Technology of Energetic Materials. Volume 78, Issue 3-4, 2017, Pages 93-98

6. Tanaka S., Hokamoto K., Itoh S. Shock compaction of WC-Co powder in metallic tube (2008) Materials Science Forum, 566, pp. 333-338.

7. Krokhaliev A.V., Kharlamov V.O., Kuzmin S.V., Lysak V.I. Foundations of the Fabrication Technology of Wear-Resistant Coatings Made of Mixtures of Chromium Carbide Powders with a Metallic Binder by Explosive Pressing. // Russian Journal of Non-Ferrous Metals, 2018, Vol. 59, No. 4, pp. 419–432.

8. Krokhaliev A.V., Kharlamov V.O., Kuz'min S.V., Lysak V.I. Features for formation of solid alloys of chromium carbide and titanium powder mixtures by explosion energy. Russian Journal of Non-Ferrous Metals. Volume 54, Issue 6, November 2013, Pages 522-526.

9. Крохалев А.В., Харламов В.О., Тупицин М.А., Кузьмин С.В., Лысак В.И. О возможности получения твердых сплавов из смесей порошков карбидов с металлами взрывным прессованием без спекания // Изв. вузов. Порошк. металлургия и функц. покрытия. 2017. No. 2. С. 22–30.

10. Prummer R.A., Balakrishna Bhat T., Siva Kumar K., Hokamoto K. Explosive compaction of powders and composites. Enfield, 2006. – 193 p.

11. Gourdin W.H. Dynamic consolidation of metal powders // Progr. Mater. Sci. 1986. Vol. 30. P. 39–80.

12. Prummer R.A. Explosive compaction of powders, principle and prospects // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 1989. Vol. 20. P. 410–415.

13. Murr L.E., Staudhammer K.P., Meyers M.A. Metallurgical applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena. N.Y., 1986. – С. 657-74.

14. Крохалев, А. В. Уплотнение смесей порошков карбида хрома и металлической связки при взрывном прессовании / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Пай // Физика горения и взрыва. – 2019. – Т. 55, № 4 (июль–август). – С. 129–137.

15. Лысак, В. И. Прессование порошков взрывом : монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – Москва, 2015. – 252 с.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5
DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-48-54

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ВОЛНОВОГО ПРОФИЛЯ ГРАНИЦЫ СОЕДИНЕНИЯ СЛОЕВ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА НА ПОВЕДЕНИЕ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов деформирования при растяжении титано-алюминиевого композита Д20–АД1–ВТ6С с постоянной относительной толщиной мягкой прослойки АД1 и с варьированием параметров волнового профиля сварного соединения. Показано, что рост отношения амплитуды к шагу волны до 0,5 приводит к росту на 4–5 % усилия, необходимого для сопоставимого растяжения, по сравнению с образцом с плоской границей, и преимущественной локализации пластической деформации вблизи свободных поверхностей.

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

L. M. Gurevich, V. F. Danenko, S. P. Pisarev

INFLUENCE OF THE PARAMETERS OF THE WAVE PROFILE OF THE JOINT BOUNDARY OF TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE LAYERS ON STRESS BEHAVIOR

Volgograd State Technical University

Simulation by the finite element of tensile deformation of the titanium-aluminum composite D20 – AD1 – VT6S was carried out. The relative thickness of the soft layer AD1 was constant, and the parameters of the wave profile of the welded joint varied. An increase in the ratio of the amplitude to the step of the wave up to 0.5 leads to an increase in effort by 4–5%. It was compared with the force in a specimen with a flat boundary at comparable stretches. Plastic deformation is localized mainly near free surfaces.

Keywords: titanium, aluminium, soft interlayer, wave profile, wave amplitude, wave step, deformation, simulation, finite element method.

Полученные сваркой взрывом биметаллические титаноалюминиевые переходники широко используются для соединения деталей конструкций из трудно свариваемых сваркой плавлением титановых и алюминиевых сплавов [1, 2]. Надежность работающих в сложных условиях конструкций из титано-алюминиевых композитов, во многом, определяется конструкционной прочностью таких переходников.

Из-за узкого диапазона между нижней и верхней границами свариваемости взрывом титана и алюминиевых сплавов [3] в свариваемые взрывом переходники добавляют промежуточные мягкие прослойки, действующие как «буфер пластичности» и расширяющие возможный диапазон технологических параметров, что

обеспечивает получение качественного сварного соединения. Кроме того, мягкие алюминиевые прослойки смещают в область более высоких температур верхнюю границу температурно-временного режима эксплуатации, при котором не образуются хрупкие интерметаллиды.

Профиль поверхности соединения между сваренными взрывом титановым сплавом и алюминием может быть прямолинейным [4–6] или волнообразным [7–9]. При технологических параметрах сварки взрывом вблизи верхней границы свариваемости около впадин и выступов волнообразной границы соединения титановый сплав – Al образуются «вихри» с зонами локального оплавления (оплавами) [10, 11]. Степень плавления в соединениях, сваренных

взрывом, определяется уровнем пластической деформации поверхностных слоев и, следовательно, удельной энергией W_2 , затрачиваемой на ее осуществление: зоны интенсивного перемешивания материалов в виде «вихрей» в направлении фронта ударной волны возникают при $W_2 \geq 0,7 \text{ МДж/м}^2$ [12]. Исследования зоны оплава в сваренных взрывом титано-алюминиевого композитов показали, что они состоят из интерметаллидов типа TiAl_3 , TiAl и метастабильный TiAl_2 [12, 13].

Механическая прочность композиций с мягкими прослойками зависит от их относительной толщины $\chi = \delta / d$, где δ – толщина мягкого слоя, d – поперечный размер испытываемого образца [14]. Ю. П. Трыковым с сотрудниками был разработан графоаналитический способ определения прочности слоистых композитов. Все свариваемые взрывом механически неоднородные композиции с учетом распределения твердости по сечению мягких прослоек были разделены на следующие основные модели [14]:

1. С симметричной механической неоднородностью (модель Т – М – Т).
2. С несимметричной механической неоднородностью с близкими прочностными свойствами основных материалов (модель Т – М – СТ).
3. С несимметричной механической неоднородностью с сильно различающимися прочностными свойствами основных материалов (модель Т – М – ТУ).
4. С мягкой прослойкой, жестко закрепленной с двух сторон (модель ТУ – М – ТУ).
5. С последовательно деформируемой композитной мягкой прослойкой (модель Т – М – БП – Т).

Для каждой из этих моделей было предложены алгоритмы расчета прочности слоистых металлических композитов при приложении нагрузки перпендикулярно границе раздела.

С появлением высокопроизводительных компьютерных технологий стали активно развиваться компьютерные методы моделирования поведения разнородных соединений при различных вариантах нагружения, основанные

на методе конечных элементов [15, 16]. Однако во всех случаях моделировалось поведение слоистых композитов с плоскими поверхностями мягких прослоек. В статье [18] проведено 3D моделирование деформирования композита Д20–АД1–ВТ6С с волновым профилем границ в сварном соединении с помощью пакета SIMULIA/Abaqus. Относительная толщина прослойки АД1 варьировалась в интервале $0,042 \leq \chi_{\text{АД1}} \leq 0,667$. Моделирование подтвердило влияние толщины мягкой прослойки на максимальную величину осевого напряжения напряжения, после которого начинается формирование шейки. В процессе моделирования было показано, что при волновом профиле границы соединения ВТ6С–АД1 первоначальная локализация пластической деформации происходила в алюминиевой прослойке вблизи границы с титановым сплавом, причем максимальные значения деформации характерны для мест контакта АД1 с выступами титановой пластины. Однако при моделировании не было исследовано влияние параметров волнового профиля (амплитуды и шага волны) на деформирование слоистого композиционного образца.

Целью настоящей работы была проверка 3D моделированием методом конечных элементов влияния параметров волнообразного профиля поверхностей соединения слоев титано-алюминиевого композиционного материала Д20–АД1–ВТ6С на кинетику квазистатической осевой деформации при растяжении.

Моделированию в пакете программ Simulia/Abaqus подвергалось растяжение под действием осевого усилия образцов титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1- Д20 толщиной 6 мм и шириной 10 мм. Толщина волнообразной алюминиевой прослойки во всех вариантах моделирования являлась постоянной (0,5 мм, $\chi_{\text{АД1}}=0,084$). Используемые значения параметров симметричных синусоидальных волн на границе соединения приведены в табл. 1. Дополнительно моделировалось поведение титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1- Д20 с плоской алюминиевой прослойкой толщиной 0,5 мм.

Таблица 1

**Параметры симметричных синусоидальных волн профиля соединения
ВТ6-АД1, использованные при моделировании**

Номер варианта	Параметры симметричных синусоидальных волн		
	длина волны λ , мм	величина размаха $2a$, мм	$2a / \lambda$
1	2,0	0,25	0,125
2	2,0	0,50	0,25
3	2,0	0,75	0,375
4	1,0	0,50	0,5
5	4,0	0,50	0,125
6	плоская поверхность		

Переход от упругой деформации материалов слоев к пластической определялся по критерию Мизеса. Материалы слоев трехслойных образцов принимались изотропными с повышением предела текучести $\sigma_{0,2}$ по мере увеличения локальной пластической деформации. Для описания упрочнения материала в процессе наклепа использовалась модель Джонсона–Кука [18]:

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

где A – предел текучести недеформированного материала, B – коэффициент упрочнения, ε_p – пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n , m , ε_0 – параметры модели; $\dot{\varepsilon}_0$ и $\dot{\varepsilon}_p$ – первые производные по времени величин ε_0 и ε_p . [18]. Численные значения параметров в уравнении Джонсона–Кука были взяты из ряда источников, и для используемых материалов приведены в табл. 2. В связи с низкой скоростью деформирования (менее $0,0025 \text{ с}^{-1}$) ее влияние не учитывалось.

Таблица 2

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [18]

Материал	Толщина, мм	Коэффициенты для модели пластичности						
		A , МПа	B , МПа	m	n	$\dot{\varepsilon}_0$, с^{-1}	T_m , К	T_r , К
Алюминиевый сплав Д20	10	218,3	704,6	0,93	0,62	1	873	293
Алюминий АД1	5	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Титановый сплав ВТ6	10	420,0	52	1,00	0,48	1	1940	293

Прочность связей между слоями соответствовала условию «Тіе», при котором прочность связи соответствует характеристикам наименее прочного элемента пары. При моделировании всех элементов композита из-за криволинейности профиля отдельных участков использовали ячейки конечно-элементной сетки в виде континуальных трехмерных десятиузловых тетраэдров (типа С3D10М) с размером стороны ячейки 0,1 мм. Средние толщины слоев алюминиевого сплава Д20 и титанового сплава ВТ6С составляли 5 мм. Растяжение образца проводилось за счет перемещения по заданному закону прочно прикрепленных к свободным торцам слоев сплавов Д20 и ВТ6С дискретных жестких пластин. Прикрепленная к слою Д20 пластина в хо-

де моделирования была лишена перемещения или осевого вращения относительно осей X, Y и Z, а прикрепленная к сплаву ВТ6С пластина имела только одну степень свободы – перемещение вдоль оси образца Y со скоростью 2 мм/с.

Графический анализ результатов полученных при моделировании растяжения образцов композита Д20–АД1–ВТ6С с различными параметрами (амплитудой и шагом волны) с волнообразной алюминиевой прослойкой толщиной 0,5 мм ($\chi_{\text{АД1}}=0,084$) с помощью кривых «осевое усилие – абсолютное удлинение образца» затруднено, так как различия в осевых усилиях для всех моделируемых образцов варьировались по участкам нагружения, но, в целом, не превышали 4–5 %. Поэтому, для наглядно-

сти, на рис. 1 и 2 показаны на оси ординат не абсолютные значения осевого усилия, а их отношение к усилиям, возникающим при растяжении образца с плоскими границами между слоями

$$k = \frac{P_{wafe,\varepsilon}}{P_{plane,\varepsilon}},$$

где $P_{wafe,\varepsilon}$ и $P_{plane,\varepsilon}$ – соответственно осевые усилия при растяжении трехслойных образцов

с волнообразной и плоской границами соединения при равных величинах абсолютного растяжения.

При величинах абсолютного растяжения Δl до 0,5 мм амплитуда разброса значений k достаточно велика, но при $\Delta l \geq 0,6$ мм величина k стабилизируется и остается практически постоянной для моделируемого образца в широком интервале Δl .

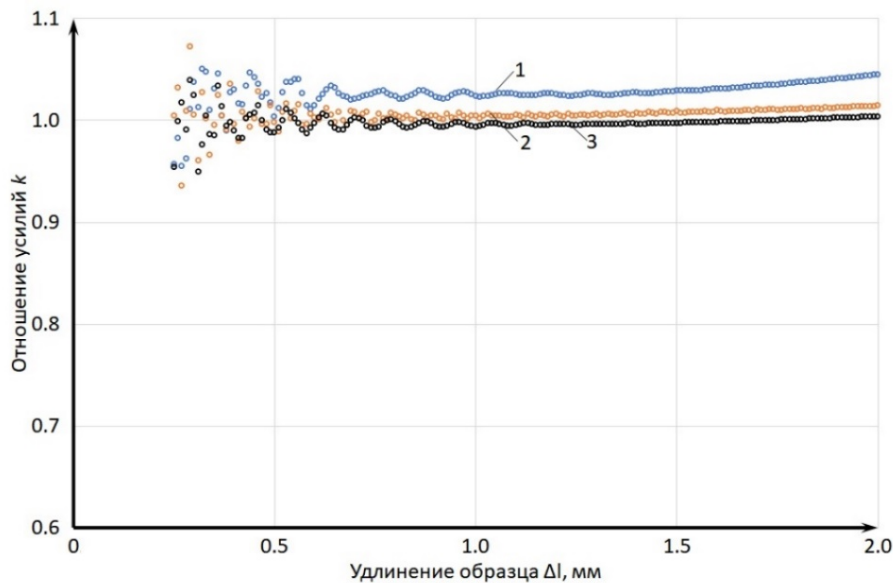


Рис. 1. Изменение отношения усилий, полученных при моделировании растяжения образцов с волнообразными границами (амплитуда $2a = 0,5$ мм), к усилиям, возникающим при растяжении образца с плоскими границами, $\chi_{\Delta l 1} = 0,084$, :
1 – шаг волны $\lambda = 1$ мм; 2 – $\lambda = 2$ мм; 3 – $\lambda = 4$ мм

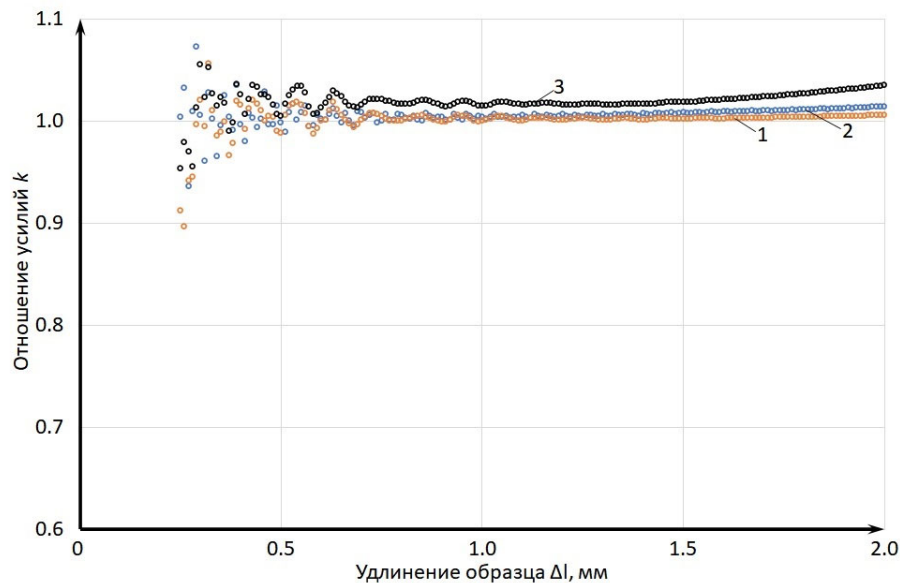


Рис. 2. Изменение отношения усилий, полученных при моделировании растяжения образцов с волнообразными границами (шаг волны $\lambda = 2,0$ мм), к усилиям, возникающим при растяжении образца с плоскими границами, $\chi_{\Delta l 1} = 0,084$, :
1 – амплитуда $2a = 0,25$ мм; 2 – $2a = 0,5$ мм; 3 – $2a = 0,75$ мм

Сравнение графиков, показанных на рис. 1 и 2, свидетельствует, что во всех случаях для достижения сопоставимой деформации необходимо у образцов с волнообразной границей соединения приложить несколько большие усилия, чем у образцов с плоскими границами соединения. Наибольшие отличия наблюдались при моделировании поведения образцов с максимальными значениями $2a/\lambda$ (кривая 1 на рис. 1 и кривая 3 на рис. 2). Вероятно, это связано с более развитым эффектом контактного упрочнения участков алюминия АД1 во впадинах волнообразного профиля в титановой пластине ВТ6С.

Этот вывод подтверждается сравнением кинетики развития участков повышенных эквивалентных напряжений в алюминиевых прослойках постоянной толщины (0,5 мм) при разных величинах отношения параметров волнообразного профиля $2a/\lambda$ (рис. 3 и 4).

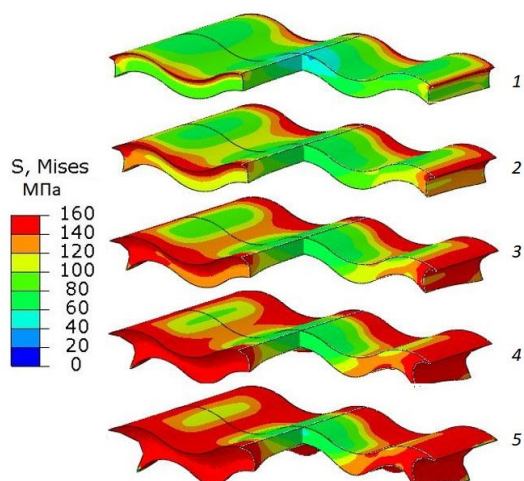


Рис. 3. Изменение характера распределения напряжений по Мизесу в мягкой прослойке образцов Д20–АД1–ВТ6С с $\chi_{\text{АД1}}=0,083$ и $2a/\lambda=0,125$:
1–5 – абсолютное удлинение образца 0,4 мм; 0,8 мм; 1,2 мм; 1,6 мм; 2,0 мм соответственно (показана только прослойка из АД1, четверть образца условно вырезана)

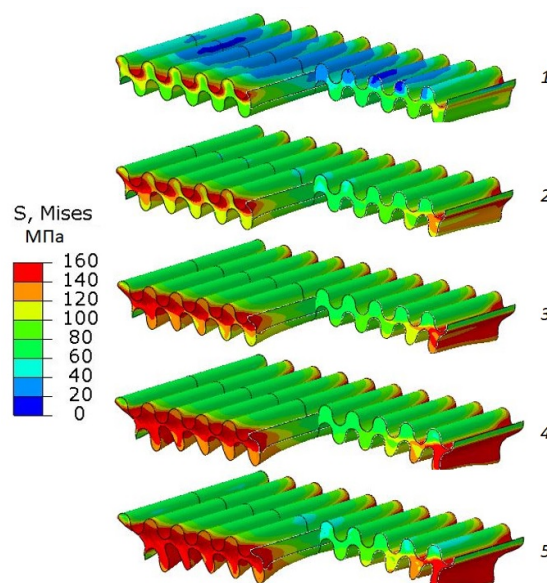


Рис. 4. Изменение характера распределения напряжений по Мизесу в мягкой прослойке образцов Д20–АД1–ВТ6С с $\chi_{\text{АД1}}=0,083$ и $2a/\lambda=0,5$:
1–5 – абсолютное удлинение образца 0,4 мм; 0,8 мм; 1,2 мм; 1,6 мм; 2,0 мм соответственно (показана только прослойка из АД1, четверть образца условно вырезана)

У образца с $2a/\lambda=0,125$ рост осевой деформации образца приводит в алюминиевой прослойке к постепенному увеличению доли площади контакта с ВТ6, где эквивалентные напряжения превышают 140–160 МПа (рис. 3). Увеличение показателя $2a/\lambda$ при постоянной толщине алюминиевой прослойки приводит к резкому уменьшению областей повышенных эквивалентных напряжений, которые, в основном, локализуются вблизи свободной поверхности образца. В образце с $2a=0,5$ мм и $\lambda=0,5$ (рис. 4) даже при абсолютном удлинении образца 2,0 мм в большей части алюминиевой прослойки, примыкающей к слою ВТ6, напряжения составляли 80 МПа. Аналогичные различия наблюдаются и при пластической дефор-

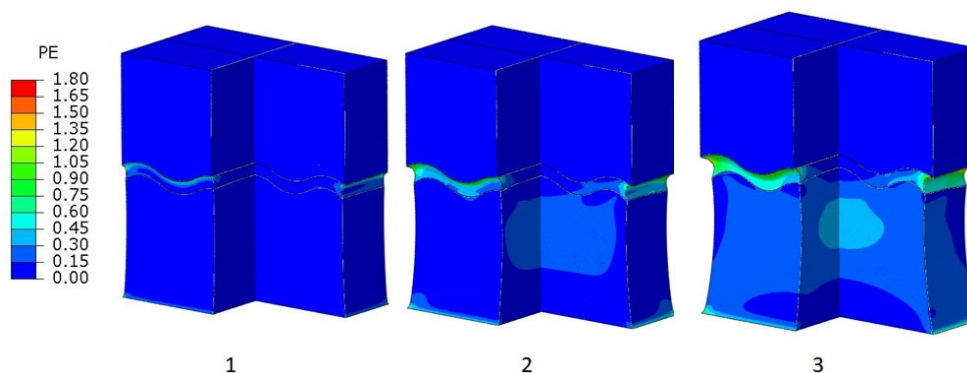


Рис. 5. Развитие пластической деформации в алюминиевой прослойке по мере растяжения образца с $\chi_{\text{АД1}}=0,084$ и $2a/\lambda=0,125$:
1 – абсолютное удлинение образца 0,4 мм; 2 – 0,8 мм; 3 – 1,2 мм (слой из Д20 снизу, четверть образца условно вырезана)

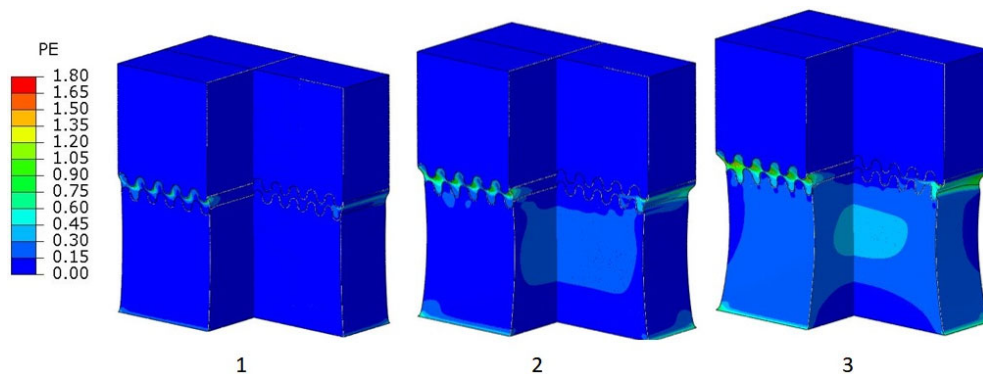


Рис. 6. Развитие пластической деформации в алюминиевой прослойке по мере растяжения образца с $\chi_{\text{АД1}}=0,084$ и $2a/\lambda=0,5$:

1 – абсолютное удлинение образца 0,4 мм; 2 – 0,8 мм; 3 – 1,2 мм (слой из Д20 снизу, четверть образца условно вырезана)

мации алюминиевых прослоек с различной величиной $2a/\lambda$ (рис. 5 и 6). При более плоской волне в процессе растяжения пластическая деформация в алюминиевой прослойке развивается значительно интенсивнее, занимая большую часть ее объема.

Выводы

1. Результаты 3D моделирования осевого растяжения композита Д20–АД1–ВТ6С с волновым профилем сварного соединения при постоянной относительной толщине прослойки АД1 $\chi_{\text{АД1}} = 0,084$ с помощью пакета SIMULIA/Аbaqus показали, что степень развития напряжений и деформаций в алюминиевой прослойке во многом зависит от параметров волны (отношения $2a/\lambda$).

2. Моделирование показало, что рост $2a/\lambda$ до 0,5 для композита с волновым профилем сварного соединения приводит к увеличению на 4–5 % усилия, необходимого для сопоставимого растяжения, по сравнению с образцом с плоской границей, и к преимущественной локализации пластической деформации вблизи свободных поверхностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Структура и микромеханические свойства в биметалле ВТ1-0+ АД1, полученном сваркой взрывом по угловой схеме / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова, О. С. Киселев, А. Ю. Кондратьев, А. В. Полежаев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – С. 38–42.
2. Трыков, Ю. П. Особенности деформирования сваренного взрывом титано-алюминиевого композита / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство, 1999. – № 1. – С. 11–15.
3. Гуревич, Л. М. Структура и микромеханические свойства полученного сваркой взрывом биметалла ВТ1-0+ АМГ6 / Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, В. О. Харламов, А. Г. Серов, С. Ю. Оноколов // Известия ВолгГТУ : науч-

ный журнал № 11 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 34–38.

4. Malakhov, A. Y., Saikov, I. V., Denisov, I. V., Niyebekov, N. N. AlMg6 to Titanium and AlMg6 to Stainless Steel Weld Interface Properties after Explosive Welding //Metals. 2020. T. 10. №. 11. – С. 1500.

5. Mahmood, Y., Dai, K., Chen, P., Zhou, Q., Bhatti, A. A., Arab, A. Experimental and numerical study on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V/Al-1060 Explosive Welding //Metals. – 2019. T. 9. №. 11. – С. 1189.

6. Najwer M., Nieslony P. Microhardness and strength properties of metallic joint AA2519-AA1050-Ti6Al4V after various heat treatments //Procedia Engineering. 2016. T. 149. – С. 346-351.

7. Трыков, Ю. П. Влияние прокатки при повышенных температурах на свойства титано-алюминиевого композита, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. Н. Гурулев // Сварочное производство, 1999. – № 6. – С. 6–10.

8. Galka A., Najwer M. Explosive Cladding of Titanium and Aluminium Alloys on the Example of Ti6Al4V-AA2519 Joints //Archives of Metallurgy and Materials. 2015. T. 60.

9. Sniezek, L., Szachogluchowicz, I., Torzewski, J., Grzelak, K. Fatigue Cracking of AA2519-Ti6Al4V Laminate Bonded by Explosion Welding //Solid State Phenomena. – Trans Tech Publications Ltd, 2016. T. 250. – С. 182-190.

10. Гуревич, Л. М. Исследование состава локальных участков оплавленного металла в сваренном взрывом титаноалюминиевом композите / Л. М. Гуревич, О. С. Киселев, М. В. Босов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (15) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – С. 12–15.

11. Fang, Z., Shi, C., Shi, H., Sun, Z. Influence of explosive ratio on morphological and structural properties of Ti/Al clads //Metals. 2019. T. 9. №. 2. – С. 119.

12. Gurevich, L. M., Pronichev, D. V., Bogdanov, A. I., Toan, V. Q., Hung, N. N. Structure and micromechanical properties of bimetal VT1-0+AMg6 obtained by explosion welding //IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2019. T. 537. №. 2. – С. 022053.

13. Fronczek, D. M., Chulist, R., Litynska-Dobrzynska, L., et al. Microstructural and phase composition differences across the interfaces in Al/Ti/Al explosively welded clads // Metallurgical and Materials Transactions A. 2017. T. 48. №. 9. – С. 4154-4165.

14. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун. – Волгоград : РПК Политехник, 1999. – 190 с.

15. Гуревич, Л. М. Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов

в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев, // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 11–15.

16. Гуревич, Л. М. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – С. 43–46.

17. Гуревич, Л. М. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с волновым профилем сварного соединения / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, В. Або-Шапра // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 (249) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 37–42.

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

УДК 669.14:539.431

DOI:10.35211/1990-5297-2021-4-251-54-59

А. Н. Савкин, Д. С. Денисевич, А. А. Седов, К. А. Бадиков, А. Н. Барышников

**АНАЛИЗ ЗАМЕДЛЕНИЯ СКОРОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН
ОТ ПЕРЕГРУЗОК РАЗЛИЧНОЙ ВЕЛИЧИНЫ И ХАРАКТЕРА
В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ 2024-T3**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: savkin@vstu.ru

Настоящая работа освещает итоги испытаний с перегрузками и недогрузками на алюминиевых образцах в регионе околопороговых скоростей роста трещин. Получены кривые роста трещины и значения долговечности, которые классические модели прогнозирования усталостной долговечности Элбера, Барсома, Уилера и Уилленборга не смогли объяснить. Фрактографический анализ верифицировал корректность кривых усталостного разрушения. Химический анализ содержания кислорода на разрушенных поверхностях образца по методу энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии показал возможность наличия взаимосвязи между весомой долей активных частиц и остаточными напряжениями в материале и подтвердил некоторые положения теории хрупкого микроразрушения о влиянии кислорода и водорода на усталостное распространение трещин.

Ключевые слова: усталостное испытание, перегрузка, околопороговая скорость роста, фрактография алюминия, химическая адсорбция, модель усталостной долговечности.

A. N. Savkin, D. S. Denisevich, A. A. Sedov, K. A. Badikov, A. N. Baryshnikov

**ANALYSIS OF REDUCING THE GROWTH RATE OF FATIGUE CRACKS
FROM OVERLOADS OF VARIOUS VALUE AND CHARACTER
IN ALUMINUM ALLOY 2024-T3**

Volgograd State Technical University

This work highlights the results of tests with overloads and underloads on aluminum samples in the region of near-threshold crack growth rates. Crack growth curves and fatigue life values were obtained that the classical fatigue life prediction models of Elber, Barsom, Wheeler and Willenborg could not explain. Fractographic analysis verified the correctness of the fatigue fracture curves. The chemical analysis of the oxygen content on the fractured surfaces of the sample by the method of energy dispersive X-ray spectroscopy showed the possibility of a relationship between the weight fraction of active particles and residual stresses in the material and confirmed some of the provisions of the theory of brittle microfracture on the effect of oxygen and hydrogen on fatigue crack propagation.

Keywords: fatigue test, overload, near-threshold growth rate, aluminum fractography, chemical adsorption, fatigue life model.

Введение

При прогнозировании срока службы изделия перед инженером встает вопрос выбора модели усталостной долговечности. Каждая модель имеет свои недостатки, которые должны быть минимальны для более правильного решения конкретной задачи. Модели пластичности около вершины трещины, например Уилера [1] и Уилленборга [2], разрабатывались для

описания эффекта перегрузки, однако не учитывают закрытие трещины и работают только с большими перегрузками ($K_{ol}/K_{max} \geq 2$) [3]. Модель закрытия трещины была естественным продолжением открытия Элбером этого явления, однако склонна давать очень консервативные результаты [4]. Указанные модели в авторских формулировках работают в режиме Пэри-са и потому соответствуют идее безопасного

срока службы [5]. Бесконечный срок службы подразумевает, что изделие эксплуатируется вплоть до своего физического или морального устаревания и далее, поэтому возрастает интерес к исследованию различных областей скоростей роста трещин da/dN в том числе и порогового размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) ΔK_{th} [6].

Сегодня большинство исследователей, имеющих дело с механикой разрушения, считают, что ΔK_{th} является постоянной величиной. Однако все больше экспериментальных работ по определению ΔK_{th} и в околопороговом регионе скорости роста трещин дают основание полагать, что это не так [7]. Обычно в таких случаях ΔK_{th} связывают с коэффициентом асимметрии цикла R или максимальным КИН цикла K_{max} .

Материал, образцы, методика исследований

Испытания проводились на высокочастотной сервогидравлической машине BiSS Nano 10 kN на С(Т) образцах толщиной 5 мм из алюминиевого сплава 2024-T3. Направление проката перпендикулярно направлению роста трещины (LT).

План испытаний включал: 1) регулярное нагружение (CAL); 2) испытание с одиночной недогрузкой (UL); 3) испытание с перегрузкой-недогрузкой-перегрузкой (OL-UL-OL); 4) испытание с недогрузкой-перегрузкой-недогрузкой (UL-OL-UL); 5) испытание с одиночной сжимающей недогрузкой (UL_c); 6) испытание с перегрузкой-недогрузкой-перегрузкой, причем недогрузка сжимающая (OL- UL_c -OL); 7) испытание с недогрузкой-перегрузкой-недогрузкой, причем недогрузки сжимающие (UL_c -OL- UL_c). После перегрузок частотой $F=0.1$ Гц происходило базовое регулярное нагружение частотой $F=150$ Гц в течение $N_{bt}=10^4$ циклов, а затем весь блок нагружения повторялся. Основные параметры испытаний одинаковы: $P_{max}=2$ кН, $R=0.75$, $K_{ol}/K_{max}=1.5$, что означает одинаковую монотонную пластическую зону и отсутствие закрытия трещины вследствие высокой асимметрии R . Предварительное растрескивание проводилось с параметрами: $P_{max}=2$ кН, $R=0.1$, $a_0=17$ мм. Недогрузки испытаний были в растягивающей ($K_{ul}/K_{max}=0.15$) или в сжимающей областях ($K_{ul}/K_{max}=-2$), чтобы продемонстрировать влияние текучести поверхностей разрушения вблизи кончика трещины, вызываемой их сдавливанием.

Обсуждение результатов исследования

Наиболее показательные кривые роста $a-N$ и усталостного разрушения $da/dN-\Delta K$ представлены на рис. 1. Результаты долговечностей приведены в таблице. Различия в результатах между испытаниями CAL, UL, и UL_c незначительно (рис. 1, а, б), кривые КДУР почти совпадают, долговечность разнится не более чем в 1.12 раз, причем наименьшее N_f – в CAL, хотя ожидалось – в UL_c .

Различия в результатах между испытаниями со сходной последовательностью перегрузок OL-UL-OL и OL- UL_c -OL более существенно (рис. 1, в, з), хотя кривые $da/dN-\Delta K$ идентичны: долговечность разнится в 1.46 раз, причем наименьшее N_f получено при сжимающей недогрузке. Предполагаем, что сжимающая недогрузка может больше замедлять рост трещины. В этих испытаниях da/dN на порядок ниже, чем в CAL, что демонстрирует эффект перегрузки.

Различия в результатах между испытаниями с противоположной последовательностью перегрузок UL-OL-UL и OL-UL-OL весьма велико (рис. 1, д, е): долговечность OL-UL-OL в 10.3 раза больше, чем в UL-OL-UL. Кривые $a-N$ и $da/dN-\Delta K$ этих испытаний находятся на значительном расстоянии друг от друга. Т.к. на величину остаточных напряжений при базовом нагружении влияет главным образом последний полуцикл перегрузки, то очевидно, что растягивающая перегрузка сильно замедляет рост трещины в околопороговом регионе скоростей роста. Обратим внимание, что $K_{ol}/K_{max}=1.5$ одинаково и для UL-OL-UL, и для OL-UL-OL, потому монотонная пластическая зона одинакова, а значит, модели Уилера и Уилленборга не способны объяснить расхождение. Кроме того, асимметрия высока $R=0.75$, поэтому закрытие трещины отсутствует и модель Элбера неостоятельна. Если предположить, что закрытие трещины все-таки есть, то $K_{op}/K_{max}=0.975$ в испытании OL-UL-OL, но тогда эффективный размах КИН меньше порогового размаха КИН $\Delta K_{eff} < \Delta K_{th}$ и трещина не может расти так, основные модели роста трещины при переменном нагружении оказались не в состоянии объяснить результат; подробный расчет долговечности будет приведен ниже. В испытаниях UL_c -OL-UL₂ и OL- UL_c -OL (рис. 1, ж-и) разница в долговечностях еще больше, наличие сжимающих недогрузок усиливает замедление трещин.

В испытаниях с растягивающими перегрузками диапазон изменения максимальных КИН $K_{max}=16.7...39$ МПа $\sqrt{м}$, а скоростей роста $da/dN=4.46\cdot 10^{-6}...1.8\cdot 10^{-4}$ мм/цикл. Радиус монотонной пластической зоны при плоском напряженном состоянии может определяться по формуле, отбрасывающей часть напряжений:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{max}}{\sigma_y} \right)^2,$$

где K_{max} – максимальный КИН цикла; σ_y – предел текучести ($\sigma_y=365$ МПа).

Значит, в течение испытаний диапазон изменения радиуса пластической зоны $r_p=0.33...1.81$ мм, а за $N_{bl}=10^4$ циклов диапазон приращений трещины $\Delta a_{bl}=4.46\cdot 10^{-2}...1.26$ мм. Таким образом, монотонная пластическая зона перегрузки и, следовательно, замедление роста, имели место вплоть до разрушения. Однако, по Уилеру [1], остаточные напряжения значительно снижаются по мере прорастания трещины сквозь пластическую зону.

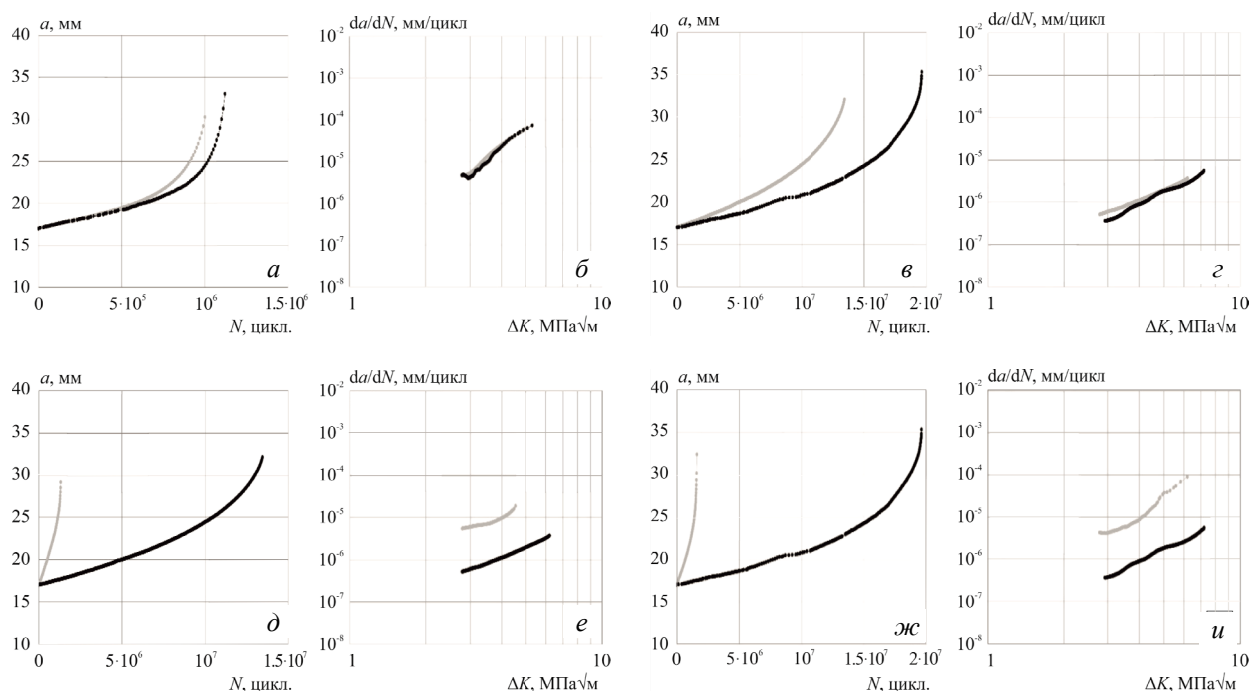


Рис. 1. Кривые роста трещины и диаграммы усталостного разрушения

Фрактографический анализ и адсорбция частиц краями трещины

Для верификации диаграмм усталостного разрушения был проведен фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов. Снимки были выполнены с использованием сканирующего электронного микроскопа Versa 3D DualBeam на различных длинах трещин для образцов испытаний UL-OL-UL и OL-UL-OL и приведены на рис. 2 и 3 соответственно.

Скорость роста трещины определялась на основании измеренных расстояний между маркирующими признаками и числе циклов блока базового нагружения. Исследуемый материал – подходящий для фрактографических исследований алюминиевый сплав 2024-Т3, а недогрузки испытаний создали хорошо различимые полосы, отмечающие продвижение фронта тре-

щины, что обусловило легкость анализа. Воздействия испытаний UL-OL-UL и OL-UL-OL по разному проявляются на фрактографии разрушения. Так для перегрузок OL-UL-OL характерны плотные валики от этих перегрузок, связанные с замедлением фронта продвигающейся трещины. С увеличением длины трещины толщина валиков увеличивается и при длине трещины более 20 мм видны отдельные валики от перегрузок OL и поперечной вмятине от недогрузки UL. Для перегрузок UL-OL-UL до длины трещины 20 мм наблюдается резкий переход от одного блока нагружения до другого в виде поперечной трещины. При длине трещины более 20 мм могут наблюдаться множественные малые поперечные трещины уменьшающие поле сжимающих напряжений и ускоряющие скорость роста усталостной трещины.

В результате фрактографического анализа диаграммы усталостного разрушения оказались схожими с диаграммами, полученными ранее методом податливости.

Теория хрупкого микроразрушения объясняет природу замедления трещины процессами в поверхности вблизи ее кончика, а именно поглощением активных частиц кислорода и водорода, выделяющихся в результате химических

реакций атмосферной влаги и поверхности около кончика трещины с образованием оксидов и гидроксидов [8, 9]. Так, рост растягивающих напряжений на каждом восходящем полуволне вызывает быструю адсорбцию активных частиц и их перемещение в область высоких местных растягивающих напряжений, имеющую размер всего несколько десятков сотен атомных слоев.

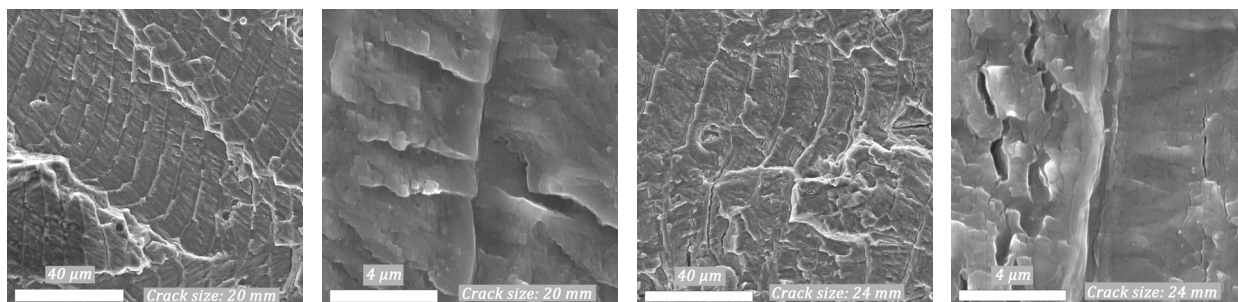


Рис. 2. Фрактография поверхностей разрушения испытания UL-OL-UL

Именно поглощенные частицы вызывают дальнейшее разрушение охрупченных поверхностных слоев по I моде. Доминирующую роль в микроразрушении играет поглощенный водород, а влияние кислорода в нормальных усло-

виях незначительно [10], однако присутствие кислорода в разрушенных слоях позволяет судить о присутствии водорода, так как интенсивность поглощения активных частиц обуславливается одним механизмом [8].

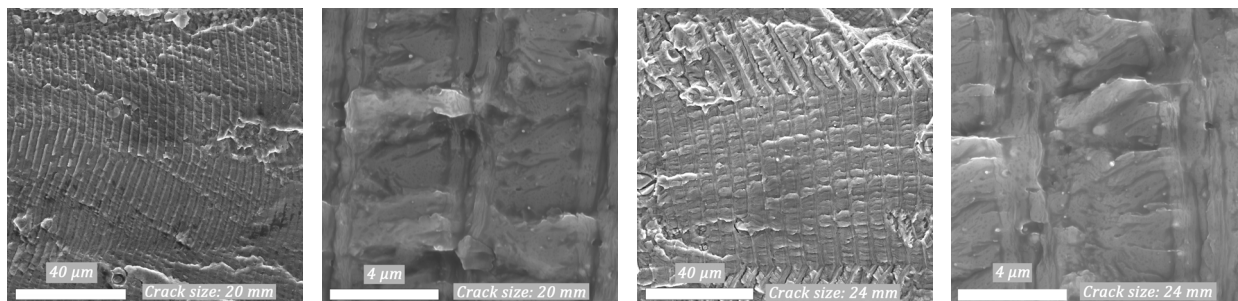


Рис. 3. Фрактография поверхностей разрушения испытания OL-UL-OL

Итак, повышенное содержание оксидов на поверхности разрушения после растягивающей перегрузки, соответствие которой устанавливается по маркирующему признаку, вызываемому сжимающей перегрузкой, может подтвердить тот факт, что перегрузки вызывают повышенное поглощение активных частиц слоями материала вблизи фронта трещины.

Для установления этого факта была проведена энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия поверхностей разрушения на базе сканирующего электронного микроскопа Versa 3D DualBeam с целью определения весового содержания кислорода. На рис. 4 приведено распределение весового содержания кислорода на поверх-

ностях разрушения образцов испытаний UL-OL-UL и OL-UL-OL при различной длине трещины, выявленное вдоль сплошной белой прямой на основании 300–400 проб. Анализ распределений содержания кислорода показал, областям, следующим за маркирующим признаком, часто соответствует скачок весового содержания. Чем больше маркирующих признаков попало в анализируемую область, тем больше таких скачков было выявлено. Амплитуда скачков уменьшается по мере разрастания трещины, что может быть объяснено тем, что рост пластической зоны перегрузки ведет к увеличению области проникновения активных частиц на фоне уменьшения их градиента распределения по толщине атомных слоев.

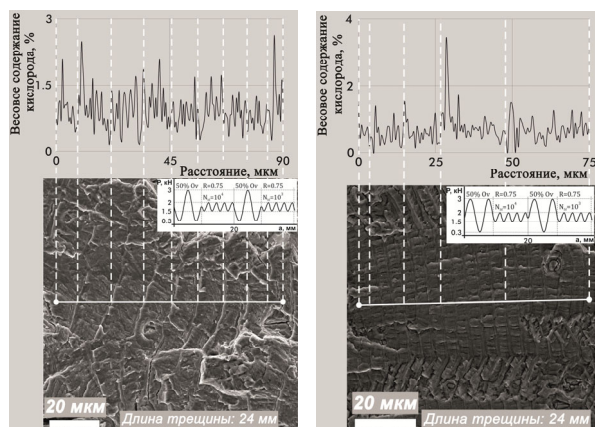


Рис. 4. Весовое содержание кислорода на поверхностях разрушения при различной длине трещины для испытания UL-OL-UL и OL-UL-OL

Статистический анализ позволил построить график зависимости среднего весового содержания кислорода $\omega(O)$ на поверхности разрушения от длины трещины (рис. 5, а). Оказалось, что содержание кислорода в испытании UL-OL-UL незначительно выше, чем в испытании OL-UL-OL. Ожидался противоположный итог, однако теория хрупкого микроразрушения допускает исход активных частиц из объема ма-

териала вследствие сжимающих полуволн, поэтому эмпирический результат не противоречит теории.

Также был построен график зависимости среднеквадратического отклонения весового содержания кислорода $MSD(\omega(O))$ от длины трещины a (рис. 5, б). Было установлено падение $MSD(\omega(O))$ по мере роста трещины в обоих случаях, что может быть объяснено уменьшением градиента распределения активных частиц по толщине материала.

Прогнозирование долговечности по различным моделям

После получения столь различных величин долговечностей при похожих параметрах испытаний была предпринята попытка объяснить их с помощью существующих моделей для нагружения переменной амплитуды. Для этого выбраны модели разных классов: 1) модель закрытия трещины Элбера [4]; 2) статистическая модель Барсома [11]; 3) модель пластичности около вершины Уилера [1]; 4) модель пластичности около вершины Уилленборга [2]. Анализ этих моделей представлен в работе [12].

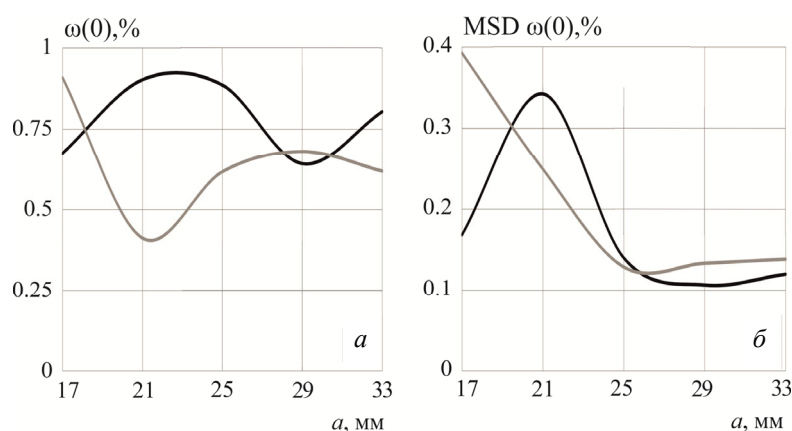


Рис. 5. Весовое содержание кислорода на поверхностях разрушения для испытаний UL-OL-UL и OL-UL-OL

Большинство параметров заимствованы из источника [16]: $K_{Ic}=32.9 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $\Delta K_I=1.22 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $a_s=0.0381 \text{ мм}$, $q=1$, $A_k=1$, $B_k=1.5$, $C_{th}=1.21$, $\beta=2$. Отношение $(S_{max}/\sigma_y)=0.3$ мало влияет на функцию закрытия трещины и считается постоянным [13]. Для получения наибольшей долговечности выбрана минимально допустимая величина $a_g=1.44$ из диапазона 1.15...2.55: меньшие значения подразумевают остановку трещины, в то время как в действительности этого явления не наблюдается.

Результаты расчета даны в таблице. Оче-

видно, эффекты последовательности нагружения и недогрузок не учитывались. Настоящая модель находит применение в анализе материалов аэрокосмической отрасли и авиации, демонстрирует лучшие результаты, но недостаточно, чтобы объяснить результаты экспериментов, представленные в этой работе. Настоящее исследование выявило несостоятельность некоторых моделей анализа усталостной долговечности объяснить результаты достаточно простых испытаний с перегрузками в области роста трещин.

Исследователи предпочитают говорить либо о закрытии, либо об остаточных напряжениях,

демонстрируя недостаточное понимание границы применимости обеих концепций.

Долговечность образцов в испытаниях

Испытание	Долговечность, 10 ⁶ -циклов				
	Результат испытания	Модель Элбера	Модель Барсома	Модель Уилера	Модель Уилленборга
CAL	1	3.46	1.06	1.06	1.06
UL	1.03	1.01...3.41		1.41	1.87
OL-UL-OL	13.4	0.5...2.86			
UL-OL-UL	1.3	0.477...2.85	1.05	1.06	1.06
UL _c	1.12	0.942...3.34	1.06		
OL-UL _c -OL	19.6	0.091...2.45	1.05	1.41	1.87
UL _c -OL-UL _c	1.61	0.039...2.39			

Кроме того, модели Уилера и Уилленборга лежат в основе таких конечно-элементных программ, как Ansys и Abaqus, потому их следует использовать с осторожностью при решении задач механики разрушения. Также результаты показали, что теория хрупкого микроразрушения может оказаться неплохой базой для разработки модели усталостной долговечности в области околопороговых скоростей роста трещин.

Выводы

1. Модели Элбера, Уилера, Уилленборга и Барсома не могут с уверенностью применяться при анализе усталостной долговечности при нагружениях переменной амплитуды металлических конструкций в околопороговой области скоростей роста трещин;

2. Необходима разработка новой модели усталостной долговечности, которая сможет вместить в себя как эффект закрытия трещины, так и влияние остаточных напряжений, а подходящей базой для этого может стать теория хрупкого микроразрушения;

3. Необходимо проводить больше испытаний нерегулярного нагружения, чтобы создать достаточное количество экспериментальных результатов для проверки современных моделей усталостной долговечности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Wheeler, O. E. Spectrum loading and crack growth / O.E. Wheeler // Journal of Basic Engineering. – 1972. - Vol. 94. - pp. 181–186.
2. Willenborg, J. A Crack Growth Retardation Model Based on Effective Stress Concepts / J. Willenborg, R.H. Engle, H.A. Wood // Report № AFFDL-TM-71-1 FBR. - Ohio: Wright-Patterson Air Force Base. - 1971. - 22 p.

3. Nelson, D. V. Review of Fatigue Crack Growth Prediction under Irregular Loading / D.V. Nelson // Spring Meeting. Society for Experimental Stress Analysis. - 1975.

4. Elber, W. The significance of fatigue crack closure. Damage tolerance in aircraft structures / W. Elber // ASTM STP 486. – 1971. – pp. 230-242.

5. Shijve, J. Fatigue of Structures and Materials / J. Shijve. - Delft: Springer, 2009. - 623 p.

6. Кудрявцев, П. И. Нераспространяющиеся усталостные трещины / П. И. Кудрявцев. – М. : Машиностроение, 1982. – 171 с.

7. Sunder, R. Engineering Application of Threshold Stress Intensity / ASTM-ESIS Annual Symposium on Fracture Mechanics, FL, USA, 13-15 Nov. - 2013. – pp. 24-48.

8. Sunder, R. Fatigue as a process of brittle micro-fracture / R. Sunder // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. - 2005. - Vol. 28. - № 3. - pp. 289-300.

9. Savkin, A.N. Effect of Overload on the Near-Threshold Fatigue Crack Growth Rate in a 2024-T3 Aluminum Alloy: 2.Fatigue Crack Growth Simulation for Calculating the Fatigue Life unde Alternating Loading /A.N.Savkin,R.Sunder, A.V.Andronik, A.A. Sedov, Russian (Metally),vol.2019,No. 5, pp.542-547.

10. Bowles, C. Q. The Role of Environment, Frequency and Wave Shape During Fatigue Crack Growth of Aluminum Alloys / C.Q. Bowles // Report № LR-270. - Delft: Delft University of Technology. - 1978.

11. Barsom, J. M. Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading in ASTM 514-B Steel / J.M. Barsom // Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing. ASTM STP 536. - Philadelphia: ASTM. - 1973. - pp. 147-167.

12. Савкин, А. Н. Влияние перегрузок на околопороговую скорость усталостных трещин в алюминиевом сплаве 2024-T3. 1. Влияние характера, величины и последовательности перегрузок на скорость роста усталостных трещин / А. Н. Савкин, Р. Сундер, А. В. Андроник, А. П. Седов // Металлы. – № 6. – 2018. – С. 95–102.

13. Forman, R. G. Behaviour of Surface and Corner Cracks Subjected to Tensile and Bending Loads in Ti-6Al-4V Alloy / R.G. Forman, S.R. Mettu; eds. H.A. Ernst, A. Saxena, D.L. McDowell // Fracture Mechanics. ASTM STP 1131. Philadelphia: ASTM. – 1992. – Vol. 1. - pp. 519-546.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-60-63

*М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина***НЕРАЗРУШАЮЩАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ
ДОПУСКАЕМЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СМЯТИЯ СТАЛЕЙ*****Волгоградский государственный технический университет**

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

В работе описана методика неразрушающего определения допускаемых напряжений смятия сталей по результатам контроля контактного модуля упрочнения.

Ключевые слова: сферический индентор, неразрушающий контроль, пластическая твердость, напряжения смятия.

*М. М. Matlin, V. A. Kazankin, E. N. Kazankina***NON-DESTRUCTIVE TECHNIQUE FOR DETERMINING
THE ALLOWABLE CRUSHING STRAIN OF STEELS****Volgograd State Technical University**

The paper describes a technique for non-destructive determination of the permissible crushing strain of steels based on the results of monitoring the contact hardening module.

Keywords: spherical indenter, non-destructive testing, plastic hardness, crushing strain.

В процессе работы различных механизмов силовой поток передается от одной детали к другой через общую контактную поверхность (болтовые, заклепочные, шпоночные, шлицевые соединения, детали муфт и др.). В подобных случаях необходима оценка прочности деталей на смятие. Следует отметить, что в настоящее время стандартом регламентированы испытания на смятие только для полимерных композитов [1]. Для металлов наиболее близким, но далеко не тождественным, к этому виду нагружения является метод, описанный в ГОСТ 25.503–97 [2]. В связи с этим в справочной литературе [3] информация о допускаемых напряжениях смятия $[\sigma_{см}]$ содержится в табличной форме в зависимости от значений предела текучести или временного сопротивления сталей, полученных путем испытания на растяжение согласно стандарту [4]. Очевидно, что определение прочностных свойств при растяжении предусматривает изготовления специальных образцов, вырезанных из готовой детали или заготовки, что приводит к частичному или полному разрушению детали. Отметим, что прочностные свойства материала при растяжении можно определить и без разрушения путем индентирования поверхности готового изделия [5, 6]. В данной работе исследована возможность использования контактного модуля уп-

рочнения (пластической твердости НД [7]) для неразрушающего определения допускаемых напряжений смятия различных сталей.

Как известно, расчет на прочность многих деталей выполняют путем сопоставления максимальных напряжений, действующих в опасном сечении, с допускаемыми напряжениями. Действующие напряжения находят расчетом или экспериментально, а допускаемые определяют как отношение предельных (опасных) напряжений к коэффициенту запаса прочности n . Предельные напряжения выбирают в зависимости от вида нагружения (статическое, переменное, ударное) и материала детали (пластичный, хрупкий). Коэффициент запаса прочности n согласно [8] можно определить дифференциальным методом по формуле

$$n = n_1 \cdot n_2 \cdot n_3, \quad (1)$$

где n_1 – коэффициент запаса прочности, учитывающий погрешности расчетных формул ($n_1=1,2\dots1,5$); n_2 – коэффициент запаса прочности, учитывающий способ получения заготовки (отливка, прокат, штамповка и др.) и степень пластичности материала (табл. 1), определяемой отношением предела текучести σ_T к временному сопротивлению σ_B ; n_3 – коэффициент запаса прочности, вводимый для увеличения запаса прочности ответственных деталей (обычно $n_3=1,0\dots1,5$).

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

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

Таблица 1

Значения коэффициента запаса прочности n_2 в зависимости от степени пластичности сталей в условиях статического нагружения

Степень пластичности σ_T/σ_B	Коэффициент запаса прочности n_2
0,45...0,55	1,20...1,50
0,55...0,70	1,40...1,80
0,70...0,90	1,70...2,20

Следует отметить, что обоснованное определение коэффициента запаса прочности, а затем и допускаемых напряжений существенно влияет как на надежность детали, так и ее габариты, вес и стоимость изготовления.

Для случая статического нагружения обычно принимают $n_1 = 1,2$, а $n_3 = 1,0$. В результате формулу (1) можно представить в виде [8]

$$n = 1,2n_2 = 0,23 + 2,65(\sigma_T/\sigma_B), \quad (2)$$

а допускаемые напряжения смятия для пластичных материалов в условиях статического нагружения

$$[\sigma_{см}] = 1,5 \frac{\sigma_T}{n}. \quad (3)$$

Методика неразрушающего определения предела текучести материалов, которая базируется на закономерностях деформационной теории пластичности, позволяет находить его по результатам упругопластического внедрения сферического индентора [6] по формуле

$$\sigma_T = \frac{0,955(1 - 2 \cdot \mu_2) \cdot F}{d_0^2 \cdot \left[78 \cdot \left(\frac{d_0}{D} - 9,43 \cdot k_1 \cdot \frac{F}{d_0^2} \right) \cdot (1 - 2 \cdot \mu_2) \right]^{245/НД}}, \quad (4)$$

где F и D – соответственно нагрузка на сферический индентор и его диаметр; d_0 – диаметр остаточного отпечатка; НД – пластическая твердость [7]; $k_1 = \frac{1 - \mu_1^2}{\pi \cdot E_1}$; μ – коэффициент Пуассона (индексы 1 и 2 относятся к материалам индентора и детали); E_2 – модуль нормальной упругости материала детали.

Отметим, что для сталей зависимость между НД и пределом текучести σ_T может быть представлена в простой форме

$$\sigma_T = (0,2 \dots 0,22) \cdot НД, \quad (5)$$

где меньшие значения применяются для углеродистых, а большие – для легированных сталей.

Степень пластичности также может быть определена по результатам измерения пластической твердости [6]

$$\sigma_T/\sigma_B = (0,022 \cdot 10^{-3} \cdot НД)^{245/НД}. \quad (6)$$

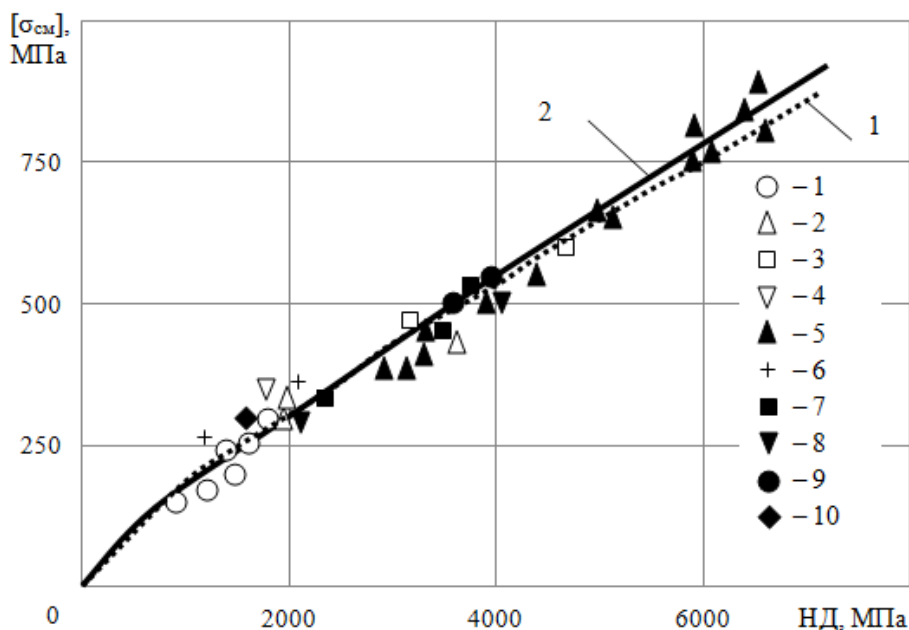
С учетом формул (2), (5) и (6) зависимость (3), определяющая допускаемые напряжения смятия для сталей принимает вид

$$[\sigma_{см}] = \frac{(0,3 \dots 0,33) \cdot НД}{0,23 + 2,65 \cdot (0,022 \cdot 10^{-3} \cdot НД)^{245/НД}}. \quad (7)$$

Как видно из формулы (7), допускаемые напряжения смятия сталей однозначно определяются уровнем пластической твердости НД. Это подтверждает и рисунок. При этом результаты, показанные на рисунке, могут быть аппроксимированы следующей зависимостью

$$[\sigma_{см}] = 0,79 \cdot НД^{0,79}. \quad (8)$$

В табл. 2 сопоставлены допускаемые напряжения смятия $[\sigma_{см}]$, определенные по формуле (8) и справочные данные [3]. При этом величину пластической твердости НД находили (согласно [6]) по приведенным в справочных таблицах [3] значениям предела текучести или твердости по Роквеллу.



Зависимость допускаемых напряжений смятия $[\sigma_{см}]$ от пластической твердости НД углеродистых и легированных сталей различного уровня прочности: линия 1 — расчет по формуле (7), линия 2 — расчет по формуле (8); значки — справочные данные [3]; номера 1–4 — углеродистые стали со следующими видами термической обработки соответственно: нормализация, улучшение, закалка с охлаждением в воде, закалка с нагревом ТВЧ; номера 5–10 — легированные стали со следующими видами термической обработки соответственно: закалка с охлаждением в масле, нормализация, улучшение, закалка с нагревом ТВЧ, цементация с последующей закалкой с охлаждением в масле, отжиг

Таблица 2

Сопоставление допускаемых напряжений смятия, определенных по описанному методу ($[\sigma_{см}]$) и справочными данными ($[\sigma_{см}]_{спр}$)

Марка стали	Термообработка	НД, МПа	$[\sigma_{см}]_{спр}$, МПа [3]	$[\sigma_{см}]$, МПа (форм. (8))	Погрешность $\frac{[\sigma_{см}]_{спр} - [\sigma_{см}]}{[\sigma_{см}]_{спр}} \cdot 100 \%$
20	Нормализация	1250	210	221	-5,24
40	Закалка с охлаждением в воде	3250	500	470	6,00
45	Закалка с охлаждением в масле	2250	340	351	-3,24
40Х	Нормализация	1590	300	267	11,00
18ХГТ	Цементация, закалка с охлаждением в масле	3640	490	514	-4,88
12ХН3А	Закалка с нагревом ТВЧ	3870	510	539	-5,77
30ХГТ	Закалка с охлаждением в масле	4780	640	637	0,41
50ХФА	Закалка с охлаждением в масле	5000	660	660	0
ШХ-15	Отжиг	1730	300	286	4,81
ШХ-15	Закалка с охлаждением в масле	9820	1100	1126	-2,36

Из рисунка и табл. 2 видно, что погрешность определения допускаемых напряжений смятия $[\sigma_{см}]$ для 40 различных сталей по формуле (8) в большинстве случаев не превышает (5...6) %. Следует отметить, что приведенные значения допускаемых напряжений смятия пригодны только для расчетов неподвижных соеди-

нений. При расчетах специальных соединений (шпоночных, шлицевых и др), особенно подвижных, допускаемые напряжения смятия существенно снижают для уменьшения износа, предотвращая задира и заедания [8]. Так, по данным [3] при спокойном режиме работы шпоночных соединений принимают $[\sigma_{см}] = \text{от } 60 \dots 90$

до 150 МПа; для неподвижных шлицевых соединений в легких условиях эксплуатации $[\sigma_{см}] = 80 \dots 120$ МПа, а в тяжелых условиях – 35 МПа; для подвижных шлицевых соединений в легких условиях эксплуатации $[\sigma_{см}] = 10 \dots 20$ МПа, а в тяжелых условиях – 3...10 МПа.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 33498–2015. Композиты полимерные. Метод испытания на смятие. Введ. 01.01.2017.
2. ГОСТ 25.503–97. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Метод испытания на сжатие. Введ. 01.06.1999 (дата актуализации описания 01.06.2019).
3. Анурьев, В. И. Справочник конструктора-машиностроителя. В 3 т. / В. И. Анурьев ; под ред. И. Н. Жестко-

вой ; 9-е изд. перераб. и доп. – М : Машиностроение, 2006. – Т. 1. – 928 с. Т. 2. – 960 с.

4. ГОСТ 1497–84. ИСО 6892–84. Металлы. Метод испытания на растяжение. – Введ. 01.01.85.

5. Матюнин, В. М. Индентирование в диагностике механических свойств материалов / В. М. Матюнин. – М. : Издательский дом МЭИ, 2015. – 288 с.

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

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

8. Горский, А. И. Определение допускаемых напряжений при расчетах на прочность / А. И. Горский, Е. Б. Иванов-Эмин, А. И. Кореньковский. – М. : НИИМАШ, 1974. – 79 с.

УДК 621.771.01: 519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-63-68

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ШАГОВОЙ ФОРМОВКИ НА НДС ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Методами конечно-элементного моделирования изучено напряженно-деформированное состояние в трубной заготовке прямошовных труб большого диаметра из стали X70 при различных технологических параметрах. Определена кинетика изменения усилия деформирования и реакций опор в течение одного шага формования.

Ключевые слова: сталь, трубная заготовка, пошаговая формовка, напряженно-деформированное состояние, реакция опор, усилие, метод конечных элементов.

L. M. Gurevich, V. F. Danenko, S. P. Pisarev

INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF STEP FORMING ON STRESS-STRAIN STATE OF PIPE BILLET

Volgograd State Technical University

The stress-strain state in a pipe billet of longitudinal seam pipes of large diameter made of X70 steel has been studied by the methods of finite element modeling under various technological parameters. The kinetics of the change in the deformation force and reactions of the supports during one step of molding have been determined.

Keywords: steel, pipe billet, step-by-step forming, stress-strain state, support reaction, force, finite element method.

Эксплуатационные свойства прямошовных сварных труб, используемых при строительстве магистральных нефте- и газопроводов, в значительной степени определяют способность трубопроводов обеспечить транспортировку заданных объемов углеводородных продуктов. Кроме характеристик трубных сталей на эксплуатационные свойства труб оказывает влияние технология их изготовления, определяющая распределение пластических деформаций

и уровень остаточных напряжений в металле. Используемые на трубных заводах России технологии изготовления сварных прямошовных труб диаметром 20–56 дюймов (от 508 до 1422 мм) включают формовку труб (сгибание различными способами листа с предварительно отфрезерованной X-образной разделки под сварку на кромках в цилиндрическую заготовку), сборку стыка, сварку технологического шва в среде защитных газов и двухстороннюю сварку про-

дольного шва под флюсом [1]. Существует три наиболее часто используемых альтернативных варианта получения цилиндрической заготовки труб большого диаметра из листа:

- валковая формовка (схема RBE швейцарской компании Haeusler) ;
- шаговая формовка (JCOE-процесс);
- прессовая формовка (UOE-процесс).

Трехвалковая формовка труб, применяемая на АО «Волжский трубный завод» и «Загорский трубный завод», обеспечивает более высокую равномерность распределения остаточных напряжений и деформаций, чем шаговая, но не позволяет получать трубы с большой толщиной стенок из-за недостаточной жесткости верхнего формующего вала. Поэтому в АО «Выксунский металлургический завод», ПАО «Челябинский трубопрокатный завод» и АО «Ижорский трубный завод» эксплуатируют линии ТЭСА по производству прямошовных труб большого диаметра по JCOE-процессу или UOE-процессу. Формование заготовок производится по JCOE-процессу в условиях упруго-пластического изгиба материала листа, что определяет значительное ее пружинение и изменение зазора между кромками.

Считается [2], что наиболее правильную геометрию трубной заготовки можно получить только используя формовку листовой заготовки в вальцах. Однако для таких прямошовных труб характерен узкий размерный диапазон по отношению толщины стенок к диаметру (не более 0,033) из-за ограничения по максимально допустимому давлению в гидроцилиндрах (предельному усилию гибки) и про-

гибу верхнего вала. Для исследования силовых факторов, величины пластических деформаций и остаточных напряжений при пошаговой формовке с различными технологическими параметрами разработаны экспериментально-аналитические методы с учетом ряда допущений и упрощений [3–6].

С появлением и развитием компьютерной техники для оптимизации параметров технологических процессов получения прямошовных сварных труб большого диаметра стали использовать различные пакеты компьютерных программ: LSDYNA 970 для определения остаточных напряжений в трубах различного типа в зависимости от технологии их производства [7], DEFORM-3D для оценки неравномерности напряженно-деформированного состояния металла при пластическом формоизменении листовой заготовки по схеме JCO в готовую трубу на всех стадиях технологического передела [8, 9].

Одним из важнейших показателей, характеризующих возможность использования имеющегося оборудования для производства толсто-стенных труб методом пошаговой формовки, являются усилие деформирования и возникающие реакции на радиусных опорах.

В настоящей работе определялись методом конечно-элементного моделирования силовые параметры, необходимые для получения сварных прямошовных труб с различной толщиной стенок методом пошаговой формовки и распределение в них напряженно-деформированного состояния (НДС).

Схема конечно-элементного моделирования показана на рис. 1.

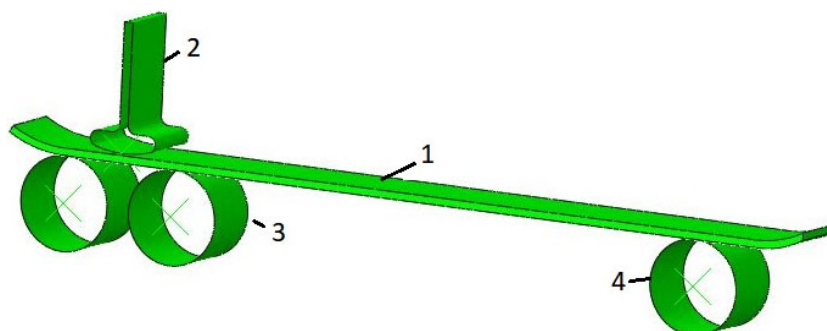


Рис. 1. Схема конечно-элементного моделирования шаговой формовки трубной заготовки:

1 – листовая заготовка; 2 – пуансон; 3 – цилиндрические деформирующие опоры; 4 – цилиндрическая поддерживающая опора

При моделировании пуансон и цилиндрические опоры принимались жесткими телами, а листовая заготовка - из деформируемого материала с механическими свойствами, соответствующими стали X100. Для описания упроч-

нения материала в процессе наклепа использовалась модель Джонсона–Кука:

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

где A – предел текучести недеформированного материала, B – коэффициент упрочнения, ϵ_p – пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – комнатная температура; C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n , m , ϵ_0 – параметры модели; $\dot{\epsilon}_0$ и $\dot{\epsilon}_p$ – первые производные по времени величин ϵ_0 и ϵ_p . [10, 11].

Значения параметров в уравнении Джонсона–Кука приведены в таблице. В связи с низкой скоростью деформирования (менее $0,0025 \text{ с}^{-1}$) ее влияние не учитывалось. Длина стальной заготовки 3480 мм. При моделировании не учитывалось изменение исходного состояния листа при подгибке кромок вследствие значительного расстояния очага деформации от кромок.

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука [10]

Материал	Коэффициенты для модели пластичности					
	A , МПа	B , МПа	m	n	$\dot{\epsilon}_0$, с^{-1}	T_m , K
Сталь X100	1030	449	0,517	0,61	1	1773

Радиус цилиндрических опор 200 мм, а рабочего участка пуансона – 450 мм. Ширина радиусной части пуансона 270 мм.

На первом этапе моделирования при постоянном расстоянии между центрами деформирующих опор 450 мм, изменяли толщину листовой заготовки от 24 до 40 мм. На втором этапе при постоянной толщине листовой заготовки (32 мм) варьировали расстояние между деформирующими опорами от 400 до 500 мм. Скорость опускания пуансона при всех случаях

моделирования – 5 м/с, максимальная величина опускания пуансона 48 мм, при больших толщинах листа или минимальном расстоянии между деформирующими опорами погружение прекращалось при контакте листовой заготовки всей радиусной поверхности пуансона.

В ходе моделирования фиксировалось как изменение напряженно-деформированного состояния листовой заготовки при ее деформировании и разгрузении, так и силовые параметры (усилие нагружения и составляющие вектора реакции деформирующих опор).

Распределение пластических деформаций в очаге деформации на стадии окончания процесса деформирования для различных вариантов моделирования показаны на рис. 2 и 3.

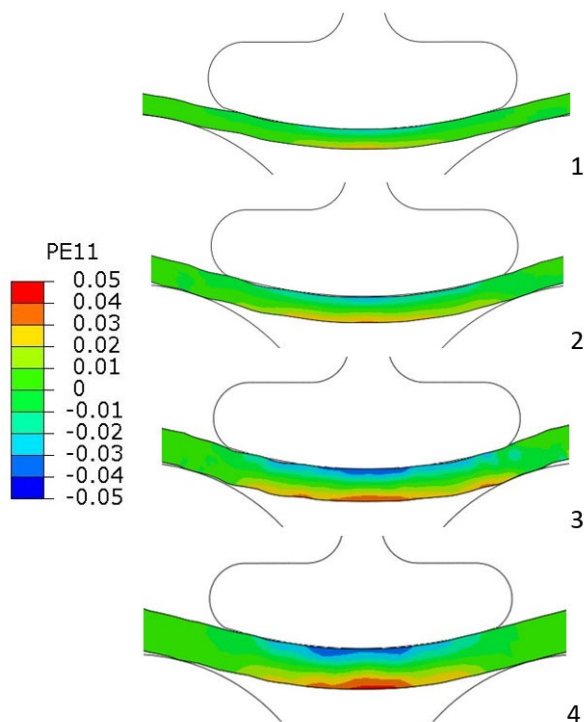


Рис. 2. Распределение растягивающих и сжимающих напряжений в листовой заготовке различной толщины на стадии окончания процесса деформирования (расстояние между центрами деформирующих опор 450 мм): 1 – толщина 20 мм; 2 – 25 мм; 3 – 32 мм; 4 – 40 мм

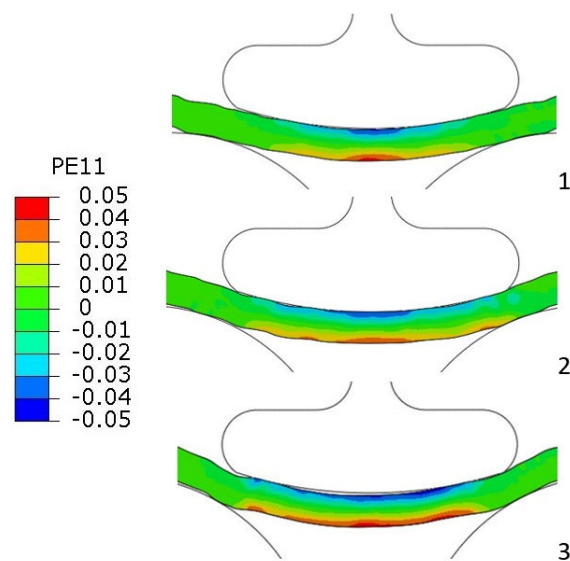


Рис. 3. Изменение распределения растягивающих и сжимающих напряжений в листовой заготовке толщиной 32 на стадии окончания процесса деформирования при варьировании расстояния между центрами деформирующих опор: 1 – 400 мм; 2 – 450 мм; 3 – 500 мм

Величины растягивающих на внешней поверхности и сжимающих на внутренней поверхности деформаций во всех моделируемых вариантах не превышали 5 %. Однако характер НДС зависит от условий моделирования. Увеличение толщины деформируемой заготовки приводило к значительному росту глубины областей с деформациями более 3 % (рис. 2). Раздвижение опор при постоянной толщине листо-

вой заготовки вызывало как рост протяженности очага деформации, так и глубины деформированного слоя с величиной деформации более 3 % (рис. 3).

Изменение в процессе моделирования толщины стали и расстояния между центрами деформирующих опор приводило к серьезным изменениям в силовых характеристиках, необходимых для изгиба заготовки (рис. 4 и 5).

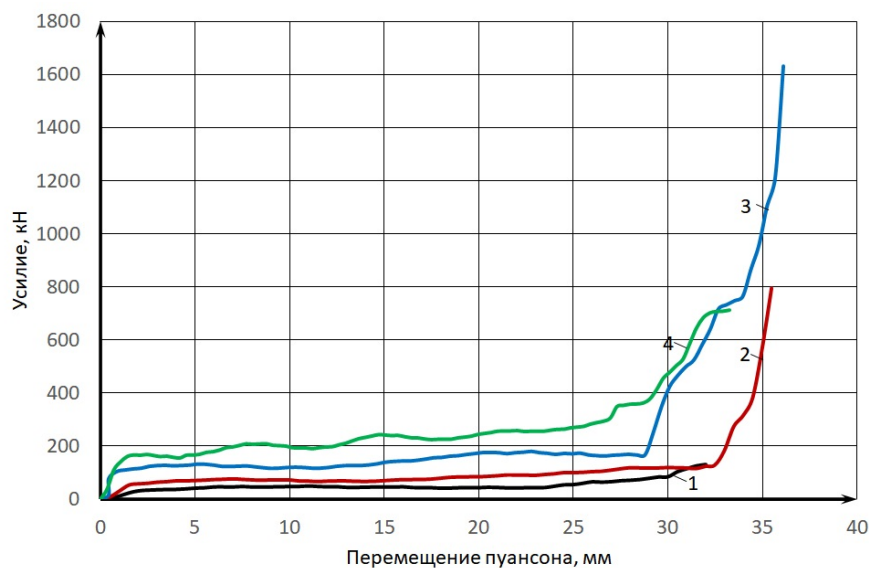


Рис. 4. Изменение усилия, необходимого для перемещения пуансона при деформировании листовой заготовки различной толщины (расстояние между центрами деформирующих опор 450 мм):
1 – толщина 20 мм; 2 – 25 мм; 3 – 32 мм; 4 – 40 мм

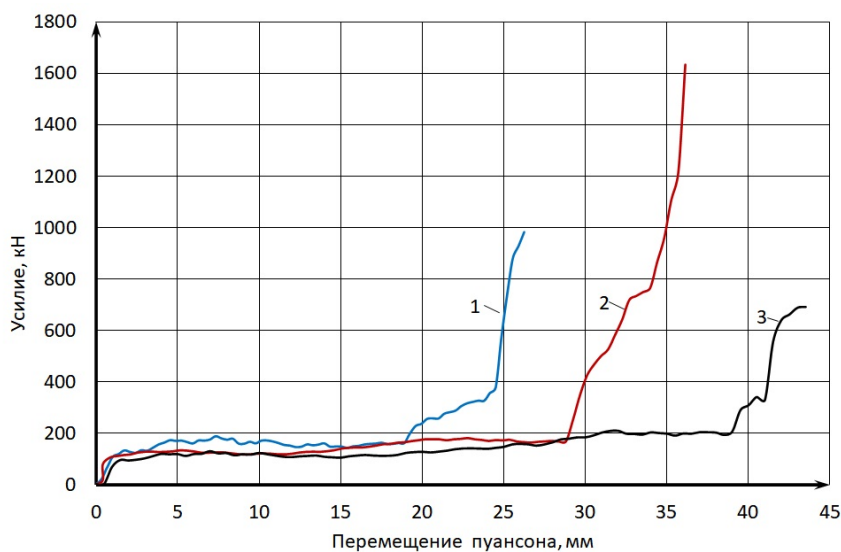


Рис. 5. Изменение усилия, необходимого для перемещения пуансона при деформировании листовой заготовки толщиной 32 мм при варьировании расстояния между центрами деформирующих опор:
1 – 400 мм; 2 – 450 мм; 3 – 500 мм

Как видно из рис. 4 и 5, для всех моделируемых случаев характерен близкий вид кривых, на которых можно выделить два участка: начальный, полого поднимающийся, и конечный, характеризующийся быстрым нарастанием усилия, необходимого для дальнейшего перемещения пуансона. Увеличение толщины деформируемого листа (рис. 4) приводит к росту значений усилий, характерных для начального пологого участка кривой, и возникновению второго участка при меньших величинах перемещения. Увеличение расстояния между центрами деформирующих опор (рис. 5) слабо снижает значения усилий, характерных для начального пологого участка кривой, но резко

увеличивают значения перемещения пуансона, которое необходимо для перехода ко второму участку.

Такой вид кривой не характерен для трехточечного изгиба. Вероятно, формирование второго участка кривых «перемещение пуансона – усилие» не связано с расклинивающим действием, которое создает опускающийся пуансон на деформирующие опоры, что подтверждается изменением величины горизонтальной реакции на деформирующих опорах (рис. 6 и 7). Моменты резкого роста усилия, прикладываемого к пуансону на различных вариантах моделирования, и возрастания горизонтальных составляющих реакции опор хорошо коррелируют.

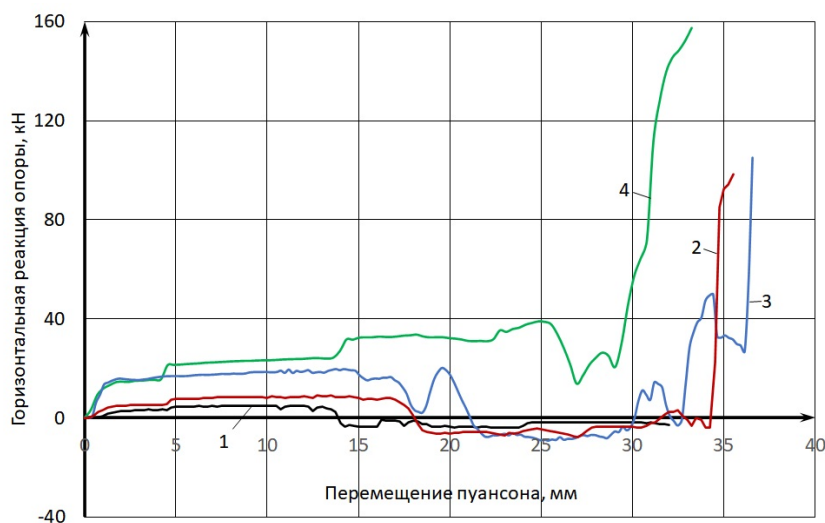


Рис. 6. Изменение горизонтальной реакции на левой деформирующей опоре при перемещении пуансона, деформирующего листовую заготовку различной толщины (расстояние между центрами деформирующих опор 450 мм):
1 – толщина 20 мм; 2 – 25 мм; 3 – 32 мм; 4 – 40 мм

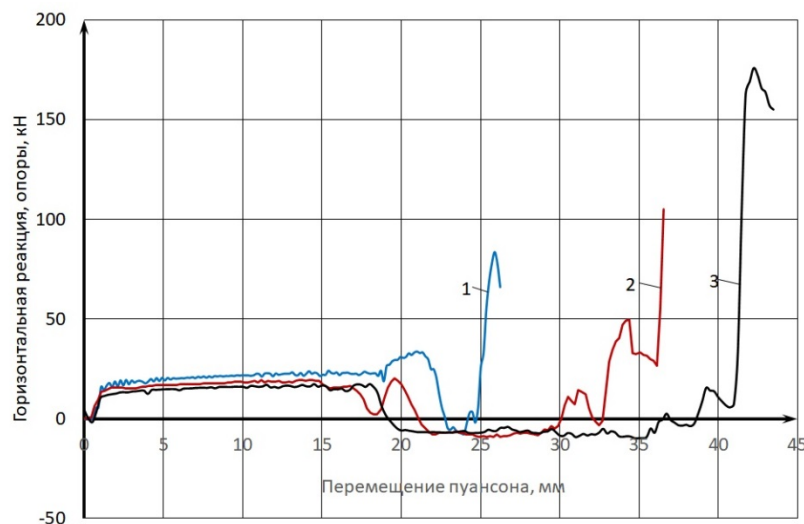


Рис. 7. Изменение горизонтальной реакции на левой деформирующей опоре при перемещении пуансона, деформирующего листовую заготовку толщиной 32 мм при варьировании расстояния между центрами деформирующих опор:
1 – 400 мм; 2 – 450 мм; 3 – 500 мм

Сложный характер изменения горизонтальной реакции на деформирующих опорах при опускании пуансона вплоть до возникновения реакций, направленных на увеличение расстояний между центрами опор, связано с тем, что они должны уравновесить не только усилия, создаваемые пуансоном, но и момент от силы тяжести, действующей на изгибающуюся стальную листовую заготовку, в которой изменяется положение центра тяжести.

Выводы

1. Методом конечно-элементного моделирования определены силовые параметры, необходимые для получения сварных прямошовных труб с различной толщиной стенок пошаговой формовкой и распределение в них напряженно-деформированного состояния (НДС). Увеличение толщины деформируемой заготовки приводило к значительному росту глубины областей с деформациями более 3 %. Раздвигание деформирующих опор при постоянной толщине листовой заготовки вызывало как рост протяженности очага деформации, так и глубины деформированного слоя с величиной деформации более 3 %.

2. Для всех моделируемых случаев характерен близкий вид кривых, на которых можно выделить два участка: начальный, полого поднимающийся, и конечный, характеризующийся быстрым нарастанием усилия, необходимого для дальнейшего перемещения пуансона. Увеличение толщины деформируемого листа приводит к росту значений усилий, характерных для начального пологого участка кривой и возникновению второго участка при меньших величинах перемещения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология и оборудование трубного производства / В. Я. Осадчий, А. С. Вавилин, В. Г. Зимовец, А. П. Коликов. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.
2. Урядов, Р. В. Применение трехвалковой листогибочной машины и установок роликов догибки кромок для производства прямошовных сварных труб большого диаметра с соотношением диаметр/толщина стенки менее 30 / Р. В. Урядов, А. С. Христофоров // сб. тр. «Инновационные технологии в металлургии и машиностроении». – Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2014. – С. 414–422.
3. Шинкин, В. Н. Механика сплошных сред для металлургов / В. Н. Шинкин. – М. : Изд. Дом МИСиС, 2014. – 628 с.
4. Осадчий, В. Я. Математическая модель формоизменения листовой заготовки при производстве сварных труб большого диаметра / В. Я. Осадчий, Е. А. Гаас, Д. Ю. Звонарев, А. П. Коликов // Сталь. – 2014. – № 5. – С. 63–66.
5. Звонарев, Д. Ю. Математическое моделирование формоизменения листовых заготовок сварных труб большого диаметра / Д. Ю. Звонарев, В. Я. Осадчий, А. И. Романцов, А. П. Коликов // Сталь. – 2016. – № 6. – С. 45–48.
6. Самусев, С. А. Разработка технологических режимов участка формовки трубной заготовки в линии ТЭСА-1420 ОАО «Челябинский трубопрокатный завод» / С. А. Самусев, А. И. Романцов, К. Л. Жигунов, В. В. Больдт, М. С. Сигида // Производство проката. – 2011. – № 10. – С. 20–28.
7. Неганов, Д. А. Компьютерное моделирование процесса формовки трубной заготовки большого диаметра / Д. А. Неганов, Г. В. Нестеров, А. А. Богач // Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2017. – Т. 7. – № 2. – С. 48–55.
8. Коликов, А. П. Оценка напряженно-деформированного состояния металла на основе математического моделирования при производстве труб большого диаметра / А. П. Коликов, Д. Ю. Звонарев, М. Р. Галимов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60. – № 9. – С. 706–712.
9. Галкин, В. В. Оценка напряженно-деформированного состояния металла трубных заготовок, изготовленных пошаговой формовкой, методом математического моделирования / В. В. Галкин, А. С. Чебурков, Г. В. Пачурин // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – № 2. – С. 131–131.
10. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proceedings of the 7th Int. Symp. on Ballistics. – 1983. – P. 541–547.
11. Фрункин, Д. Б. Верификация моделирования процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, И. Л. Платонов, А. И. Банников, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – 2016. – С. 59–63.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-69-71

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

ТЕПЛОВОЙ БАЛАНС МАЛОАМПЕРНОЙ ДУГИ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе исследован тепловой баланс малоамперной дуги. Показаны зависимости теплового потока в катод и анод от величины тока, диаметра и вылета неплавящегося электрода, длины дугового промежутка.

Ключевые слова: малоамперная дуга, катод, анод, тепловой поток.

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

THERMAL BALANCE OF LOW AMPERE ARC WITH A NON-CONSUMABLE ELECTRODE

Volgograd State Technical University

The work investigates the thermal balance of a low ampere arc. The dependences of the thermal flow in the cathode and anode on the amperage, the diameter of the non-consumable electrode and the length of the arc gap are shown.

Keywords: low ampere arc, cathode, anode, thermal flow.

Процессы в приэлектродных областях электрической дуги в значительной мере определяют ее свойства: особенности возбуждения и развития разряда, его физическую и пространственную устойчивость, энергетические и технологические характеристики. Особую значимость для сварочной дуги имеют процессы, протекающие в катодной области, определяющие не только возможность существования разряда, но и применимость в конкретных условиях сварки [1].

К настоящему времени наиболее полно исследован тепловой баланс дуги постоянного тока с вольфрамовым электродом-катодом и медным водоохлаждаемым анодом в диапазоне токов от 20 до 200 А [2–4]. В большинстве случаев тепловой поток в катод (т.е. в вольфрамовый электрод) в несколько раз меньше теплового потока в анод. Удельный тепловой по-

ток (на 1 А тока дуги) в катод уменьшается с ростом тока, изменяясь в пределах от 6 до 1 Вт/А [1], причем его значение оказывается меньше при меньшем диаметре электрода, а также при использовании в качестве его материала торированного вольфрама вместо чистого.

Анализ данных по тепловому балансу дуги позволяет не только определить оптимальные условия применения дуги для сварки, но и наметить пути повышения тепловой эффективности процесса [5].

Для экспериментального исследования теплового баланса малоамперной дуги с неплавящимся электродом применялась методика, описанная в работе [2]. Особенность ее заключается в том, что величина теплового потока рассчитывается по разности температур ΔT на базовом участке медного стержня – своеобразного датчика теплового потока (рис. 1):

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

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

$$W_{a, k} = \frac{\lambda_m}{h_m} \cdot \frac{\pi d_m^2}{4} \cdot \Delta T, \quad (1)$$

где $W_{a, k}$ – тепловой поток в анод или катод; λ_m – коэффициент теплопроводности меди; d_m – диаметр медного стержня-датчика; h_m – длина базового участка стержня-датчика.

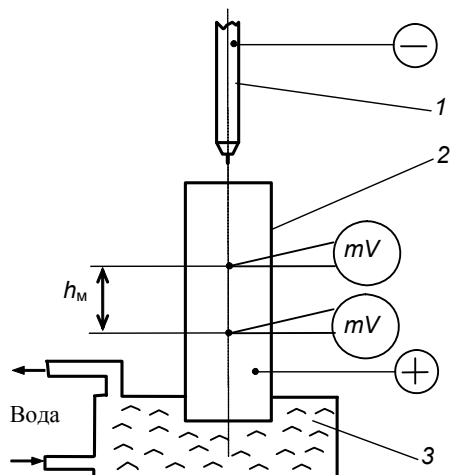


Рис. 1. Схема лабораторного стенда для измерения теплового потока в анод: 1 – электрод; 2 – медный анод; 3 – узел охлаждения анода

На энергетический баланс малоамперной дуги в аргоне оказывают влияние диаметр электрода d_b , величина его вылета L_b и ток дуги I_d . С ростом тока увеличивается доля тепла, поступающего в анод (в общей мощности дуги) и уменьшается катодная доля (рис. 2). Изменение диаметра электрода d_b не влияет на характер этих зависимостей, однако абсолютные значения тепловых потоков в анод (рис. 3) и, особенно, в катод (рис. 4) существенно увеличиваются с ростом d_b . Влияние вылета электрода на тепловые характеристики дуги заметно при малых значениях L_b (до 3–5 мм) и стано-

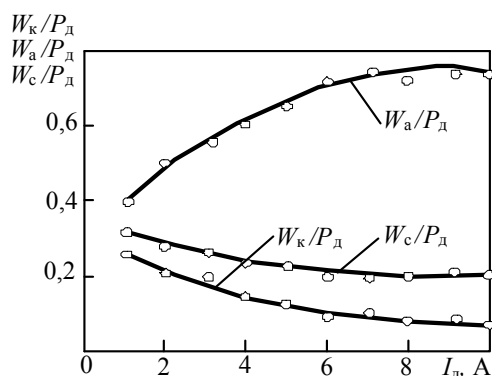


Рис. 2. Изменение теплового баланса малоамперной дуги в зависимости от величины тока I_d : $d_b = 0,3$ мм, $L_b = 2$ мм, $L_d = 2$ мм, $Q_r = 5$ л/мин

вится малозаметным при больших его величинах. Объяснить этот факт можно изменением соотношения составляющих отвода тепла в тепловом балансе рабочего участка электрода. При малых значениях L_b с его увеличением быстро уменьшается интенсивность охлаждения рабочего участка электрода теплопроводностью, следствием чего является уменьшение величины W_k , необходимой для разогрева катода до нужной температуры. При дальнейшем увеличении L_b существенную роль начинают играть тепловыделение на омическом сопротивлении вылета электрода и отвод тепла излучением.

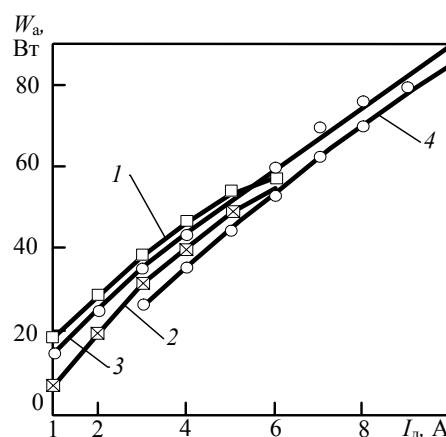


Рис. 3. Изменение мощности теплового потока в анод W_a малоамперной дуги: $d_b = 0,16$ мм (1), 0,2 мм (2), 0,3 мм (3) и 0,5 мм (4); $L_d = 1$ мм; $Q_r = 5$ л/мин

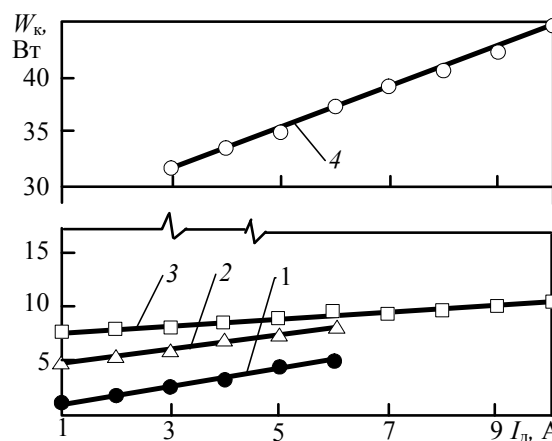


Рис. 4. Влияние величины тока I_d на мощность теплового потока в электрод-катод W_k малоамперной дуги: $d_b = 0,16$ мм (1); 0,2 мм (2); 0,3 мм (3) и 0,5 мм (4) ($L_b = 2$ мм, $L_d = 2$ мм, $Q_r = 5$ л/мин)

Изменение длины дуги практически не сказывается на абсолютной величине теплового потока в анод (рис. 5), что свидетельствует о незначительном влиянии энергии столба малоамперной дуги на тепловое состояние анода.

Величина удельного теплового потока (на 1 А тока) в анод малоамперной дуги с ультратонким электродом заметно больше, чем у «обычной» дуги, и превышает 9 Вт/А, причем в случае электрода диаметром 0,16 мм она составляет 12 ... 15 Вт/А (в диапазоне токов 1 ... 2 А). Объясняется это, тем, что у малоамперной дуги анодное падение напряжения выше обычного.

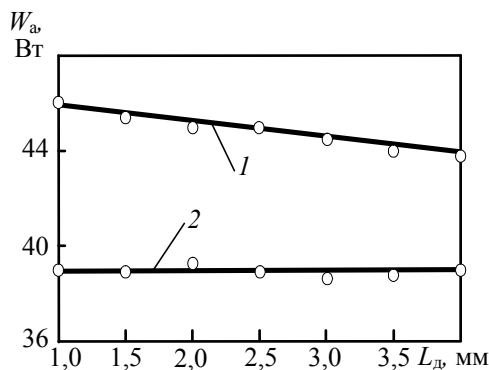


Рис. 5. Мощность теплового потока в анод W_a в зависимости от длины дуги L_d :
1 – $I_d = 2,95 \dots 3$ А, 2 – $I_d = 4,5 \dots 4,9$ А; $d_v = 0,3$ мм,
 $L_a = 4$ мм, $Q_r = 5$ л/мин

Удельный тепловой поток в катод малоамперной дуги с ультратонким электродом (рис. 4) уменьшается с ростом тока от 7,5 до 1,1 Вт/А (для электрода диаметром 0,3 мм), т. е. находится примерно в тех же пределах, что и для дуги при существенно больших значениях тока.

Нагрев анода конвективным путем, т. е. за счет теплопередачи от потока плазмы, как показали опыты, несущественен. Об этом свидетельствует тот факт, что трехкратное увеличение расхода аргона практически не повлияло на эффективность нагрева металла малоамперной дугой. Не сказывается существенно изменение расхода аргона и на тепловом потоке в неплавящийся электрод, если длина вылета последнего не превышает 2–3 мм.

Таким образом, тепловые характеристики малоамперной дуги с ультратонким вольфрамовым электродом в качественном отношении мало отличаются от аналогичных характеристик «обычной» дуги. Некоторые количественные отличия их обусловлены особенностями существования малоамперного дугового разряда и зависимостью их от диаметра электродов. При этом удельный тепловой поток в анод от малоамперной дуги существенно выше, что говорит о более высокой эффективности нагрева свариваемого металла и хороших перспективах применения для сварки ультратонких неплавящихся электродов.

Выводы

1. Тепловые характеристики малоамперной дуги с ультратонким вольфрамовым электродом в качественном отношении мало отличаются от аналогичных характеристик «обычной» дуги.
2. Удельный тепловой поток в анод от малоамперной дуги существенно выше, что говорит о более высокой эффективности нагрева свариваемого металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Савинов, А. В. Дуговая сварка неплавящимся электродом / А. В. Савинов, И. Е. Лапин, В. И. Лысак. – М. : Машиностроение, 2011. – 477 с.
2. Косович, В. А. Повышение эффективности нагрева металла при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом / В. А. Косович, А. И. Маторин, В. С. Седых // Сварочное производство. – 1981. – № 3. – С. 29–30.
3. Косович, В. А. Технологические особенности сварки малоамперной дугой с ультратонким вольфрамовым электродом / В. А. Косович, И. Е. Лапин, О. А. Русол // Сварочное производство. – 1999. – № 1. – С. 15–17.
4. Моррис, А. Исследование дуги постоянного тока. Получение и исследование высокотемпературной плазмы / А. Моррис. – М. : Иностран. лит., 1962. – С. 152–163.
5. Лапин, И. Е. Неплавящиеся электроды для дуговой сварки / И. Е. Лапин, В. А. Косович. – Волгоград : Политехник, 2001. – 190 с.

УДК [620.17+620.186]:620.194.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-72-81

*И. А. Тришкина, Е. И. Сторожева, А. Ю. Фейтуллаев, Р. Е. Новиков***МЕТОД ОЦЕНКИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 09Г2С, РАБОТАЮЩИХ В СРЕДАХ,
ВЫЗЫВАЮЩИХ КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ****АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»**

e-mail: info@vnikti.rosneft.ru

На основании исследования структуры и механических свойств металла сварных соединений стали 09Г2С предложен металлографический метод, позволяющий установить факт проведения послесварочной термической обработки при определении причин коррозионного растрескивания в агрессивных средах нефтехимических и нефтеперерабатывающих предприятий, а также супервайзинге сварочных работ.

Ключевые слова: нефтепереработка, сварные соединения стали 09Г2С, термическая обработка, микроструктура.

*I. A. Trishkina, E. I. Storozheva, A. Yu. Feitullaev, R. E. Novikov***A METHOD FOR ASSESSING THE OPERATIONAL RELIABILITY
OF WELDED CONNECTIONS FROM 09G2S STEEL WORKING
IN ENVIRONMENTS CAUSING CORROSIVE CRACKING****АО "VNIKTIneftekhimoborudovanie"**

Based on the study of the structure and mechanical properties of the metal of welded joints of 09Г2С steel, a metallographic method has been proposed, which makes it possible to establish the fact of post-weld heat treatment when determining the causes of corrosion cracking in aggressive environments of petrochemical and oil refineries, as well as supervising welding operations.

Keywords: oil processing, welded joints of steel 09Г2С, heat treatment, microstructure.

Сварные сосуды, аппараты, резервуары, а также трубопроводы нефтеперерабатывающей и нефтехимической промышленности, работающие в средах, которые вызывают коррозионное растрескивание, должны подвергаться термической обработке, предусмотренной проектом. Объемную термическую обработку проводят в печах или способом нагрева изнутри путем подачи теплоносителя во внутреннее пространство (объем) аппарата, изолированное снаружи. Допускается местная термическая обработка сварных соединений сосудов или трубопроводов, при проведении которой должны быть обеспечены равномерный нагрев и охлаждение по всей длине шва и прилегающих к нему зон основного металла. Независимо от способа проведения термической обработки ее режим должен быть достаточно эффективен. Термическая обработка сварных соединений из углеродистых, низколегированных и теплоустойчивых сталей представляет собой высокий отпуск для снятия сварочных, термических и структурных напряжений, которые, суммируясь с рабочими, могут привести к растрескиванию в процессе последующей эксплуатации. С учетом значительных механических нагрузок, зачастую циклического характера, а также конструктивных и технологических концентраторов напряжений

в металле сварных соединений без термической обработки создаются условия для коррозии под напряжением. Растрескиванию могут способствовать и дополнительные напряжения от ремонтных швов и наплавов (в частности, наложенных на утонившийся в результате коррозионных процессов металл), в зонах локального термического воздействия от дефектов в виде брызг и т. д. На рис. 1 показаны примеры коррозионного растрескивания под напряжением.

Спецификой нефтепереработки и нефтехимии является тот факт, что помимо воздействия коррозионно-активной среды в процессе длительной эксплуатации возможно негативное влияние на металл оборудования продуктов коррозии и привносимых в рабочую среду посторонних загрязнений, образовавшихся на предыдущих стадиях технологического процесса, а также коррозионное воздействие агрессивных веществ при простое и очистке оборудования, образовании застойных зон [1], влиянии новых способов ингибирования, случайном превышении концентраций, температуры и давления рабочей среды, которая в нормальных условиях не вызывает коррозионного растрескивания. При этом возможно растрескивание как со стороны рабочей среды, так и с наружной поверхности сварного соединения.

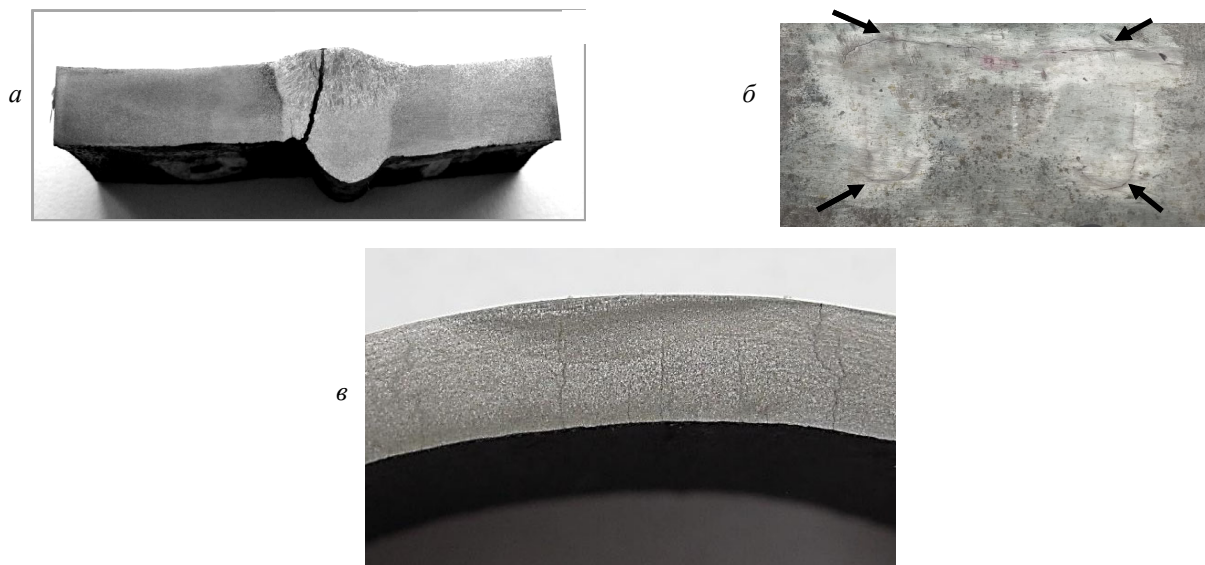


Рис. 1. Растрескивание сварных соединений в среде насыщенного сероводородом водного раствора моноэтаноламина (*а, б*) и трубы с наплавкой в среде щелочного раствора (*в*):
а – стыковое соединение трубы и отвода из стали 20, 4 года эксплуатации; *б* – место приварки внутренних устройств к корпусу аппарата из стали 16ГС, 3 года эксплуатации; *в* – трубопровод из стали 09Г2С после ремонтной наплавки

С учетом многофакторного влияния условий эксплуатации на сварные соединения элементов оборудования и трубопроводов нефтепереработки и нефтехимии большое значение имеет качество исходных сварных соединений до эксплуатации. При оценке эксплуатационной надежности сварных соединений для работы в агрессивных средах нефтепереработки и нефтехимии или определении причин растрескивания сварных соединений оборудования и трубопроводов в процессе эксплуатации необходимо решить следующие задачи: установить, проводилась ли термическая обработка для снятия напряжений, предусмотренная проектной или ремонтной документацией, достаточно ли эффективен способ проведенной термической обработки и не допущены ли отклонения от технологического режима.

В настоящее время существуют различные методы оценки остаточных сварочных напряжений: механические, физические, физико-химические, комбинированные [2]. Часть из этих методов является разрушающими, остальные требуют специальных приборов неразрушающего контроля. Так, в работе [3] область сварного шва, ЗТВ и прилегающую часть основного металла рекомендуется обследовать механическим методом лазерной интерферометрии с созданием зондирующих отверстий диаметром до 5 мм и предварительной качественной оценкой уровня напряжений в шве и ЗТВ физическим методом. Такого рода мето-

ды позволяют определить наличие напряжений в сварных соединениях, но не всегда позволяют установить факт проведения термообработки сварных швов углеродистых и низколегированных марганцевокремнистых сталей типа 09Г2С.

Для теплоустойчивых сталей мартенситного класса надежным методом определения наличия и качества термической обработки после сварки является измерение твердости на контрольных образцах, верхние предельные значения которой регламентируются нормативными документами. Так, для сварных швов теплоустойчивых хромомолибденовых мартенситных сталей типа 15Х5М в соответствии с ГОСТ 32569–2013 «Трубопроводы технологические стальные. Требования к устройству и эксплуатации на взрывопожароопасных и химически опасных производствах», «Руководством по безопасности «Рекомендации по устройству и безопасной эксплуатации технологических трубопроводов», ГОСТ 34347–2017 «Сосуды и аппараты стальные сварные. Общие технические условия» твердость сварного шва не должна превышать 240 НВ. Твердость сварных швов для углеродистых и низколегированных марганцевокремнистых сталей этими документами не регламентируется, так же, как и твердость листового проката стали 09Г2С не регламентируется ГОСТ 19281–89 «Прокат из стали повышенной прочности. Общие технические условия» на металл в состоянии поставки. Поэтому данные по твердости сварных соедине-

ний указанных сталей после монтажа в большинстве случаев в паспорте на оборудование или трубопровод отсутствуют.

Значения твердости сварных соединений сосудов и аппаратов после эксплуатации регламентируются документом СТО-СА-03-004–2009 «Трубчатые печи, резервуары, сосуды и аппараты нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств. Требования к техническому надзору, ревизии и отбраковке», в соответствии с которым для стали 09Г2С твердость сварного шва и зоны термического влияния (ЗТВ) не должна превышать 225 НВ. Эти требования ужесточаются согласно СТО 00220575.063–2005 «Сосуды, аппараты и блоки технологические установок подготовки и переработки нефти и газа, содержащих сероводород и вызывающих коррозионное растрескивание. Технические требования» для сварных соединений, работающих при парциальном давлении сероводорода, равном или превышающем 0,0003 МПа: сварной шов и ЗТВ – не более 200 НВ, основной металл – не более 220 НВ. Однако методом измерения твердости на действующем оборудовании и трубопроводах не всегда возможно воспользоваться. Так, например, твердость переносными приборами нельзя измерить в труднодоступных местах.

В связи с этим и с учетом того обстоятельства, что значительная доля в суммарных остаточ-

ных напряжениях после сварки низкоуглеродистых сталей приходится на структурные напряжения [4], целью данной работы являлась оценка возможности определения факта проведения термической обработки для снятия остаточных напряжений сварного соединения из стали 09Г2С методом металлографического анализа.

Материалы и методы исследования

Для достижения поставленной цели проводился сравнительный анализ структуры и твердости металла сварного соединения до и после термической обработки.

Объект исследования – контрольный образец размером 300×300 мм – представлял собой сваренные встык листы толщиной 10 мм из стали 09Г2С. Перед исследованием осуществлялся химический анализ основных и сварочных материалов методами аналитической химии (табл. 1). Сварное соединение было подготовлено к сварке с одним скосом кромки и выполнялось механизированной сваркой в среде защитных газов с применением проволоки ОК Autrod 12/51 (табл. 1). Порядок наложения слоев показан на рис. 2.

После сварки оценивалось качество сварного соединения по результатам механических испытаний на растяжение, ударный изгиб, статический изгиб и твердость, а также исследования макро- и микроструктуры.

Таблица 1

Химический состав исследуемого металла

Материал	Массовая доля элементов, %				
	C	Si	Mn	S	P
Лист 1	0,095	0,63	1,41	0,006	0,009
Лист 2	0,097	0,63	1,42	0,004	0,010
Сталь 09Г2С ГОСТ 19281–2014	≤0,120	0,50–0,80	1,30–1,70	≤0,035	≤0,030
Сварной шов	0,068	0,66	1,24	0,020	0,013
Проволока ОК Autrod 12/51	0,06–0,14	0,80–1,00	1,40–1,60	≤0,025	≤0,025

Послесварочная термическая обработка фрагментов контрольного образца осуществлялась по режимам отпуска, отличающимся температурой, временем выдержки и скоростью охлаждения:

1) режим 1: нагрев до температуры 620 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение с печью до 300 °С, далее – на воздухе;

2) режим 2: нагрев до температуры 620 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение под слоем теплоизоляции вне печи;

3) режим 3: нагрев до температуры 620 °С, выдержка в течение 5 ч, охлаждение с печью до 300 °С, далее – на воздухе;

4) режим 4: нагрев до температуры 550 °С, выдержка в течение 1 ч, охлаждение под слоем теплоизоляции вне печи.

В качестве теплоизоляции применялось керамическое волокно Cerablanket толщиной 25 мм и плотностью 128 кг/м³, образец обертывался теплоизоляцией с двух сторон. Для термической обработки была использована лабо-

раторная камерная электропечь CWF 12/23. Размер нагреваемых образцов (шлифов для исследования структуры и микротвердости) составлял $20 \times 80 \times S$ (где S – толщина стенки) мм.

Исследование структуры металла до- и после термической обработки проводилось при увеличениях $\times 100$, $\times 1000$ на световом и при $\times 5000$, $\times 10000$, $\times 15000$ на сканирующем электронном микроскопе. Осуществлялись идентификация структурных составляющих, изучение их морфологии, определение наличия дефектов и измерение микротвердости. Травление для исследования макроструктуры проводилось в водном растворе хлорного железа, а микро-структуры – в 4 % в спиртовом растворе HNO_3 .

Результаты исследования

Механические свойства металла листов (табл. 2) при комнатной температуре соответствовали требованиям ГОСТ 19281–89 на сталь 09Г2С КП345, а при повышенной температуре – ГОСТ 34233.1–2017 «Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность. Общие требования». Прочность сварного соединения после сварки была не ниже минимальных свойств для стали 09Г2С КП345 по ГОСТ 19281–89 и для стали 09Г2С по ГОСТ 34233.1–2017. Результаты испытаний на статический изгиб, а также ударный изгиб образцов с концентраторами КСУ и КСВ при комнатной и пониженной температурах соответствовали требованиям нормативных документов.

Таблица 2

Механические свойства исследуемого металла

Образцы	Температура испытания, С	Предел прочности σ_b , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ_s , %	Относительное сужение ψ , %	Твердость НВ
Из листа 1	20	509–511 (510)*	346–397 (372)	37–39 (38)	75–77 (76)	143–149 (146)
	110	475–479 (477)	361–366 (364)	36–40 (38)	73–77 (75)	–
Из листа 2	20	502–519 (510)	362–369 (366)	38–39 (38)	76–77 (76)	139–152 (145)
	110	435–454 (444)	334–350 (342)	39–40 (40)	78–78 (78)	–
Из сварного соединения	20	504–511 (508)	разрушение по основному металлу			
	110	462–462 (462)	разрушение по основному металлу			
Сталь 09Г2С ГОСТ 19281–89, КП345	20	≥ 490	≥ 345	≥ 21	–	–
Сталь 09Г2С ГОСТ 34233.1–2017	100	≥ 425	$\geq 265,5$	–	–	–
	150	≥ 430	$\geq 256,5$	–	–	–

* – в скобках приведены средние значения

Для оценки склонности металла сварного соединения к коррозионному растрескиванию применяли критерий твердости, указанный в п. 7.5.3 СТО 00220575.063–2005 «Сосуды, аппараты и блоки технологические установок подготовки и переработки нефти и газа, содержащих сероводород и вызывающих коррозионное растрескивание. Технические требования»: если сварные соединения работают в средах, вызывающих коррозионное растрескивание, твердость металла шва и зоны термического

влияния не должна превышать 200 НВ (при условии, что парциальное давление сероводорода равно или более 0,0003 МПа).

При положительных результатах механических испытаний результаты измерения твердости исследуемого сварного соединения показали, что твердость сварного шва и ЗТВ превысила требования СТО 00220575.063–2005 (табл. 3). При этом наибольшие значения твердости отмечались в слоях шва 3 и 4, сваренных последними (рис. 2).

Таблица 3

Твердость металла зон сварных соединений, измеренная по поперечному сечению шлифа до и после отпуска по режимам 1–4

Состояние металла	Твердость НВ				
	Основной металл листа 1	ЗТВ 1	Сварной шов	ЗТВ 1	Основной металл листа 2
После сварки	153–155 (154)*	153–203 (179)	184–212 (199)	170–181 (176)	147–156 (152)
После отпуска по режиму 1	153–153 (153)	162–176 (168)	170–196 (184)	170–181 (176)	153–153 (153)
После отпуска по режиму 2	147–151 (149)	160–194 (178)	172–212 (192)	134–162 (150)	150–151 (151)
После отпуска по режиму 3	138–138 (138)	166–172 (168)	160–180 (175)	156–166 (162)	148–150 (149)
После отпуска по режиму 4	148–153 (151)	164–184 (176)	168–200 (188)	170–183 (177)	151–153 (152)
СТО 00220575.063–2005	–	≤200			–

* – в скобках приведены средние значения

Сравнение результатов измерения твердости до и после термической обработки, приведенные в табл. 3, показали, что твердость сварного соединения понизилась во всех зонах после всех реализованных режимов термической обработки. При этом охлаждение под слоем изоляции (режим 2) оказалось менее эффективным, чем в печи, так как после охлаждения под слоем изоляции при снижении минимального уровня твердости сварного шва максимальное значение превышало требования СТО 00220575.063–2005 для сред, вызывающих коррозионное растрескивание – 200 НВ. Оптимальным оказался режим 1, при котором твердость сварного шва снизилась до уровня ниже 200 НВ, а твердость основного металла значительно не изменилась. Увеличение продолжительности выдержки при 620 °С до 5 ч

(режим 3) по сравнению с 1 ч (режим 1), привело к снижению твердости основного металла на 11 %, которое может коррелировать со снижением предела прочности до значений, не соответствующих КП345 стали 09Г2С и образованием разупрочненной зоны. Нагрев до температуры 550 °С с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением под слоем теплоизоляции вне печи (режим 4) способствовал снижению твердости до максимально допустимого значения 200 НВ.

На рис. 2 показана макроструктура исследуемых сварных соединений до и после отпуска по режиму 1. Сварной шов двухсторонний, четырехслойный. Дефекты макроструктуры отсутствуют. Зоны термического влияния явно выражены, при этом зоны термического влияния после отпуска выглядят более светлыми.

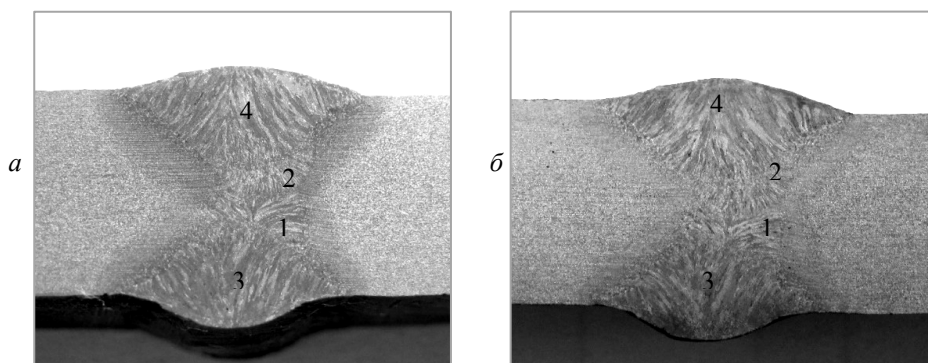


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения в поперечном сечении до (а) и после (б) высокого отпуска по режиму 1; 1–4 – слои сварного шва

Микроструктура металла сварного шва до термической обработки – дендритная с ферритной оторочкой (рис. 3). Наблюдается мелкодисперсная структура, трудно идентифицируе-

мая при увеличениях светового микроскопа. В зонах термического влияния при $\times 100$ не видно темноокрашенных прослоек, характерных для закалочных структур. Структура около-

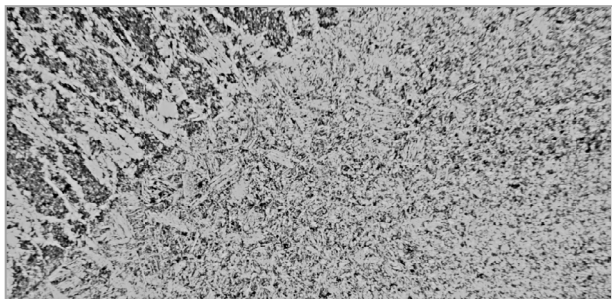


Рис. 3. Микроструктура металла сварного соединения стали 09Г2С до термической обработки, $\times 100$

шовной зоны на участке перегрева представляет собой небольшое количество зерен бейнита, где микротвердость максимальна и достигает $HV_{0,1} = 25,1$, с размером зерна первичного ау-

стенита, соответствующим баллу 5–6 по шкале ГОСТ 5639–82, и видманштетт.

При $\times 1000$ можно видеть, что в структуре сварного шва (рис. 4, *а*) присутствуют феррит, бейнит и немногочисленные мелкие участки тонкодисперсного эвтектоида, что типично для сварных швов стали 09Г2С. Участки перегрева ЗТВ неоднородны по структуре – форме и размерам пластин бейнита и феррита (рис. 4, *б*). Для участка неполной перекристаллизации характерно наличие разнотермической структуры (рис. 4, *д*) со структурными составляющими пластинчатой формы. Основной металл сварного соединения имеет феррито-перлитную структуру, аналогичную структуре металла листов вдали от сварного соединения и типичную для стали 09Г2С, форма перлита – пластинчатая.

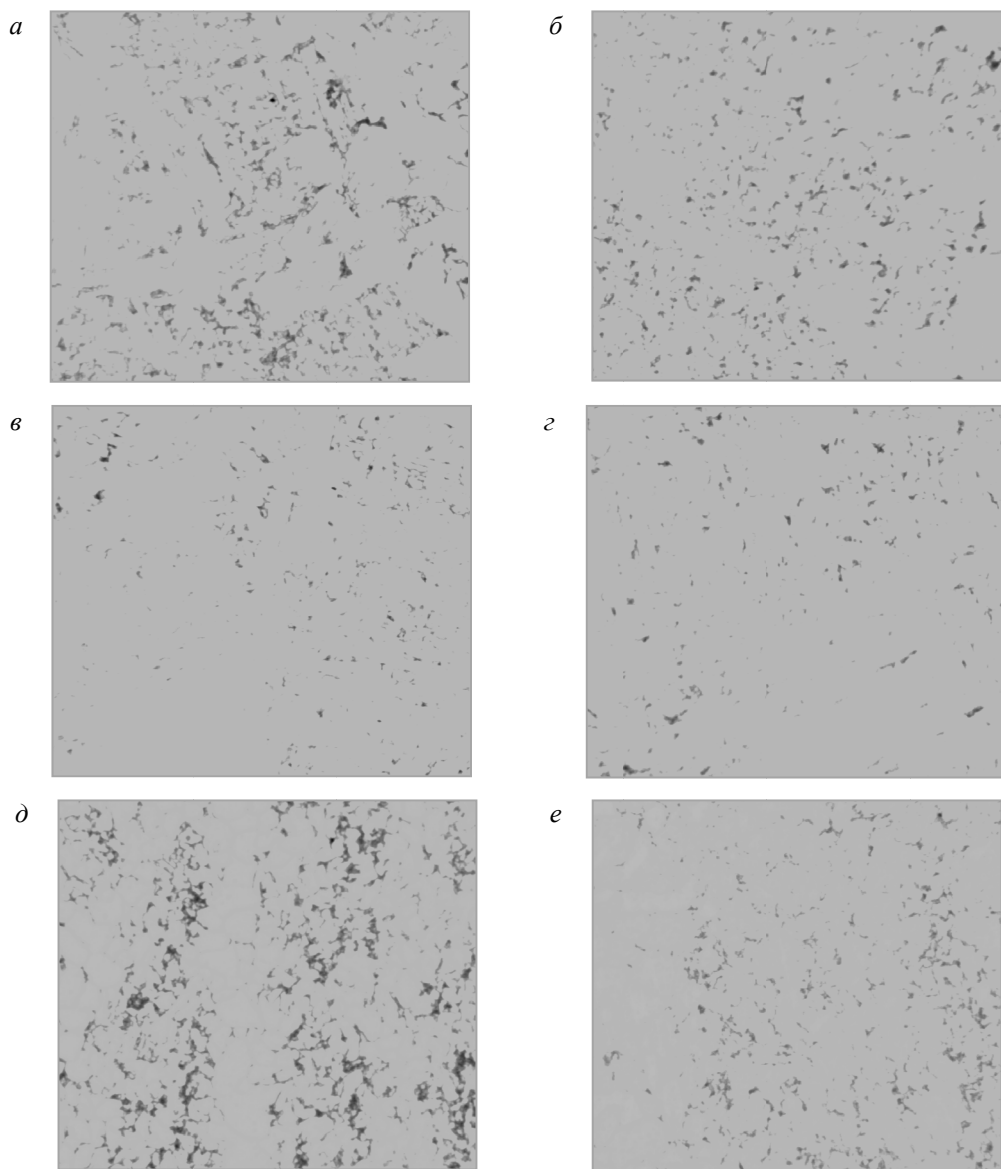


Рис. 4. Микроструктура металла зон сварного соединения до и после высокого отпуска по режиму 1:
а, б – последний слой сварного шва; *в, г* – участок перегрева; *д, е* – участок неполной перекристаллизации

Сравнение микроструктуры металла сварного соединения до и после высокого отпуска по режиму *1* на изображениях, полученных при помощи светового микроскопа при $\times 1000$ (рис. 4), показывает, что темные структурные составляющие в шве и зонах термического влияния выглядят более светлыми после термической обработки вследствие распада неравновесных структур, содержащих феррит пластинчатой и игольчатой формы, при выделении обособленных точечных карбидов. Структура сварного шва и всех зон термического влияния становится более однородной. В структуре основного металла наблюдается как зернистая, так и пластинчатая форма перлита.

Результаты измерения микротвердости сварного соединения до и после термообработки по

режиму *1* (табл. 4) также свидетельствуют о переходе металла сварного соединения в более однородное и стабильное состояние. Однако при отсутствии возможности сравнения с исходной структурой и ввиду значительной дисперсности структурных составляющих сварного шва идентификация выделившихся при отпуске карбидов и установление факта проведения термической обработки затруднительны при исследовании с помощью светового микроскопа даже в лабораторных условиях. Поэтому результаты исследования сварных соединений в «полевых» условиях, т. е. на оборудовании предприятий с применением переносного микроскопа или реплик, не дают ответа на вопрос – проводился ли высокий отпуск.

Таблица 4

Микротвердость металла зон исследуемых сварных соединений

Материал	Числа микротвердости HV _{0,1}				
	Основной металл, лист 1	ЗТВ со стороны листа 1 (зона перегрева)	Сварной шов (4-й слой)	ЗТВ со стороны листа 2 (зона перегрева)	Основной металл, лист 2
Исходное сварное соединение	12,3–12,9 (12,7)	16,2–21,9 (19,3)	13,3–19,3 (16,4)	20,3–25,1 (22,3)	13,3–16,2 (14,2)
Сварное соединение после высокого отпуска, режим 1	10,0–11,5 (10,6)	13,5–14,5 (14,3)	11,1–18,2 (14,8)	13,1–15,6 (14,1)	11,5–12,3 (11,8)

Примечание: * – в скобках указаны средние значения.

Применение электронной микроскопии позволяет более детально изучить структуру зон сварных соединений. На рис. 5 показана структура последнего слоя сварного шва и зоны перегрева после сварки, исследованная с применением электронного микроскопа. В рельефной структуре присутствуют мелкодисперсные участки, имеющие форму осколков (5, *а, б*), стерж-

ней и пластин (5, *в, з*) пересыщенного углеродом феррита, а также карбидов, когерентно связанных с ферритом. Эти элементы структуры с определенной ориентацией формируются в сварном шве и околошовной зоне при сварочном охлаждении и типичны для структур металла с повышенной плотностью дислокаций и наличием структурных напряжений.

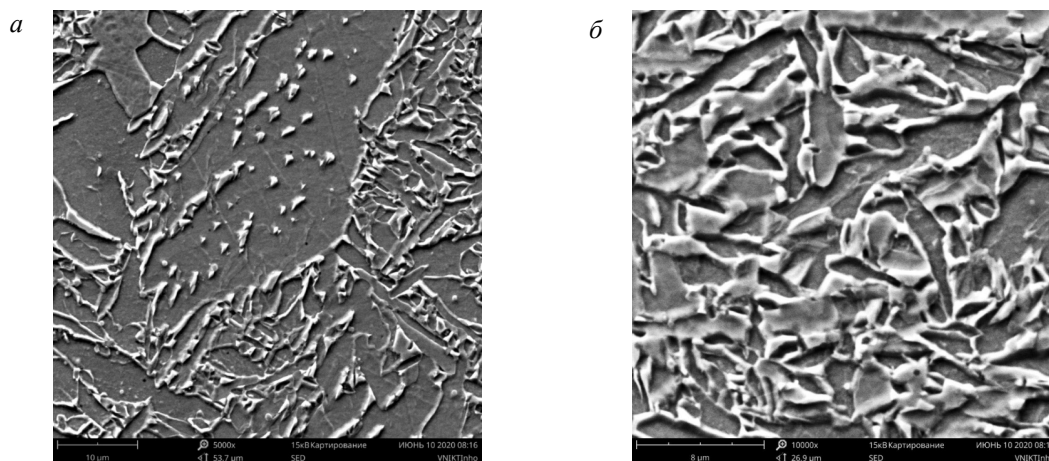


Рис. 5. СЭМ-изображения металла последнего слоя сварного шва (*а, б*) и участка перегрева (*в, з*) до термообработки: *а, в* – $\times 5000$; *б, з* – $\times 15000$ (См. также на с. 79)

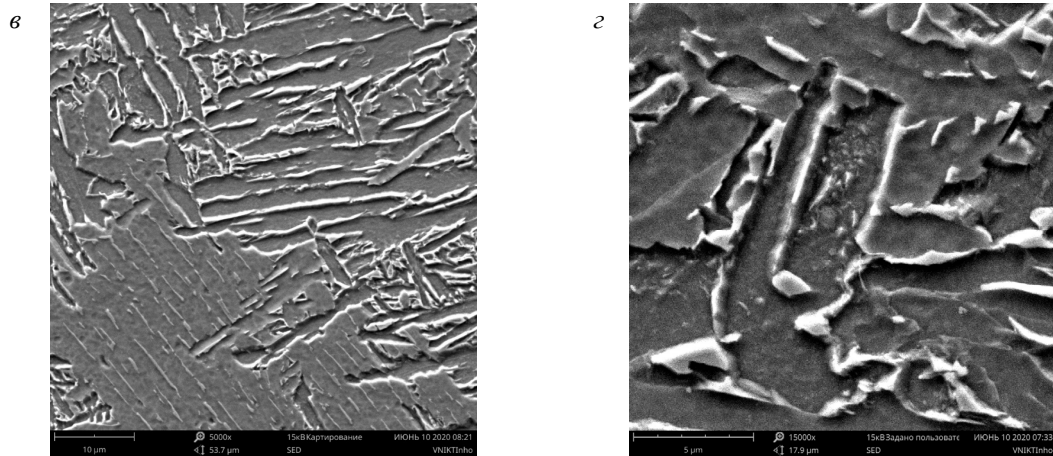


Рис. 5. Окончание

На электронно-микроскопических изображениях структур в последнем слое сварных швов и ЗТВ после отпуска можно отчетливо видеть сглаживание рельефа, скругление пластин α -фазы, выделение обособленных цементитных частиц округлой формы преимущественно по границам зерен (рис. 6).

Наибольший рельеф феррита сохраняется после отпуска по режимам 2 и 4, наименьший – по

режиму 3 при максимальном размере карбидов 1,8 мкм. Наибольший рельеф и меньшая степень коагуляции карбидов в сварном шве после термической обработки соответствует максимальной твердости. Не смотря на имеющиеся отличия в размере и количестве, выделения цементита округлой формы наблюдались после всех реализованных режимов отпуска при твердости как большей 200 НВ, так и меньшей 200 НВ.

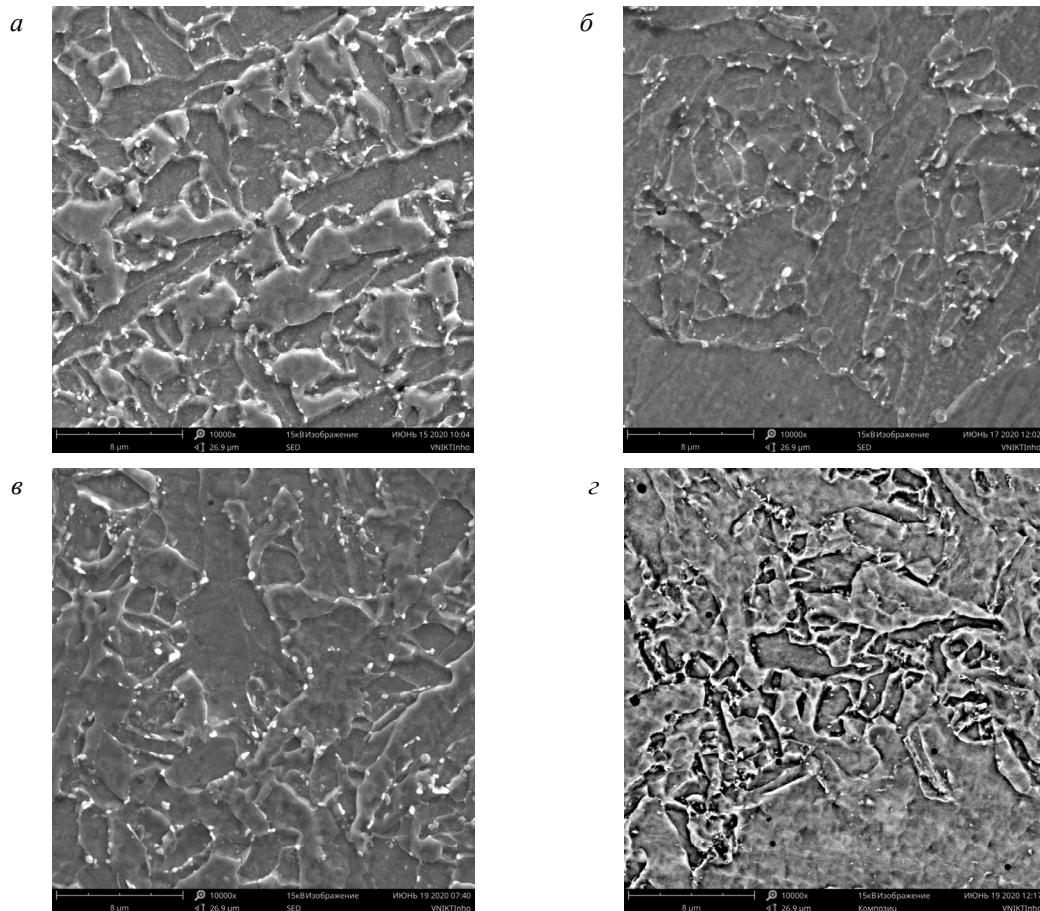


Рис. 6. СЭМ-изображения металла последнего слоя сварного шва после термообработки по режимам: а – 1; б – 2; в – 3; г – 4; $\times 10000$

Рамки эксперимента были расширены путем варьирования размеров термообрабатываемых образцов (максимальный размер – 220×280 мм при толщине листов 10 мм), марок электродов, режимов и способов сварки. После высокого отпуска по режиму 1 сварных соединений, в зоне шва и околошовной зоне которых при сварке сформировались структуры с твердостью до 297 НВ и 330 НВ соответственно, также произошло выделение мелкодисперсных карбидов и снижение твердости до значений ниже 200 НВ. В структуре сварных швов и ЗТВ сварных соединений стали 09Г2С, выполненных ручной дуговой сваркой при режимах, обеспечивающих твердость шва и ЗТВ ниже 200 НВ до проведения термической обработки, подобные мелкодисперсные карбиды округлой формы отсутствовали при наличии рельефа и мелкодисперсных «оскольчатых» и пластинчатых участков феррита.

Поэтому метод измерения твердости без оценки структуры не является достаточным для установления факта проведения термической обработки сварных соединений.

Структура металла сварного шва стали 09Г2С после высокого отпуска исследовалась при помощи электронного микроскопа не только на шлифах (рис. 2), но и на микропробе, показанной на рис. 7, а, б (5×9 мм глубиной 1,5 мм), отобранной крейцмейселем от верхнего слоя сварного шва термообработанного образца (220×280×10 мм при высоте шва 2,0 мм). Обнаруженные в структуре скола мелкодисперсные карбиды округлой формы (рис. 7, в) свидетельствовали о возможности установления факта проведения термической обработки на микропробах, отобранных способом, исключающим нагрев металла, отсутствие значительной деформации зерен с наклепом и искажением структуры.

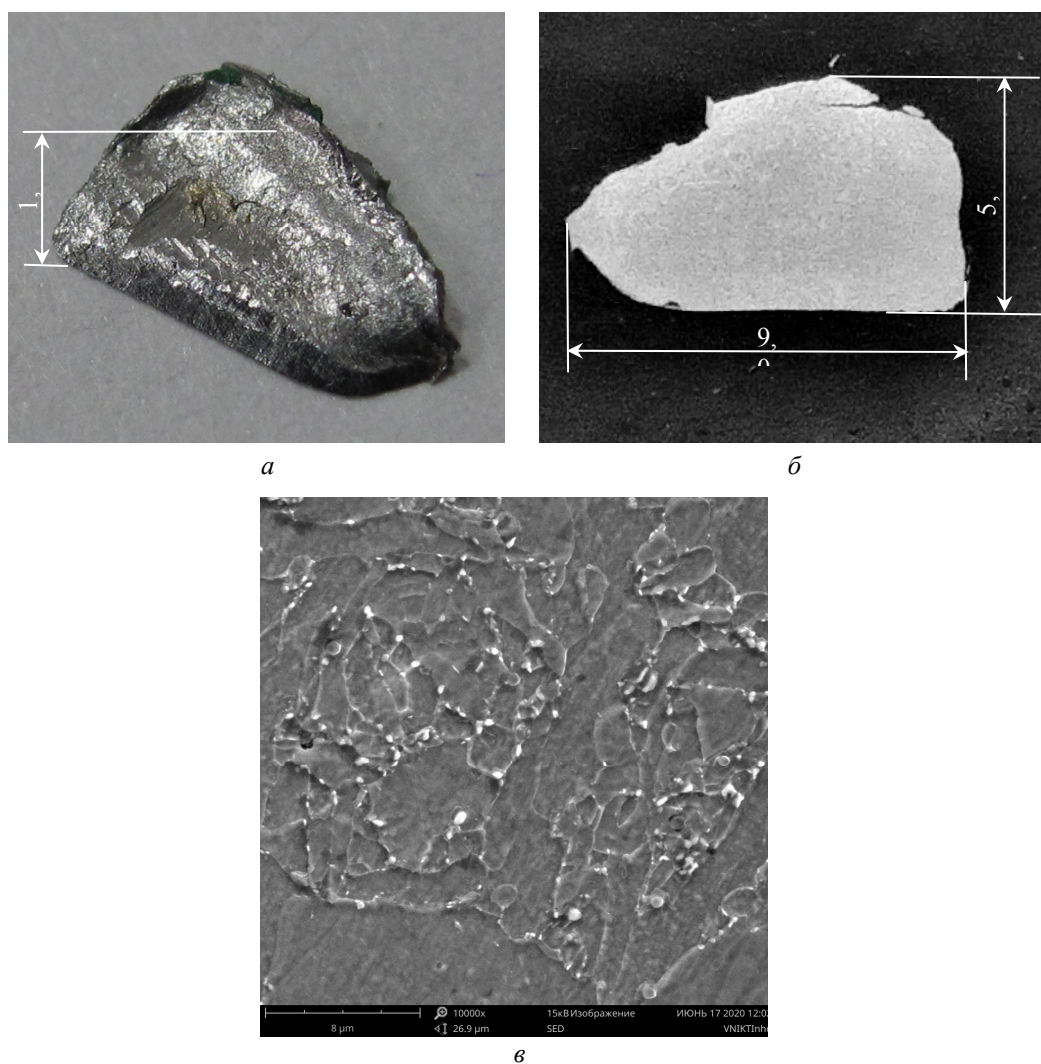


Рис. 7. Микропроба (а – общий вид, б – сечение шлифа в запрессовке) и СЭМ-изображение металла последнего слоя сварного шва после термообработки (в), $\times 10000$

Однако при выборе методики отбора образцов для электронно-микроскопического исследования следует учитывать риски негативных последствий для оставшейся от вырубки части сварного соединения. Так, ударные нагрузки в процессе вырубки металла могут способствовать образованию трещин в зонах со структурой крупных зерен видманштетта или участков бейнита с высокой микротвердостью и ограниченной пластичностью. Углубление в металле сварного шва может послужить надрезом, по которому не исключено разрушение при ударных нагрузках в период пуска трубопровода. Отсутствие дополнительной операции – зашлифовки выемки металла с плавным скруглением краев – способно привести к развитию усталостных повреждений в условиях нестационарного термодеформационного режима нагружения сварного соединения в процессе эксплуатации. С течением времени места вырубки могут явиться очагами локального коррозионного повреждения при скоплении в углублениях влаги и коррозионно-активных веществ с повышенной концентрацией. Подварка сварного шва в зоне выборки может привести к появлению дополнительных напряжений и требует проведения контроля неразрушающими методами.

Поэтому поиск оптимального способа отбора микропроб от сварных швов действующего оборудования, а также влияние эксплуатационных факторов на оставшуюся часть сварного соединения, работающего в коррозионно-активных средах, должны являться предметом дальнейших исследований.

Выводы

Результаты проведенных исследований позволяют сделать следующие выводы:

1. Применение метода измерения твердости без оценки структуры для установления факта проведения термической обработки на сварных соединениях стали 09Г2С не является достаточным.

2. Сглаживание микроструктурного рельефа, округление границ ферритных пластин и выделение мелкодисперсных карбидов округлой формы по границам зерен в сварном шве, выявленные при увеличениях электронного микроскопа $\times 5000$ – 20000 , являются признаками проведения высокого отпуска.

3. Результаты исследования показали возможность использования микропроб при установлении факта проведения термической обработки сварных соединений без необходимости вырезки образцов из элементов действующего оборудования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Сухотин, А. М. Коррозия и защита химической аппаратуры. Т. 9. Нефтеперерабатывающая и нефтехимическая промышленность : справочное руководство / под ред. А. М. Сухотина, А. В. Шрейдера, Ю. И. Арчакова. – Ленинград : Химия, 1974. – 576 с.
2. Буркин, С. П. Остаточные напряжения в металлопродукции : учеб. пособие / С. П. Буркин, Г. В. Шимов, Е. А. Андрюкова. – Екатеринбург : Издательство Уральского университета, 2015. – 248 с.
3. Антонов, А. А. Возможности оценки напряжений в сварных конструкциях / А. А. Антонов, А. П. Летуновский // В мире неразрушающего контроля. – № 1. – Т. 21. – 2018. – С. 10–14.
4. Фридман, Я. Б. Механические свойства металлов. В 2 т. Т. 1. Деформация и разрушение / Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974. – 472 с.

УДК 544.6.018

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-81-85

В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОСАЖДЕНИЯ ГАЛЬВАНИЧЕСКИХ ОСАДКОВ МЕДИ ИМПУЛЬСНЫМИ ТОКАМИ

Волгоградский государственный технический университет

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

Проведены исследования процесса электроосаждения меди из борфтористоводородных электролитов меднения пульсирующими токами. Изучено влияние электрорежима на качество получаемых осадков меди: выход меди по току, микротвердость, удельное электролитическое сопротивление и внутренние напряжения осадков.

Ключевые слова: электролитический медный осадок, импульсный ток, внутренние напряжения, микротвердость, удельное электрическое сопротивление.

V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich

RESEARCH OF THE PROCESS OF DEPOSITION OF GALVANIC COPPER SEDIMENTS BY PULSE CURRENTS

Volgograd State Technical University

Research has been carried out on the process of copper electrodeposition from fluoride-hydrogen-boron electrolytes of copper plating by pulsed currents. The influence of the electric mode on the quality of the obtained copper deposits was studied: copper current efficiency, microhardness, specific electrolytic resistance, and internal voltages of the deposits.

Keywords: electrolytic copper deposit, pulse current, internal stresses, microhardness, specific electrical resistance.

Введение

Технологии электроосаждения металлов из водных растворов в соответствии с требованиями к свойствам гальванических осадков предполагают разные направления – использование стационарного и нестационарного электролиза. Между тем, использование технологий с применением импульсных токов позволяет получать высококачественные осадки с определенными свойствами из простого по составу электролита путем подбора электрорежима питания ванн.

Методика эксперимента

Проведены исследования процесса электроосаждения меди из борфтористоводородных электролитов меднения пульсирующими токами. Главным преимуществом таких электролитов является большая растворимость солей, высокая устойчивость растворов, плотная мелкокристаллическая структура осадков [1]. Однако данные электролиты обладают пониженной растрескивающей способностью [2].

Выход металла по току при электролизе как постоянным, так и импульсным током определяли на медных электродах площадью 8 см^2 из макетного электролизера емкостью 500 см^3 . Соотношение катодного и анодного токов поддерживалось, согласно технологическим данным. Расчет выхода по току производился на основе уравнения Фарадея относительно медного кулонометра по стандартной методике [3].

Твердость осадков измерялась прибором ПМТ-3 с нагрузкой на индентор равной 50 и 25 г. Толщина осадков при замерах 25 мкм. Величина твердости осадков определялась как среднее из 10 измерений в различных участках в диагональном направлении. Основа – медная фольга.

Внутренние напряжения электролитических осадков определяли методом деформации гибкого катода [4] в ходе электролиза. Расчет величины внутренних напряжений производился по формуле Стона:

$$\sigma = \frac{1}{3} \cdot \frac{E \cdot d_k^2 \cdot z}{d_{oc} \cdot l^2},$$

где σ – внутренние напряжения, E – модуль упругости подкладки, d_k – толщина подкладки катода, d_{oc} – толщина осадка, z – стрела прогиба катода, l – длина катода.

Стрелу прогиба катода измеряли с помощью электронного микроскопа.

Величина удельного сопротивления является структурочувствительным фактором, отражающим степень упорядоченности кристаллической структуры осадка и его стабильности во времени [5]. Структура осадков определялась с помощью металлографического микроскопа при увеличении в 340 и 560 раз. Осадки для стабилизации кристаллической структуры выдерживались в течении недели при комнатной температуре.

Источником импульсного тока являлся генератор синусоидальной формы импульсов с регулятором скважности – длительности импульсов в долях периода (T).

Влияние электрорежима на качество получаемых осадков меди

На постоянном токе получены ровные, гладкие осадки меди. Однако при хранении на воздухе они быстро покрываются темной оксидной пленкой, приводящей к резкому снижению отражательной способности покрытий. Быстрая окисляемость покрытий возможна из-за внедрения посторонних примесей органического и неорганического происхождения в осадок [8].

Микроструктура осадков меди, полученных с использованием импульсного тока промышленной частоты с отсечкой части импульса показывает, что уменьшение длительности импульса от $T/2$ до $T/32$ благотворно сказывается на структуре осадка. Она становится мелкозернистой и плотной. Гладкость и блеск осадков при этом возрастает [9, 10].

В исследованиях использовался импульсный ток частотой $2 \cdot 10^3$ Гц и 10^4 Гц. Наиболее приемлемыми являются скважности 1,25 и 50. Увеличение скважности при сохранении постоянного средней плотности тока приводит к уменьшению кристаллической структуры поверхности осадка, ее выравниванию.

В соответствии с теорией совместного разряда ионов при периодическом токе во время прохождения импульса скорость разряда ионов

основного металла зависит от амплитуды, а примеси нет (ионы разряжаются на предельном токе), так как общее количество электричества в импульсе одно и то же, то перераспределение скоростей разряда ионов происходит в пользу основного металла – тем больше, чем короче импульс [11].

В табл. 1, 2, 3 представлены экспериментальные данные электролитических осадков меди, полученных при постоянном и импульсном токах.

Таблица 1

Физико-механические свойства медных осадков

Форма тока	Плотность тока А/дм ²	Катодный выход по току, %	Анодный выход по току, %	Н, кг/мм ²	Р, Ом·мм ² /м	Сцепляемость
Постоянный	4	100	100	147	2,12·10 ⁻²	до излома
	6	100	100	140	2,02·10 ⁻²	
	8	98	100	114	1,90·10 ⁻²	
Импульсный со скважностью:						
Т/2	4	100	100	129	1,70·10 ⁻²	до излома
	6	100	100	130	1,90·10 ⁻²	
	8	100	100	123	1,80·10 ⁻²	
Т/4	4	100	100	107	1,77·10 ⁻²	до излома
	6	100	100	61,3	1,54·10 ⁻²	
	8	100	100	72,7	1,10·10 ⁻²	
Т/16	4	100	100	80,3	1,52·10 ⁻²	до излома
	6	100	100	73,1	1,49·10 ⁻²	
	8	100	100	59,4	1,51·10 ⁻²	

Таблица 2

Физико-механические свойства осадков меди
(частота тока $2 \cdot 10^3$ Гц, плотность тока 5 А/дм²)

Скважность	ВТ, %	Н, кг/мм ²	Толщина осадка, мм	ВН, кг/см ²	Р, Ом·мм ² /м
1	100	104	11,0	15,5	$2,1 \cdot 10^{-2}$
			22,2	11,9	
			33,3	10,2	
			50,0	7,8	
25	98,6	129	11,0	11,08	$1,9 \cdot 10^{-2}$
			22,2	7,68	
			33,3	7,29	
			50,0	5,32	
50	100	132	11,0	10,20	$1,92 \cdot 10^{-2}$
			22,2	8,70	
			33,3	8,00	
			50,0	6,20	

Таблица 3

Физико-механические свойства осадков меди
(частота тока $1 \cdot 10^3$ Гц, плотность тока 5 А/дм^2)

Скважность	ВТ, %	Н, кг/мм ²	Толщина осадка, мм	ВН, кг/см ²	Р, Ом·мм ² /м
1	100	130	10	46,2	$1,9 \cdot 10^{-2}$
			20	40,4	
			30	32,0	
			50	24,0	
25	100	137	10	30,0	$1,7 \cdot 10^{-2}$
			20	28,0	
			30	26,0	
			50	19,0	
50	100	132	10	42,0	$1,75 \cdot 10^{-2}$
			20	31,0	
			30	26,0	
			50	18,0	

Выход по току. Катодные и анодные выходы по току меди как при использовании постоянного, так и периодического токов с различной отсечкой, практически не меняются и равны 100 %.

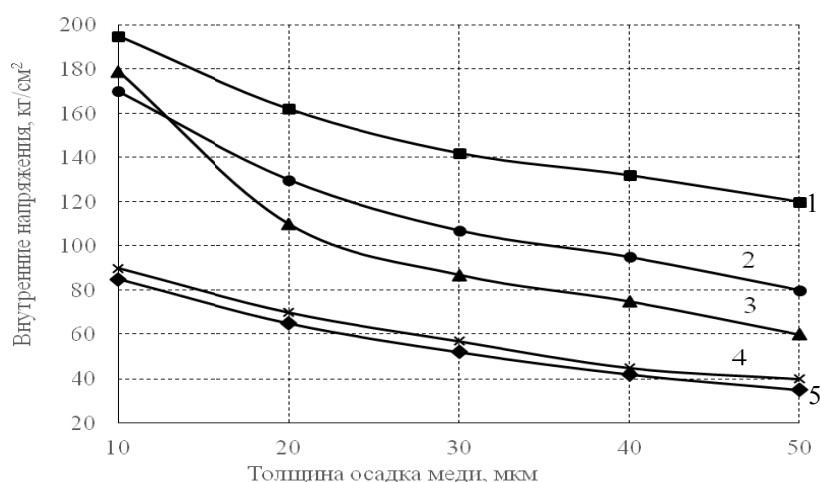
Твердость осадков. Твердость осадков меди находится в зависимости от плотности поляризующего тока и его формы. Наблюдается четкая закономерность снижения твердости осадка с увеличением плотности тока как полученных на постоянном, так и на импульсном токах. При этом, при равных средних плотностях тока, твердость осадков, полученных при импульсном электролизе более чем в 2,5 раза ниже (при токе Т/16), чем на постоянном. Это связано с получением более пластичных и мягких, менее напряженных осадков меди. Вероятно, при импульсном электролизе образуется более беспримесный электролитический осадок [12–14].

Твердость осадков меди при использовании импульсного тока высокой частоты ниже, чем при равной плотности постоянного тока.

Удельное электросопротивление (УЭС). Величина удельного электросопротивления является структурочувствительным фактором, отражающим степень упорядоченности кристаллической структуры осадка и его стабиль-

ности во времени [5]. Как показывают экспериментальные данные (табл. 1), использование импульсного тока приводит к снижению удельного электросопротивления осадков по сравнению с УЭС осадков, полученных на постоянном токе. Так, использование тока с отсечкой Т/16 приводит к снижению УЭС практически в 1,5 раза по сравнению с постоянным током. УЭС медных осадков, полученных на импульсном высокочастотном токе прямоугольной формы с отсечкой (табл. 2, 3) не изменяется по сравнению с осадками, полученными на постоянном токе.

Внутренние напряжения (ВН) медных осадков. Исследование величин внутренних напряжений в зависимости от толщины осадка, полученного при использовании токов различной скважности, показало (рисунок), что с уменьшением длительности импульса происходит закономерное снижение ВН почти в 1,5–2 раза по сравнению с осадками, полученными на постоянном токе. С увеличением скважности величина их снижается, доходя до величин практически безнапряженного осадка. Характер снижения величины ВН с ростом толщины практически совпадает как у осадков, полученных как на постоянном, так и на импульсном электролизе.



Зависимость внутренних напряжений от толщины меди в осадке.

Средняя плотность тока 5 А/дм^2 . Электролиз осадки медных осадков:

1 – постоянный ток; 2–5 – импульсный ток со скважностью: 2 – T/2, 3 – T/4, 4 – T/8, 5 – T/16

Выводы

1. Проведено исследование влияния импульсных токов частотой 50 Гц, $2 \cdot 10^3$ и 10^4 Гц с различной степенью отсечки (1-50) на электроосаждение меди.

2. Показано, что катодный и анодный выход по току для меди практически совпадает с выходом по току на постоянном токе, не зависит от частоты и степени отсечки импульса.

3. Твердость осадков меди зависит от частоты импульсного тока. С увеличением скважности импульса, твердость осадков увеличивается.

4. Величина внутренних напряжений с возрастанием скважности снижается. Внутренние напряжения на медных осадках, полученных при импульсном токе в 2–4 раза меньше, чем в осадках, полученных при постоянном токе.

5. Осадки меди, полученные при импульсном электролизе, имеют более низкую величину удельного сопротивления.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Кудрявцев, Н. Т. Электрохимические покрытия металлами / Н. Т. Кудрявцев. – М. : Химия. – 1979. – 247 с.
2. Никифорова, Е. Ю. Закономерности электрохимического поведения металлов при наложении переменного тока / Е. Ю. Никифорова, А. Б. Килимник // Вестник Тамбовского государственного технического университета. – 2009. – Т. 15, № 3. – С. 604–613.
3. Практикум по физико-химическим методам анализа / под ред. О. М. Петрухина. – М. : Химия, 1987. – 248 с.
4. Приборостроение и средства автоматики: справочник: В 5 т. / под ред. А. Н. Гаврилова. – М. : Машиностроение, 1963–1965. Т. 3: Технология приборостроения:

справочное издание, Кн. 2: Технология сборки элементов приборов и средств автоматики / под ред. П. В. Сыроватченко. – 1964. – 391 с.

5. Каданер, Л. И. Методика измерения электрического сопротивления гальванических и химических покрытий / Л. И. Каданер, И. Б. Ермолов, Ю. С. Суликовская // Повышение качества гальванических и химических покрытий и методы их контроля. – М. : МДНТП, 1977. – С. 69–73.

6. Малий, Л. В. Физико-химические процессы при нестационарном высокоэнергетическом синтезе селенида кадмия : автореф. дис. ... канд. хим. наук : 02.00.04 / Малий Любовь Викторовна. – Томск: [б. и.], 2018.

7. Шевырев, А. А. Композиционные электролитические покрытия на основе редких и цветных металлов : автореф. дис. ... д-ра техн. наук : 05.16.02 / Шевырев Александр Александрович. – Апатиты: [б. и.], 2011.

8. Груев, И. Д. Электрохимические покрытия изделий радиоэлектронной аппаратуры : справочник / И. Д. Груев, Н. И. Матвеев, Н. Г. Сергеева. – М. : Радио и связь, 1988. – 303 с.

9. Татаева, С. Н. Электроосаждение, свойства и область применения сплава кадмий-олово / С. Н. Татаева, Ю. П. Перельгин. – ВИНТИ, 1999. – Деп. от 21.12.99. № 3793-В99 – 13 с.

10. Озеров, А. М. Нестационарный электролиз / А. М. Озеров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Саманов, И. Н. Свердлин. – Волгоград : Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.

11. Костин, Н. А. Импульсный электролиз / Н. А. Костин, В. С. Заблудовский. – Киев : Наук. Думка, 1989. – 168 с.

12. Березин, Н. Б. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений / Н. Б. Березин, Н. В. Гудин. – Казань : КГТУ, 2006. – 276 с.

13. Замурников, В. М. Новые аспекты повышения скорости осаждения гальванопокрытий при импульсном электролизе / В. М. Замурников, Н. А. Костин // Гальванотехника и обработка поверхности. – 1994. – Т. 3, № 2.

14. Практикум по физико-химическим методам анализа / под ред. О. М. Петрухина. – М. : Химия, 1987. – 248 с.

УДК 544.6.018.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2021-4-251-86-89

*В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич***ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЕ СПЛАВА ОЛОВО-СВИНЕЦ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ****Волгоградский государственный технический университет**

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

Проведены исследования процесса электроосаждения сплава олово-свинец из борфтористоводородных электролитов пульсирующими токами. Изучено влияние электрорежима на состав сплава и свойства получаемых осадков: выход по току, микротвердость, удельное электролитическое сопротивление и внутренние напряжения осадков.

Ключевые слова: электролитический сплав олово-свинец, импульсный ток, внутренние напряжения, микротвердость, удельное электрическое сопротивление.

*V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich***ELECTRIC DEPOSITION OF TIN-LEAD ALLOY BY PULSE CURRENT****Volgograd State Technical University**

The process of electrodeposition of a tin-lead alloy from hydrofluoride electrolytes by pulsating currents has been investigated. The influence of the electric mode on the alloy composition and properties of the resulting precipitates was studied: current efficiency, microhardness, specific electrolytic resistance, and internal stresses of the precipitates.

Keywords: electrolytic tin-lead alloy, impulse current, internal voltage, microhardness, electrical resistivity.

Введение

Вопрос получения сплавов электролизом, особенно в виде покрытий на других металлах, представляет значительный интерес. Электролитические сплавы обеспечивают, по сравнению с осаждением монометалла, больший спектр требований в отношении жаростойкости, электромагнитных характеристик, устойчивости в агрессивных средах, механических характеристик. В частности, использование тонких покрытий сплавами олово-свинец имеет широкое применение в различных отраслях техники: электронике, тонкого машиностроения [1–3].

Электроосаждение сплавов эвтектического типа. Сплавы олово-свинец относятся к эвтектическим системам. Поверхность осадков такого типа образована кристаллами двух различных металлов.

Площади, занимаемые каждой фазой, при равной толщине всего электролитического осадка, пропорциональны токам, расходуемым на выделение этих фаз и их электрохимическим эквивалентам [4]. Размер кристаллов при переходе от чистого компонента к сплаву изменяется, как правило, размеры кристаллов в сплавах меньше. В сплаве олово-свинец наблюдается взаимное торможение процессов электровосстановления компонентов. В действительности,

если учесть изменение площади, приходящейся на долю каждой из фаз происходит повышение скорости восстановления одного из металлов, вероятно обусловленное изменением концентрационно-диффузионного режима.

Использование периодического тока при электроосаждении сплавов эвтектического типа должно сказаться на составе сплава олово-свинец, а значит и свойств, получаемых при этом осадков [5]. Причем, частотный диапазон периодических токов, наиболее активно влияющих на процессы осаждения, должен быть одного порядка, или кратно, переходному времени процессов. Это, как показано Феттером [6], по истечении переходного времени происходит скачкообразный, очень быстрый подъем перенапряжения диффузии, то есть, то же самое, что происходит при хоть бы незначительном увеличении плотности тока в предельной области тока.

Методика эксперимента

Для электролитического осаждения свинцово-оловянных сплавов широкое применение получили фторборатные электролиты, из которых можно получать сплавы любого состава – от чистого свинца до чистого олова путем регулирования состава электролита и режима электролиза.

Для исследования процесса осаждения на импульсном токе был взят электролит, основанный на борфтористоводородных соединениях олова и свинца [7].

С целью широкого исследования влияния скорости осаждения на состав и свойства осадка были выбраны следующие плотности тока: 1; 1,5; 2 А/дм² с использованием импульсного тока частотой $2 \cdot 10^3$ и 10^4 Гц с различной степенью отсечки.

Результаты эксперимента, практическая значимость

Во все время работы электролитической ванны электролит остается прозрачным. Данное явление, по нашему мнению, можно объяснить тем, что в паузу между импульсами потенциал электрода, как показано [6], практически мгновенно падает до равновесного его значения. За время паузы, равной, или большей времени релаксации процесса, концентрация ионов олова и свинца в прикатодном пространстве успевает убить до величины концентрации олова и свинца в глубине раствора.

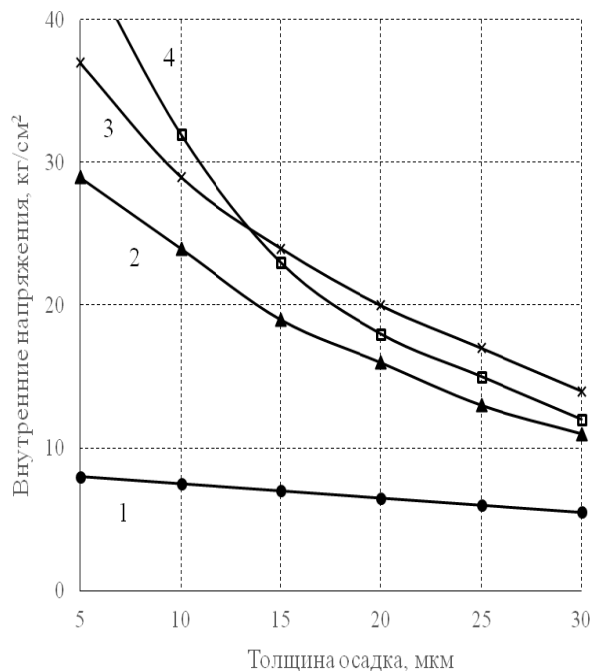
Как показывают экспериментальные данные представленные в табл. 1, увеличение средней плотности тока приводит к возрастанию концентрации более электроотрицательного компонента – свинца. Причем, содержание свинца возрастает по мере увеличения степени отсечки от T/4 до T/8. Столь значительное влияние степени отсечки импульса связано, согласно теории совместного разряда ионов на периодическом токе [5], с тем, что при одной и той же плотности тока, амплитудная плотность тока в импульсе больше средней, и возрастает по мере увеличения степени отсечки импульса.

Выход по току сплава при этом близок к теоретическому практически при всех степенях очистки. Некоторое снижение выхода по току при больших скоростях разряда связано с возможностью разряда ионов водорода при смещении потенциала электрода в область достаточно больших отрицательных значений в импульсе.

Физико-механические свойства осадков

Определены физико-механические свойства осадков – микротвердость, внутренние напряжения, удельное электросопротивление осадков, внешний вид осадков. Все измерения проводились с использованием стандартных методов [8, 9].

Физико-механические свойства осадков, полученных на импульсном токе различной частоты, представлены в табл. 1, 2, 3, 4 и на рисунке.



Зависимость внутренних напряжений в сплаве олово-свинец от толщины осадка и скважности импульсов: 1 – 1; 2 – 25; 3 – 50; 4 – постоянный ток. Частота тока $2 \cdot 10^3$ Гц

1. В осадках сплава, полученных на импульсном высокочастотном токе различной скважности (рисунок), внутренние напряжения возрастают с увеличением скважности от 1 до 50, причем ход кривых в зависимости от толщины осадка совпадает с данной зависимостью в случае постоянного тока [10]. Осадки, полученные на высокочастотном токе, имеют практически тот же порядок величины внутренних напряжений. Следует отметить, что использование тока скважности 1 приводит к образованию осадков (рисунок, кривая 2) практически неизменных по величине внутренних напряжений по всей толщине осадка.

2. Величина удельного электросопротивления осадков, полученных на высокочастотном импульсном токе, мало меняется (в пределах ошибки) с изменением скважности (0,183–0,23 Ом·мм²/м).

3. Микротвердость осадков является функцией от величины плотности тока и скважности импульса. С увеличением средней плотности тока наблюдается снижение микротвердости осадков, что связано с возрастанием содержания свинца в сплаве при росте средней плотности тока. Возрастание скважности сигнала приводит к уменьшению микротвердости осадков от 20 до 10,2 кг/мм². Следует отметить, что наименьшей твердостью обладают осадки, полученные при скважности 25, при этом плотность тока не влияет на данную зависимость.

Таблица 1

Зависимость выхода по току в сплаве олово-свинец, удельного электросопротивления, микротвердости от формы и плотности тока

Форма тока	Плотность тока, А/дм ²	Выход по току, %	Содержание олова, %	Микротвердость, кг/мм ²	Удельное эл. сопр., Ом·мм ² /м	Анодный выход по току, %
Т/2	1	98,6	76,5	16,5	0,167	100
	1,5	98,5	73,5	16,5	0,160	100
	2	97,0	65,0	17,1	0,180	100
Т/4	1	98,7	72,5	16,05	0,150	100
	1,5	98,5	70,7	16,90	0,180	100
	2	98,0	62,0	16,95	0,178	100
Т/8	1	98,0	66,7	12,25	0,213	100
	1,5	98,0	62,0	13,60	0,219	100
	2	96,0	60,0	12,70	0,220	100

Таблица 2

Зависимость выхода по току в сплаве олово-свинец, удельного электросопротивления, микротвердости от плотности тока. Частота тока $2 \cdot 10^3$ Гц, скважность 1

Плотность тока, А/дм ²	Выход по току, %	Содержание олова в сплаве, %	Удельное эл. сопр., Ом·мм ² /м	Микротвердость, кг/мм ²	Анодный выход по току, %
1	98,0	75,0	0,2314	20,05	100
1,5	98,0	73,42	0,2448	13,60	100
2	98,0	67,0	0,2220	13,40	100

Таблица 3

Зависимость выхода по току в сплаве олово-свинец, удельного электросопротивления, микротвердости от формы и плотности тока. Частота тока $2 \cdot 10^3$ Гц, скважность 25

Плотность тока, А/дм ²	Выход по току, %	Содержание олова в сплаве, %	Удельное эл. сопр., Ом·мм ² /м	Микротвердость, кг/мм ²	Анодный выход по току, %
1	98,0	70,0	0,1884	10,95	100
1,5	98,0	70,0	0,1980	10,25	100
2	98,0	66,0	0,2230	10,25	100

Таблица 4

Зависимость выхода по току в сплаве олово-свинец, удельного электросопротивления, микротвердости от формы и плотности тока. Частота тока $2 \cdot 10^3$ Гц, скважность 50

Плотность тока, А/дм ²	Выход по току, %	Содержание олова в сплаве, %	Удельное эл. сопр., Ом·мм ² /м	Микротвердость, кг/мм ²	Анодный выход по току, %
1	99,0	73,7	0,194	14,55	100
1,5	99,0	73,4	0,262	14,65	100
2	99,0	68,0	0,221	14,85	100

Выводы

1. Проведены исследования влияния импульсных токов высокой частоты различной скважности на электроосаждение сплава олово-свинец.

2. Состав сплава зависит от плотности тока, частоты и скважности импульса. Использо-

вание частоты $2 \cdot 10^3$ и 10^4 Гц приводит к образованию сплавов по составу близких к сплавам, полученным на постоянном токе, особенно на частоте 10^4 Гц.

3. Величина внутренних напряжений лежит в области напряжений растяжения и уменьшаются с толщиной. Эта закономерность наблю-

дается при всех используемых токах. Однако наименьшую величину имеют осадки, полученные при частоте $2 \cdot 10^3$ Гц. и скважности 1.

4. Микротвердость осадков сплава однозначно определяется содержанием свинца в сплаве. Величина микротвердости снижается с увеличением плотности тока.

5. Удельное электросопротивление сплавов также зависит от состава, определяемого формой, используемого тока. При увеличении скважности удельное сопротивление осадков снижается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Груев, И. Д. Электрохимические покрытия изделий радиоэлектронной аппаратуры : справочник / И. Д. Груев, Н. И. Матвеев, Н. Г. Сергеева. – М. : Радио и связь, 1988. – 303 с.
2. Хансен, М. Структура двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М. : Metallurgizdat, 1962. – С. 468–470.
3. Пат. 2313621 С1 Российская Федерация. Электролит низкоконтрированный для нанесения полублестящего покрытия сплавом олово-цинк / Денисенко Е.А., Се-ливанов В. Н., Токарева А. В., Кутырев И. М., Балкай В. И., Левицкая С. В.; патентообладатель Южно-Российский го-сударственный технический университет (Новочеркасский политехнический институт) – № 2006129477/02; заявл. 14.08.2006; опубл. 27.12.2007.
4. Гамбург, Ю. Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов / Ю. Д. Гамбург. – М. : Янус-К, 1997. – 384 с.
5. Озеров, А. М. Нестационарный электролиз / А. М. Озе-ров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Са-манов, И. Н. Свердлин. – Волгоград : Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.
6. Костин, Н. А. Импульсный электролиз / Н. А. Кос-тин, В. С. Заблудовский. – Киев : Наук. Думка, 1989. – 168 с.
7. Исследование процесса электроосаждения сплава олово–свинец с высоким содержанием свинца / А. В. Лю-бимов, А. Г. Борисов, Е. П. Корчагин [и др.] // Изв. вузов. Электроника. – 2019. – Т. 24. – № 5. – С. 459–468. DOI: 10.24151/1561-5405-2019-24-5-459-468
8. Замурников, В. М. Новые аспекты повышения ско-рости осаждения гальванопокрытий при импульсном электролизе / В. М. Замурников, Н. А. Костин // Гальвано-техника и обработка поверхности. – 1994. – Т. 3, № 2.
9. Практикум по физико-химическим методам анали-за / под ред. О. М. Петрухина. – М. : Химия, 1987. – 248 с.
10. Каданер, Л. И. Методика измерения электриче-ского сопротивления гальванических и химических по-крытий / Л. И. Каданер, И. Б. Ермолов, Ю. С. Суликовская // Повышение качества гальванических и химических по-крытий и методы их контроля. – М. : МДНТП, 1977. – С. 69–73.

Ответственный за выпуск редактор РИО
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Макарова

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

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

Темплан 2021 г. Поз. № 5ж. Дата выхода в свет 23.04.2021 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,7. Уч.-изд. л. 10,93.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 248.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО издательства ВолГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии издательства ВолГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ

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.