

ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 6 (265)
2022

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., академик РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., 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)
Шаритов 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

№ 6 (265)

Июнь

2022

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», 2022

Head Editor of the scientific journal “Izvestiya VSTU”:

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

№ 6 (265)

June

2022

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

- Адаменко Н. А. 48
Арисова В. Н. 13
Афонин Д. А. 56
Бадиков К. А. 69
Балагуров А. С. 34
Банников А. И. 53
Барышников А. А. 69
Бекренев Н. В. 45
Белицкий П. В. 51
Богданов А. И. 18, 34
Бондарева О. П. 51
Бут И. В. 7, 23
Войтенко Р. М. 89
Герус Я. Р. 18
Гоник И. Л. 51
Гуревич Л. М. 13, 53, 56, 75
Гурулев Д. Н. 75
Даненко В. Ф. 75
Евстропов Д. А. 7
Евчиц Р. Д. 18
Есиков М. А. 37
Злобина И. В. 45
Зюбан Н. А. 89
Иванчик И. С. 37
Казанкин В. А. 64
Казанкина Е. Н. 64
Казуров А. В. 48
Камалов Э. Р. 18
Кириличев М. В. 89
Королев М. П. 83
Корчагин М. А. 37
Косова Е. А. 34
Крохалев В. А. 34
Крохалев М. В. 28
Кузнецов С. А. 7, 23, 28, 56
Кузьмин Е. В. 83
Кузьмин С. В. 34, 83
Кулевич В. П. 7, 18, 23, 28
Ложкин В. С. 37
Ложкина Е. А. 37
Ломакина В. Ю. 13
Лысак В. И. 34, 83
Максимова А. С. 92
Матлин М. М. 64
Мозгунова О. В. 56
Никитин М. С. 89
Нотов И. В. 66
Оноколов С. Ю. 53
Петрова В. Ф. 92
Писарев С. П. 23
Пожилова Е. А. 92
Попов А. В. 66
Попов Н. С. 34
Проничев Д. В. 23, 28
Рожнов А. А. 66
Руцкий Д. В. 89
Савкин А. Н. 69
Саяпин А. С. 51
Седов А. А. 69
Седов Э. В. 51
Семенова В. С. 13
Слаутин О. В. 7, 23, 28, 56
Трудов А. Ф. 13
Харламов В. О. 13, 34, 83
Черников Д. Р. 34
Шевцова Л. И. 37
Шморгун В. Г. 7, 18, 28, 56
Шуклин А. А. 89

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Бут И. В.</i> Механические свойства СКМ и СММК системы Ti-Cu при нормальных и повышенных температурах.....	7
<i>Арисова В. Н., Трудов А. Ф., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Ломакина В. Ю., Семенова В. С.</i> Исследование процессов диффузии в зоне соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующих нагревов.....	13
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Герус Я. Р., Камалов Э. Р.</i> Оценка влияния исходной прочности титановых сплавов, сваренных взрывом с нихромом, на характеристики зоны соединения.....	18
<i>Слаутин О. В., Кулевич В. П., Проничев Д. В., Писарев С. П., Кузнецов С. А., Бут И. В.</i> Влияние пропускания электротока на кинетику диффузии в сваренном взрывом биметалле состава медь М1 + титан ВТ1-0 при термообработке.....	23
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Крохалев М. В.</i> Морфологические особенности поверхности трения в процессе изнашивания СММК системы Ti-Fe.....	28

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Крохалев В. А., Харламов В. О., Богданов А. И., Косова Е. А., Балагуров А. С., Попов Н. С., Черников Д. Р., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Исследование структуры и химического взаимодействия между составляющими композиционных материалов системы «SiC-Ti», полученных взрывом.....	34
<i>Шевцова Л. И., Корчагин М. А., Есиков М. А., Ложкин В. С., Иванчик И. С., Ложкина Е. А.</i> Механические свойства и коррозионная стойкость в растворе азотной кислоты интерметаллида Ni ₃ Al с добавками бора, полученного методом SPS.....	37
<i>Злобина И. В., Бекренев Н. В.</i> Влияние обработки в СВЧ электромагнитном поле на изгибную прочность полимерных композиционных материалов, находящихся в условиях перепада температур.....	45
<i>Казуров А. В., Адаменко Н. А.</i> Тепло-деформационные свойства фторопласта, наполненного титаном.....	48
<i>Гоник И. Л., Бондарева О. П., Седов Э. В., Белицкий П. В., Саятин А. С.</i> О применении антрацитового штыба в составе брикетированного шихтового материала.....	51
<i>Гуревич Л. М., Оноколов С. Ю., Банников А. И.</i> Исследование зависимости микроструктуры однокомпонентного абразивного инструмента от режимов ударного прессования.....	53

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кузнецов С. А., Мозгунова О. В., Афонин Д. А.</i> Моделирование напряженно-деформированного состояния пятислойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп в процессе горячей прокатки.....	56
---	----

<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н.</i>	
Безобразцовая методика определения предела текучести при изгибе стальных деталей.....	64
<i>Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А.</i>	
Экспериментальное исследование влияния конструктивных элементов на деформацию и нагрузочную способность наружных колец сферических механизмов.....	66
<i>Савкин А. Н., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. А.</i>	
О продолжительности роста усталостной трещины в титановых сплавах при регулярном нагружении.....	69
<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Гурулев Д. Н.</i>	
Процессы пластического течения при раскатке плоским бойком кольцевых заготовок на оправках.....	75
 IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	
<i>Королев М. П., Кузьмин Е. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i>	
Сварка взрывом ВТ1-0+АМГ5 с предварительным подогревом.....	83
<i>Войтенко Р. М., Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Никитин М. С., Шуклин А. А., Кириличев М. В.</i>	
Статистическая оценка влияния параметров выплавки стали 08Х18Н10Т на условия разливаемости жидкого металла.....	89
<i>Петрова В. Ф., Максимова А. С., Пожилова Е. А.</i>	
Изменения микроструктуры стали 12Х17Г9АН4 – Ш в зависимости от скорости охлаждения.....	92
К сведению авторов.....	99

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-7-13

В. Г. Шморгун¹, О. В. Слаутин¹, Д. А. Евстропов², В. П. Кулевич¹, С. А. Кузнецов¹, И. В. Бут¹

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СКМ И СMIК СИСТЕМЫ Ti-Cu ПРИ НОРМАЛЬНЫХ И ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ*

¹ Волгоградский государственный технический университет

² Волгоградская академия МВД РФ

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты кратковременных испытаний при нормальных и повышенных температурах слоистых медно-титановых слоистых (СКМ) и металло-интерметаллидных композитов (СMIК) на их основе.

Ключевые слова: титан, медь, интерметаллид, слоистый композит, диффузионная зона, микромеханические свойства, фазовый состав, прочность.

V. G. Shmorgun¹, O. V. Slautin¹, D. A. Evstropov², V. P. Kulevich¹, S. A. Kuznetsov¹, I. V. But¹

MECHANICAL PROPERTIES OF LAMINATED METAL INTERMETALLIC COMPOSITES OF THE Ti-Cu SYSTEM AT NORMAL AND ELEVATED TEMPERATURES

¹ Volgograd State Technical University

² Volgograd Academy of the Ministry of Internal Affairs of the Russian Federation

The results of short-term tests at normal and elevated temperatures of layered copper-titanium layered and metal-intermetallic composites based on them are presented.

Keywords: titanium, copper, intermetallic compound, layered composite, diffusion zone, micromechanical properties, phase composition, strength.

Введение

Наряду с разработкой материалов, предназначенных для изготовления элементов ответственного назначения, способных длительное время и с высокой степенью надежности эксплуатироваться в тяжелых условиях, в современном материаловедении наметилась тенденция придания им дополнительных функциональных характеристик (износо-, тепло-, коррозионно-, жаростойкости и т. д.) за счет формирования слоистой композиционной структуры.

Разработка материалов слоистого типа, в том числе на основе титана и меди, имеет перспективы, поскольку в условиях нагрева на межслойных границах слоистых композиционных материалов (СКМ) образуются интерметаллиды (на основе купридов титана), обладающие уникальными характеристиками [1–5].

Так, например, в [6; 7] показано, что слоистые металло-интерметаллидные композиты (СMIК) на основе системы Ti-Cu могут быть использованы в качестве коррозионноустойчивых теплозащитных экранов, где минимизируется утечка тепловой энергии за счет ограниченного теплообмена с окружающей средой веществ-теплоносителей, находящихся внутри аппарата.

На кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ предложена комплексная технология получения таких СMIК, включающая сварку взрывом (СВ), прокатку полученных слоистых пакетов и последующую термообработку (ТО) [8; 9]. Однако особенности их поведения в различных условиях нагружения, а также взаимосвязь конструкции и структуры с механическими характеристиками до сих пор не раскрыты. Подобного рода задачи весьма актуальны и име-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Бут И. В., 2022.

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

ют важное научное и прикладное значение. В частности знание прочностных характеристик интерметаллидов системы Ti-Cu в широком температурном диапазоне, позволит оценивать жаропрочность изделий с покрытиями на основе купридов титана.

На основании вышеизложенного, целью работы явилось определение кратковременной прочности медно-титановых СКМ, а также СММК на их основе при нормальных и повышенных температурах.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на СКМ в 3- и 9-слойном исполнении полученных: одновременной СВ (медь М1 + титан ВТ1-0 + медь М1) по параллельной схеме на оптимальном режиме с последующей прокаткой до толщины 1,5 мм (0,45 мм М1, 0,6 мм ВТ1-0); одновременной СВ трех трехслойных пакетов между собой (СВ осуществлялась по медному слою) с последующей прокаткой до суммарной толщины СКМ $\approx 2,2$ мм (М1 $\approx 0,2 \div 0,3$ мм, ВТ1-0 $\approx 0,175 \div 0,22$ мм). Микротвердость, замеренная на микротвердомере ПМТ-3М, после прокатки в слоях меди составляла $\approx 1,15 \div 1,25$ ГПа, а титана $\approx 3,0 \div 3,1$ ГПа. ТО полученных СКМ проводили в печи SNOL8,2/1100, используя защитные технологические обмазки, при температуре 850 °С, которая, согласно диаграмме Ti-Cu [10], является предельной для реализации процесса твердофазной диффузии и сохранения слоистой структуры с чередованием металлических и интерметаллидных слоев.

Металлографические исследования выполняли на модульном оптическом микроскопе Olympus BX-61 с фиксацией микроструктур

с помощью цифровой камеры микроскопа DP12. Исследования химического состава ДЗ осуществляли на сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга - Брентано в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{\AA}$) с использованием никелевого К β -фильтра. 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).

Механические испытания при комнатной температуре проводили на установке LRK5 Plus, высокотемпературные испытания - на установке АЛА-ТОО (ИМАШ 20-75) в диапазоне температур 20–700 °С. Параллельно проводили высокотемпературные испытания и входящих в состав композиции монометаллов. В качестве основного метода нагрева образца применялся радиационный метод. Это позволило устранить влияние различия удельных электросопротивлений компонентов при испытании СКМ и достигнуть равенства условий испытаний по длине зоны нагрева. Образцы для испытаний изготавливали из прокатанного СКМ (рис. 1, а) таким образом, чтобы продольная ось образца была параллельна направлению прокатки. Фрезерование рабочей части образцов осуществлялось специальной профильной фрезой сразу по всей длине рабочей части, что обеспечивало для всех образцов ее одинаковую величину. Для замера деформации при растяжении верхний слой образца полировался, а затем на приборе ПМТ-3 наносилась линия из реперных точек (рис. 1, б).

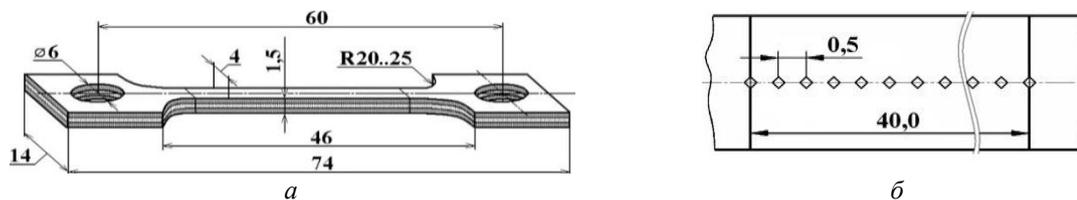


Рис. 1. Образец для механических испытаний (а) и схема нанесения на его поверхности реперных точек (б)

Результаты и их обсуждение

Анализ структуры межслойных границ полученных СВ и прокатанных СКМ при температуре 850 °С показал, что при длительной ТО (≥ 10 ч) диффузионная зона (ДЗ) в основном формируется в титановом слое. Так, в результате ТО при 850 °С в течение 100 (30) ч, слои титана были полностью поглощены в 3- (9-слой-

ных) СКМ. По данным послойного рентгеновского анализа, помимо меди идентифицируются только линии фаз Cu_3Ti_2 , CuTi_2 , CuTi , Cu_3Ti_4 , а линии соответствующие титану отсутствуют. Прилегающие к меди слои имеют твердость $3,5 \div 3,7$ ГПа (что с большой вероятностью соответствует интерметаллиду CuTi), за ними следуют прослойки гетерогенной структуры

со средним значением твердости $\approx 4,4$ ГПа (для некоторых структурных составляющих ее значения достигали $5,1 \div 5,4$ ГПа). Таким образом, были сформированы СМИК с близким объемным интерметаллидным наполнением ($V_{\text{инт}} \approx 65 \div 70$ % двух конструктивных типов – с одним и четырьмя интерметаллидными слоями, облицованными медными слоями (рис. 2).

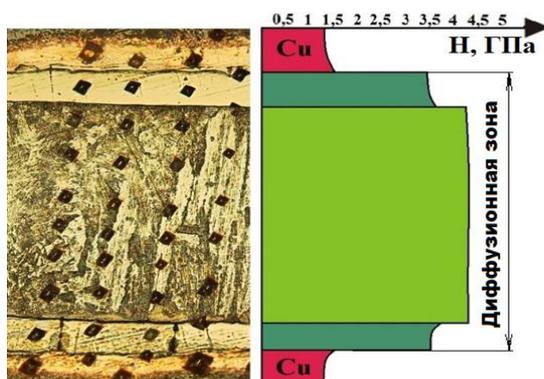


Рис. 2. Характер распределения микротвердости в поперечном сечении образца СМИК состава ВТ1-0 + медь М1 после ТО при 850 °С

Результаты механических испытаний показали (рис. 3, а), что прокатанные 3- (9-слойные) СКМ при комнатной температуре облада-

ют пределом прочности (σ_B) $320 \div 325$ ($360 \div 365$) МПа. Относительное удлинение (δ) составило 8 (6,5) % (рис. 3, б), что ниже, чем у исходных материалов (20 % у меди М1 и 30 % у титана ВТ1-0). С увеличением температуры испытания ($T_{\text{исп}}$), σ_B как 3-, так и 9-слойного СКМ понижается, но остается выше прочности меди и ниже прочности титана, а δ – возрастает.

Результаты механических испытаний СКМ хорошо описываются правилом смеси [11], которое позволяет оценить прочность композиции, если составляющие деформируются пластично вплоть до полного разрушения:

$$\sigma_{\text{СКМ}} = \sigma_{\text{Cu}} V_{\text{Cu}} + \sigma_{\text{Ti}} V_{\text{Ti}}, \quad (1)$$

где σ_{Cu} и σ_{Ti} – соответственно пределы прочности слоев меди и титана, а V_{Cu} и V_{Ti} – их объемная доля.

Формирование сплошных ДЗ в 3- и 9-слойных СМИК обеспечило их более высокую прочность в сравнении с СКМ во всем исследованном интервале температур (рис. 3, а). С ростом $T_{\text{исп}}$ для СМИК σ_B понижается, при этом 9-слойные СМИК показывают σ_B на $30 \div 50$ МПа выше 3-слойных. Во всем исследованном интервале температур δ находилась на уровне $0,4 \div 0,5$ % (рис. 3, б).

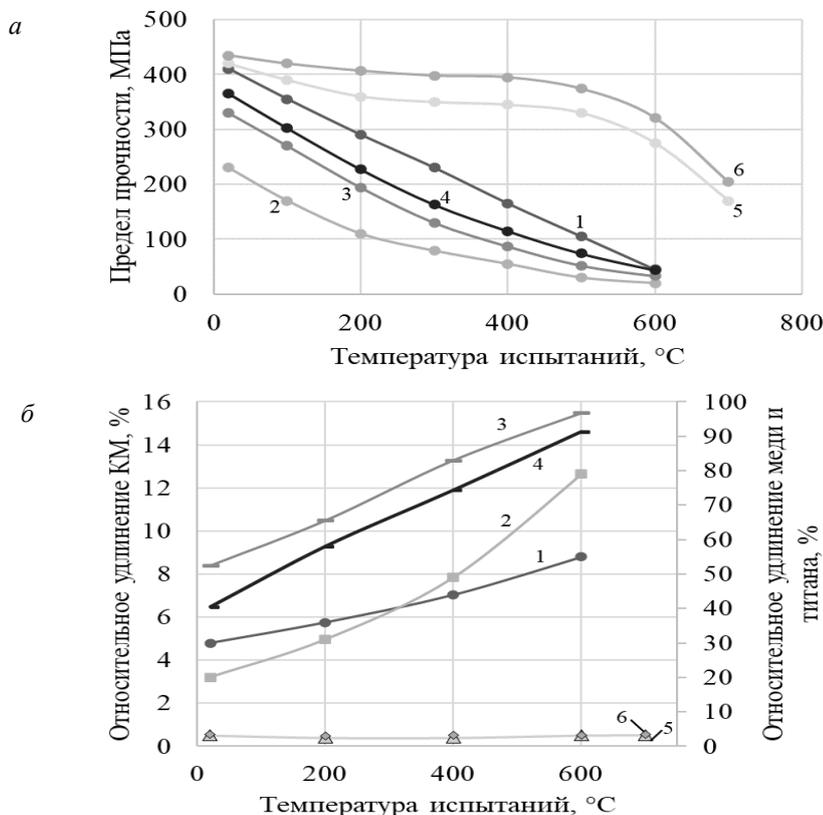


Рис. 3. Влияние температуры испытания на прочность (а) и относительное удлинение (б): 1 – титан ВТ1-0; 2 – медь М1; трех- (3, 5); девятислойные (4, 6) СКМ системы Ti-Cu (3, 4) и СМИК на их основе (5, 6)

Исследование микрокартины деформации 3-слойного медно-титанового СКМ (рис. 4) показало, что при сравнительно большом соотношении толщин твердого и мягких слоев, наблюдается многократное разрушение. Так, при растяжении СКМ, напряжения в слоях распре-

деляются в зависимости от соотношения хрупких и пластичных слоев: в мягком слое, обладающем низким пределом упругости, их величина зависит от величины полученной этим слоем пластической деформации.

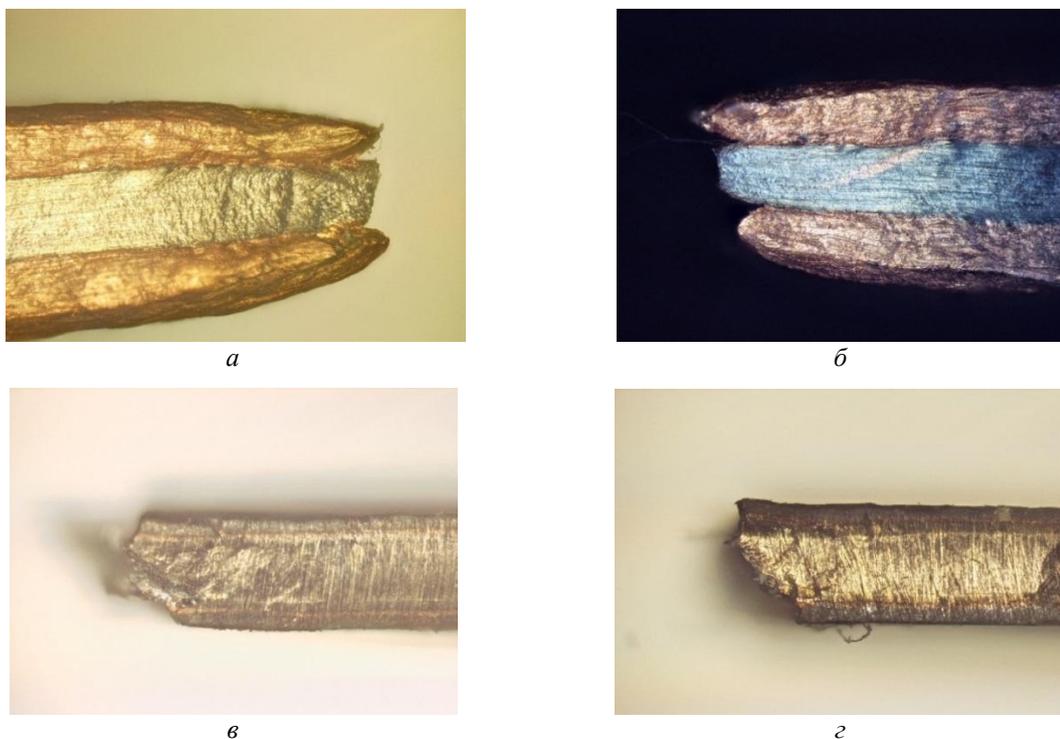


Рис. 4. Характер разрушения трехслойного медно-титанового СКМ (а, б) и СММК на его основе (в, г) после растяжения при температуре: 300 (а); 500 (б, в) и 700 °С (г)

Рост напряжения в твердом слое СКМ (рис. 4, а, б) приводит к возникновению очагов разрушения – микротрещин и перераспределению усилий между слоями (в работу включаются медные слои), после чего наступает разруше-

ние всего образца. При растяжении СММК (рис. 4, в, г) пластическая деформация практически отсутствует. Это подтверждает и диаграмма растяжения СММК (рис. 5) – материал разрушается практически без пластической деформации.

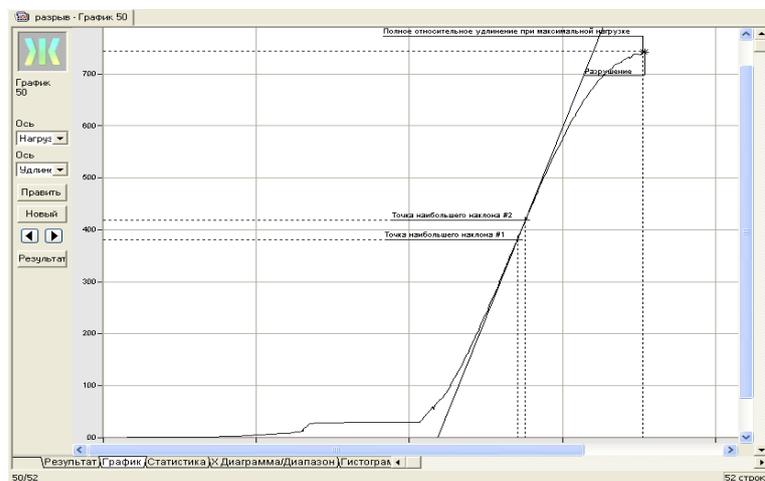


Рис. 5. Характерная диаграмма растяжения СММК состава М1 + ВТ1-0 ($V_{\text{инт}} \approx 65 \div 70 \%$). $T_{\text{исп}} = 20 \text{ } ^\circ\text{C}$

Определение прочностных свойств ДЗ в составе СМИК не представляется возможным из-за их высокой хрупкости, особенно вне высокотемпературного диапазона.

Известно [11], что если составляющие трехслойной композиции достаточно пластичны, то прочность, равномерная деформация, относительное удлинение при осевом продольном нагружении могут определяться по правилу смеси, если составляющие деформируются пластично вплоть до полного разрушения. Если одна из составляющих тройной системы хрупкая, прочность композита можно оценить по уравнению

$$\sigma_k = \sigma'_a V_a + \sigma'_b V_b + \sigma_c V_c, \quad (2)$$

где σ'_a и σ'_b – напряжения в мягких составляющих при деформации разрушения реакционной зоны [11]. Графически это уравнение в координатах свойства – объемная доля можно представить в виде поверхности из двух пересекающихся плоскостей (рис. 6).

Как видно из рис. 6, имеется такое объемное содержание твердой хрупкой составляющей (V_{min}^c), которая может приводить к падению прочностных свойств СМИК, и критическое содержание твердой составляющей ($V_{кр}^c$), при котором прочность СМИК соответствует прочности мягких слоев.

Для установления V_{min}^c необходимо решить совместно два уравнения

$$\begin{cases} \sigma_K = \sigma'_a V_a + \sigma'_b V_b + \sigma_c V_c \\ \sigma_K = \sigma_a V_a + \sigma_b V_b \end{cases} \quad (3)$$

При $V_c = V_{min}^c$ получим

$$V_{min}^c = \frac{(\sigma_A - \sigma'_A)V_A + (\sigma_B - \sigma'_B)V_B}{V_C} \quad (4)$$

Из уравнения 4 следует, что чем выше прочность ДЗ, тем меньше ее минимальная объемная доля и больше эффективность упрочнения СМИК. Поведение при нагружении таких композитов зависит от толщины и равномерности ДЗ, их однородности по структуре и свойствам.

Использование известного уравнения (2) и экспериментальных данных по прочностным свойствам СМИК системы Ti-Cu, позволило косвенным методом оценить прочность ДЗ, сформированной при нагреве:

$$\sigma_{ДЗ} = \frac{\sigma_{СМИК} - \sigma'_{Cu} V_{Cu} - \sigma'_{Ti} V_{Ti}}{V_{ДЗ}}, \quad (5)$$

где $\sigma_{ДЗ}$ – прочность ДЗ; $\sigma_{СМИК}$ – прочность СМИК при соответствующей температуре испытания; σ'_{Cu} , и σ'_{Ti} – предел текучести меди и титана при соответствующей температуре испытания; V_{Cu} , V_{Ti} , и $V_{ДЗ}$ – объемная доля меди, титана и ДЗ.

Значения предела текучести соответствующего металла определяли по результатам механических испытаний на установке ИМАШ 20-75 (представлены в таблице).

Предел текучести меди М1 и титана ВТ1-0

Материал	Предел текучести (МПа) при температуре (°C)									
	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
Медь М1	185	185	150	120	50	50	40	18	5	–
Титан ВТ1-0	382	323	235	137	108	78	49	20	10	–

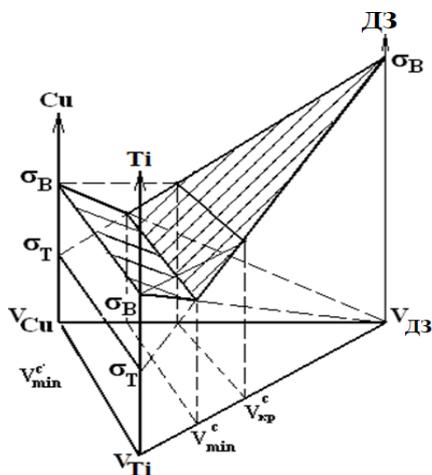


Рис. 6. Изменение σ_B СМИК системы Ti-Cu в зависимости от объемной доли составляющих, одна из которых хрупкая

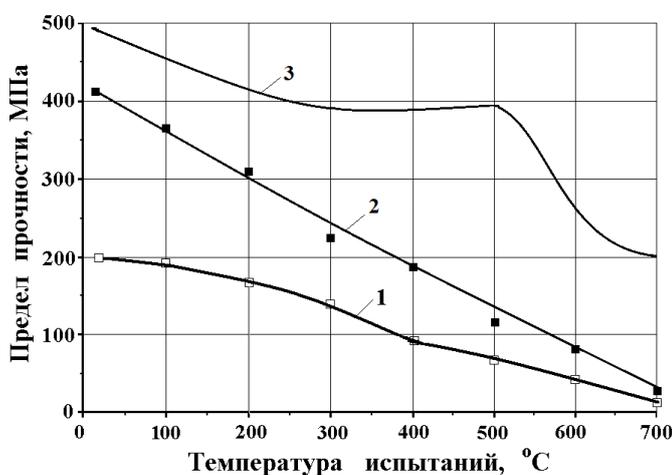


Рис. 7. Влияние температуры испытания на σ_B меди (1), титана (2) и ДЗ, сформированной при нагреве СКМ при 850 °C (при времени ТО \geq 30 ч)

На рис. 7 представлены полученные расчетным путем средние значения прочности $\sigma_{ДЗ}$, сформированной при температуре 850 °С (при 30 и более часов). Анализ результатов показывает, что в медно-титановом СМИК высокие значения кратковременной прочности реализуются за счет формирования многослойной структуры, включающей в себя ДЗ в виде слоев из интерметаллидных фаз (купридов титана). Согласно полученным данным $\sigma_{ДЗ}$ при ком-

натной температуре ($V_{инт} \approx 75\%$) составляет ≈ 490 МПа и с повышением $T_{исп}$ постепенно уменьшается, но находится значительно выше прочности монометаллов, входящих в состав СМИК.

Предел текучести ДЗ при повышенных температурах можно определить и графически (рис. 8), располагая данными о температурной зависимости $\sigma_{0,2}$ меди, предела прочности ДЗ ($\sigma_{ДЗ}$) и СМИК в целом.

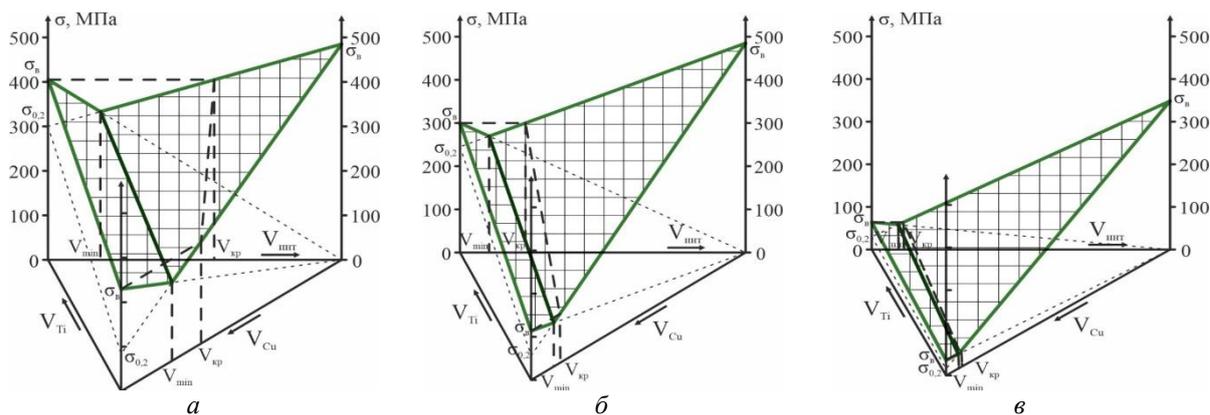


Рис. 8. Изменение расчетных показателей $\sigma_{в}$ СМИК системы Ti-Cu в зависимости от объемной доли составляющих, одна из которых хрупкая (ДЗ):
а – 20 °С; б – 200 °С; в – 600 °С

Выводы

1. Повышение кратковременной прочности при высоких температурах СМИК системы Ti-Cu достигается за счет увеличения объемной доли диффузионных зон на основе купридов титана, а прочности при комнатной температуре – за счет увеличения объемной доли слоев меди. Относительное удлинение с ростом температуры испытания возрастает в СКМ и практически не изменяется в СМИК (вне зависимости от числа слоев), оставаясь на уровне 0,3–0,4 %.

2. Увеличение числа слоев в СМИК с трех до девяти при прочих равных условиях приводит к увеличению кратковременной прочности на 40–50 МПа во всем исследованном диапазоне температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Konieczny, M.* Mechanical behaviour of multilayer metal-intermetallic laminate composite synthesized by reactive sintering of Cu/Ti foils / *M. Konieczny, A. Dziadoń* // Archives of metallurgy and materials. -2007. p 555-562
2. Формирование покрытий на основе купридов титана на поверхности меди при контактном плавлении / В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, В.Н. Арисова, Д.А. Евстропов // *Металлург.* - 2015. - № 10. - С. 88-92.

3. Износостойкость и твердость покрытия на основе купридов титана в рабочем диапазоне температур медных стенок кристаллизатора МНЛЗ / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. А. Антонов, Ю. В. Миронова // *Известия ВолГГТУ : нбучный журнал № 8 (168) / ВолГГТУ.* – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 63–66.

4. Оценка удельной электропроводности диффузионной зоны в композите системы Cu-Ti / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич // *Известия ВолГГТУ : научный журнал № 9 (188) / ВолГГТУ.* – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–13.

5. Оценка теплопроводности бинарных и легированных покрытий системы Ti-Cu / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. П. Кулевич // *Известия ВолГГТУ : научный журнал № 6 (241) / ВолГГТУ.* – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 24–28.

6. П. м. 149466 РФ, МПК В32В7/04, В32В15/01. Коррозионно-стойкий теплозащитный экран / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, С. П. Писарев, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. Ол. Таубе, Ю. В. Миронова; ВолГГТУ. - 2015.

7. П. м. 154490 РФ, МПК В32В15/01, В32В15/20, В23К101/04, В23К20/08. Композиционный теплозащитный экран с внутренней полостью / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, С. П. Писарев, Ю. П. Трыков, Д. В. Проничев, В. Ф. Казак, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, А. Ол. Таубе, В. М. Бакунцева; ВолГГТУ. - 2015.

8. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М.: Металлургиздат, 2016 - 346 с.

9. Шморгун, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. - 2005. - Вып. 3. - С. 3-9.

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

11. Шморгун, В. Г. Расчетная оценка прочности слоистых интерметаллидных композитов (СИК) системы «магний – алюминий» / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. С. Самарский, А. И. Богданов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 11 (59) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 20–23.

УДК 620.18:620.17

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-13-18

*В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич
В. О. Харламов, В. Ю. Ломакина, В. С. Семенова*

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДИФФУЗИИ
В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ БИМЕТАЛЛА МЕДЬ М3 + СТАЛЬ 30ХГСА
ПОСЛЕ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ПОСЛЕДУЮЩИХ НАГРЕВОВ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты металлографических исследований структуры и распределение химических элементов в зоне соединения меди М3 со сталью 30ХГСА после сварки взрывом и последующих отжигов при температуре 880 °С с увеличением времени выдержки от 1 до 10 час и повышенной температуре 1000 °С с временем выдержки 24 час. Показано, что при температуре 880 °С видимая диффузия компонентов меди и стали начинает протекать при времени выдержки 5 и 10 часов на небольшую глубину, а при 1000 °С выдержке 24 часа диффузия уже протекает активно на глубину до 100 мкм в медь и до 30 мкм в сталь, при этом происходит диспергирование структуры в зонах «вихревых» оплавок.

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

*V. N. Arisova, A. F. Trudov, L. M. Gurevich
V. O. Kharlamov, V. Yu. Lomakina, V. S. Semenova*

**INVESTIGATION OF DIFFUSION PROCESSES IN THE ZONE OF JOINT
OF BIMETAL COPPER M3 + STEEL 30CrMnSiA AFTER EXPLOSION
WELDING AND SUBSEQUENT HEATING**

Volgograd State Technical University

The results of metallographic studies of the structure and distribution of chemical elements in the zone of M3 copper junction with 30 CrMnSiA steel after explosion welding and subsequent annealing at a temperature of 880 °C with an increase in exposure time from 1 to 10 hours are presented. and elevated temperature of 1000 °C with a holding time of 24 hours. It is shown that at a temperature of 880 °C, visible diffusion of the components of copper and steel begins to occur at a holding time of 5 and 10 hours to a shallow depth, and at a holding time of 1000 °C for 24 hours, diffusion already proceeds actively to a depth of up to 100 microns in copper and up to 30 microns in steel, in this case, the structure is dispersed in the zones of "vortex" melts.

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

В [1] было показано, что сварка взрывом (СВ) [2; 3] обеспечивает прочноплотное соединение при создании биметалла медь М3 + сталь 30ХГСА. Зона соединения носит волновой характер, при этом на гребнях и впадинах волн зоны контакта свариваемых металлов образуются участки с литой структурой в результате выделения большого количества тепла вследствие значительной пластической деформации

приграничных слоев и адиабатичности процесса. С помощью металлографического и рентгеноспектрального анализов установлено [1], что перемешивание металлов основания (стали 30ХГСА) и плакирующего слоя (меди) в жидкой фазе привело к образованию локальных участков нового сплава, отличного от обоих свариваемых металлов по структуре и химическому составу, а в некоторых случаях интен-

сивная пластическая деформация приводила к отрыву и перемещению стальных фрагментов различного размера в зону «вихрей» с образованием эвтектикообразной структуры. Последующий отжиг при температуре 880 °С в течение 1 часа не привел к изменению структуры «вихрей» (эвтектической смеси с включениями частиц стали различного размера), при этом в зонах без оплавов видимого взаимодействия между медью и сталью не наблюдалось [1].

Проведенное исследование изменения микроструктуры, химического состава и распределения микротвердости в околошовной зоне сваренного взрывом биметалла МЗ + сталь 30ХГСА после закалки от 880 °С в масле показало [4], что сталь 30ХГСА претерпела мартенситное превращение, как в стальном слое композита, так и в стальных фрагментах в «вихревой» зоне. После высокого отпуска стальные фрагменты в зоне «вихрей» сохранились со структурой сорбита отпуска. При этом химического взаимодействия компонентов на границе соединения как после закалки, так и после отпуска не наблюдалось.

Поскольку областью рационального применения медно-стальных композитов может служить электрометаллургия (длительное время эксплуатирующиеся при высоких температурах токоподводы электроплавильных агрегатов, сочетающие электро- и теплопроводность меди с прочностью стали), целью данной работы являлось изучение изменения структуры в зоне соединения сваренного взрывом биметалла МЗ + сталь 30ХГСА при длительных нагревах.

Материалы и методика проведения исследований

Сварку взрывом проводили по плоскопараллельной схеме. На лист конструкционной стали 30ХГСА толщиной 10 мм металась медная пластина марки МЗ толщиной 3 мм.

Отжиг сваренного взрывом композита проводился в печи СНОЛ-1.6,2.5,1/11-ИЗ при температуре 880 °С и временах выдержки 2, 5 и 10 ч, а также при температуре 1000 °С в течение 24 ч.

Микроструктуру изучали с помощью оптического металлографического микроскопа «Olympus BX61» с фиксацией микроструктур компонентов КМ с помощью цифровой камеры микроскопа DP12 при увеличениях 50–500 и растрового двухлучевого электронноионного микроскопа системы Versa3D DualBeam. Распределение химических элементов в околошовной зоне композиционного материала изучали с использованием энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max (Oxford Instruments). Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТ-3М.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 1 приведены микроструктура зоны соединения в участках, содержащих «вихри», исследуемого биметалла после СВ и отжигов при указанных выше температурах и временах выдержки [1; 4].

Анализ микроструктур (рис. 1) показал, что при увеличении выдержки от 1 до 10 ч при температуре 880 °С видимых изменений в структуре вихревых зон не наблюдается – стальные фрагменты различной величины в зоне «вихрей» сохранились. При увеличении температуры до 1000 °С и выдержке в течение 24 часов про-

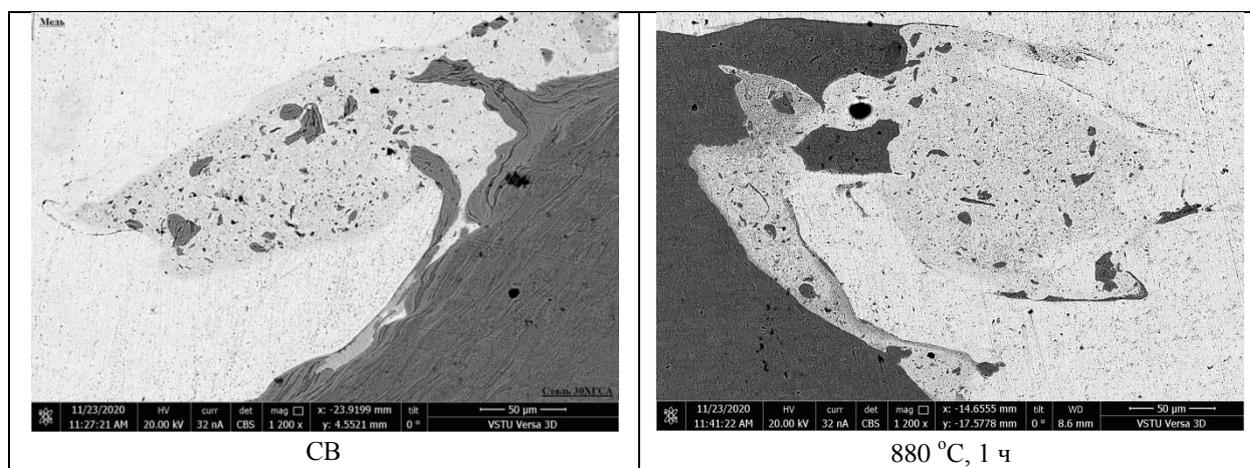


Рис. 1. Микроструктура «вихрей» на границе соединения композита медь МЗ+сталь 30ХГСА после СВ и отжигов ($\times 1200$, съемка с использованием детектора обратно отраженных электронов BSE, темно-серые участки – сталь) (см. также с. 15)

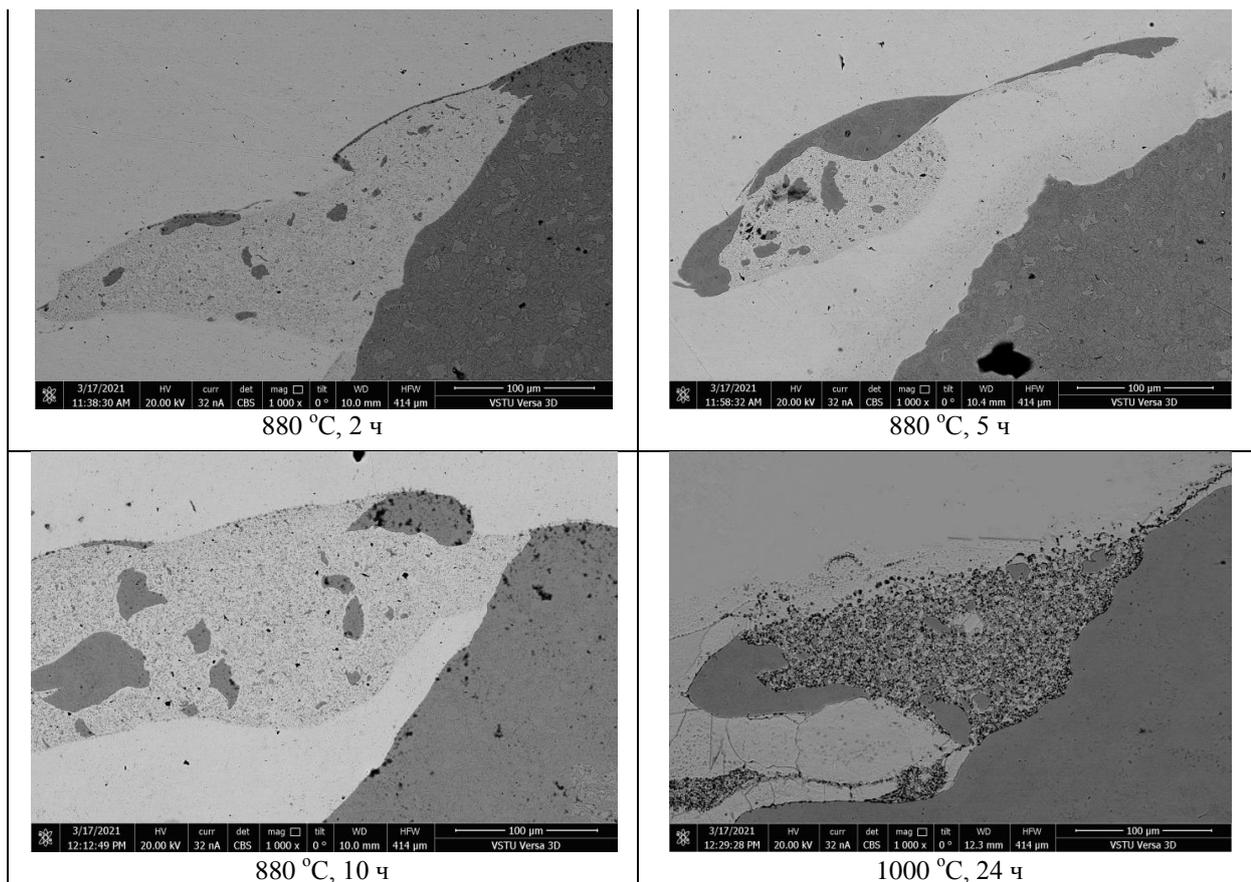
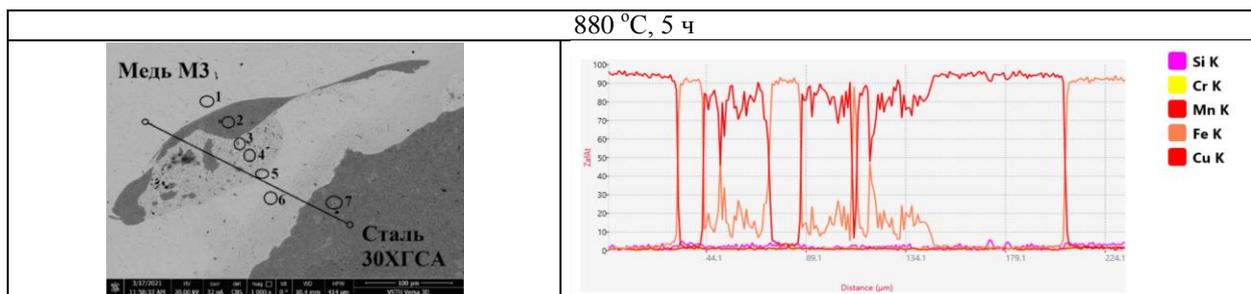


Рис. 1. Окончание

изошло диспергирование структуры этих зон вследствие растворения стали в меди.

На рис. 2 представлены данные рентгеноспектрального анализа по распределению химических элементов в околошовных зонах отожженных образцов и химического состава в отдельных точках.

ческих элементов в околошовных зонах отожженных образцов и химического состава в отдельных точках.



Химический состав в точках микроструктуры

Точка	Содержание элемента, ат. %				
	Si	Cr	Mn	Fe	Cu
1	-	0,2	0,2	1,7	97,9
2	1,3	0,9	0,8	95,7	1,3
3	1,4	0,8	0,1	92,7	5
4	0,1	0,2	0,2	8,4	91,1
5	0,5	0,2	0,1	7,3	91,9
6	0,1	0,3	0,3	1,3	98,1
7	1,6	0,8	0,9	95,6	1,1

Рис. 2. Распределение химических элементов в зонах «вихрей» сваренного взрывом биметалла после отжига при температурах 880 и 1000 °C (см. также на с. 16)

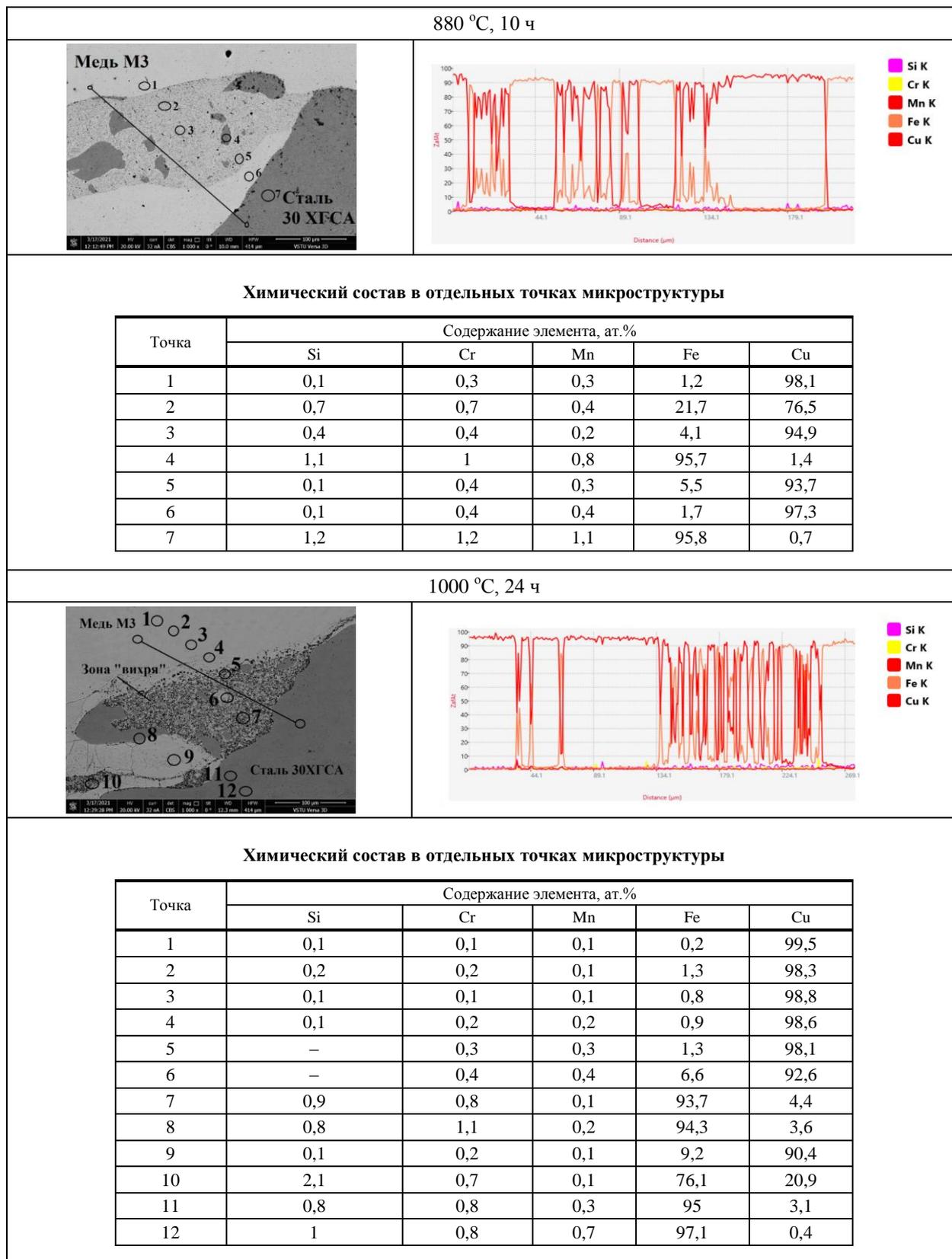


Рис. 2. Окончание

Из анализа данных рентгеноспектрального анализа следует, что при отжиге 880 °С и време-

ни выдержки 2 ч видимого взаимодействия между компонентами меди и стали в околошовной

зоне еще не происходит. При увеличении времени выдержки до 5 и 10 часов при этой температуре уже имеет место диффузия (до 10 мкм) как меди (до 1 %) в сталь (точки 7), так и компонентов стали в медный слой (точки 1 и б).

При отжиге 1000 °С, 24 час диффузия протекает на большую глубину и в сталь, и в медь. На рис. 3 представлена микроструктура и данные рентгеноспектрального анализа этого образца в зоне без оплавок.

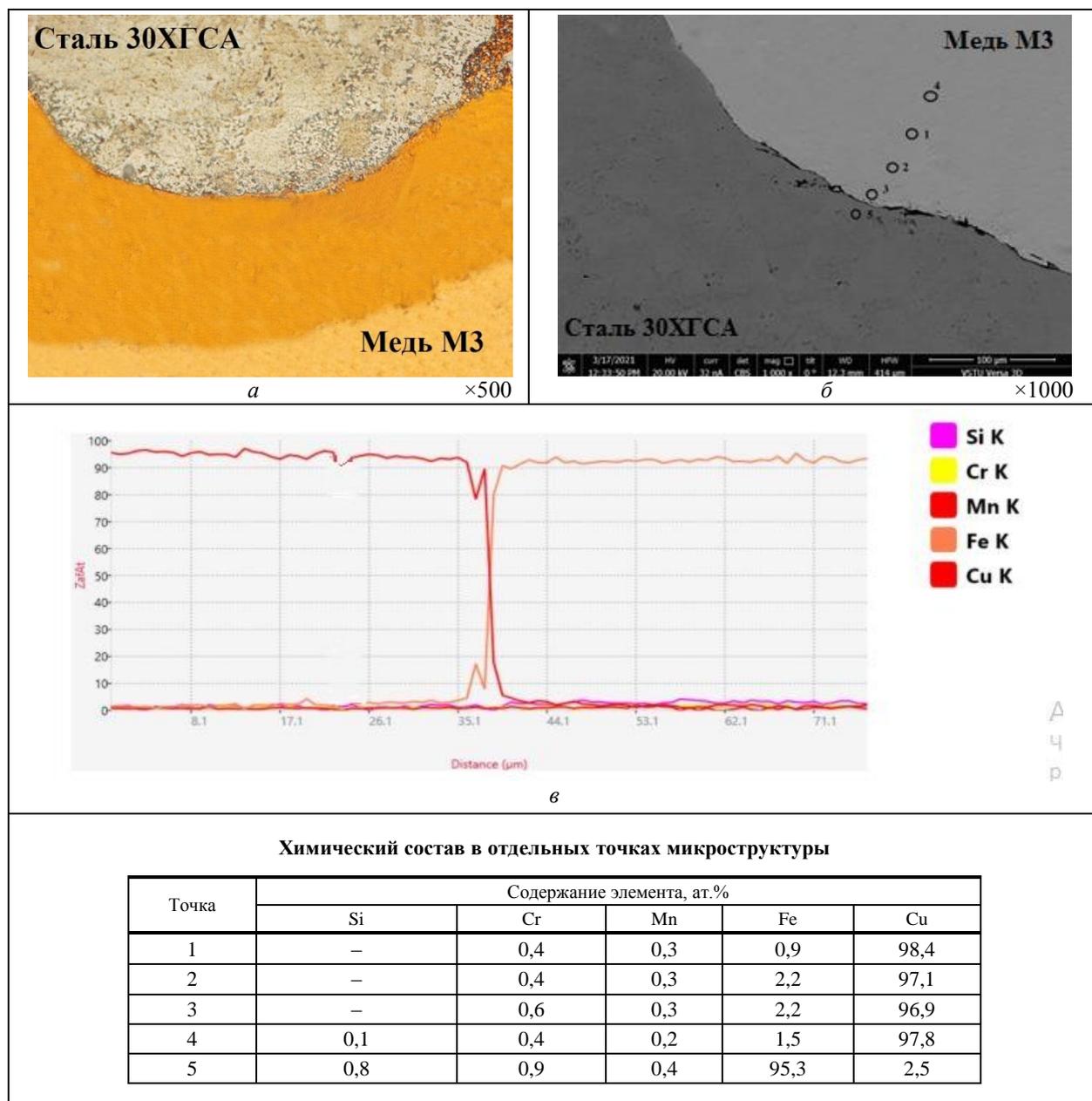


Рис. 3. Микроструктура при оптической (а) и электронной (б) металлографии с распределением химических элементов по сечению (в) и элементным составом в указанных точках (таблица)

На микроструктуре, полученной при оптической металлографии, наблюдается диффузионная зона в меди (более яркой окраски), толщиной до 100 мкм. Диффузия меди в сталь происходит на меньшую глубину – до 20–30 мкм (рис. 3, в).

Изменение микротвердости по сечению би-

металла при выше указанных режимах носит практически одинаковый характер: твердость меди составила около 0,6 ГПа, а твердость стали – 1,5–2 ГПа.

В таблице представлены данные микротвердости «вихревых» зон в биметалле после проведенных отжигов.

Микротвердость «вихревых» зон биметалла МЗ-сталь 30ХГСА после отжигов

Режим обработки	Длительность отжига при температуре 880 °С			Отжиг при 1000 °С в течение 24 ч
	2 ч	5 ч	10 ч	
Микротвердость ГПа	0,52–1,07	0,61–1,49	0,63–1,05	0,72–0,74

Из таблицы следует, что при температуре 880 °С и временах выдержки от 2 до 10 ч вследствие различия в величинах (мелкие и крупные) стальных фрагментов в «вихрях» (рис. 1), а, следовательно, и в варьировании полноты протекания диффузионных процессов с формированием твердых растворов меди в стали, твердость в них варьируется в широких пределах (0,52–1,49 МПа). Отжиг при 1000 °С и выдержке 24 ч привел к значительному растворению стали в меди с образованием однородной структуры типа сорбит, твердость в этих зонах изменялась в узких пределах – 0,72–0,74 ГПа.

Выводы

1. Установлено, что после отжига при температуре 880 °С и времени выдержки 2 ч видимого диффузионного взаимодействия компонентов в биметалле медь МЗ+сталь 30ХГСА не произошло. Визуально обнаруживаемая при оптическом и электроннометаллографическом анализе диффузия начинается после отжига при температуре 880 °С и временах выдержки 5 и 10 часов, толщина диффузионной зона не превышает 10 мкм. Увеличение температуры и длительности нагрева до 1000 °С и 24 ч способствует интенсификации диффузионных процессов как меди в сталь на глубину до 30 мкм, так и компонентов стали в медь – до 100 мкм.

2. Показано, что в «вихревых» зонах соединения с оплавами при отжиге 1000 °С в течение 24 ч происходит растворение образующихся после сварки взрывом стальных фрагментов различного размера с образованием дисперсной структуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Арисова, В. Н. Трансформация структуры в зоне соединения биметалла медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и последующего отжига / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 4 (251) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–18.
2. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Трыков Ю. П., Гуревич Л. М., Арисова В. Н. ВолГГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
3. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгуин, О. В. Слаутин, А. И. Богданов // Москва: Металлургиздат, 2016. – 346 с.
4. Арисова, В. Н. Особенности формирования структуры в зоне соединения медно-стального композита медь МЗ + сталь 30ХГСА после сварки взрывом и термического улучшения / В. Н. Арисова, А. Ф. Трудов, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, В. Ю. Назарова // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолГГТУ. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – Волгоград, 2021. – (С. 11–17).

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-18-23

В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Р. Д. Евчиц, Я. Р. Герус, Э. Р. Камалов

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ИСХОДНОЙ ПРОЧНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ С НИХРОМОМ, НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Выполнен расчет критических значений скоростей соударения, необходимых для формирования равнопрочных сварных соединений сплава Х20Н80 с титаном ВТ1-0 и сплавами на его основе ОТ4 и ВТ20. Показано, что при скоростях точки контакта, близких к нижней границе интервала, в котором локальные участки оплавленного металла образуются только в том случае, если параметры режима сварки взрывом отличаются от оптимальных, расчетное значение критической скорости соударения является избыточным, а при скоростях точки контакта, близких к верхней границе, – недостаточным для формирования границы соединения слоев с практически полным отсутствием всех видов микронеоднородности, кроме деформационного упрочнения металла, которое является обязательным во всех высокопрочных сварных соединениях.

Показано, что при прочих равных условиях исходная прочность титановых сплавов не оказывает влияния на характеристики зоны соединения при сварке взрывом на оптимальных режимах, а основным параметром является скорость точки контакта.

Ключевые слова: сварка взрывом, локальное оплавление, режимы сварки, титан, нихром.

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Герус Я. Р., Камалов Э. Р., 2022.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-10246, <https://rscf.ru/project/21-79-10246/>

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, R. D. Evchits, Ya. R. Gerus, E. R. Kamalov

EVALUATION OF THE EFFECT OF THE INITIAL STRENGTH
OF TITANIUM ALLOYS ON THE CHARACTERISTICS OF THE JOINT
ZONE AFTER EXPLOSION WELDING WITH NICHROME

Volgograd State Technical University

The calculation of the critical values of the impact velocities required for the formation of equal-strength welded joints of the Kh20N80 alloy with VT1-0 titanium and OT4 and VT20 titanium-based alloys. It is shown that at contact point velocities close to the lower boundary of the interval in which local areas of melted metal are formed only if the parameters of the explosion welding mode differ from the optimal ones, the calculated value of the critical impact velocity is excessive, and at contact point velocities close to the upper boundary - insufficient for the formation of the boundary of the connection of layers with the almost complete absence of all types of microinhomogeneity, except for the strain hardening of the metal, which is mandatory in all high-strength welded joints.

It is shown that, other things being equal, the initial strength of titanium alloys does not affect the characteristics of the joint zone during explosion welding at optimal modes, and the main parameter is the speed of the contact point.

Keywords: explosion welding, local melting, welding modes, titanium, nichrome.

Достижение принципиально нового уровня свойств титановых сплавов возможно путем создания на их поверхности функционально-градиентных интерметаллидных покрытий на основе алюминидов никеля. Для решения задачи нанесения жаро- и износостойких слоистых интерметаллидных покрытий на титан и его сплавы на кафедре МВ и КМ ВолгГТУ предложена технология, предусматривающая нанесение на первом этапе на поверхность титана сваркой взрывом (СВ) барьерного слоя нихрома (сплав Х20Н80), а на втором – алитирование полученной заготовки погружением в расплав алюминия.

При СВ идеальным вариантом сварного соединения является граница соединения слоев безволнового или волнообразного профиля, близкого к форме синусоидальной кривой, которая может быть получена только при оптимальных условиях сварки (режимах) [1; 2]. В этом случае практически полностью отсутствуют все виды микронеоднородности, кроме деформационного упрочнения металла, которое является обязательным во всех высокопрочных сварных соединениях [3].

В работе [1] показано, что при СВ однородных материалов равнопрочные сварные соединения образуются при определенных для каждого металла оптимальных величинах удельной кинетической энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию металла $W_{2кр}$, которые уменьшаются с увеличением от металла к металлу показателя технологической деформируемости Астрова [4]

$$W_{2кр} = 0,606 + 0,184 \ln HB/\delta, \quad (1)$$

где HB – твердость по Бринелю; δ – относительное удлинение.

При сварке разнородных металлов величина $W_{2кр}$ занимает положение, близкое или равное необходимым критическим энергозатратам для более мягкого металла, что связано, с одной стороны, со строгой локализованностью пластических деформаций в околошовной зоне, а с другой – с необходимостью активации поверхности более твердого и прочного слоя лишь до уровня, при котором прочность границы соединения достигнет свойств менее прочного металла [1].

При превышении параметров СВ над оптимальными происходит оплавление контактирующих поверхностей свариваемых металлов. Оплавленные участки (их размеры, количество и состав) влияют на свойства соединений, особенно при сварке металлов, образующих между собой химические соединения, так как последние являются очагами образования интерметаллидов, снижающих, как правило, прочностные характеристики сварных соединений [1–3].

Основным параметром, влияющим на оплавление металлов при СВ считают скорость точки контакта V_k [5; 6]. Скорость контакта имеет верхний предел, выше которого сварное соединение не образуется, поскольку для создания в зоне соударения свариваемых частей физического контакта и реализации в нем механизма образования активных центров скорость V_k должна быть меньше скорости звука в соединяемых металлах C_0 , в противном случае металл не успеет деформироваться и сварки не произойдет. Постепенное снижение V_k сопровождается образованием сварных соединений, однако при ее значениях, больших $0,8C_0$, в соединениях наблюдается сплошная прослойка расплавленного и закристаллизовавшегося металла, изменение V_k в интервале $0,3–0,8C_0$

характеризуется наличием волнообразного профиля контактирующей поверхности с локальными включениями оплавленного металла, а при меньших значениях V_k оплавление металлов прекращается. В интервале $0,3-0,8C_0$ локальные участки оплавленного металла образуются, если параметры режима СВ отличаются от оптимальных. При этом количество оплавленного металла в зоне соединения растет по мере увеличения скорости соударения и толщин свариваемых металлов.

О влиянии исходной прочности на оплавление металлов при СВ нет однозначного мнения. Работ, посвященных изучению влияния физико-механических свойств свариваемых металлов на свойства получаемых соединений, немного. Первой из них можно считать работу В. С. Седых и Ю. П. Трыкова [7], заметивших резкое снижение прочности соединений титана со сталями при повышении твердости стали, если режимы сварки не менялись. Затем появились работы Е. Б. Сахновской [8], Wittman R. H. [9],

Р. В. Стефановича [10], А. П. Соннова, В. Я. Смелянского [11] и ряда других авторов, показавших несомненное влияние прочностных характеристик свариваемых металлов на свойства получаемых соединений. Однако вопрос о влиянии исходной прочности материалов на характеристики зоны соединения при СВ на оптимальных режимах до сих пор практически не исследован.

Целью настоящей работы явилась оценка влияния исходной прочности титановых сплавов на характеристики зоны соединения при сварке взрывом на оптимальных режимах со сплавом X20H80 (нихром).

Материалы и методы исследований

Исследования проводили на композитах состава X20H80+BT1-0 (2 + 1 мм), X20H80+OT4 (2 + 2 мм) и X20H80+BT20 (2 + 2 мм). Твердость по Бринеллю и относительное удлинение определяли по результатам стандартных механических испытаний (таблица). Сварку осуществляли по плоскопараллельной схеме.

Исходные данные для расчета параметров СВ

Материал	Толщина	Твердость НВ 10^{-1}	Относительное удлинение, δ	Критическое значение энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию $W_{кр}$
	мм	МПа	%	МДж/м ²
BT1-0 X20H80	<u>2</u>	<u>130</u>	<u>25</u>	<u>0,91</u>
	1	140	20	0,96
OT4 X20H80	<u>2</u>	<u>280</u>	<u>10</u>	<u>1,18</u>
	2	140	20	0,96
BT20 X20H80	<u>2</u>	<u>340</u>	<u>10</u>	<u>1,25</u>
	2	140	20	0,96

Скорость точки контакта выбирали таким образом, чтобы ее значения охватывали весь интервал $0,3-0,8C_0$, в котором локальные участки оплавленного металла образуются, если параметры режима СВ отличаются от оптимальных. Расчет C_0 осуществляли по известному соотношению

$$E = \rho C_0^2, \quad (2)$$

где E – модуль Юнга, ρ – плотность. Исходя из того, что для сплава X20H80 $C_0 \approx 5100$ м/с, OT4 ≈ 5030 м/с, BT20 ≈ 5020 м/с, а BT1-0 ≈ 4986 м/с, были выбраны значения V_k 2000 ($\sim 0,4C_0$) и 3350 м/с ($0,67 C_0$).

Критические значения скорости соударения V_c рассчитывали по зависимости [1]

$$V_{c_{кр}} = \sqrt{\frac{2W_{кр}(\rho_1\delta_1 + \rho_2\delta_2)}{\rho_1\rho_2\delta_1\delta_2\left(1 - \frac{V_k^2}{C_0^2}\right)}}, \quad (3)$$

где $\rho_1\delta_1$, $\rho_2\delta_2$ – соответственно плотности и толщины метаемого и неподвижного элементов.

Для композита X20H80+BT1-0 при V_k 2000 м/с это значение составило 715 м/с, для X20H80+OT4 при V_k 2000 м/с – 715 м/с, а при V_k 3350 м/с – 750 м/с, для X20H80+BT20 при V_k 3350 м/с также 750 м/с.

Расчет технологических (H – высота заряда ВВ, h – технологический зазор) параметров осуществляли с помощью преобразованных зависимостей, полученных для одномерного метания тел продуктами взрыва [12], которые удовлетворительно описывают закономерность разгона метаемой пластины в условиях СВ:

$$H = 6\rho_1\delta_1 V_c / \rho_{ВВ} V_k (1 - V_c / V_k)^2, \quad (4)$$

$$h = (1 - \Theta_h)^2 H / (1 + 2\eta) \Theta_h^2 - 1, \quad (5)$$

где
$$\Theta_h = \frac{1 + \eta(1 - V_c / V_k) + \sqrt{\eta^2(1 - V_c / V_k)^2 - 2\eta V_c / V_k}}{1 + 2\eta}, \quad (6)$$

$$\eta = \frac{16\rho_{ВВ}H}{27\rho_1\delta_1}, \quad (7)$$

$\rho_{ВВ}$ – плотность взрывчатого вещества.

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования сваренных на предварительно рассчитанных параметрах СВ образцов показали, что для композита

X20H80+BT1-0 при V_k 2000 м/с значение V_c 715 м/с является избыточным. На границе соединения присутствовало большое количество оплавленного металла. При его относительной протяженности (K) 61 % толщина оплавов достигала 17 мкм (рис. 1, а), что, безусловно, при наличии в последнем хрупких фаз, приведет к резкому снижению трансверсальной прочности.

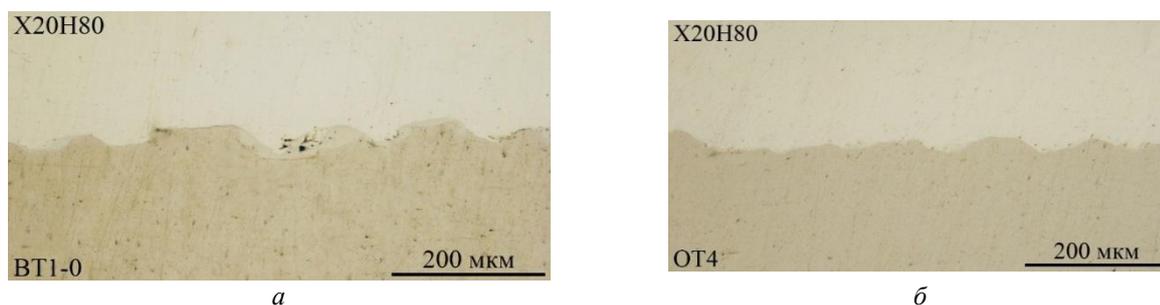


Рис. 1. Структура зоны соединения X20H80+BT1-0 (а) и X20H80+OT4 (б) после СВ на режиме V_k 2000 м/с при $V_c = 715$ м/с. x200

Корректировка режима в меньшую сторону до V_c 600 м/с обеспечила, при практически неизменных параметрах - амплитуде (a) и длине (λ) волн ($2a = 15\div 18$ мкм, $\lambda = 140\div 180$ мкм), снижение K до 55 %, а максимальной толщины оплавов до 7,5 мкм (рис. 2, в). Распределение микротвердости в поперечном сечении композита было характерно для сваренных взрывом

соединений (рис. 3) с участком рекристаллизации в титановом слое.

Для композита X20H80+OT4 при V_k 2000 м/с значение V_c 715 м/с также оказалось избыточным (рис. 1, б). И для снижения K с 40 до 20 %, а максимальной толщины с 5,3 до 4,9 мкм также потребовалось снижение V_c до 650 м/с (рис. 2, з).

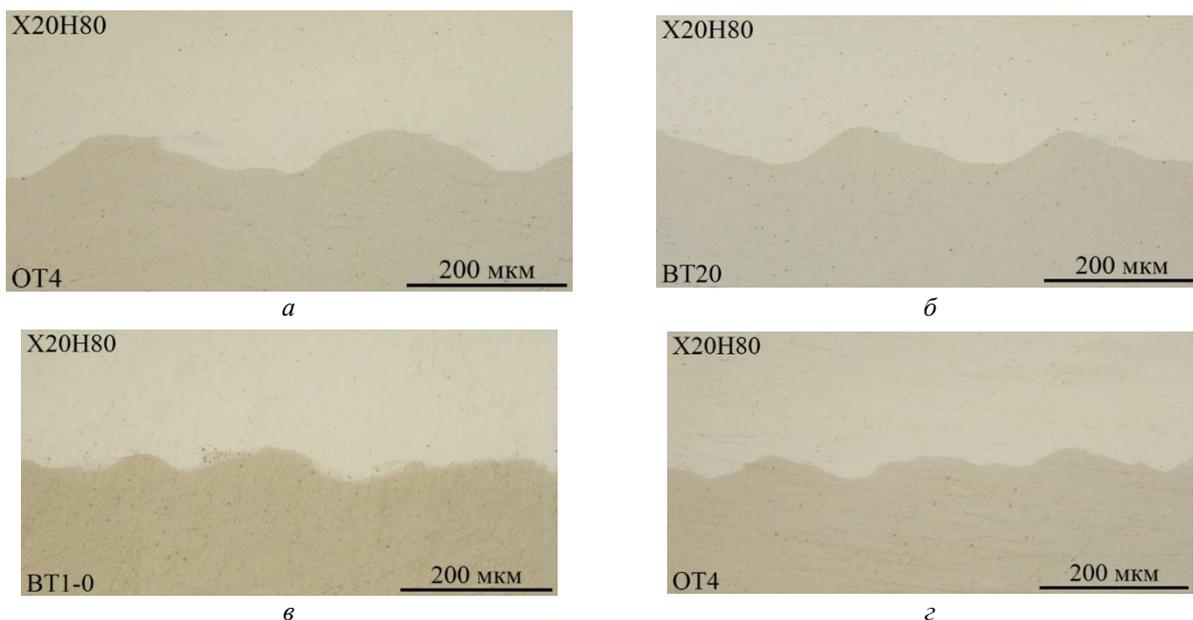


Рис. 2. Структура зоны соединения X20H80 + OT4 (а, з), X20H80+ BT20 (б) и X20H80+ BT1-0 (в) после сварки на оптимальном режиме при V_k 3350 (а, б) и 2000 м/с (в, з). x200

Сварка сплавов X20H80 и OT4 на режиме $V_k = 3350$ м/с, $V_c = 750$ м/с не привела к формированию соединения. Обеспечить сварку удалось только при $V_c = 1000$ м/с (рис. 2, а) с параметрами волнообразного профиля: $2a = 25 \div 26$ мкм, $\lambda = 320 \div 336$ мкм, $K = 30$ %, максимальная толщина оплавов 7,9 мкм.

Сварка сплавов X20H80 и BT20 на режиме $V_k = 3350$ м/с, $V_c = 750$ м/с также не привела к формированию соединения. Обеспечить сварку удалось только при $V_c = 1100$ м/с (рис. 2, б) с параметрами волнообразного профиля: $2a = 22 \div 24$ мкм, $\lambda = 260 \div 280$ мкм, $K = 20$ %, максимальная толщина оплавов 6,7 мкм.

Анализ полученных экспериментальных

данных позволил установить следующее. При прочих равных (НВ и δ) условиях и сварке на режимах, близких к оптимальным, увеличение скорости точки контакта с 2000 до 3350 м/с приводит к росту параметров волн в соединениях сплава X20H80 с OT4 ($2a$ с 13 до 26 мкм, а λ со 170 до 336 мкм), K с 20 до 30 %, и максимальной толщины оплавов с 4,9 до 7,9 мкм. Полученный результат не противоречит существующим представлениям о СВ, как разновидности сварки в твердой фазе [1–3], и он обусловлен соответствующим увеличением удельной кинетической энергии с 1,04 до 1,67 МДж/м², затрачиваемой на пластическую деформацию металла.

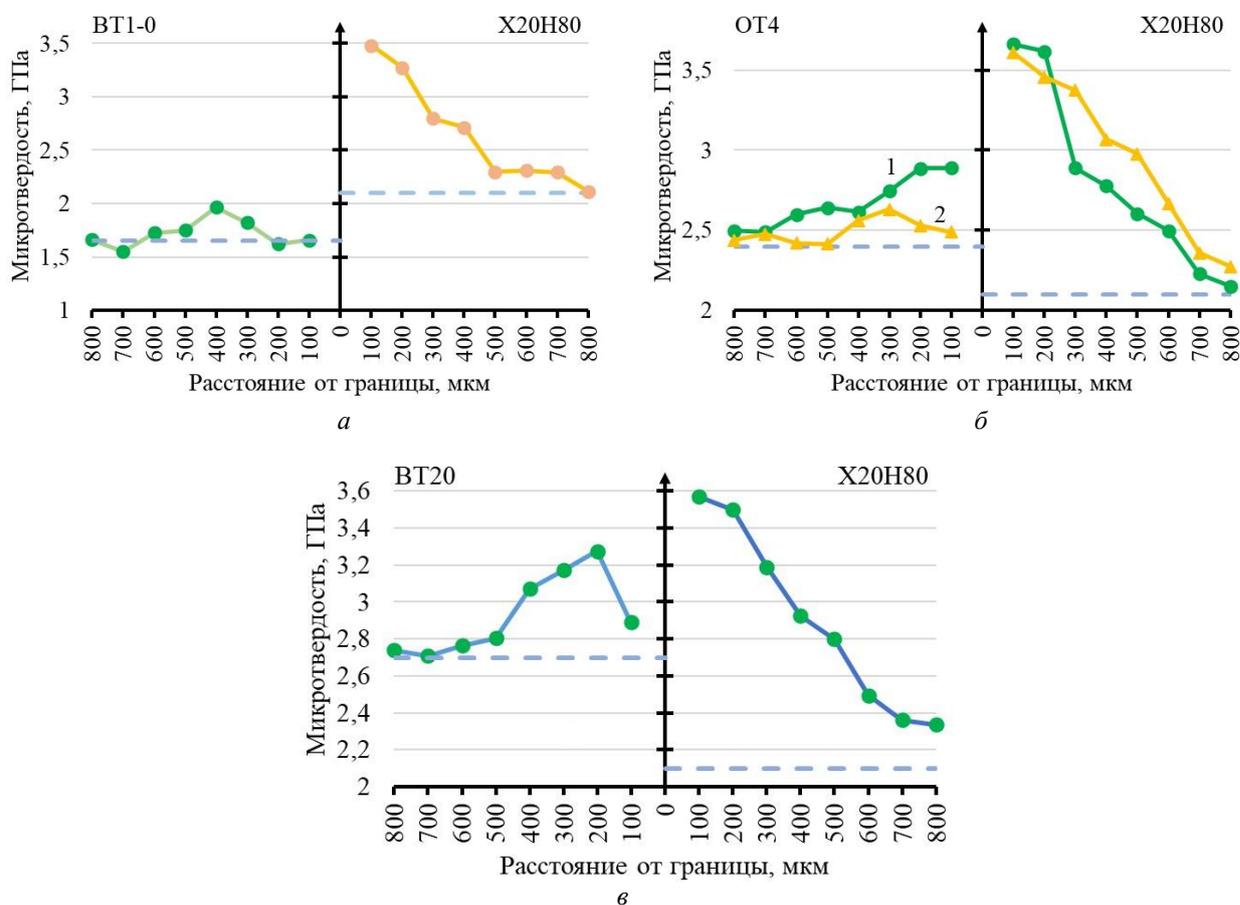


Рис. 3. Распределение микротвердости в сваренных взрывом соединениях:

а – $V_c = 600$ м/с, $V_k = 2000$ м/с; б – $V_c = 600$ м/с, $V_k = 2000$ м/с (1), 2 – $V_c = 1000$ м/с, $V_k = 3350$ м/с; в – $V_c = 1100$ м/с, $V_k = 3350$ м/с

Сварка на режимах, близких к оптимальным, с одинаковой скоростью точки контакта более твердого, в сравнении со сплавом OT4, сплава BT20 (при одинаковой их пластичности) привела к снижению параметров волн в их соединениях со сплавом X20H80 ($2a$ с 26 до 24 мкм, а λ с 336 до 281 мкм), K с 30 до 20 %, и максимальной

толщины оплавов с 7,9 до 6,7 мкм. Последнее позволило сделать вывод о том, что повышение исходной прочности титановых сплавов не приводит к росту характеристик зоны соединения при сварке взрывом на оптимальных режимах, а выявленное некоторое их снижение обусловлено недостаточной скоростью соударения.

Выводы

1. При скоростях точки контакта, близких к нижней границе интервала, в котором образуются локальные участки оплавленного металла, расчетное значение оптимальной скорости соударения при сварке взрывом сплава Х20Н80 с титаном ВТ1-0 и сплавами ОТ4 и ВТ20 является избыточным, а при скоростях точки контакта, близких к верхней границе – недостаточным для формирования границы соединения слоев с минимальным количеством всех видов микронеоднородности, кроме деформационного упрочнения металла, которое является обязательным во всех высокопрочных сварных соединениях.

2. При прочих равных условиях исходная прочность титановых сплавов не оказывает влияния на характеристики зоны соединения при сварке взрывом на оптимальных режимах (параметры волн, относительная протяженность и максимальная толщина оплавов), основным параметром является скорость точки контакта.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М. : Машиностроение, 2005. – 544 с.
2. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
3. Седых, В. С. Классификация, оценка и связь основных параметров сварки взрывом / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений : межведом. сб. научн. тр. / ВолгПИ. – Волгоград, 1985. – С. 3–30.

4. Астров, Е. И. Плакированные многослойные металлы / Е. И. Астров. – М. : Металлургия, 1965. – 239 с.

5. Седых, В. С. Расчет условий оплавления и количества оплавленного металла при сварке взрывом / В. С. Седых, А. П. Соннов // В кн.: Сварка взрывом и свойства сварных соединений. Труды Волгоградский политехнический институт. Вып. 1. Волгоград. 1974, с. 25–34.

6. Седых, В. С. К вопросу о структуре оплавленных участков, образующихся на границе раздела металлов в свариваемых взрывом соединениях / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений. – Волгоград, 1995. – С. 36–45.

7. Седых, В. С. Влияние твердости поверхностного слоя основы на схватывание металлических пластин при соударении / В. С. Седых, Ю. П. Трыков // В кн.: Материалы научной конференции. Труды/Волгоградский политехнический институт, т. 1. Волгоград, 1965, с. 339–342.

8. Сахновская, Е. Б. Некоторые закономерности сварки взрывом алюминиевых сплавов с аустенитной сталью / Е. Б. Сахновская // В кн.: Технология машиностроения. Труды / Волгоградский политехнический институт, Волгоград. 1971, с. 19–26.

9. Wittman, R. H. The influence of collision parameters on the strength and microstructure of the explosion welded aluminum alloy. / R.H. Wittman// In: Explosive working of metals (Proceedings of 2 International Sipposium. Marianske Lasne, 1973). Praha, 1974, p. 153-168.

10. Стефанович, Р. В. Пластическая деформация металлов и ее связь с критическими режимами при сварке взрывом / Р. В. Стефанович // В кн.: Порошковая металлургия. Вып. 2. Минск: Высшая школа. 1978, с. 51–56.

11. Седых, В. С. Влияние исходной прочности материалов на характеристики зоны соединения при сварке взрывом / В. С. Седых, В. Я. Смелянский, А. П. Соннов // Физика и химия обработки материалов, 1982, № 4, с. 117–119.

12. Баум, Ф. А. Физика взрыва. – Изд. 2-е / Ф. А. Баум, Л. П. Орленко, К. П. Станюкович и др. – М. : Наука, 1975. – 705 с.

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-23-28

О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, Д. В. Проничев, С. П. Писарев, С. А. Кузнецов, И. В. Бут

ВЛИЯНИЕ ПРОПУСКАНИЯ ЭЛЕКТРОТОКА НА КИНЕТИКУ ДИФфуЗИИ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛЕ СОСТАВА МЕДЬ М1 + ТИТАН ВТ1-0 ПРИ ТЕРМООБРАБОТКЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Экспериментально определено влияние электропереноса на кинетику роста диффузионной зоны при термообработке сваренного взрывом биметалла состава медь М1 + титан ВТ1-0. Установлено, что пропускание электрического тока способствует незначительному ускорению процесса роста диффузионной прослойки до 20 % при термообработке, однако этот эффект проявляется особенно на малых временах (до $\approx 25 \div 30$ минут) выдержки.

Ключевые слова: сварка взрывом, электроперенос, интерметаллиды, биметалл, система Ti-Cu, диффузия, покрытие.

© Слаутин О. В., Кулевич В. П., Проничев Д. В., Писарев С. П., Кузнецов С. А., Бут И. В., 2022.

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

O. V. Slautin, V. P. Kulevich, D. V. Pronichev, S. P. Pisarev, S. A. Kuznetsov, I. V. But

**INFLUENCE OF ELECTRIC CURRENT TRANSMISSION ON DIFFUSION KINETICS
IN WELDED EXPLOSIVE BIMETAL COMPOSITION COPPER M1 + TITANIUM
VT1-0 DURING HEAT TREATMENT**

Volgograd State Technical University

The influence of electrotransfer on the growth kinetics of the diffusion zone during heat treatment of an explosion-welded bimetal of composition copper M1 + titanium VT1-0 has been experimentally determined. It has been established that the passage of an electric current contributes to a slight acceleration of the process of growth of the diffusion layer up to 20% during heat treatment, however, this effect is manifested especially at short exposure times (up to ≈ 25 –30 minutes).

Keywords: explosion welding, electrotransfer, intermetallic compounds, bimetal, Ti-Cu system, diffusion, coating.

В процессе создания износостойких покрытий на основе интерметаллидных соединений различных систем (Ti-Al, Ni-Ti, Fe-Al, Ni-Al, Ti-Fe, Cu-Al, Cu-Ti и т. д.) [1], в основном применяют комбинированные технологии, состоящие из операций предварительного нанесения на поверхность детали слоя металла или сплава, способного образовывать с металлом основы интерметаллидные соединения, и последующей термообработки (ТО) полученной композиции с целью формирования металло-интерметаллидной структуры в поверхности. Заключительная операция (ТО) требует различных вариантов интенсификации диффузии, т.к. наряду с форсированием процесса их роста, необходимо обеспечить заданную структуру, состав, следовательно - свойств, и все это - во взаимосвязи с заданной толщиной таких покрытий [2].

Как показывает практика и исследования (в том числе проводимые на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ), значительного повышения интенсивности диффузионного взаимодействия между разнородными металлами можно добиться применением режимов ТО, обеспечивающих протекание процессов в присутствии жидкой фазы [2; 3], образующейся в результате контактного плавления (КП) [4–8]. Из недостатков этого решения следует отметить высокую степень структурной неоднородности получаемой зоны взаимодействия (ЗВ), однако, для подавляющего числа биметаллических систем, этот эффект может нивелироваться при реализации твердофазного взаимодействия (ТФВ), что позволит формировать соответствующие диффузионные зоны (ДЗ) с более однородное строением, но при прочих равных условиях, скорость их формирования – несопоставимо ниже.

Вообще, процессы твердофазной диффузии в металлах, как наблюдается в классических методах ХТО, являются достаточно медленным

процессом [9]. Подобные процессы (азотирование и т. д.), длятся несколько десятков часов, поэтому способы интенсификации таких технологий, всегда представляет несомненный интерес [10]. Например, довольно успешным способом ускорения азотирования может быть наложение постоянного или переменного магнитного поля [11], особенно в ферромагнитных Fe-Cr-Ni сталях, где при наложении внешнего магнитного поля (при $T < T_{\text{Кюри}}$) возможно проявление магнито-стрикционного эффекта, вызывающего увеличение плотности дислокаций и ускорение за счет этого диффузии анионов N^- к зародышам нитридных фаз [12]. резервом интенсификации диффузионного процесса, как и подобно представленному методу, является введение в систему при ТО дополнительной энергии, например при таких способах электрофизического воздействия, как возникновение микродуговых разрядов (т. е. эффекта «электронного ветра» [13]), за счет пропуска электрического тока [14–16], ультразвуковых колебаний [17–20] и т. д. Одновременное комплексное воздействие нескольких факторов должно также оказывать влияние на ускорение процессов диффузии.

Практика технологии формирования покрытий на основе купридов титана из сваренных взрывом биметаллов предусматривает ТО преимущественно на режимах КП (исходя из ограниченности длительности высокотемпературных нагревов титановой основы) для обеспечения необходимого уровня их твердости и износостойкости

На основании изложенного, целью настоящей работы явилось исследование влияния электропереноса на кинетику диффузии в слоистых композитах (СКМ) системы Ti-Cu, т. к. задача интенсификации диффузионных процессов, в частности применительно к этой системе, по-прежнему весьма актуальна.

Материалы и методы исследования

В работе испытания проводили на сваренном взрывом биметалле состава титан ВТ1-0 + медь М1 (4 + 5 мм). Сварку взрывом (СВ) выполняли по плоскопараллельной схеме на режиме, обеспечивающем качественное соединение слоев с минимальным уровнем физической и химической микронеоднородности на межслойной границе ($V_k = 2100$ м/с; $V_c = 420$ м/с); ТО проводили в печи SNOL 8.2/1100 в диапазоне температур (t) $800 \div 900$ °С. Температурный диапазон выбран из следующих соображений: нижняя граница соответствует наибольшей интенсивности протекания гомогенных (твердое тело-твердое тело) реакций в исследуемых системах;

верхняя граница температур позволяет гарантировано реализовать эффект контактного плавления (> 875 °С – для Ti-Cu) [18; 21]. Биметаллические образцы при ТО использовали двух серий: подверженные пропусканию электрического тока и контрольные.

Пропускание постоянного тока через образцы осуществляли с помощью установки, состоящей из автотрансформатора (1), понижающего трансформатора (2) и диодного выпрямительного моста – 3 (рис. 1, а) [15]. Плотность тока (j) в образцах изменялась от 0,03 до 0,2 А/мм².

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61.

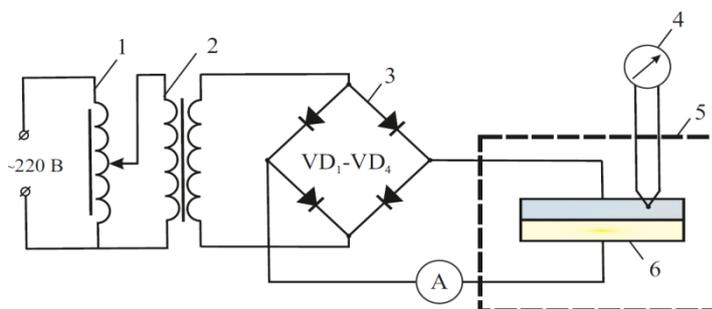


Рис. 1. Схема эксперимента при ТО, одновременно с пропусканием электрического тока: 1 – автотрансформатор; 2 – понижающий трансформатор; 3 – выпрямительный мост; 4 – контрольная термопара; 5 – печь SNOL 8.2/1100; 6 – исследуемый биметаллический образец [15]

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ образцов биметаллической системы Ti-Cu после ТО при 850 °С по бестоковому режиму и с пропусканием тока различной плотности, показал (рис. 2), что в обоих случаях структура ДЗ на межфазной границе имеет характерную для механизма ТФВ структуру и представляет собой тонкую прослойку интерметаллидов с двумя визуально различимыми слоями.

Прохождение постоянного электрического тока через образцы приводит к незначительному росту ДЗ во всем исследованном диапазоне выдержек, однако с ростом времени при ТО,

воздействие тока практически нивелируется (рис. 3, 4).

Таким образом, анализ результатов проведенных исследований показал, что пропускание электрического тока в процессе ТО может при определенных условиях ускорять диффузию в биметалле системы Ti-Cu. Однако, такой эффект реализуется лишь на малых выдержках, причем пропорционально росту плотности тока (рис. 3, 4). Так, выдержка в течении 1 часа (рис. 3) позволила сформировать усредненную ДЗ суммарной толщиной от ≈ 32 мкм (при $j = 0,03$ А/мм²) до ≈ 39 мкм (при $j = 0,2$ А/мм²) при прочих равных условиях.

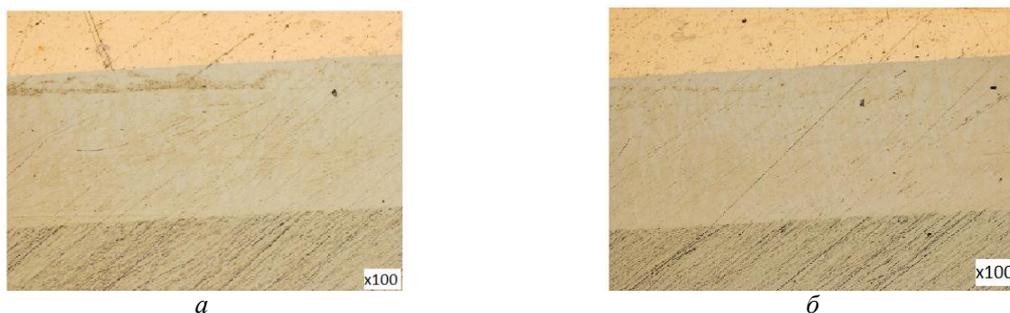


Рис. 2. Структура ДЗ биметалла ВТ1-0 + медь М1 после ТО при 850 °С (20 мин) в бестоковом режиме (а) и с пропусканием тока плотностью 0,15 А/мм² (б) $\times 100$. Слой титана ВТ-1-0 – внизу

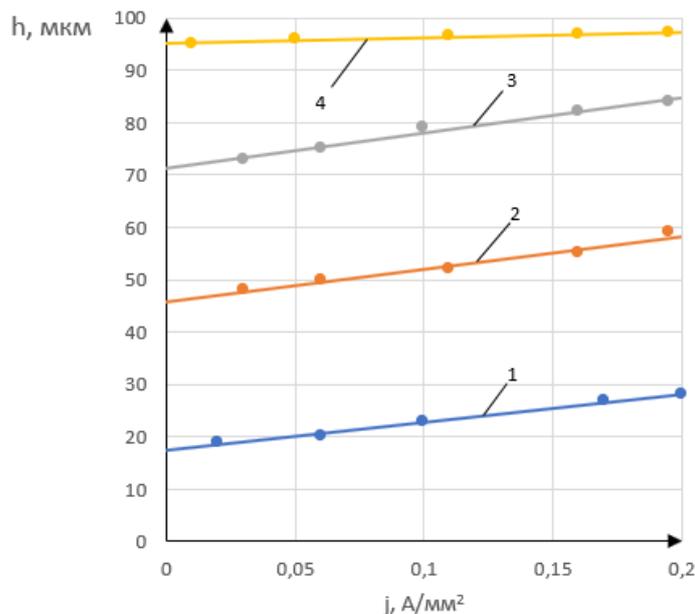


Рис. 3. Влияние времени выдержки и плотности постоянного тока на толщину ДЗ на границе титан ВТ-1-0 – медь М1 после ТО при 850 °С: 1 – 15 мин, 2 – 20 мин, 3 – 25 мин, 4 – 30 мин

Пропускание электротока позволило увеличить толщину сформированной ДЗ на 18 % по сравнению с образцами, после ТО в течение того же времени без пропуска тока (рис. 4), причем изменение полярности не оказывает существенного влияния на кинетику диффузии (рис. 3, 4). При увеличении продолжительности ТО свыше 0,5 ч, влияние пропускаемого тока

на диффузионные процессы практически отсутствует, причем вне зависимости как от j , так и от полярности (рис. 3, 4). Анализ результатов исследований позволил установить некоторую аналогию с системой Cu-Al [16] и существенное различие с системой Fe-Al [15], термообработанных в подобных условиях, но на своих индивидуальных режимах. Так, не обнаружено влияние пропускаемого тока (как и в системе Cu-Al, [16]) во всем исследуемом диапазоне его плотности и на температуру КП, свойства и состав формируемой ЗВ при реализации этого процесса.

Одной из возможных причин интенсификации диффузионных процессов на малых (до 60 минут) выдержках может являться локальный перегрев ДЗ за счет высокого электрического сопротивления интерметаллической прослойки, образовавшейся в результате твердофазной диффузии на границе соединения ВТ1-0 – М1, а также за счет создания направленного диффузионного потока, вызванного прохождением постоянного электрического тока (явление электропереноса [14]). Степень локального перегрева была оценена с помощью внешней термомпары: повышение температуры образца при прохождении через него постоянного тока максимальной плотности ($j = 0,2$ А/мм²) составляет $\approx 12\div 15^\circ\text{C}$. Однако, такого незначительного повышения температуры явно недостаточно для интенсификации роста ДЗ, поэтому на увеличение ее толщины, более значительное влия-

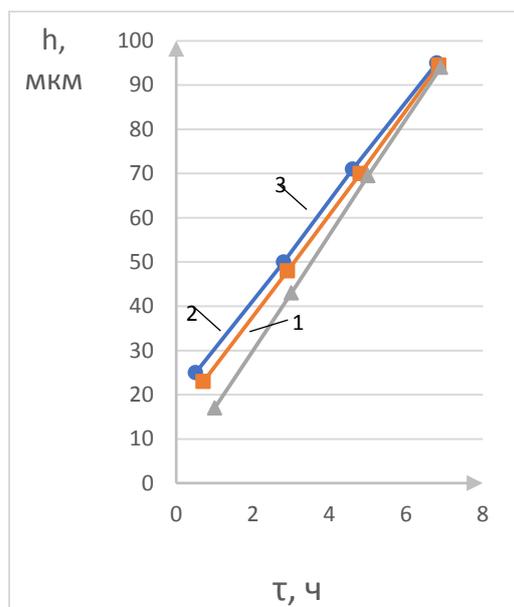


Рис. 4. Кинетика роста ДЗ на границе титан ВТ-1-0 – медь М1 при ТО при 850 °С в безтоковом режиме (1) и с пропусканием постоянного тока наибольшей плотности (0,2 А/мм²) прямой (2) и обратной (3) полярностью («+» через Cu)

ние, по нашему мнению, оказывает явление электропереноса.

Выявленная особенность ускорения диффузии лишь при незначительных выдержках, скорее всего является следствием полностью расходуемого запаса энергии (который был сформирован в зоне соударения пластин при СВ) за этот временной интервал в процессе ТО. Поэтому пропускание электрического тока способно ускорить диффузию, когда в системе есть элементы (составляющие), находящиеся в неравновесном состоянии, т.е. имеющие избыток внутренней энергии. Если система будет находиться в энергетическом равновесии, то подобное воздействие пропусканием электротока при ТО, практически не окажет влияния (или оно будет несоизмеримо малым и не превысит погрешности эксперимента).

Выводы

1. Пропускание электрического тока в процессе ТО биметалла состава М1 + ВТ1-0 может ускорить формирование и рост ДЗ при незначительных по времени выдержках, что можно использовать для повышения производительности технологического процесса создания покрытий из купридов титана толщиной до $50 \div 75$ мкм.

2. Эффект ускорения диффузии на малых по времени выдержках объясняется низким значением приложенной при пропускании тока энергии, что недостаточно для равновесной системы, а запас избыточной внутренней энергии в зоне соударения, аккумулируемой при СВ, полностью исчерпывается в течение от 0,5 до одного часа при ТО в этом температурном диапазоне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / Ю. Р. Колобов [и др.]; под ред. Е. Н. Каблова, Ю. Р. Колобова. – М.: МИСиС издательский дом, 2008. – 326 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М.: Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Многослойные титано-стальные интерметаллидные композиты с повышенными жаропрочными свойствами / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Известия вузов. Черная металлургия. – 2006. – № 9. – С. 67–68.
4. Шморгунов, В. Г. Effect of Contact Melting Regime on Structure and Properties of Coatings of the Copper-Titanium System / В.Г. Шморгунов, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов // Metallurgist. - 2016. - Vol. 60, No. 5-6. - С. 635-640.
5. Formation of Ti-Cu-Based Intermetallic Coatings on the Surface of Copper During Contact Melting / В.Г. Шмор-

гунов, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин, В.Н. Арисова, Д.А. Евстропов // Metallurgist. - 2016. - Vol. 59, Issue 9-10 (January 2016). - С. 974-979.

6. Шморгунов, В. Г. Features of Diffusion Interaction in Steel-Aluminum Composite After Explosive Welding and Aluminizing by Melt Immersion / В.Г. Шморгунов, О.В. Слаутин, В.П. Кулевич // Metallurgist. - 2019. - Vol. 63, No. 7–8. – P. 766-774.

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

8. Contact Melting Mechanism in the Cu-Ti System [Электронный ресурс] / В.Г. Шморгунов, О.В. Слаутин, Д.А. Евстропов, В.П. Кулевич // Key Engineering Materials. Vol. 743 : High Technology: Research and Applications 2016 (HTRA, Tomsk Polytechnic University, Russia, December 5-7, 2016) : conf. proceedings / ed. by G.E. Osokin, E.A. Kulich. – [Switzerland] : Trans Tech Publications, 2017. – P. 58-62. – URL : <https://www.scientific.net/KEM.743>. – doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.743.58.

9. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М.: Металлургия, 1986, 256 с.

10. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – М.: Металлургия, 1969, 256 с.

11. Лахтин, Ю. М. Теория и технология азотирования / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган, Г. И. Шпис, З. Бемер. – М.: Металлургия, 1991, 320 с.

12. Влияние магнитного поля на азотирование сталей системы Fe-Cr-Ni / О.В. Кибальникова, А.М. Михайлова, Ю.В. Серянов, А.В. Баскаков // Физика и химия обработки материалов, 2002. - № 3. - С. 86-89.

13. Степанов, М. С. Причины ускорения диффузии при микродуговой цементации / М. С. Степанов, Ю. М. Добровольский, Ю. А. Корнилов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. - № 8. – С. 34–38.

14. Ахкубеков, А. А. Начальная стадия контактного плавления, как низкоразмерный эффект / А. А. Ахкубеков, М. М. Вайсултанов, С. И. Ахкубекова // Известия вузов. Северокавказский регион. Серия «Естественные науки». – 2005. – № 9. – С. 56-64.

15. Влияние электропереноса на кинетику диффузии в системе Fe-Al / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, С. П. Писарев, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (188) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–15.

16. Влияние электропереноса на кинетику диффузии в биметаллическом композите системы Cu – Al / О. В. Слаутин, С. П. Писарев, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, М. Н. Чикалов, И. В. Бут // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–11.

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

18. Влияние ультразвукового воздействия на диффузионные процессы при термообработке сваренного взрывом СКМ медь М1 + алюминий АД1 / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, Е. В. Кузьмин, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (245) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 18–20.

19. Слаутин, О. В. Investigation of the Influence of Ultrasound Action on Diffusion Processes in an Explosion-Welded Bimetal System Cu-Al during Heat Treatment /

О.В. Слаутин, Д.В. Проничев, Е.В. Кузьмин // Defect and Diffusion Forum. - 2021. - Vol. 410. - С. Р. 306-312. – DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.410.306>. – URL : <https://www.scientific.net/DDF.410>.

20. Воздействие ультразвука на формирование соединений из металлов в твердой и жидкой фазах: монография / Е. В. Кузьмин, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, А. А. Чудин, А. А. Артемьев, Д. В. Прияткин, И. Н. Захаров,

А. А. Седов ; ВолГТУ. – Волгоград, 2021. – 108 с.

21. Формирование покрытия на поверхности медных деталей при жидкофазном взаимодействии в слоистой системе Al-Ti-Cu / В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, Д. А. Евстропов, Р. Е. Новиков // Известия ВолГТУ : научный журнал № 8 (168) / ВолГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 13–19.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-28-33

В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, М. В. Крохалев

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТИ ТРЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗНАШИВАНИЯ СМИК СИСТЕМЫ Ti-Fe*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты сравнительного исследования морфологии поверхности трения при абразивном изнашивании в диапазоне температур 20–600°C СМИК системы титан–железо, полученных по комплексной технологии, включающей сварку взрывом, прокатку и последующую термообработку. В качестве характерного морфологического признака поверхности трения принята ширина бороздок с тремя масштабными уровнями – меньше 10, от 10 до 100 и больше 100 мкм. Показано, что поверхность интерметаллидных слоев преимущественно состоит из бороздок первого уровня, появление бороздок второго уровня обеспечивает воздействие абразивных частиц под углом к металл-интерметаллидным слоям. На поверхности стальных слоев обнаружены преимущественно бороздки второго и третьего уровня, причем воздействие абразива под углом к слоям СМИК обеспечивает превалирование третьего уровня. Дополнительное насыщение вдавливаемыми вторичными структурами износа и абразива мягких металлических слоев способствует более равномерному изнашиванию слоев, составляющих СМИК.

Ключевые слова: морфологический признак, поверхность трения, слоистые металлоинтерметаллидные композиты, система Ti–Fe, частицы износа.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. V. Pronichev, V. P. Kulevich, S. A. Kuznetsov, M. V. Krokhalev

MORPHOLOGICAL FEATURES OF THE FRICTION SURFACE DURING WEAR OF THE LAMINATED METAL INTERMETALLIC COMPOSITE OF THE Ti-Fe SYSTEM

Volgograd State Technical University

The results of a comparative study of the morphology of the friction surface during abrasive wear in the temperature range of 20 - 600°C of the titanium-iron SMIC system, obtained by a complex technology, including explosion welding, rolling and subsequent heat treatment, are presented. As a characteristic morphological feature of the friction surface, the width of the grooves with three scale levels is taken - less than 10, from 10 to 100 and more than 100 microns. It is shown that the surface of intermetallic layers mainly consists of grooves of the first level, the appearance of grooves of the second level ensures the impact of abrasive particles at an angle to the metal-intermetallic layers. On the surface of the steel layers, mainly grooves of the second and third levels were found, and the impact of the abrasive at an angle to the SMIC layers ensures the prevalence of the third level. Additional saturation with indented secondary wear and abrasive structures of soft metal layers contributes to more uniform wear of the layers that make up the SMIC.

Keywords: morphological feature, friction surface, layered metal-intermetallic composites, Ti–Fe system, wear particles.

Введение

В многослойных металлических структурах, в виде чередующихся высокотвердых тонких интерметаллидных и металлических слоев,

возможна реализация принципа Шарпи [1] (предусматривает наличие мягкой составляющей, которая нивелирует динамические воздействия и твердой, которая обеспечивает общую

© Шморгунов В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Крохалев М. В., 2022.

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

стойкость к истиранию при трении). Поэтому исследование механизмов изнашивания их поверхности является, безусловно, актуальной задачей.

Как показано в ряде работ [2–6], форма, размеры и текстура поверхности частиц износа непосредственно связаны с механизмом изнашивания и позволяют судить о природе и особенностях деформационных процессов в зоне трения, а также о структурных изменениях в приповерхностной зоне материала. Выявление структурных особенностей поверхностей трения и механизмов формирования структур с соответствующими морфологическими признаками позволяют с высокой достоверностью анализировать деформационные процессы, протекающие на поверхности трения [5]. Широкий спектр сложных процессов в трибоконтактах затрудняет построение единого подхода к описанию процесса изнашивания [4] для поверхностей с градиентной структурой и вынуждает многих исследователей ограничиваться либо общей классификацией механизмов изнашивания, либо их идентификацией в различных условиях трения, или изучением отдельных механизмов, не выявляя общих закономерностей разрушения поверхности.

Примером такой «градиентной» поверхности может служить поверхность слоистых металл-интерметаллидных композитов (СМИК) системы титан-железо, комплексная технология получения которых, включающая сварку взрывом (СВ), горячую прокатку (ГП) на необходимую толщину и высокотемпературную термообработку, разработана научной школой д.т.н., профессора Трыкова Ю.П. на кафедре «Материаловедение и КМ» ВолгГТУ [7–11].

Поскольку исследований по определению морфологических особенностей поверхности трения в процессе изнашивания СМИК системы Ti-Fe при воздействии абразивных частиц в зависимости от их направления относительно слоев СМИК до настоящего времени не проводилось, это и явилось целью настоящей работы.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на девятислойных образцах ВТ1-0+сталь 08кп (титановые слои – снаружи), полученных по комплексной технологии, режимы которой представлены в работах [8; 12–14].

Анализ микроструктуры осуществляли на сканирующем электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Испытание образцов на абразивный износ в диапазоне температур 20–600 °С при различном направлении воздействия абразивных частиц проводили на разработанной в ВолгГТУ лабораторной установке [15] по методике, подробно изложенной в [13].

Результаты и их обсуждение

С помощью РСА было установлено, что после термообработки многослойных титано-стальных композитов (толщина слоев ВТ1-0 $\approx 0,42 \div 0,46$ мм, а 08кп $\approx 0,30 \div 0,35$ мм), сформировавшиеся диффузионные зоны в основном состоят из двух интерметаллидных прослоек твердостью $6 \div 7,8$ ГПа: первая - TiFe_2 ($70 \div 66$ ат. % Fe и $30 \div 34$ ат. % Ti); вторая – TiFe (50 ат. % Fe и 50 ат. % Ti). Твердость стальных слоев, где произошло их насыщение титаном до 5 ат. % Ti, составила $2,5 \div 2,9$ ГПа. Толщина стальных слоев в результате преимущественного диффузионного потока в титан уменьшилась до $0,25 \div 0,28$ мм.

На рис. 1 представлены изображения поверхностей трения образцов СМИК системы Ti-Fe в зависимости от направления воздействия абразивных частиц, полученные на электронном микроскопе.

Поверхности трения, согласно классификации, приведенной в [16], имеют бороздчатую структуру, которая образуется в результате пластического оттеснения материала с поверхности трения частицами изнашивания. Характерным морфологическим признаком поверхности трения являются бороздки, геометрические параметры которых (ширина, высота и т.д.) меняются в широких пределах. Для ширины бороздок, как основного параметра, можно выделить три интервала или три масштабных уровня. Первый масштабный уровень соответствует размеру бороздок от долей до единиц микрометра, второй – это десятки (до 100) микрометров и третий – свыше сотни микрометров (рис. 1).

Поверхность интерметаллидных слоев после износа состоит из бороздок первого масштабного уровня и отдельных бороздок второго.

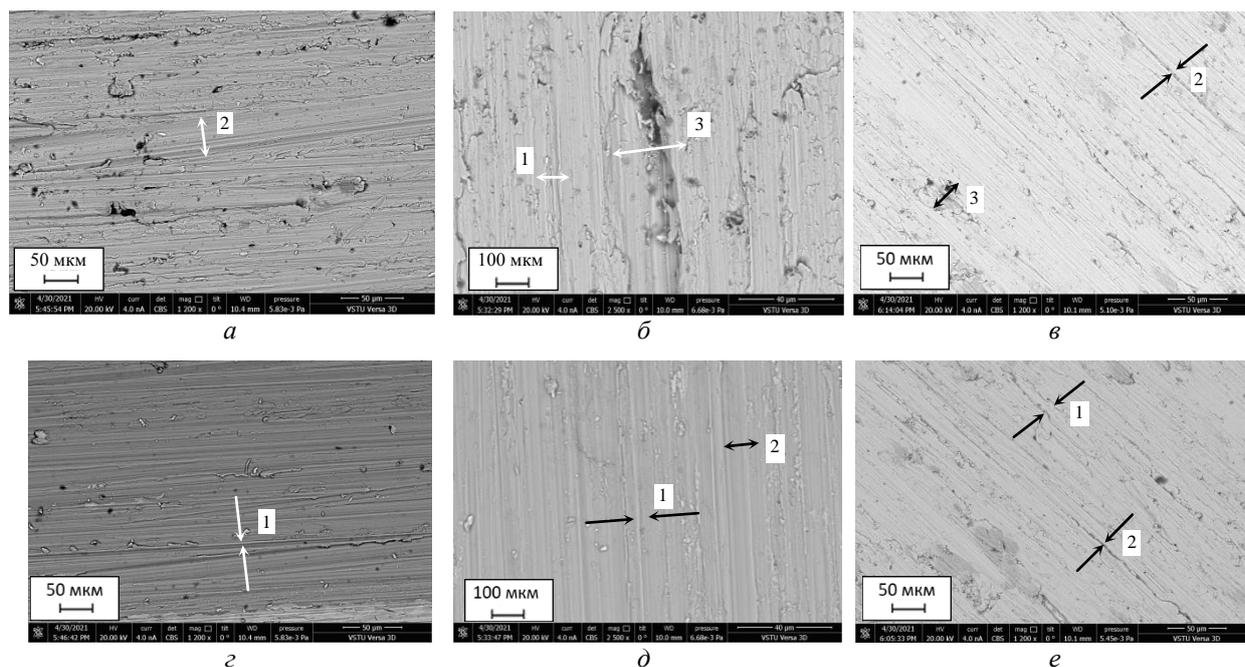


Рис. 1. СЭМ изображение микроструктуры СММК системы Ti-Fe в режиме обратно отраженных электронов после испытания на износ под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев – 0° с шириной бороздок: *a* – ± 120 мкм, *z* – ± 25 мкм; 90° : *b* – ± 20 мкм, ± 100 мкм, *d* – ± 25 мкм, ± 55 мкм; 45° : *e* – ± 33 мкм, ± 100 мкм; *e* – ± 40 мкм, ± 20 мкм. Поверхность износа: стальных слоев – *a, б, в*; интерметаллидных слоев – *z, д, e*. $\times 1200$ (*a, в, z, e*); $\times 2500$ (*б, д*)

Появление бороздок второго масштабного уровня, обеспечивает воздействие абразивных частиц под углом к металло-интерметаллидным слоям, причем при направлении под углом 90° – в большей степени. Первый уровень для поверхности износа СММК с направлением воздействия абразива 0° (параллельно составляющим его слоям) является доминирующим.

Поверхность стальных слоев содержит больше бороздок масштабных уровней 2 и 3, причем воздействие абразива под углом к слоям СММК, обеспечивает превалирование (особенно перпендикулярно, 90°) именно третьего уровня. Однако, за счет интенсивного изнашивания мягкой (относительно интерметаллидных слоев) составляющей (стальных слоев), наличие бороздок первого масштабного уровня, вне зависимости от направления воздействия абразива, также имеет место быть.

В целом анализ истираемой поверхности выявил небольшие сколы и выкрошивания интерметаллидной составляющей, которые носят локальный характер и располагаются преимущественно в слоях, расположенных ближе к внешнему периметру поверхности образца. Появления микротрещин на границе металло-интерметаллидных слоев, распространяющихся вглубь образца, и расслаиваний не обнаружено во всем температурном диапазоне испытаний. Причем,

с ростом температуры испытания процесс выкрашивания минимизируется, а шероховатость самой истираемой поверхности, снижается.

При детальном анализе полученных СЭМ-изображений поверхностей износа (как подробно представлено в [17]), полученных при трении во всех направлениях по отношению к слоям СММК, в конгломерате обнаружены все основные морфологические типы частиц износа [2; 3]. Однако при угле воздействия абразива относительно слоев СММК – 0° , частицы износа имеют преимущественно форму нормального изнашивания и ламинарную; при 45° появляются усталосно-блочные частицы и жесткого скольжения; при 90° , в дополнении к этим четырем типам, на поверхности встречаются сферические частицы. Отличительной особенностью таких частиц является правильная округлая форма, с гладкой текстурой поверхности (предполагается наличие в непосредственной близости от них отверстий или ямок), а их размер составляет $10 \div 50$ мкм [2 – 4; 17].

Результаты испытаний, в сравнении с абразивным износом монометалла (титан ВТ1-0, сталь 08 кп), показали (рис. 2, *a*), что вне зависимости от температуры испытания, поверхность образцов, истираемых под углом 0° (воздействие абразива параллельно слоям), визуально имела меньшую шероховатость за счет

отсутствия пересечения границ слоев частицами абразива и отделившимися частицами интерметаллидов. В свою очередь, наблюдается закрепление частиц абразива на границах интерметаллидный-стальной слои, особенно

в микропустотах (рис. 2, б), образовавшихся из-за выкрашивания тонкой прослойки карбида титана (TiC), которая изначально была сформирована по границе слоев титана и стали при термообработке.

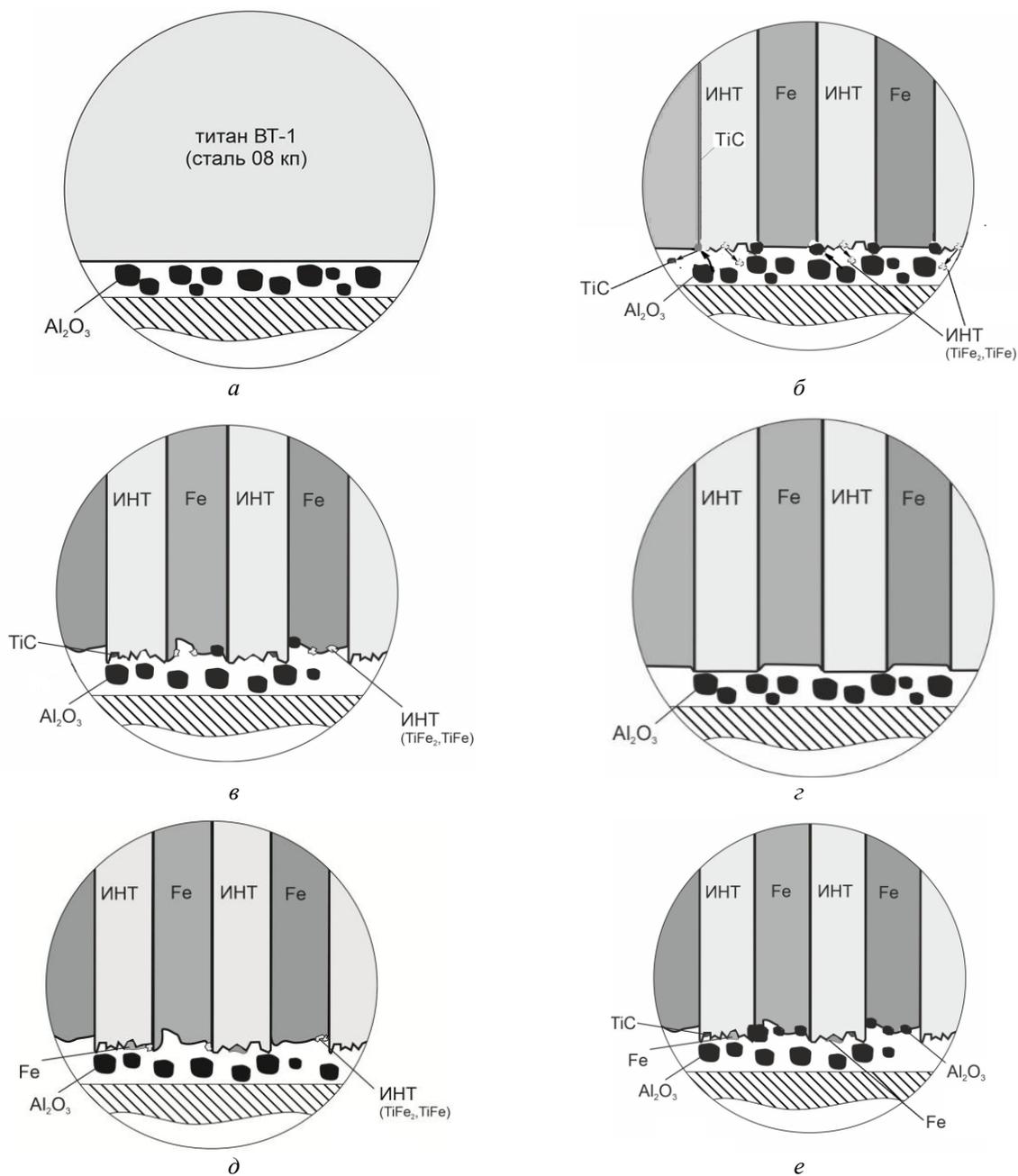


Рис. 2. Схематическое изображение механизма изнашивания образцов: а – монометалл (титан ВТ1-0 или сталь 08 кп); б–е – СММК (Ti-Fe). Пояснения в тексте статьи

Поверхность образцов после испытаний под углом 90° к воздействию абразива визуально имеет более развитую шероховатость, но с ростом температуры испытания (до 600 °С) она незначительно снижается. Поскольку частицы абразива практически не разрушаются, т.к. ос-

тальные структурные составляющие СММК имеют несопоставимо меньшую твердость, то глубина треков зависит от пройденного ими слоя. В отличие от образцов, испытанных в направлении воздействия абразива вдоль слоев СММК, наблюдаются фрагменты разрушения

интерметаллидных слоев частицами абразива (особенно по границам с металлическими слоями) с последующим их выносом (рис. 2, в) в стальные слои. Эти частицы вносят свой вклад в образовавшийся рельеф поверхности, но в отличие от треков абразива, их треки не всегда имеют строго перпендикулярное слоям направление и они дискретны. Это обусловлено тем, что частицы интерметаллидов подвержены дроблению, в результате которого они, имея неправильную форму с острыми краями, цепляются за границы интерметаллидных слоев или вклиниваются в слои мягкого металла (рис. 2, в). Выкрошившиеся частицы TiC, имеющие твердость по шкале Мооса – 9,5 (не менее 30 ГПа) [18], также могут вклиниваться в слои СМИК, преимущественно в интерметаллидные (рис. 2, в), т.к. порядок их твердости более близок к последним (для интерметаллидных фаз TiFe и Ti₂Fe - твердость не превышает 6,5 ÷ 8,0 ГПа [20]), чем к слоям твердого раствора на основе железа Fe(Ti) (2,5 ÷ 2,9 ГПа), где их закрепление и удержание в процессе износа маловероятно.

Исследования показали, что в СМИК системы Ti-Fe при абразивном износе на высоких температурах, контактная нагрузка передается именно интерметаллидными слоями (рис. 2, з), которые с ростом температуры становятся более вязкими и противостоят микрорезанию. При таких «жестких» условиях абразивного изнашивания в промежутках (рис. 2, д) как между ними (в слоях Fe(Ti)), так и в них (но в меньшей степени) скапливаются и консолидируются продукты износа (TiFe и Ti₂Fe), которые образуют вторичные структуры, обеспечивающие своеобразный эффект «самозалечивания» (рис. 2, д, в). Причем, образовавшиеся за счет среза абразивом частицы износа из Fe(Ti), которые имеют повышенную вязкость при высокотемпературных испытаниях, вдавливаются в риски (треки) интерметаллидных (TiFe, Ti₂Fe) слоев (рис. 2, д).

На поверхности образцов после испытаний на износ под углом воздействия абразива 45° геометрия треков практически сохраняется по всей длине. Причем протяженность треков с дискретной длиной от разрушившихся интерметаллидов значительно меньше. Как было выявлено ранее [17], наблюдаются частицы: абразивных фаз – как в металлических, так и в интерметаллидных слоях, но с меньшей (в 10 и более раз) дисперсностью; карбиды TiC – в интерметаллидных слоях, способные за счет

высокой твердости являться «удерживающей оправкой» для TiC; фрагменты металлической микростружки (по химическому составу соответствующей твердому раствору Fe(Ti)), которые удерживаются в канавках (треках), оставленных более твердыми частицами.

Отличительной особенностью поверхности износа образцов этой серии является более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие интерметаллидных фаз, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя в качестве вторичных структур износа.

Выводы

1. Характерным морфологическим признаком поверхности трения являются бороздки, ширина которых условно разделена на три масштабных уровня – меньше 10, от 10 до 100 и больше 100 мкм. Поверхность интерметаллидных слоев преимущественно состоит из бороздок первого уровня, появление бороздок второго уровня обеспечивает воздействие абразивных частиц под углом к металлу-интерметаллидным слоям. На поверхности стальных слоев обнаружены преимущественно бороздки второго и третьего уровня, причем воздействие абразива под углом к слоям СМИК, обеспечивает прева-лирование третьего уровня.

2. Дополнительное насыщение вдавливаемыми вторичными структурами износа и абразива мягких металлических слоев способствует более равномерному изнашиванию слоев, составляющих СМИК.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Charpy, G. Les alliages blancs, dits antifricion. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale. 1898. Juillet. P. 670–707 (<http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi?BSPI.97/709/80/1693/691/700>).
2. Григорьев, А. Я. Классификация частиц износа по семантическим признакам // А. Я Григорьев, Р. Чанг, Е.-С. Юн, КонгХ. / Трение и износ. 1999. Т. 20. - №2. -С. 159-166.
3. Григорьев, А. Я. Классификация частиц износа по текстуре поверхности с помощью матриц совместной встречаемости // А. Я Григорьев, Р. Чанг, Е.-С. Юн, КонгХ. / Трение и износ. 1998. - Т. 19. - №5. - С. 606-615.
4. Легостаева, Е. В. Сравнительное исследование частиц износа и поверхности трения, формирующихся в процессе трения и износа неимплантированной и ионно-имплантированной стали 45 // Е. В. Легостаева, Ю. П. Шаркеев, В. А. Кукареко / Физическая мезомеханика. 2002 - Т. 5. - №1. - С.59-70.
5. Воронин, Н. А. Актуальные проблемы создания топокомполитов триботехнического назначения // Известия Самарского научного центра РАН, Т.13 - №4 (3) – 2011. – С. 695 – 698.

6. Плакирование ультрадисперсных и наноразмерных порошков карбидов титана и вольфрама металлами / А. В. Вараксин, В. А. Костылев, В. Л. Лисин, Л. И. Леонтьев, Р. Г. Захаров, С. А. Петрова // Бутлеровские сообщения. 2014. Т. 37. № 1. С. 68-75.
7. Структура и свойства слоистых интерметаллидных композиционных материалов системы титан-железо / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев // Конструкции из композиционных материалов.– 2004.–№ 1.– С. 48-53.
8. Шморгун, В. Г. Механические свойства трехслойного титано-стального интерметаллидного композита при повышенных температурах / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Ю. П. Трыков // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2004. № 8. С. 63-64.
9. Структура и свойства многослойных титано-стальных композитов после высокотемпературного нагрева / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов // Изв. вузов. Черная металлургия. - 2012. - № 9. - С. 42-45.
10. Трыков, Ю. П. Структура и механические свойства слоистых интерметаллидных композитов систем Cu-Al и Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. А. Абраменко // Вопросы материаловедения. - 2007. - №1. - С. 49-56.
11. Трыков, Ю. П. Исследование теплопроводности титаностальных слоистых металлических и интерметаллидных композитов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, А. И. Богданов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2009. № 11. С. 33-36.
12. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. 2005. Вып. 3. С. 3–9.
13. Wear Resistance of Ti-Fe Laminar Intermetallic Composites / В.Г. Шморгун, О.В. Слаутин, А.А. Артемьев, И.В. Зорин, А.Г. Серов // Russian Engineering Research. - 2020. - Vol. 40, No. 2. - P. 122-126.
14. Шморгун, В. Г. Оценка износостойкости слоистых металло-интерметаллидных титано-стальных композитов методом царапания / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич, Д. А. Евстропов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 103–105.
15. 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.
16. Воронин, Н. А. Топокомпозиаты – новый класс конструкционных материалов триботехнического назначения. Ч. I / Н. А. Воронин // Трение и износ. 1999. Т. 20. - №3. - С. 533 – 544
17. Исследование износостойкости слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Ti-Fe / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. А. Артемьев, В. П. Кулевич, О. М. Чукова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 21–29.
18. Кипарисов, С. С. Карбид титана: получение, свойства, применение / С. С. Кипарисов, Ю. В. Левинский, А. П. Петров. – Металлургия, 1987. – 215 с.
19. Добровольский, В. В. Геология, минералогия, динамическая геология, петрография / В. В. Добровольский. – Москва: ВЛАДОС, 2001. - С. 72. - 320 с.

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762.4.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-34-37

*А. В. Крохалев, В. О. Харламов, А. И. Богданов, Е. А. Косова, А. С. Балагуров
Н. С. Попов, Д. Р. Черников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ СОСТАВЛЯЮЩИМИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ СИСТЕМЫ «SiC-Ti», ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВОМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Рассмотрены температурные условия взрывного нагружения, приводящие к химическому взаимодействию между карбидной и металлической фазами порошковых смесей SiC и Ti на стадии прессования.

Ключевые слова: порошковая смесь, твердый сплав, карбид кремния, титан, взрывное прессование, фазовый состав, химическое взаимодействие фаз.

*A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, A. I. Bogdanov, E. A. Kosova, A. S. Balagurov
N. S. Popov, D. R. Chernikov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak*

STUDY OF THE STRUCTURE AND CHEMICAL INTERACTION BETWEEN THE CONSTITUENTS OF SiC-TI SYSTEM COMPOSITES PRODUCED BY EXPLOSION

Volgograd State Technical University

Temperature conditions of explosive loading leading to chemical interaction between carbide and metallic phases of SiC and Ti powder mixtures at the stage of pressing are considered.

Keywords: powder mixture, hard alloy, silicon carbide, titanium, explosive pressing, phase composition, chemical interaction of phases.

В настоящее время наблюдается устойчивая тенденция к расширению использования для получения твердых сплавов из смесей порошков тугоплавких карбидов с металлами взрывного нагружения [1], обеспечивающего возможность консолидации порошкового материала (то есть уплотнения и формирования прочных границ между его частицами) на стадии прессования [2–3]. Особый интерес к данному методу связан прежде всего с тем, что он позволяет исключить спекание из технологического цикла получения заготовок деталей и использовать нетрадиционные металлические связи (такие, как титан), что в ряде случаев существенно улучшает служебные (например, триботехнические [4–5]) характеристики получаемых материалов.

Успешная реализация принципиальных возможностей взрывного получения твердых спла-

вов зависит, однако, не только от успешной консолидации их компонентов, но и от сохранения их исходного фазового состава, который может измениться за счет химического взаимодействия в процессе ударно-волнового сжатия или в ходе последующего охлаждения.

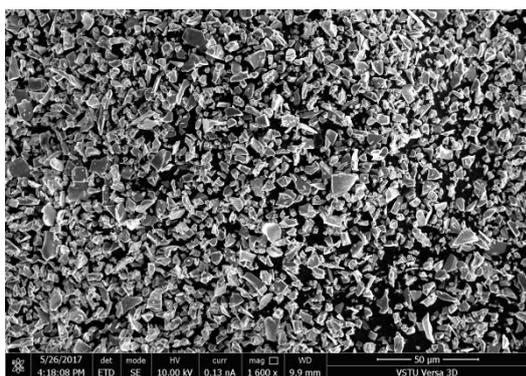
В этой связи целью настоящей работы было изучение структуры и распределения химических элементов между составляющими композиционных материалов системы SiC -Ti, полученных взрывом, и выявление температурных условий взрывного нагружения, приводящих к химическому взаимодействию между их карбидной и металлической фазами на стадии прессования.

В качестве объекта исследования были использованы материалы с весовым содержанием связи, равным 26, 37, 48 и 58 %, что соответствовало ее объемному содержанию, равному

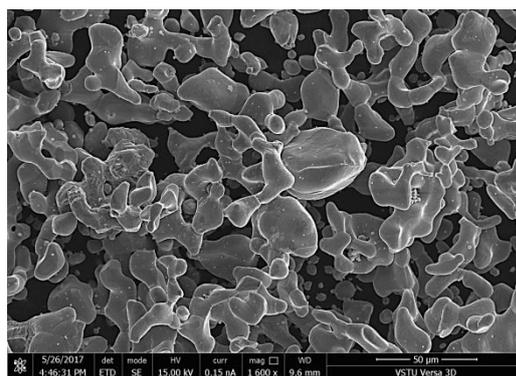
20, 30, 40 и 50 % соответственно. Взрывное нагружение смесей осуществлялось на стальном основании накладным зарядом взрывчатого вещества через промежуточную прокладку [1–2]. Расчет параметров сжатия проводился методом (P, u) -диаграмм, основанном на поэтапном определении характеристик падающих и отраженных волн путем анализа пересечений ударных адиабат прокладки, порошка, основания и продуктов детонации в координатах «давление – массовая скорость» [6].

Микроструктура исходных порошков и полученных с использованием взрыва спрессованных материалов изучалась средствами оптической (Carl Zeiss Axiovert) и растровой электронной (Quanta 3D FEG, Versa 3D LowVac) микроскопии.

Исследования показали, что используемый порошок SiC состоял из частиц осколочной формы средним размером 5 мкм (рис. 1, а, б). Частицы титана имели неправильную округлую форму и максимальный размер до 70 мкм (рис. 1, а, б).



а

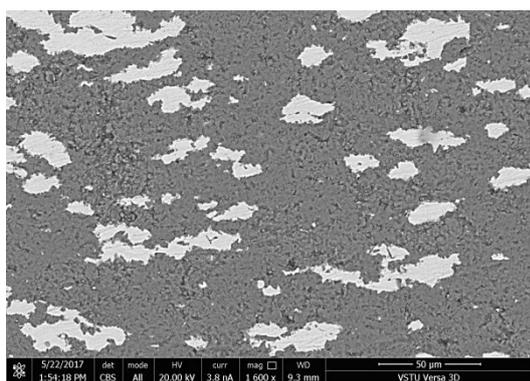


б

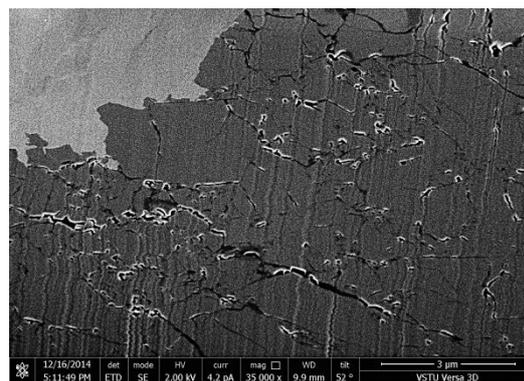
Рис. 1. Вид частиц исходных порошков карбида кремния (а) и титана (б)

При использовании режимов нагружения, обеспечивающих температуру разогрева порошка в ударных волнах от 700 до 840 °С, а максимальное давление ударно-волнового сжатия - от 10,5 до 16,5 ГПа, при формировании консолидированных материалов из порошков частицы титана сохраняют свои размеры и

образуют обособленные включения в непрерывной матрице из карбида кремния (рис. 2, а), в то время как частицы SiC, имевшие первоначально осколочную форму, оказываются существенно деформированными, что обеспечивает формирование плотного контакта между ними (рис. 2, б).



а



б

Рис. 2. Микроструктура материалов SiC-Ti, полученных взрывом (а) и вид частиц карбида кремния после прессования (б)

Изучение линейного профиля распределения элементов между фазами показало отсутствие следов химического взаимодействия между компонентами исходной порошковой смеси и пере-

распределения элементов между фазами (рис. 3).

Этот факт позволяет утверждать, что процессы, обусловленные диффузией, взаимным растворением компонентов и образованием но-

вых фаз, и ведущие в конечном счете к формированию промежуточных слоев той или иной толщины со свойствами, отличными от свойств исходных соединяемых материалов, за столь короткое время, в течение которого длится ударно-волновая обработка порошкового материала, протекать не успевают.

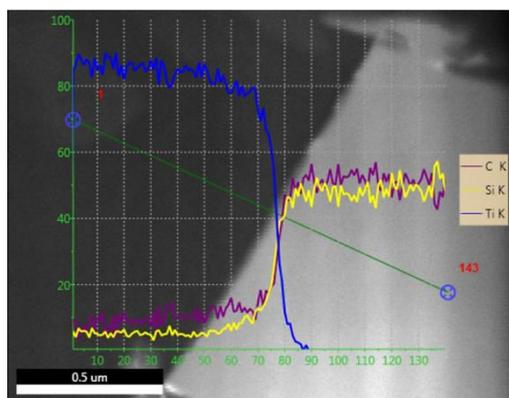
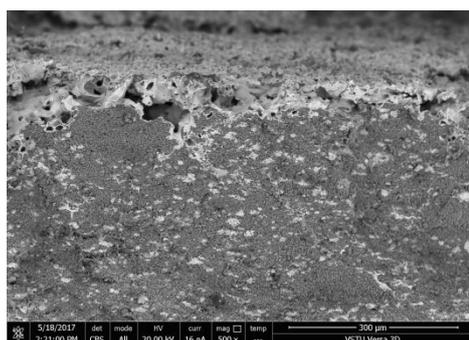


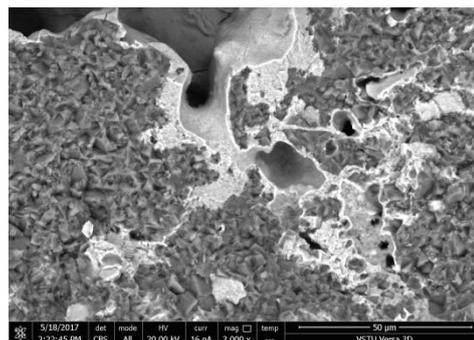
Рис. 3. Распределение элементов между фазами консолидированного взрывом материала

При использовании более жестких режимов нагружения, например, при ударно волновой обработке порошковой смеси карбида кремния с титаном, обеспечивающей разогрев до средней температуры, превышающей $840\text{ }^{\circ}\text{C}$, на поверхности прессовки наблюдается дефект в виде пены (рис. 4).

Пенообразование на поверхности материалов SiC-Ti развивается не во всем объеме прессовки: продукты химического взаимодействия сосредоточены в местах первоначального расположения титана (рис. 4, б). При этом большая часть карбида кремния остается без изменений, а часть его и практически весь Ti, как показывают результаты рентгеноструктурного анализа (рис. 5), реагирует между собой, образуя силициды TiSi_2 и Ti_5Si_3 , тройную Макс-фазу Ti_3SiC_2 и карбид титана TiC, а также взаимодействуют с кислородом воздуха, образуя оксид титана Ti_2O_3 и оксиды кремния SiO_2 - кварц и коэзит (последний, как известно [9], является высокобарической модификацией кремнезема).



а



б

Рис. 4. Микроструктура пенообразной составляющей на поверхности композиционного материала SiC-Ti

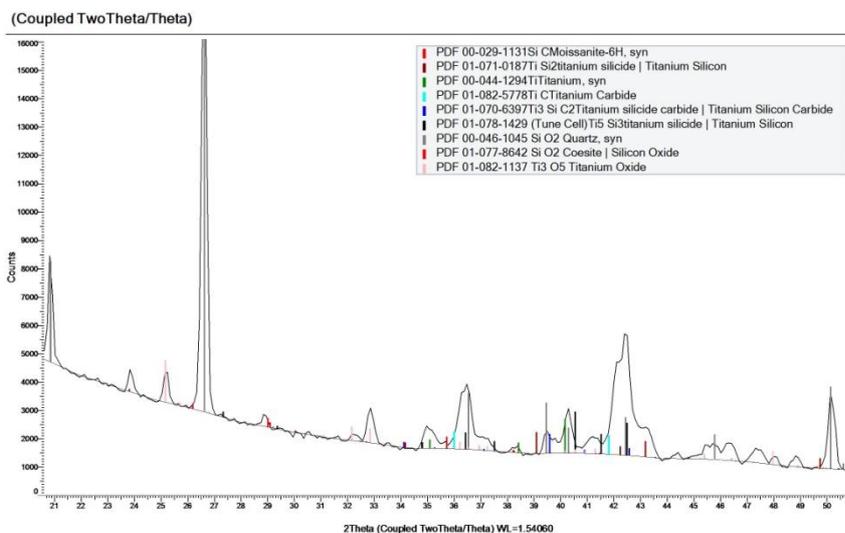


Рис. 5. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа пенообразной составляющей SiC-Ti

Причины описанных изменений фазового состава и структуры прессовок недостаточно ясны. Большинство авторов [7; 8], изучавших подобные эффекты, связывают их с нестационарностью формы ударного фронта в момент формирования ударной волны в порошке, которая приводит к высоким касательным напряжениям в частицах порошка, локализации деформации и появлению струйных течений, вызывающих локальный перегрев отдельных микрообъемов прессуемого материала, инициирующему начало химического взаимодействия его компонентов как между собой, так и с кислородом заземленного в порах воздуха.

Выводы

1. Использование для получения карбидокремниевых материалов прессования порошков взрывом является прямым продолжением развития существующих методов компактирования порошка карбида кремния, направленным на повышение давления процесса и сокращение его длительности. Взрывное прессование способно обеспечить как достижение плотностей материала, близких к плотности монолита, так и сохранение его фазового состава, соответствующего составу исходной порошковой смеси.

2. Верхней температурной границей сохранения исходного фазового состава смесей порошков карбида кремния и титана при взрывном компактировании является температура 840 °С. Использование режимов нагружения, сопровождающихся более сильным разогревом, приводит к началу химического взаимодейст-

вия компонентов исходных порошковых смесей вследствие локальных перегревов материала при ударно-волновом сжатии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология взрывного плакирования заготовок твердыми сплавами / Крохалев А.В., Авдеюк О.А., Приходьков К.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И. // Вестник машиностроения. - 2013. - № 11. - С. 45-48.
2. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / Крохалев А.В., Харламов В.О., Кузьмин С.В., Лысак В.И. // Известия высших учебных заведений. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2012. № 1. С. 32-37.
3. Стрение границ в композиционных материалах, полученных с использованием взрывного нагружения / Лысак В.И., Кузьмин С.В., Крохалев А.В., Гринберг Б.А. // Физика металлов и металловедение. 2013. Т. 114. № 11. С. 1026.
4. Оптимизация составов порошковых твердых сплавов, используемых в подшипниках скольжения, смазываемых водой / Крохалев А.В., Авдеюк О.А., Приходьков К.В., Кузьмин С.В., Лысак В.И. // Вестник машиностроения. - 2013. - № 5. - С. 42-44.
5. Исследование триботехнических свойств материалов для подшипников скольжения / Крохалев А.В., Авдеюк О.А., Приходьков К.В., Савкин А.Н. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. Т. 79. № 9. С. 68-70
6. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2010. – Т. 5. – С. 110–116.
7. Импульсное нагружение гетерогенных материалов / В. Ф. Нестеренко. – Новосибирск: Наука, 1992. – 200 с.
8. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин. – Волгоград: ВолгГТУ, 2002. – 136 с.
9. *Соболев, Н. В.* Козсит как индикатор сверхвысоких давлений в континентальной литосфере / Н. В. Соболев // Геология и геофизика, 2006, т. 47, № 1, с. 95 – 105.

УДК 621.762:669.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-37-44

Л. И. Шевцова¹, М. А. Корчагин², М. А. Есиков^{1,3}, В. С. Ложкин¹, И. С. Иванчик⁴, Е. А. Ложкина¹

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ В РАСТВОРЕ АЗОТНОЙ КИСЛОТЫ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni₃Al С ДОБАВКАМИ БОРА, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ SPS*

¹ ФГБОУ ВО «Новосибирский государственный технический университет»

² ФГБУН «Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН», г. Новосибирск, Россия

³ ФГБУН «Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН», г. Новосибирск, Россия

⁴ ФГБОУ ВО «Сибирский государственный университет водного транспорта», г. Новосибирск, Россия
edeliya2010@mail.ru; korchag@solid.nsc.ru; esmax@ya.ru; lozhkin@corp.nstu.ru;
ivan_ilija@ngs.ru; helens_case@mail.ru

В работе исследовалась структура, прочностные свойства и коррозионная стойкость в концентрированных (от 5 до 50 %) растворах азотной кислоты Ni₃Al с добавлением бора и без него. Материалы были получены методом SPS механически активированных порошковых смесей. Содержание бора варьировалось от 0,1 до 2 масс. %. Установлено, что в результате спекания порошков с добавлением бора до 0,2 масс.% формируется монофазный Ni₃Al с высокой относительной плотностью (~ 99 %). Спеченный состав «3Ni+Al+0,1 B»

© Шевцова Л. И., Корчагин М. А., Есиков М. А., Ложкин В. С., Иванчик И. С., Ложкина Е. А., 2022.

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 21-79-00154, <https://rscf.ru/project/21-79-00154/>. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.

обладает наиболее высокими прочностными характеристиками, которые более чем в два раза превосходят уровень прочности спеченного Ni_3Al без бора. Последующее увеличение содержания бора приводит к снижению прочности спеченного алюминид никеля. Коррозионная стойкость спеченных материалов оценивалась весовым методом. Установлено, что концентрация азотной кислоты, равная 30...40 %, является наиболее агрессивной для исследуемых материалов. Скорость коррозии спеченного Ni_3Al в 30 %-ном растворе составляет 460 мм/год. При увеличении концентрации кислоты до 50% происходит снижение скорости коррозии до 13 мм/год. Выявлено, что среди всех сплавов системы «Ni-Al-B» удовлетворительной стойкостью обладает Ni_3Al с 0,1 % В.

Ключевые слова: алюминид никеля; Ni_3Al ; бор; электроискровое спекание; механическая активация; микроструктура; прочностные свойства; коррозионная стойкость; азотная кислота; потеря массы.

L. I. Shevtsova¹, M. A. Korchagin², M. A. Esikov^{1,3}, V. S. Lozhkin¹, I. S. Ivanchik⁴, E. A. Lozhkina¹

**MECHANICAL PROPERTIES AND CORROSION BEHAVIOR
OF Ni_3Al INTERMETALLIC COMPOUND WITH B OBTAINED BY SPARK
PLASMA SINTERING IN THE NITRIC ACID SOLUTION**

¹Department of Materials Engineering, Novosibirsk State Technical University, K. Marx Ave. 20, Novosibirsk, 630073, Russia

²Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry SB RAS, Kutateladze, 18, Novosibirsk, 630128, Russia

³Lavrentyev Institute of Hydrodynamics SB RAS, Lavrentyev Ave. 15, Novosibirsk, 630090, Russia

⁴Siberian State University of Water Transport, Schetinkin Str., 33, Novosibirsk, 630099, Russia

The paper investigates the structure, strength properties and corrosion resistance of Ni_3Al intermetallic compound with and without boron in concentrated (from 5 to 50%) solutions of nitric acid. The materials were obtained by the method of spark plasma sintering of mechanically activated (MA) powder mixtures. The boron content varies from 0.1 to 2 wt%. It is found that sintering of MA powders with the addition of boron up to 0.2 wt% results in the formation of monophase Ni_3Al with a high relative density (~ 99%). The “3Ni+Al+0.1B” sintered composition has the highest strength characteristics which are more than twice the strength level of sintered nickel aluminide without boron. The fracture pattern when testing this material changes from intercrystalline (for sintered Ni_3Al) to mixed one. The corrosion resistance of the sintered materials is evaluated by the gravimetric method. The concentration of nitric acid equal to 30...40% is the most aggressive for the materials under investigation. The corrosion rate of the sintered Ni_3Al intermetallic compound in a 30% solution is 467 mm/year. With an increase in the acid concentration to 50%, the corrosion resistance increases to 13 mm/year (for Ni_3Al). Among all alloys of the Ni-Al-B system, an intermetallic compound with 0.1% B has satisfactory resistance.

Keywords: intermetallic compound, Ni_3Al , boron, spark plasma sintering, mechanical activation, microstructure, mechanical properties, corrosion resistance, acid solution, weight loss

Введение

Ni_3Al (γ' -фаза) является основной упрочняющей фазой никелевых суперсплавов. В настоящее время эти сплавы занимают ведущее место по масштабам производства и применения в авиа- и ракетостроении, космической технике, а также в химической промышленности и энергетике [1–5]. Главной особенностью соединения Ni_3Al и сплавов на его основе является проявление аномальной зависимости предела текучести ($\sigma_{0,2}$) от температуры нагрева материала [6; 7]. Однако, алюминид никеля Ni_3Al обладает такими недостатками, как высокая хрупкость при комнатной температуре и низкое сопротивление ползучести, что препятствует его применению как самостоятельного материала в масштабном промышленном производстве [1–3].

На основании результатов литературных данных установлено, что низкотемпературную пластичность Ni_3Al на воздухе и во влажной среде можно повысить введением микродобавок бора (0,01 – 0,2 масс.%), который устраняет

межзеренное разрушение. Благодаря такому эффекту во все современные сплавы на основе Ni_3Al добавляют бор. Также бор может усиливать реакцию между никелем и алюминием, что оказывает положительное влияние на плотность соединения Ni_3Al [8–10]. Превышение содержания бора приводит к образованию легкоплавкой эвтектики [11; 12]. В данной работе предлагается исследовать влияние различного содержания бора (0,1; 0,2 и предельного значения - 2 масс.%) на структуру и свойства алюминид никеля, полученного с применением современной высокоэффективной технологии кратковременного спекания порошковых материалов. Метод электроискрового спекания (Spark Plasma Sintering – SPS) основан на пропускании через образец импульсного тока в течение всего периода спекания и приложении одноосного давления, что позволяет сохранить исходную мелкозернистую структуру и способствует повышению комплекса механических свойств спеченного материала [10; 13–25].

Для оценки возможности использования

материалов на основе интерметаллида Ni_3Al , полученных методом SPS, при изготовлении изделий, работающих в условиях агрессивных сред, необходимо знать уровень его коррозионной стойкости. В многочисленных работах зарубежных и отечественных исследователей часто отмечается высокая коррозионная стойкость алюминидов никеля и материалов на его основе в различных средах [1–5; 26–29]. Однако, исследования, посвященные определению уровня коррозионной стойкости материалов на основе Ni_3Al , полученных методом SPS, в литературных источниках практически отсутствуют [30; 31]. По этой причине получение таких данных позволит достаточно точно установить срок службы изделия, а также спрогнозировать интервалы его замены, что представляет конкретную практическую значимость.

Методика проведения исследований

В качестве исходных материалов использовали порошки карбонильного никеля марки ПНК-УТЗ (99,85 % Ni) и алюминия марки ПА-4 (98 % Al) со средним размером частиц 10 мкм и 60 мкм соответственно. В качестве легирующего элемента использовали бор аморфный марки Б-99А (99,3 % В). Порошки были взяты в соотношении, обеспечивающем получение соединения $Ni_{75}Al_{25}$ (ат.%). Бор добавляли в количестве равном 0,1; 0,2 и 2 масс.%.

Предварительную механическую активацию (МА) смесей проводили в планетарной шаровой мельнице АГО-2 (Россия). Порошковую смесь массой 10 г засыпали в стальной стакан мельницы. Центробежное ускорение шаров составляло 40 g. Соотношение массы шаров к массе порошковой смеси составляло 20:1. В качестве защитной среды применялся аргон. МА осуществлялась в течение 3 минут. В результате механической активации порошковых смесей были получены механокомпозиции пластинчатой формы.

Электроискровое спекание полученных механокомпозиций проводили на установке Labox-1575 (Sinter Land Inc., Япония). Нагрев порошковой смеси осуществляли со скоростью 100 °С/мин. Давление прессования составляло 40 МПа. Заготовки спекали при температуре 1100 °С и времени выдержки 5 минут. Более подробно о проведении экспериментов и выборе режимов спекания описано в предыдущих работах [14; 15]. Плотность полученных материалов определяли методом гидростатического взвешивания.

Структура спеченных материалов изучалась методами оптической и растровой электронной микроскопии с использованием Carl Zeiss Axio Observer Z1m (Германия) и Carl Zeiss EVO50 XVP (Германия) микроскопов, соответственно. Подготовка образцов к исследованию заключалась в заливке материала в термореактивную смолу с использованием установки SimpliMet 1000 (Buehler, Германия), шлифовке на абразивных бумагах до 2500 grit и последующей ручной полировке на оксиде алюминия. Для определения фазового состава полученных образцов использовали рентгеновский дифрактометр ARL X'TRA (Thermo Fisher Scientific, США). Источником рентгеновского излучения являлась трубка с медным анодом. Дифракционные картины регистрировали с шагом $\Delta 2\theta = 0,05^\circ$ и временем накопления 10 с на одну точку.

В качестве основных показателей прочностных свойств материалов использовали значения предела прочности при изгибе и растяжении. Образцы прямоугольной формы с размерами $3 \times 4 \times 28$ мм³ для испытаний на трехточечный изгиб вырезали из спеченных компактов на установке электроэрозионной резки Sodick AG400L (Япония). Образцы для испытаний на растяжение подготавливали гантелеобразной формы. Механические испытания выполняли при комнатной температуре на установке Instron 3369 (Великобритания). Скорость перемещения подвижной траверсы составляла 0,5 мм/мин.

Коррозионная стойкость полученных материалов оценивалась весовым методом в концентрированных (от 5 до 50 %) растворах азотной кислоты. Образцами выступали спеченные заготовки из интерметаллида Ni_3Al без бора и с различным содержанием бора размерами $5 \times 5 \times 2,5$ мм³. Перед погружением поверхность материалов механически обрабатывалась с использованием абразивной бумаги до размера 1000 grit. Контрольными материалами в эксперименте служили металлический алюминий и никель, полученный методом SPS. Фиксация потери массы осуществлялась каждые 24 часа. Продолжительность испытания в растворе была равной 120 часов. Фиксация материала осуществлялась посредством фторопластовой нити, инертной к воздействию среды. Поверхность материалов после испытаний на коррозионную стойкость анализировалась на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50 XVP (Германия).

Результаты исследований и их обсуждение

Структурные исследования

При спекании по отмеченным выше режимам микроструктура полученных материалов во всем объеме является преимущественно однородной. Особенностью спеченных образцов является отсутствие макротрещин. В то же время для всех материалов характерно присутствие небольшого числа дефектов в виде мелких пор. На рис. 1 представлена микроструктура интерметаллида Ni_3Al , полученного электроискровым плазменным спеканием механоактивированных порошков Ni и Al с различным

содержанием бора. Структура спеченных материалов с добавками до 0,2 масс.% бора, зафиксированная с использованием оптической микроскопии, существенно не отличается от структуры такого же материала, но без добавок бора (рис. 1, *a–в*). Материалы наследуют пластинчатую структуру механокомпозитов, сформированных в результате предварительной механоактивации [24]. При введении 2 % бора отчетливо наблюдаются чередующиеся светлые и темные области (рис. 1, *г*). Темные участки схожи по форме с боридами (рис. 1, *г* указаны стрелками), возможно, сформировавшимися в процессе спекания при добавлении 2 % бора.

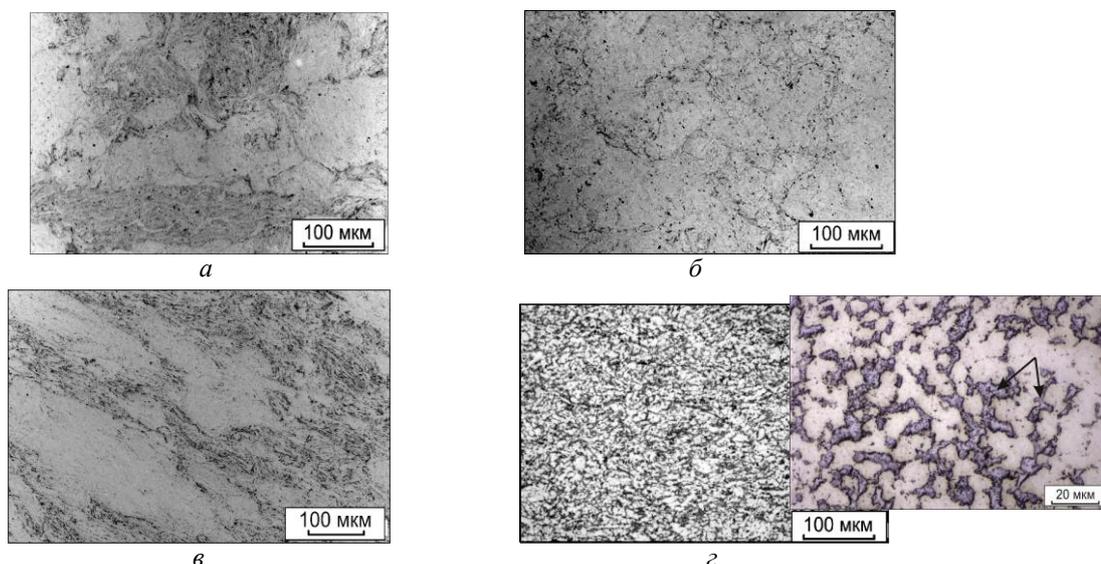


Рис. 1. Оптическая микроскопия спеченной смеси механоактивированных порошков никеля и алюминия без бора (*a*); с добавкой 0,1 масс.% бора (*б*); 0,2 масс.% бора (*в*) и 2 масс.% бора (*г*)

Рентгенограммы материалов, полученных спеканием механоактивированных порошковых смесей состава « $3Ni + Al$ » без бора и с добавками малых количеств бора, представлены на рис. 2. Рентгенофазовый анализ спеченного материала, не содержащего бор (рис. 2, *a*), свидетельствует об образовании только фазы Ni_3Al . Полученный результат подтверждает, что указанные режимы механоактивации и последующего спекания способствуют формированию монофазного алюминида никеля. На рентгенограммах спеченных материалов с добавками бора до 0,2 масс.% также зафиксированы лишь пики алюминида никеля Ni_3Al . Рефлексов, соответствующих борсодержащим соединениям, выявлено не было. При введении 2 масс.% бора на рентгенограмме зафиксированы рефлексы, соответствующие боридам никеля (рис. 2, *г*). Согласно работе [32] в системе «никель-алюминий-бор» при данном содержании бора могут образоваться бориды типа Ni_2B и Ni_3B .

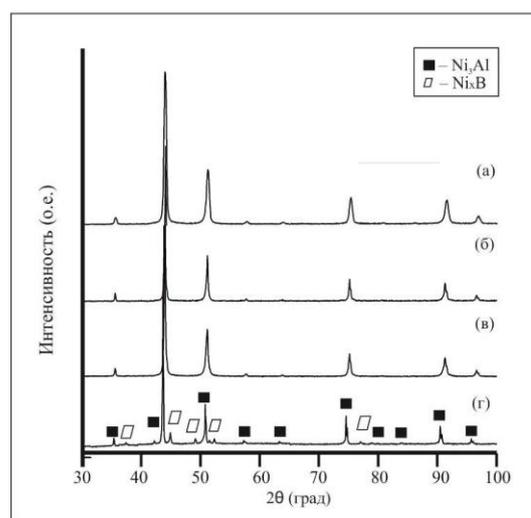


Рис. 2. Рентгенограммы материалов, полученных с помощью спекания методом SPS механоактивированной смеси никеля и алюминия без добавок бора (*a*); с добавлением 0,1 масс.% бора (*б*); с добавкой 0,2 масс.% бора (*в*); с добавлением 2 масс.% бора (*г*)

Влияние бора на плотность и относительную плотность алюминида никеля, полученного по технологии SPS-спекания

Соотношение компонентов	Бор, масс.%	Плотность, г/см ³	Относительная плотность, %
3Ni + Al	–	7,29	97,2
	0,1	7,41	98,8
	0,2	7,39	98,6
	2	7,11	94,8

Из таблицы видно, что относительная плотность всех спеченных материалов превышает 95 %. Плотность Ni₃Al равная 7,5 г/см³ используется в качестве теоретической плотности спеченного материала [1]. Добавление бора положительно влияет на плотность спеченного интерметаллида Ni₃Al. Следует отметить, что увеличение вводимого бора от 0,1 до 0,2 масс.% существенно не влияет на значение плотности спеченного образца. В работе [10] также отмечается увеличение плотности материала при легировании бором (до 1,5 ат.%). Авторы предполагают, что бор усиливает реакционную способность в процессе спекания порошковой смеси. Бор является легирующим элементом внедрения, который, очевидно, входит в структуру кристаллической решетки Ni₃Al. Это сопровождается искажением кристаллической решетки, что приводит к более легкой диффузии легирующих элементов, которая способствует ускорению процесса спекания. Дальнейшее увеличение содержания бора до 2 % приводит к снижению плотности до 7,11 г/см³. Наибольшим значением относительной плотности (98,8 %) обладает материал, полученный спеканием ме-

ханически активированной порошковой смеси «3Ni + Al» с добавками 0,1 % бора. Этот факт позволяет ожидать, что полученные материалы будут обладать повышенным, по сравнению с исходными образцами, комплексом механических свойств.

Оценка прочностных характеристик

Результаты влияния добавок бора на прочностные характеристики алюминида никеля, полученного SPS-методом, представлены на рис. 3, а, б. Кривая деформации изгиба при комнатной температуре спеченного алюминида никеля показана на рис. 3в (кривая а). Значение предела прочности при изгибе интерметаллида Ni₃Al, полученного непосредственно в процессе электроискрового спекания из механически активированных порошков никеля и алюминия, составляет ~ 800 МПа, при растяжении - 400 МПа. Полученные данные согласуются с результатами, полученными в работе [25]. Типичный вид излома такого материала представлен на рис. 4, а. Особенности данной фрактограммы свидетельствуют о хрупком интеркристаллитном разрушении полученных образцов, что связано с хрупкостью границ зерен алюминида никеля.

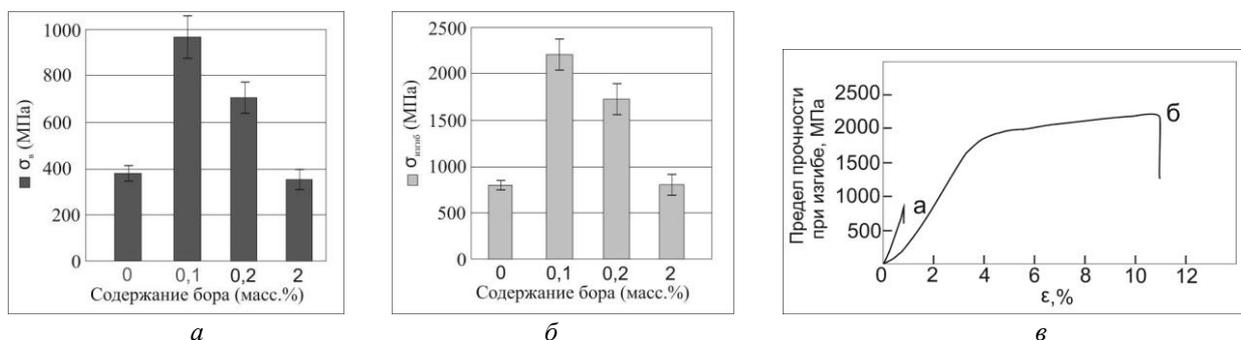


Рис. 3. Зависимость предела прочности при растяжении (а) и предела прочности при изгибе (б) спеченного алюминида никеля от содержания бора; кривая деформации при изгибе спеченного материала состава «3Ni + Al» при комнатной температуре (в): без добавления бора (кривая а) и с 0,1 масс.% бора (кривая б))

Как отмечалось ранее, введение в порошковую смесь никеля и алюминия 0,1...0,2 масс.% бора способствует повышению плотности спе-

ченного интерметаллида Ni₃Al. Наиболее высокие показатели прочностных свойств достигнуты при испытаниях материала, содержащего

0,1 масс.% бора. Предел прочности при изгибе (2200 МПа) образца почти в 3 раза больше пре-

дела прочности спеченного алюминида никеля без добавок бора.

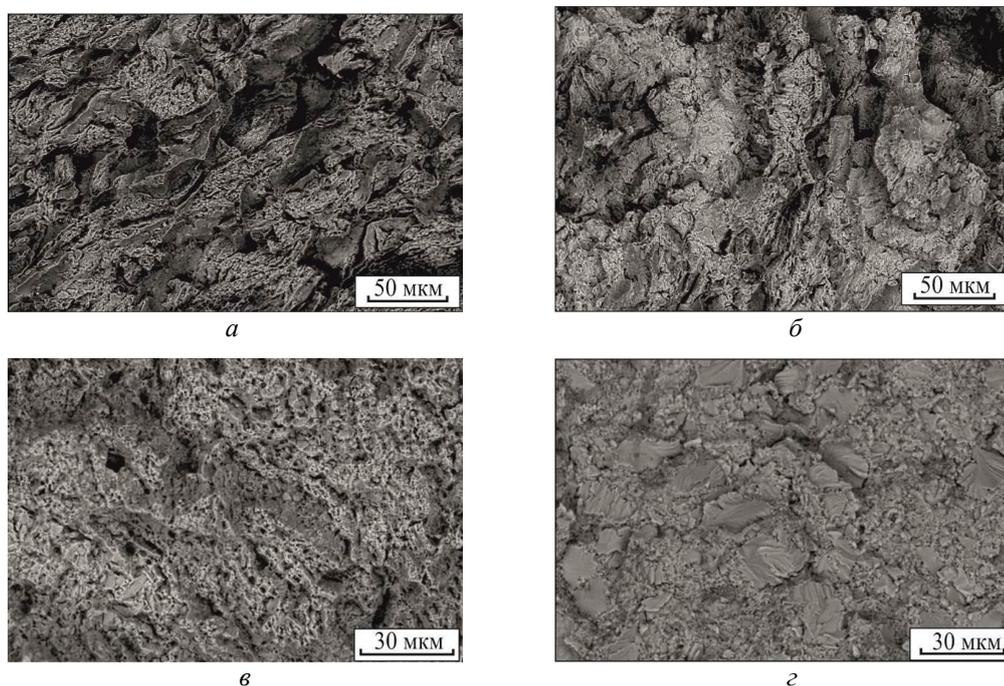


Рис. 4. Изломы спеченных образцов после испытаний на трехточечный изгиб: а – Ni_3Al ; б – $\text{Ni}_3\text{Al}-0,1 \text{ B}$; в – $\text{Ni}_3\text{Al}-0,2 \text{ B}$; г – $\text{Ni}_3\text{Al}-2 \text{ B}$

При введении в порошковую смесь исходных реагентов 0,1% бора характер разрушения спеченных заготовок меняется. Деформация при изгибе такого материала составила 11% (рис. 3, кривая б). На изломе зон с участками хрупкого разрушения становится значительно меньше (рис. 4, б). Введение 2 % бора приводит к снижению предела прочности при изгибе спеченного материала до 800 МПа, что соответствует уровню прочности материала без добавления бора. На снимке 4, г наблюдается хрупкий излом с наличием характерных фасеток скола, свидетельствующий о наличии боридов.

На основании структурных исследований и оценки прочностных свойств был выбран материал состава « $3\text{Ni}+\text{Al}+0,1\text{B}$ », обладающим наиболее высокими прочностными характеристиками. Предел прочности при изгибе (2200 МПа) такого материала в 2,8 раза больше предела прочности спеченного алюминида никеля без добавок бора. В условиях растяжения увеличение предела прочности (970 МПа) составляет 2,4 раза.

Анализ испытаний на коррозионную стойкость

Одной из основных задач представленной работы является исследование коррозионных

свойств алюминида никеля в растворе азотной кислоты. Для оценки коррозионной стойкости исследуемых материалов в азотной кислоте использовались растворы различной концентрации от 5 до 50 %, по причине различного поведения исходных компонентов (никель и алюминий) в данных средах. Результаты эксперимента представлены на рис. 5.

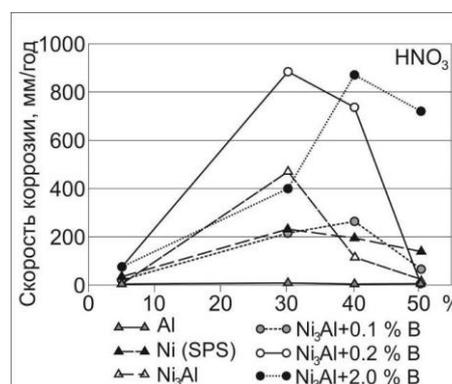


Рис. 5. Зависимость скорости коррозии спеченных материалов на основе интерметаллида Ni_3Al от концентрации раствора азотной кислоты

Общая закономерность, которая наблюдается для всех материалов, это наличие явного пика на графиках в диапазоне концентраций ки-

слоты 30...40 % (рис. 5). Подобное поведение материалов связано с пассивацией входящих в интерметаллид компонентов, и, в частности никеля и алюминия, в более концентрированных растворах. По этой причине, при увеличении массовой доли кислоты скорость растворения материалов увеличивается. По достижению пассивной области происходит замедление скорости коррозии, а затем ее падение. Скорость коррозии Ni_3Al в 30 % растворе составляет 460 мм/год. Низкая коррозионная стойкость интерметаллида может быть обусловлена мелкозернистой структурой спеченного материала и наличием остаточной пористости. В работе [33] представлены данные по коррозионной стойкости никеля в 10 % азотной кислоте. После приведения к одинаковой размерности установлено, что для никеля скорость коррозии в 10 % растворе составляет 365 мм/г, что свидетельствует о корректности полученных в данной работе результатов. В 50 % растворе азотной кислоты интерметаллид разрушается со скоростью 13 мм/год. При 30% концентрации кислоты легирование 0,1 % бора позволяет уменьшить скорость коррозии Ni_3Al до 200 мм/г. С увеличением содержания бора скорость коррозии в растворах увеличивается. Так, в 5 % HNO_3 увеличение содержания бора с 0,1 до 2 % приводит к росту скорости растворения с 18 до 73 мм/год. 30 % раствор является более агрессивным по отношению к материалам и при увеличении содержания бора скорость коррозии возрастает на порядок (до 885 мм/год). Близкие значения скорости коррозии также наблюдаются в 40 и 50 % растворах. Среди всех сплавов системы «Ni-Al-B» удовлетворительной стойкостью обладает интерметаллид с 0,1 масс.% бора. В большинстве случаев скорость коррозии такого материала сопоставима с чистым никелем.

При росте концентрации раствора с 5 до 40 % на поверхности заготовок, полученных из алюминид никеля, легированного бором, наблюдается усиление коррозионного повреждения. В случае интерметаллида, легированного 2 % бора, эффект сохраняется до 50 %. Для Ni_3Al с 0,1 % бора 50 % раствор оказывает селективное травление с образованием круглых или овальных ямок, которые соединяются между собой при значительной выдержке материала в агрессивном растворе.

Выводы

1. Введение в исходную порошковую смесь никеля и алюминия малых добавок бора способствует повышению плотности спеченного интерметаллида Ni_3Al . Наибольшим значением относительной плотности (~ 99%) обладает материал, полученный спеканием механически активированной порошковой смеси «3Ni+Al» с добавками 0,1 масс.% бора.

2. Наиболее высокие характеристики предела прочности при изгибе (2,2 ГПа) и растяжении (970 МПа) зафиксированы при испытаниях образцов, содержащих 0,1 масс.% бора. Эти значения более чем в 2 раза больше предела прочности спеченного алюминид никеля без добавок бора. На изломе появляются характерные для вязкого разрушения ямки. Зон с участками хрупкого разрушения становится значительно меньше.

3. Концентрация азотной кислоты равная 30...40 % является наиболее агрессивной для исследуемых материалов. Наибольшая скорость коррозии спеченного Ni_3Al составляет 460 мм/год (30 % раствор). По достижению пассивной области происходит снижение скорости коррозии. Так, в 50 % растворе азотной кислоты Ni_3Al разрушается со скоростью 13 мм/год. Среди всех сплавов системы «Ni-Al-B» удовлетворительной стойкостью обладает интерметаллид с 0,1 масс.% бора. В большинстве случаев его скорость коррозии сопоставима с чистым никелем. При увеличении содержания бора скорость коррозии спеченного материала увеличивается.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ночовная, Н. А. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля / Н. А. Ночовная, О. А. Базылева, Д. Е. Каблов, П. В. Панин. – Москва : Изд-во ВИАМ, 2018. 303 с.
2. Jozwik P., Polkowski W., Bojar Z. Applications of Ni_3Al based intermetallic alloys – current stage and potential perceptivities // Materials 8 (2015) 2537-2568. <https://doi.org/10.3390/ma8052537>
3. Li J., Ren X., Zhang Y., Hou H. Significant improvements of the relative density, microhardness, and fracture toughness of SiC via the addition of Ni_3Al and Mg_2Si // Ceramics Inter. 47 (2021) 1472–1477. 10.1016/j.ceramint.2020.08.240
4. Kumar K.G., Sivarao, Sahaya Anand T.J. A novel intermetallic nickel aluminide (Ni_3Al) as an alternative automotive body material // Inter. J. Eng. Technol. 11 (2011) 208–215.
5. Makena I.M., Shongwe M.B., Ramakokovhu M.M., Lethabane M.L. A review on sintered nickel based alloys // WCE-2017, Proceedings of the World Congress on Eng. (2017) 922–927.

6. Liu L., Xiao-Zhi W., Wang R. et. al. Stacking fault energy, yield stress anomaly, and twinnability of Ni₃Al: a first principles study // *Chin. Phys. B* 24 (7) (2015) 077102. DOI:10.1088/1674-1056/24/7/077102
7. Michel J., Coupeau C., Nahas Y. What can be learnt on the yield stress anomaly of Ni₃Al using AFM observations // *Intermetallics* 50 (2014) 86–93. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2014.02.013>
8. Hyjek, P., Sulima I., Wierzbinski S. Ductilization of Ni₃Al by alloying with boron and zirconium // *Archives of Materials Science and Engineering*. 40(2) (2009) 69–74.
9. Huang M.L., Wang C.Y. Effects of boron and carbon on the ideal strength of Ni solution and Ni₃Al intermetallics: A first-principles study of tensile deformation // *Computational Mater Science* (2017) Vol.140. P.140–147. DOI:10.1016/J.COMMATSCI.2017.08.041
10. Mohammadnejad A., Bahrami A., Sajadi M. et. al. Microstructure and mechanical properties of spark plasma sintered nanocrystalline Ni₃Al-xB (0.0<x<1.5 at.%) alloy // *Mater. Today Com.* 17 (2018) 161–168.
11. Guo J.T., Sheng L.Y., Xie Y. et. al. Microstructure and mechanical properties of Ni₃Al and Ni₃Al-1B alloys fabricated by SHS/HE // *Intermetallics* 19(2) (2011) 137–142. doi:10.1016/j.intermet.2010.08.027
12. Конева, Н. А. Влияние легирования бором на фазовый состав и дефектную структуру интерметаллида Ni₃Al / Н. А. Конева, Н. А. Попова, М. П. Калашников и др. // *Известия РАН. Серия физическая* 7 (2012) 828–831.
13. Kim J.S., Choi H.S., Dudina D.V. et. al. Spark Plasma Sintering of nanoscale (Ni+Al) powder mixture // *Solid State Phenom.* 119 (2007) 35–38. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.119.35>
14. Shevtsova L.I., Mali V.I., Bataev A.A. et. al. Microstructure and mechanical properties of materials obtained by spark plasma sintering of Ni₃Al–Ni powder mixtures, *Mater. Sci. Eng. A.* 773 (2020). - Vol. 773. 138882. DOI:10.1016/j.msea.2019.138882
15. Thömmes A., Shevtsova L.I., Mali V.I. et. al. The influence of sintering temperature on microstructure and mechanical properties of Ni–Al intermetallics fabricated by SPS // *AIP Conf. Proc.* 1683 (2015) 020245. <https://doi.org/10.1063/1.4932935>
16. Munir Z., Tamburini U. Ohyanagi M. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: a review of the spark plasma sintering method // *J. Mater. Sci.* 41 (3) (2006) 763–777. DOI:10.1007/s10853-006-6555-2
17. Hulbert D., Jiang D., Dudina D., Mukherjee A. The synthesis and consolidation of hard materials by spark plasma sintering // *Inter. J. Refractory Metal. Hard Mater.* 27 (2) (2009) 367–375. <https://doi.org/10.1016/j.jrmhm.2008.09.011>
18. Zhuravkov S.P., Kornev Y.I., Ivashutenko A.S., Martyushev N.V. Production of powders by the method of electrospark dispersion // *Key Eng. Mater.* 685 (2016) 710–714. DOI:10.4028/www.scientific.net/KEM.685.710
19. Kakitsugi A., Miura Y., Kaneno Y., Takasugi T. Synthesis of Dual Two-Phase Ni₃Al–Ni₃V Intermetallic Alloys Containing Nb by Pulse Current Sintering // *Mater. Transactions* 52 (2011) 2205–2210. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011212>
20. Borkar T., Banerjee R. Influence of spark plasma sintering (SPS) processing parameters on microstructure and mechanical properties of nickel // *Mater. Sci. Eng. A* 618 (2014) 176–181. DOI:10.1016/j.msea.2014.08.070
21. Dudina D.V., Bokhonov B.B., Olevsky E.A. Fabrication of porous materials by spark plasma sintering: a review // *Mater.* 12 (3) (2019) 541. DOI: 10.3390/ma12030541.
22. Shevtsova L.I., Bataev A.A., Mali V.I. et. al. The effect of preliminary mechanical activation on the structure and mechanical properties of Ni₃Al+B material obtained by SPS // *Key Engineering Materials*. – 2017. – Vol. 743. – P. 19–24. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.743.19.
23. Osipov D.A., Smirnov I.V., Grinyayev K.V. et. al. The influence of TiC particles on the structure and mechanical properties of Ni₃Al manufactured by spark plasma sintering // *Rus. Phys. J.* 63 (9) (2021) 1583–1589. - DOI 10.1007/s11182-021-02209-5
24. Шевцова, Л. И. Структура и свойства интерметаллида Ni₃Al, сформированного в результате SPS-спекания порошковых смесей, подготовленных различными способами / Л. И. Шевцова, М. А. Корчагин, М. . Есикови др. // *Металлургия* 11 (2021) 56–61. DOI 10.52351/00260827_2021_11_56
25. Meng J., Jia C., He Q. Effect of mechanical alloying on structure and property of Ni₃Al by spark plasma sintering // *Powder Metall.* 51 (2008) 227–230.
26. Wu L., He Y., Jaing Y. Effect of pore structures on corrosion resistance of porous Ni₃Al intermetallics, *Trans. of Nonferrous Met. Soc. of China* 24 (2014) 3509–3516. DOI: 10.1016/S1003-6326(14)63495-6
27. Priyotomo G., Wagle S., Okitsu K. et. al. The corrosion behavior of Ni₃(Si,Ti) intermetallic compounds with Al, Cr, and Mo in various acidic solutions // *Corr. Sci.* 60 (2012) 10–17. Ltd. All rights reserved. <http://dx.doi.org/10.1016/j.corsci.2012.04.017>
28. Priyotomo G., Monomo H., Wagle S. et. al. The Corrosion Behavior of Ni₃Al/Ni₃V Two-Phase Intermetallic Compounds in Various Acidic Solutions, *Intern. J. of Corr.* (2012) 6 p. doi:10.1155/2012/626240
29. Porcayo-Calderon J., Rodriguez-Diaz R.A., Porcayo-Palanox E. et. al. Effect of Cu Addition on the Electrochemical Corrosion Performance of Ni₃Al in 1.0M H₂SO₄ // *Adv. in Mater. Sci. Eng.* 2015 (2015) 18 p. <http://dx.doi.org/10.1155/2015/209286>
30. Shevtsova L.I., Lozhkina E.A., Samoylenko V.V. et. al. Evaluation of corrosion resistance of Ni₃Al produced by spark plasma sintering of mechanically activated powder mixtures // *Materials Today: Proceedings* 12 (2019) 116–119. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.03.077>
31. Liu N., Zhang G., Wu J., Zhang J., Zhang F. Corrosion-resistance of Ni₃Al intermetallic compounds containing Cr synthesized via Spark Plasma Sintering process // *Adv. Mater. Res.*, 581–582 (2012) 1006–1009. doi:10.4028/www.scientific.net/AMR.581-582.1006
32. Campbell C.E., Kattner U.R. A Thermodynamic Assessment of the Ni–Al–B system // *Journal of Phase Equilibria* Vol. 20 No. 5 (1999) 485–496.
33. Мельников, П. С. Справочник по гальванопокрытиям в машиностроении: учеб. / П. С. Мельников. – Москва 1979. – 296 с.

УДК 621-039-419; 620.22-419; 537.868
DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-45-48

И. В. Злобина, Н. В. Бекренев

**ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В СВЧ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ ПОЛЕ
НА ИЗГИБНУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ,
НАХОДЯЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ ПЕРЕПАДА ТЕМПЕРАТУР***

Саратовский государственный технический университет им. Ю. А. Гагарина
e-mail: Irinka_7_@mail.ru

В статье изложены результаты исследований прочности и жесткости образцов из угле- и стеклопластика после воздействия СВЧ электромагнитного поля и последующих охлаждения до -20°C с нагревом до $+65^{\circ}\text{C}$ в сравнении с контрольными образцами. Установлено увеличение напряжений трехточечного изгиба угле- и стеклопластика соответственно на 33 и 12 %, поперечного модуля упругости – на 36 и 15 %.

Ключевые слова: полимерные композиционные материалы, углепластик, стеклопластик, изгибные напряжения, равномерность, перепады температур, СВЧ электромагнитное поле, контактное взаимодействие.

I. V. Zlobina, N. V. Bekrenev

**INFLUENCE OF PROCESSING IN THE MICROWAVE ELECTROMAGNETIC FIELD
ON THE BENDING STRENGTH OF POLYMER COMPOSITE MATERIALS UNDER
CONDITIONS OF TEMPERATURE DIFFERENCE**

Yuri Gagarin Saratov State Technical University, Russia, Saratov

The strength and stiffness of carbon and fiberglass after exposure to a microwave electromagnetic field and subsequent cooling to -20°C with heating to $+65^{\circ}\text{C}$ were studied in comparison with control samples. An increase in the stresses of the three - point bending of carbon and fiberglass by 33% and 12%, respectively, and the transverse modulus of elasticity by 36% and 15% was found.

Keywords: polymer composite materials, carbon fiber, fiberglass, bending stresses, uniformity, temperature differences, microwave electromagnetic field, contact interaction.

Развитие инфраструктуры Крайнего Севера, и Арктического шельфа является одной из приоритетных задач обеспечения экономической и военной безопасности России. В настоящее время и в перспективе прогнозируется расширенное применение полимерных композиционных материалов (ПКМ) для объектов энергетики, строительства и транспортных систем, применяемых в указанных районах. Характерные для указанных регионов ветровые нагрузки в сочетании с сезонными и суточными колебаниями температур и влажности, длительным действием солнечной радиации в период «полярного дня» приводят к старению матрицы ПКМ и потере первоначальных прочностных характеристик материала. Исследование поведения конструкций из ПКМ в экстремальных условиях космического пространства, Арктики и Антарктики выявило особую важность их термостабильности в широком интервале температур в условиях периодических теплосмен, вызванных движением объекта через теневые участки орбиты, периодическим воздействием прямых лучей активного Солнца и низких температур при появлении сплошной облачности

в высоких широтах [1–3]. Эффективным методом модифицирования ПКМ с целью повышения механических свойств изделий из них является применение воздействия СВЧ электромагнитного поля. Авторами в процессе исследований, проводившихся в течение 2015–2021 г.г, экспериментально установлено увеличение прочностных свойств отвержденных угле- и стеклопластиков после воздействия на них в течение 1-2 минут СВЧ электромагнитного поля частотой 2,45 ГГц с определенной плотностью потока энергии и доказано сохранение положительного эффекта СВЧ воздействия после экспозиции образцов из конструкционного угле- и стеклопластика в течение 16 месяцев в условиях 2-й климатической зоны Европейской части России (г. Саратов) [4; 5].

Целью исследований явилось выявление возможности расширения диапазона условий эксплуатации в результате модифицирования в СВЧ электромагнитном поле конструктивных элементов из ПКМ, армированных тканями на основе углеродных и стеклянных волокон, путем сравнительной оценки изменения их прочности при воздействии перепадов температур.

© Злобина И. В., Бекренев Н. В., 2022.

* Исследования выполнены в рамках проекта «СП-5946.2021.3 «Метод повышения функциональных характеристик элементов космических аппаратов из отвержденных полимерных композиционных материалов в условиях воздействия температурного градиента».

В экспериментах использовали образцы конструкционного угле- и стеклопластика производства ООО «Еврокомплект», г. Калуга в виде плоскопараллельных пластин размерами 70x10x5 и 70x10x5,5 мм соответственно. СВЧ обработку одновременно по 5 образцов осуществляли на экспериментальном оборудовании, созданном на базе установки «Жук-2-02» (ООО НПП «АгроЭкоТех», г. Обнинск, Калужской обл.) с камерой лучевого типа с неограниченным объемом (излучение в открытое пространство) при частоте 2,45 ГГц и плотности потока энергии при модифицировании углепластика $(17-18) \times 10^4$ мкВт/см² и стеклопластика – $(22-25) \times 10^4$ мкВт/см² в течение 2 минут. На этих режимах обеспечивается максимальный упрочняющий эффект СВЧ воздействия [4]. После обработки обе группы образцов охлаждали до температуры -20 °С при влажности 50 % в климатической камере. Для механических испытаний образцы извлекались по одному и подвергались нагреву галогеновой лампой мощностью 1000 Вт до температуры +65 °С и испытаниям

в течение времени, не превышающем 30 с для сведения к минимуму влияния температуры в помещении, которая составляла +23 °С. Обе партии контрольных и опытных образцов испытывали по схеме трехточечного изгиба в соответствии с ГОСТ Р 56805–2015 на специальной компьютерной установке с тензометрическими датчиками усилий с программным обеспечением LabWiev (ИП «Майоров», г. Орел). Скорость нагружения составила 350 мм/мин. По результатам испытаний по графикам кинетики нагружения вычисляли поперечную нагрузку и изгибающий момент, на основе замеров фактических поперечных размеров образцов вычисляли моменты сопротивления и инерции их сечения, рассчитывали текущие значения разрушающих напряжений трехточечного изгиба и поперечный модуль упругости. Дополнительно оценивали остаточную деформацию образцов и характер повреждений, полученных в процессе испытаний.

Результаты исследований представлены в таблице и на рис. 1 и 2.

Результаты испытаний образцов угле- и стеклопластика по схеме трехточечного изгиба

Вид образца	Контрольный			Опытный		
	σ _р , МПа	τ, мс	E, МПа	σ _р , МПа	τ, мс	E, МПа
Углепластик	10,62	80	177,48	14,7	180	240,7
Δσ, Δτ, ΔE	–	–	–	1,33	2,25	1,36
Стеклопластик	5,59	40	83,43	6,26	140	95,94
Δσ, Δτ, ΔE	–	–	–	1,12	3,5	1,15

Видно, что после быстрого (в течение 5 минут) нагрева с отрицательных температур до установленного значения напряжения трехточечного изгиба оказываются сниженными практически на порядок относительно данного параметра исходных образцов (находившихся в помещении), что может быть объяснено известным из [6] фактом повышения пластичности отвержденных эпоксидных полимеров при нагреве до температур от 50 до 60 °С. При этом опытные образцы углепластика и стеклопластика показывают в нагретом состоянии, соответственно на 33 и 12 % большую изгибную прочность по сравнению с контрольными, что является значимой величиной. Также отмечено

повышение жесткости опытных образцов, определенное по значениям поперечного модуля, соответственно на 36 и 15 %. В целом, эффект увеличения разрушающих напряжений и увеличения времени до разрушения опытных образцов проявляется в значительно большей степени для образцов из углепластика. При рассмотрении процесса нагружения и деформации образцов констатировано, что как угле- так и стеклопластик теряют несущую способность в результате упруго-пластической деформации без полного разрушения в отличие от испытаний данных материалов при нормальных (18–25) °С температурах [4].

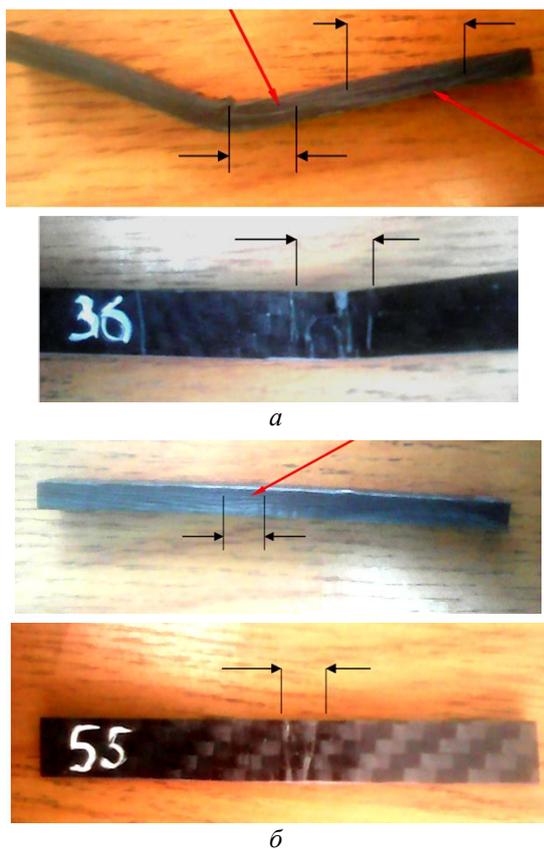


Рис. 1. Области повреждения контрольных (а) и опытных (б) образцов углепластика

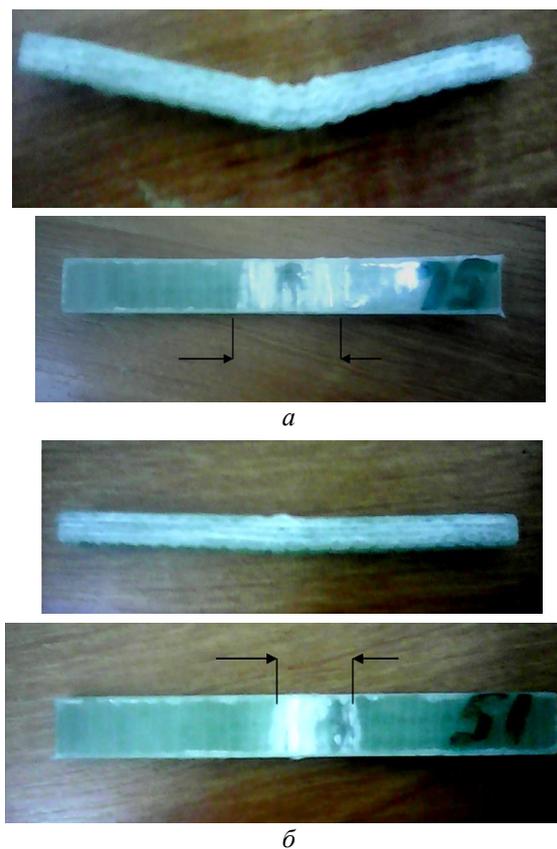


Рис. 2. Области повреждения контрольных (а) и опытных (б) образцов стеклопластика

При этом контрольные образцы имеют значительную остаточную деформацию после снятия нагрузки (рис. 1 и 2). Для опытных образцов характерно практически полное восстановление исходной прямолинейной формы (рис. 1 и 2, б).

Размеры области, охваченной повреждениями, в опытных образцах угле- и стеклопластика меньше по сравнению с контрольными в 1,5–2 раза, что свидетельствует о большей межслоевой адгезии в подвергнутых воздействию СВЧ электромагнитного поля образцов.

Механизм формирования указанных изменений свойств ПКМ может заключаться в восстановлении исходной аморфной структуры межфазного слоя в результате СВЧ диэлектрического нагрева термореактивной матрицы до температуры (50–60) °С, при которой согласно [6] возможно повышение ее пластичности, повышающей вероятность конформационных поворотов звеньев макромолекул с последующим увеличением количества центров формирования упорядоченной структуры и областей контакта «матрица-волокно». Это снижает дефектообразование при замерзании накопившейся в пустотах влаги и при последующем нагружении. Площадь поверхностей контакта в МФС,

обеспечивающая рост количества армирующих волокон, вовлеченных в процесс восприятия нагрузки, возрастает при конформационных поворотах макромолекул под действием волновых процессов, вызванных СВЧ электромагнитным полем, и позволяет увеличить упругость ПКМ после доотверждения, следующего за перепадом температур от отрицательных к положительным.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Деев, И. С. Модель космоса. Т. 2. Воздействие космической среды на материалы и оборудование космических аппаратов / И. С. Деев, Е. Ф. Никишин ; под ред. Новикова Л. С. – М.: КДУ, 2007. С. 1056–1067.
2. Материалы и покрытия в экстремальных условиях. Взгляд в будущее: В 3 т. – Т. 1. Прогнозирование и анализ экстремальных воздействий / Ю. В. Полежаев, С. В. Резник, Э. Б. Василевский и др.; под ред. С. В. Резника. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2002. – 224 с.
3. Бузник, В. М. Состояние и перспективы арктического материаловедения / В. М. Бузник, Е. Н. Каблов // Вестник Российской Академии наук. 2017. Т. 87, № 9. С. 831–843.
4. Злобина, И. В. Новые конструкторско-технологические методы повышения прочности конструктивных элементов из неметаллических композиционных материалов: монография / И. В. Злобина, Н. В. Бекренев. – Саратов: Сарат. гос. техн. ун-т, 2017. – 164 с.

5. Злобина, И. В. Влияние обработки в СВЧ электромагнитном поле на изменение изгибной прочности конструктивных элементов из отвержденных углепластиков под действием факторов внешней среды / И. В. Злобина, И. С. Кацуба, Н. В. Бекренев // Известия ВолгГТУ : науч-

ный журнал № 3 (238) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 20–22.

6. Мошинский, Л. Эпоксидные смолы и отвердители / Л. Мошинский. – Тель-Авив: Аркадия-Пресс. ЛТД., 1995. – 371 с.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-48-51

А. В. Казуров, Н. А. Адаменко

ТЕПЛО-ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ФТОРОПЛАСТА, НАПОЛНЕННОГО ТИТАНОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: av.kazurov@mail.ru

Исследовано влияние концентрации крупных частиц титана на тепловое расширение и деформируемость фторопласта-4, полученного статическим прессованием порошковых смесей с последующим спеканием. Установлено, что повышение концентрации титана с 10 до 30 % мало сказывается на изменении теплового расширения и деформируемости фторопласта, что связывается со слабым адгезионным взаимодействием. Наименьшими тепло-деформационными свойствами обладает наполненный фторопласт после спекания вследствие повышения когезионного взаимодействия.

Ключевые слова: фторопласт-4, титан, статическое прессование, спекание, адгезионное взаимодействие, термомеханический анализ, тепловое расширение.

A. V. Kazurov, N. A. Adamenko

THERMAL-DEFORMATION PROPERTIES OF FLUOROPLAST FILLED WITH TITANIUM

Volgograd State Technical University

The influence of the concentration of large titanium particles on the thermal expansion and deformability of a fluoroplast obtained by static pressing of powder mixtures followed by sintering has been studied. It has been established that an increase in the concentration of titanium from 10 to 30% little effect on the change in thermal expansion and deformability of the fluoroplast, which is associated with a weak adhesive interaction. The filled PTFE after sintering has the least heat-deformation properties due to the increase in cohesive interaction.

Keywords: fluoroplast-4, titanium, static pressing, sintering, adhesive interaction, thermomechanical analysis, thermal expansion.

Введение

Фторопласт-4 (Ф-4) обладает уникально низким коэффициентом трения, высокой химической и термической стойкостью, поэтому широко применяется в узлах трения машиностроительного оборудования [1]. Для повышения износостойкости, прочности при сжатии и снижения ползучести наполнять во фторопласт вводят (до 30 % об.) различные дисперсные компоненты [1]. В качестве наполнителей Ф-4 широкое применение получили порошки металлов и их сплавов, как высокоактивные при адгезионном взаимодействии с полимером и хорошо отводящие тепло от поверхности трения, что повышает работоспособность деталей из металлополимеров. Для усиления фторопласта перспективно использовать титан, который обладает высокой химической стойкостью

и имеет малую плотность [2], а также при определенных условиях может проявлять повышенное адгезионное взаимодействие с Ф-4 [2; 3]. С целью изучения эффективности усиления фторопласта титаном и оценки адгезионного взаимодействия между ними проводили исследования теплового расширения и термомеханические испытания.

Методика проведения исследований

Вследствие высокой вязкости фторопласта-4 даже при температурах, близких к термоокислительной деструкции (415 °С), фторопласт-титановые материалы получали сухим смешиванием порошков, статическим прессованием (СП) и спеканием. Содержание титана в Ф-4 (ГОСТу 10007-80) составляло 10 и 30 % об, а его гранулометрический состав после про-

© Казуров А. В., Адаменко Н. А., 2022.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 20-03-00178

сеивания варьировался от 300 до 500 мкм. Объемные пропорции компонентов обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах *OHAUS-123*. Статическое прессование образцов диаметром 5 мм и высотой 3 мм осуществляли на гидравлическом прессе в односторонних пресс-формах давлением 200 МПа. Спекание проводили в свободном объеме при температуре 380 °С в течение 1 часа с последующим охлаждением вместе с печью. Микроструктуры материалов изучали на шлифах с помощью оптического микроскопа (ОМ) *Olympus 61BX* в отраженном свете и атомно-силового микроскопа (АСМ) *Solver PRO* контактным методом. Плотность (ρ) измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139-69.

Линейное тепловое расширение фторопласта, наполненного титаном и деформации от внедрения в него цилиндрического индентора (термомеханические кривые) диаметром 1 мм под действием статической силы в 1 Н при нагреве до 400 °С со скоростью 3 °С/мин измеряли на установке *Netzsch 402 F3 Hyperion* по одноосной схеме. Измерения осуществлялось вдоль направления прессования образцов. По-

лученные тепло-деформационные кривые обрабатывались с помощью встроенного программного обеспечения *Proteus 61* и аппроксимировались по измерению не менее трех аналогичных образцов.

Результаты исследований

Согласно микроструктуре полученного материала (рис. 1, а) частицы титана равномерно распределены во фторопласте, что свидетельствует о качественном смешении исходных порошков и об отсутствии их агломерации при последующем прессовании и спекании, несмотря на двукратную разницу в плотности. Между фторопластом и титаном наблюдается плотное соприкосновение (рис. 1, б), благодаря значительным давлениям прессования. Плотность (табл. 1) наполненного фторопласта после статического прессования и спекания на 10–15 % ниже теоретической ($\rho_{Ti} = 4500 \text{ кг/м}^3$ и $\Phi\text{-4 } \rho_{\Phi\text{-4}} = 2200 \text{ кг/м}^3$) – 2190 и 2900 кг/м^3 при содержании 10 и 30 % титана соответственно, что связано с аморфизацией структуры $\Phi\text{-4}$, а также возможным межфазным расслоением после спекания, по аналогии с фторопласт-алюминиевыми материалами [4]. С повышением - титана уплотняемость $\Phi\text{-4}$ ухудшается из-за увеличения межчастичного трения.

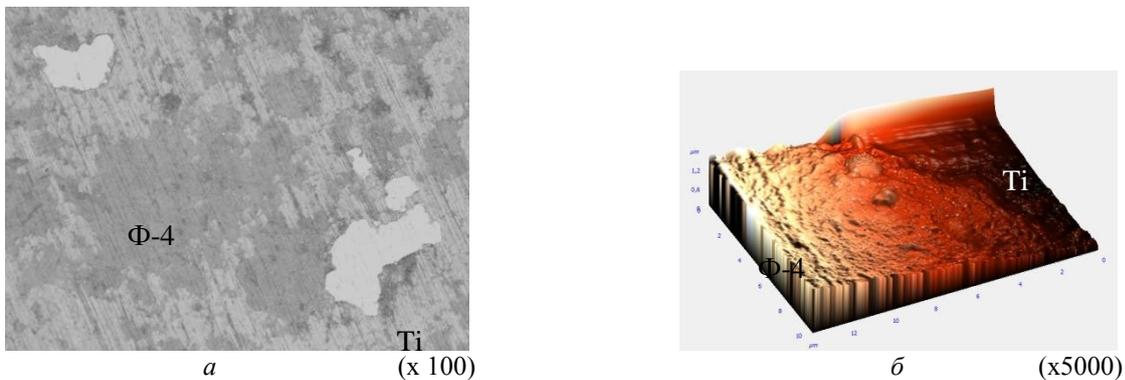


Рис. 1. Микроструктуры фторопласта, наполненного 10 % титана после статического прессования и спекания: а – ОМ; б – АСМ

Таблица 1

Плотность фторопласта, наполненного титаном

Содержание титана, % об.	Спекание t=380 °С	ρ , кг/м ³
10	–	2300
	+	2190
30	–	2600
	+	2450

Исследования теплового расширения Ф-4 с титаном показали, что до температуры t_1 (рис. 2) деформации не значительны, что обусловлено малыми тепловыми колебаниями макромолекул в кристаллической фазе. В интервале температур t_1 - t_2 происходит скачок теплового расширения (табл. 2), связанный с плавлением кристаллической фазы Ф-4 ($t_{пл} = 341$ °С – до спекания и $t_{пл} = 327$ °С – после спекания), после чего тепловое расширение изменяется незначительно. После спекания до t_1 скорость роста теплового расширения возрастает, а температуры t_1 и t_2 снижаются с 18 °С и 15–17 °С до 10–12 °С, что характерно для ненаполненного Ф-4 и связано с его монолитизацией при спекании.

Увеличение концентрации титана с 10 до 30 % практически не влияет на температурный интервал плавления (t_1 - t_2) фторопласта (рис. 2,

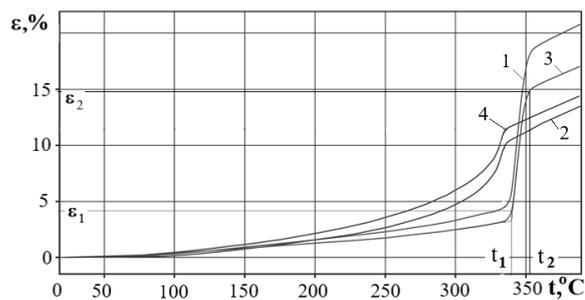


Рис. 2. Тепловое расширение фторопласта-4, наполненного 10 % (1, 2) и 30 % (3, 4) титана: 1, 3 – до спекания; 2, 4 – после спекания

табл. 2) и слабо снижает тепловое расширение (не более чем в 1,3 раза), что согласуется со смешевыми закономерностями. При этом после спекания (рис. 2, кривые 2, 4) тепловое расширение снижается в 1,3–1,9 раза, наиболее интенсивно у фторопласта с 10 % титана.

Таблица 2

Характерные температуры и деформации теплового расширения фторопласта, наполненного титаном

Концентрация Тi, %	Спекание	t_1 , °С	ε_1 , %	t_2 , °С	ε_2 , %
10	–	340	4	351	17
	+	325	6	334	9
30	–	339	5	350	14
	+	324	6	334	11

Термомеханические кривые позволяют всесторонне оценить тепло-деформационное поведение Ф-4, наполненного титаном. Термомеханические кривые (рис. 3, табл. 3) характеризуются тем, что при нагреве до температуры t'_0 происходит тепловое расширение фторопласта, о чем свидетельствуют положительные деформации (до 2–3 %), что связано с повышенной жесткостью его кристаллической фазы. При дальнейшем нагреве до t'_1 наблюдается лави-

нообразное развитие отрицательных деформаций внедрения (до -5 %), которые преобладают над деформациями теплового расширения, что связано с резким ослаблением межмолекулярного взаимодействия в Ф-4. При плавлении кристаллической фазы Ф-4 при t'_1 вновь преобладают деформации теплового расширения, что связано с резким увеличением объема образца. После нагрева выше t'_2 скорость развития деформаций теплового расширения замедляется.

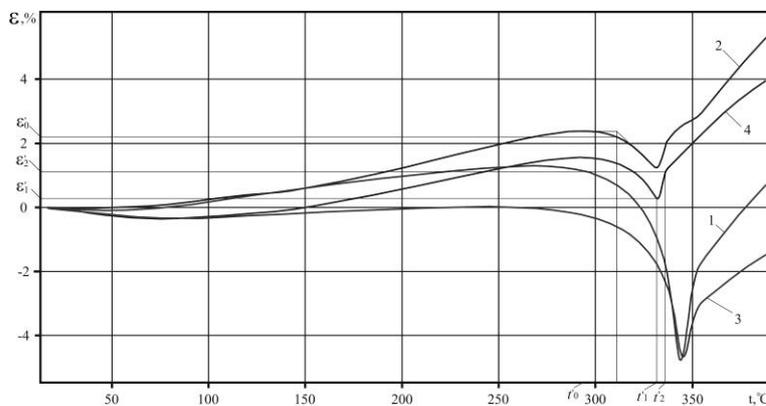


Рис. 3. Термомеханические кривые фторопласта-4, наполненного 10 % (1, 2) и 30 % (3, 4) титана: 1, 3 – без спекания; 2, 4 – со спеканием

Таблица 3

Характерные температуры и деформации термомеханических кривых Ф-4, наполненного титаном

Концентрация Ti, %	Спекание	$t'_0, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon'_0, \%$	$t'_1, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon'_1, \%$	$t'_2, ^\circ\text{C}$	$\varepsilon'_2, \%$
10	–	332	-1,0	346	-5,0	352	-2,5
	+	311	2,5	333	1,5	338	2,0
30	–	333	-2,0	344	-5,0	350	-3,5
	+	309	1,5	331	0	336	1,0

Согласно исследованиям (рис. 3, кривые 1, 3, табл. 3) увеличение с 10 до 30 % содержания титана слабо влияет на термомеханическое поведение Ф-4. Наибольшее влияние оказывает спекание, приводящее к существенному уменьшению деформаций внедрения, что связано с монолитизацией фторопластовой матрицы.

Таким образом не эффективно повышение концентрации с 10 до 30 % титана во фторопласте, полученного статическим прессованием, так как тепло-деформационные свойства не изменяются или даже ухудшаются, что очевидно связано с низким адгезионным взаимодействием, в результате тепловое движение макромолекул Ф-4 не ограничено. Термостабильность наполненного фторопласта с малыми деформациями сохраняется до 250–300 °С и почти не зависит от концентрации титана. Это требует поиска новых технологических решений, способствующих повышению межфазного

взаимодействия между титаном и фторопластом-4, например ударно-волновой обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В.М. Применение фторполимерных материалов в трибологии: состояние и перспективы / В. М. Бузник, Г. Ю. Юрков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 4 (72). – С. 133-149.
2. Взаимодействие ударников, содержащих фторопласт, с титановыми сплавами в условиях ударного нагружения / Селиванов В. В., Стыров А. В., Клименко А. В., Крашенинников Д. А. // Химическая физика. – 2007. – Т. 26. № 3. С. 42-50.
3. Licheri, Roberta Chemically-activated combustion synthesis of TiC–Ti composites / Roberta Licheri, Roberto Orrù, Giacomo Cao // Materials Science and Engineering. – 2004. – Vol. A 367. – P. 185–197
4. Адаменко, Н. А. Исследование структурообразования в политетрафторэтилене, наполненном алюминием, после взрывного прессования / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова // Материаловедение. – 2021. – № 4. – С. 26-32. – DOI: 10.31044/1684-579X-2021-04-26-32.

УДК 669.182

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-51-53

И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Э. В. Седов, П. В. Белицкий, А. С. Саяпин

**О ПРИМЕНЕНИИ АНТРАЦИТОВОГО ШТЫБА
В СОСТАВЕ БРИКЕТИРОВАННОГО ШИХТОВОГО МАТЕРИАЛА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Представлены результаты исследований применения в составе брикетированного шихтового материала (окалино-углеродного брикета) углеродсодержащего вещества – штыба, а также анализ его влияния на технологические свойства брикета.

Ключевые слова: рециклинг отходов металлургического производства, окалино-углеродный брикет, восстановитель, угольный штыб.

I. L. Gonik, O. P. Bondareva, E. V. Sedov, P. V. Belitsky, A. S. Sayapin

**ABOUT THE USE OF ANTHRACITE BAYONET
IN THE COMPOSITION OF BRIQUETTED CHARGE MATERIAL**

Volgograd State Technical University

Presents the results of research on the use of a carbon-containing substance - a coal trifle - in the composition of a briquetted charge material (a scale-carbon briquette), as well as an analysis of its effect on the technological properties of the briquette are presented.

Keywords: recycling of metallurgical production waste, scale – carbon briquette, reducing agent, coal trifle

В настоящее время в России стоит проблема повышения эффективности производства, под которой можно понимать, увеличение прибыльности за счет производства продукции высоких переделов, сокращения издержек производства, и самое главное повторное использование отходов, что позволяет не только экономить, но и улучшать экологическую обстановку в регионе.

Брикетирование мелкодисперсных отходов является наиболее универсальным способом при переработке такого рода материалов. Однако без предварительной обработки такие брикеты невозможно использовать для производства стали и чугуна [1].

На кафедре «Технология материалов» ВолгГТУ была разработана технология изготовления окалино-углеродных брикетов (ОУБ). Брикеты обладают высокими механическими и технологическими свойствами, а также имеют высокую степень восстановления железа при использовании в качестве шихтового материала [2].

Использование дорогих компонентов входящих в состав брикетов может отразиться на

целесообразности применения их в качестве шихтового материала. Одним из таких компонентов является дорогой электродный графит, который используют в составе ОУБ в качестве углеродсодержащего вещества. Поэтому стоит задача замены на более дешевый компонент с сохранением технологических свойств шихтового материала. В представленных результатах исследований в качестве замены графита использовали отход углебогатительных фабрик – антрацитовый штыб, как углеродсодержащий компонент ОУБ.

Целью работы является исследование возможности применения в составе брикета углеродсодержащего вещества – штыба, а также анализ его влияние на технологические свойства брикета и науглероживание расплава.

Для проведения лабораторных исследований были изготовлены методом холодного прессования ОУБ цилиндрической формы, диаметром 26 мм и высотой 35 мм, массой 50 г. Компонентный состав брикетов которого представлен в табл. 1.

Таблица 1

Компонентный состав брикетов

№	Наименование компонента	Содержание, % (по массе)
1	Прокатная окалина	85
2	Углерод (штыб)	10
3	Связующее ($\text{SiO}_2\text{-B}_2\text{O}_3\text{-CaO-K}_2\text{O}$)	5
4	Водный раствор жидкого стекла (сверх массы)	10

После холодного прессования, полученные брикеты подвергали сушке при температуре 200 °С в течение 2 ч. и восстановительному обжигу при температуре 800 °С, выдержка 2 часа, охлаждение с печью.

Для определения технологических свойств ОУБ использовали методики испытаний для угольных брикетов [3]. Были проведены исследования механической прочности брикетов на сжатие, а также путем сбрасывания образцов с высоты 1,5 м на металлическую плиту, где прочность оценивалась по количеству мелочи,

образующейся после сбрасывания с последующим просеиванием материала на ситах. Влапоглощение позволяет определить эксплуатационные возможности брикета в условиях его хранения и транспортировки. Исследования влапоглощения ОУБ проводились гравиметрическим методом, по методикам, рекомендуемым для угольных брикетов [4].

Для сравнительного анализа технологических свойств ОУ были использованы данные для окалино-углеродных брикетов с графитом [5]. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

Таблица 2

Технологические свойства ОУБ с разными углеродсодержащими компонентами

Шихта	Сушка (200 °С)	Обжиг (800 °С)	Сушка (200 °С)	Обжиг (800 °С)	Степень влапоглощения, %
	Прочность на сжатие, МПа		Количество мелочи, %		
Брикет со штыбом	3,2	15,9	12,20	6,3	1,9
Брикет с графитом	3,5	16,2	11,40	4,5	1,7

Последующую плавку проводили в муфельной электропечи SNOL 12/16 в кварцевом тигле, температура плавки 1580 °С, время плавки 1,2 ч.

Химический состав выплавленного металла определили оптико-эмиссионным анализатором PMI-MASTER UVRPRO, результаты представлены в табл. 3.

Таблица 3

Химический состав сплава, полученного из брикетов, %

Шихта	Fe	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	Co	Cu	Ti
Брикет со штыбом	71,87	0,27	4,5	0,73	0,38	0,26	0,89	0,35	0,31	0,29	0,05
Брикет с графитом	93,73	4,10	0,09	0,043	0,54	0,20	0,33	0,99	0,30	0,29	0,03

Выводы

1. Исследования технологических свойств ОУБ, в состав которых введен штыб, показали их соответствие требованиям, предъявляемым к компактируемым шихтовым материалам для металлургического производства.

2. По результатам опытной плавки выявили, что применение в составе окислительно-углеродного брикета штыба для замены графита не обеспечивает максимальные показатели восстановления железа из окислы и науглероживание сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Равич, Б. М. Брикетирование в цветной и черной металлургии / Б. М. Равич. – Москва: Металлургия, 1975. – 232 с.
2. Пат. 2493271 РФ, МПК С22В1/24. Брикет для производства чугуна и стали / Гоник И. Л., Зюбан Н. А., Новицкий Н. А. [и др.] : заявитель и патентообладатель Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «Волгоградский государственный технический университет». – №2012120952/02 : заявл. 22.05.2012 ; опубл. 20.09.2013.
3. ГОСТ 21289–75 Брикеты угольные. Методы определения механической прочности.
4. ГОСТ 21290–75 Брикеты угольные. Метод определения влагопоглощения.
5. Гоник, И. Л. Технологические свойства окислительно-углеродных брикетов с комплексным связующим / И. Л. Гоник, О. П. Бондарева, Н. А. Новицкий, А. Г. Тюпина // Металлург. – 2012. – № 8.

УДК 621.921.26: 621.7.044

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-53-55

Л. М. Гуревич, С. Ю. Оноколов, А. И. Банников

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ОДНОКОМПОНЕНТНОГО АБРАЗИВНОГО ИНСТРУМЕНТА ОТ РЕЖИМОВ УДАРНОГО ПРЕССОВАНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В статье обзорно рассмотрен способ получения однокомпонентных абразивных инструментов, описаны условия для получения оптимальной микроструктуры инструмента. Также исследованы факторы, влияющие на возникновение «эффекта самозатачивания» и «арочного эффекта».

Ключевые слова: абразивный инструмент, микроструктура, импульсное прессование, вакуумное спекание, трещины, пористость, суперфиниширование.

L. M. Gurevich, S. Yu. Onokolov, A. I. Bannikov

STUDY OF THE DEPENDENCE OF THE MICROSTRUCTURE OF A SINGLE-COMPONENT ABRASIVE TOOL ON THE MODES OF IMPACT PRESSING

Volgograd State Technical University

The article reviewed the method of obtaining one-component abrasive tools, describes the conditions for obtaining the optimal microstructure of the tool. The factors influencing the occurrence of the "self-sharpening effect" and "arched effect" are also investigated.

Keywords: abrasive tool, microstructure, pulse pressing, vacuum sintering, cracks, porosity, superfinishing.

На сегодняшний день большинство заключительных операций, определяющих качество поверхностей деталей, осуществляется методами абразивной обработки. Необходимой шероховатости поверхности добиваются при проведении операции суперфиниширования. Несмотря на то, что это достаточно специфический метод обработки, суперфиниширование занимает важное место в технологии производства прецизионных деталей, эксплуатируемых в условиях трения качения или скольжения. Бесцентровое суперфиниширование получило широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря высокой точности и производительности обработки, а также простоте автоматизации.

Обычно абразивный инструмент состоит из частиц абразивного материала и связующего, образующих дисперсную гетерогенную систему, в которой абразивные частицы являются наполнителем, а связка – матрицей [1]. Однако технология получения абразивного инструмента без связующего является более перспективной ввиду его более высокой стойкости [2].

Такое преимущество нового абразивного материала обусловлено его технологией изготовления, заключающейся в импульсном прессовании абразивного порошка с последующим спеканием в вакууме. Прессование осуществляется электрогидравлическим прессом «Удар-20», преобразующим электрическую энергию в механическую посредством подачи электрического разряда в жидкость [3].

Из-за проходящей через абразивный порошок ударной волны возникает большое число трехмерных дефектов в раздробленных зернах. Абразивные зерна в новом инструменте связаны по границе контакта, что и обуславливает более высокую стойкость по сравнению с двухкомпонентным абразивным инструментом [4].

Следующим важным этапом производства однокомпонентного абразивного инструмента является высокотемпературное спекание в вакууме. Большое количество дефектов в зернах, образующихся в результате процесса импульсного воздействия и эффектов линейного расширения при спекании, обуславливает то, что процесс износа инструмента преимущественно происходит скалыванием вершин зерен, что приводит к самозатачиванию инструмента и обеспечивает высокую интенсивность микрорезания. Крупные зерна истираются об поверхность обрабатываемого материала и образуют

значительные площадки износа. Такие участки выглаживают обрабатываемую поверхность, что приводит к уменьшению ее шероховатости.

Такая технология получения абразивного инструмента позволяет получить оптимальное соотношение крупных и мелких зерен в структуре инструмента (рис. 1), что обеспечивает высокое качество обрабатываемой поверхности и стабильность процесса микрорезания [5].



Рис. 1. Фотография поперечного шлифа нового инструмента без связки ($\times 100$)

В процессе прессования диаметр абразивных зерен изменяется в зависимости от высоты бруска. На рис. 1 видно, что зерна в верхней части шлифа имеют минимальный диаметр, который увеличивается с глубиной засыпки. Также меняется плотность прессовки. В верхней части образца абразивные зерна спрессованы высокой плотностью, а в нижней с наименьшей, что позволяет использовать нижнюю сторону как рабочую.

Не менее важное значение имеет высота засыпки порошка в пресс-форму. Высота засыпки определяется зависимостью энергии разрушения от диаметра абразивных зерен. Также на рис. 1 видно мелкие зерна по бокам образца, что

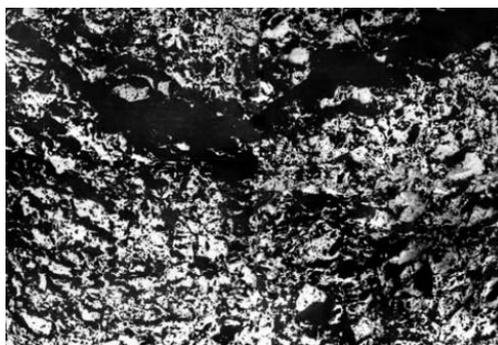


Рис. 2. Фотография поперечного шлифа инструмента с арочным дефектом ($\times 100$)

является следствием трения абразивных зерен о стенки матрицы. Из-за разности твердости между зернами и стенками матрицы наблюдается внедрение зерен в оснастку, что приводит к большим силам трения о стенки матрицы, что препятствует передаче давления соседним слоям зерен.

В результате значительного трения о стенки пресс-формы при прессовании возникает «арочный эффект» – трещины в теле прессовки. На

рис. 2 представлен образец с таким дефектом.

Арочный эффект также препятствует получению мелкозернистого инструмента из порошка с большей зернистостью. В ходе экспериментов были получены оптимальные соотношения зернистостей засыпаемого порошка и спрессованных изделий: чем мельче необходимы зерна в получаемом инструменте, тем мельче берется исходная фракция:

Исходные размеры зерен, мкм	1600	1200	1000	800
Размеры зерен после импульсного прессования, мкм	240	200	100	50

Это объясняется тем, что чем мельче надо дробить исходное зерно, тем выше нагрузки, больше граничное трение, и тем сильнее проявляется арочный эффект.

Выводы

1. Прессование ударной волной позволяет получить развитую структуру нового абразивного инструмента, что повышает интенсивность процесса микрорезания и обеспечивает процесс самозатачивания за счет скалывания вершин абразивных зерен.

2. Определены параметры, приводящие к возникновению арочного эффекта и влияние последнего на качество получаемых абразивных изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Багайсков, Ю. С. Обоснование размеров пор в абразивных инструментах с точки зрения обеспечения прочности / Ю. С. Багайсков // Процессы абразивной обработки, абразивные инструменты и материалы. Шлифабразив-2009. – 2010. – С. 11-13.
2. Полянчиков, Ю. Н. Исследование шероховатости при шлифовании колец подшипников абразивным инструментом без связки / Ю. Н. Полянчиков, А. И. Банников, О. А. Макарова, А. И. Курченко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2009. – С. 30–31.
3. Гулый, Г. А. Оборудование и технологические процессы с использованием электрогидравлического эффекта / Г. А. Гулый, П. П. Малюшевский, Кривицкий [и др.]. – М. : Машиностроение, 1977. – 320 с.
4. Прюммер, Р. Обработка порошкообразных материалов взрывом / Р. Прюммер. – Мир, 1990. – 124 с.
5. Оробинский, В. М. Аналитическое описание точности формы отверстия в процессе финишной обработки / В. М. Оробинский, О. А. Макарова, А. И. Банников // Физические процессы при резании металлов / ВолгГТУ. – Волгоград, 1998. – С. 66–68.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-56-63

Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, С. А. Кузнецов, О. В. Мозгунова, Д. А. Афонин

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПЯТИСЛОЙНОГО КОМПОЗИТА ТИТАН VT1-0 + СТАЛЬ 08кп В ПРОЦЕССЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено 3D-моделирование прокатки при 700 °С пятислойного композита титан VT1-0+сталь 08кп с использованием метода конечных элементов. Подтверждено в результате моделирования, что различия в поведении наружных и внутренних слоев композита связаны не с градиентом механических свойств, а совместным действием сжимающих усилий и сил трения о поверхность валков наружных слоев.

Ключевые слова: титан, сталь, слоистый композит, прокатка, деформация, моделирование, прогнозирование, метод конечных элементов.

L. M. Gurevich, O. V. Slautin, V. G. Shmorgun, S. A. Kuznetsov, O. V. Mozgunova, D. A. Afonin

MODELING OF THE STRESS-STRAIN STATE OF A FIVE-LAYER COMPOSITE TITANIUM VT1-0 + STEEL 08kp IN THE PROCESS OF HOT ROLLING

Volgograd State Technical University

3D simulation of rolling at 700 °C of a five-layer composite titanium VT1-0 + steel 08kp was carried out using the finite element method. It was confirmed as a result of modeling that the differences in the behavior of the outer and inner layers of the composite are not due to the gradient of mechanical properties, but to the combined action of compressive forces and friction forces on the surface of the rollers of the outer layers.

Keywords: titanium, steel, layered composite, rolling, deformation, modeling, prediction, finite element method.

Введение

В последние десятилетия наблюдается повышенный интерес к слоистым металлическим композитам (СМК) [1], который объясняется присущим им комплексом конструкционных и функциональных свойств, превосходящих свойства каждого из гомогенных материалов, входящих в состав композиции. Наиболее перспективной в производстве слоистых материалов обработкой давлением является горячая прокатка, позволяющая получать листовые многослойные материалы значительных габаритов и управлять соотношением толщин слоев СМК. С помощью прокатки можно получать не только материалы с большим количеством слоев, но и дисперсно-армированные материалы [2], а также конструкционные металлические материалы с субмикро- и наноразмерной структурой [3]. СМК являются сложными гетероген-

ными материалами, и разработка технологического процесса их производства существенно отличается от техпроцесса, применимого для гомогенных материалов. При проектировании технологического процесса производства изделий из СМК необходимо учитывать характеристики заготовки и конечного изделия, а также режимы процесса обработки давлением.

В статье [4] проведено исследование 3D-моделированием с использованием метода конечных элементов различий в деформациях слоев композита титан VT1-0 + сталь 08кп за счет боковых и продольных течений металла при варьировании диаметра прокатных валков и геометрии композита, а также верификация результатов 3D-моделирования прокатки сваренного взрывом биметалла титан VT1-0 + сталь 08кп с использованием экспериментальных данных. Продольная деформация в стальной и ти-

тановой пластинах при прохождении первой пары валков практически постоянна по толщине, при прохождении последующих валков за счет сил трения о поверхности валков продольная деформация приповерхностных слоев опережает деформацию слоев вблизи поверхности раздела. Таким образом даже в биметаллических листах при прокатке существует градиент деформаций по толщине составляющих слоев.

Еще значительнее влияние сил трения на поверхности контакта заготовки и валка при прокатке многослойных композитов [5] на распределение деформаций по объему многослойной заготовки. При обработке металлов давлением силы контактного трения могут быть способствующими (активными) или затрудняющими (реактивными) деформации приконтактных слоев металла. Влияние сил контактного трения определяется соотношением толщин слоев, а также параметрами очага деформации.

По порядку укладки составляющих слоистые заготовки могут быть симметричными и асимметричными. В симметричных заготовках порядок укладки слоев твердого (Т) и мягкого (М) металлов может быть М + Т + М или Т + М + Т. При обжатии слоистой заготовки в мягких слоях появляются напряжения сжатия, а в твердых – растяжения. В приконтактных с валками поверхностях возникают сжимающие напряжения, поэтому мягкий слой заготовки подвергается действию дополнительных сжимающих напряжений как со стороны твердого слоя, так и со стороны рабочего валка, вследствие чего деформация мягкого слоя затрудняется, и это способствует снижению неравномерности деформации СМК. Прокатка симметричных пакетов М + Т + М обеспечивает мини-

мальную неравномерность деформации, однако дополнительные растягивающие напряжения в твердом слое могут привести к возникновению дефектов. При прокатке пакетов по схеме Т + М + Т твердые слои испытывают сжатие со стороны валка и растяжение со стороны мягкого слоя, поэтому они деформируются в меньшей степени, чем в пакете М + Т + М. Неравномерность деформации в этом случае возрастает.

Определение рациональных режимов обжатия заготовок, количества слоев и их относительных толщин является трудоемкой задачей ввиду сложности протекающих процессов совместной деформации разнородных материалов. Поэтому целью настоящей статьи было проведение анализа напряженно-деформированного состояния титаностального композита на различных стадиях его прокатки с помощью компьютерного моделирования процесса в программном комплексе Abaqus.

Материалы и методы исследования

Моделирование выполняли на образцах пятислойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп (наружные и средний слои - сталь 08кп) шириной 75 мм. Наличие слоев одинакового состава на внешних поверхностях СМК и в его середине позволяло отделить влияние сил трения композита о прокатный инструмент. Задавалось прочное соединение слоев СМК, соответствующее прочности входящих компонентов. В трехмерной модели прокатки (рис. 1) вращающиеся с заданной угловой скоростью валки диаметром 130 мм принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных

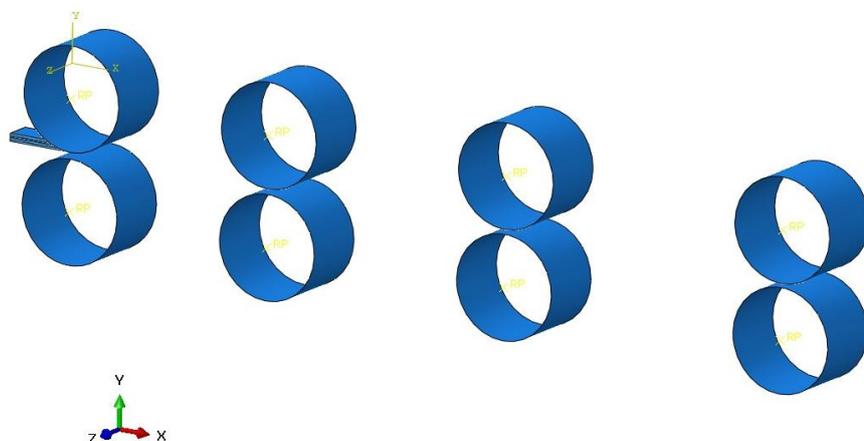


Рис. 1. Трехмерная схема моделирования прокатки пятислойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus

проходах экспериментальной прокатки. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 1,0 Н.

Пятислойные образцы с наружными слоями из стали 08кп проходили через четыре последовательно установленных пар валков, что позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки. Исходные толщины каждого из слоев стали 08кп – 1,67 мм, титана ВТ1-0 – 2 мм. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 2π радиан/с валками и поверхностями полосы слоистого композита в соответствии с [6] принимали $f = 0,2$. Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Учитывая симметричность пакета в граничных условиях в отличие от [4] отсутствовали запреты отклонения переднего торца прокатываемой полосы в вертикальном направлении, которые в случае асимметричной заготовки позволяли бы получить практически прямолинейный прокат после прохождения каждой пары валков. Таким образом, свободу изгиба СМК из-за разности деформационной способности слоев, не ограничивали. Характеристики исходных образцов приведены в табл. 1. Температура прокатки (700 °С) была выбрана меньше температуры полиморфного превращения в титане, так как нагрев композита до температуры, превышающей температуру $\alpha \rightarrow \beta$ превращения в титане, сопровождается уменьшением его объема на 5,5 %, а температурный коэффициент линейного расширения титана при 900 ÷ 1000 °С в 2,5 раза меньше, чем стали. Кроме того, полиморфное превращение сопровождается изменением пластичности титана.

Величины зазоров в каждой паре валков приведены в табл. 1 и аналогичны принятым в статье [4]. Относительное обжатие композита и отдельных слоев рассчитывали по формулам

$$\varepsilon_h = \frac{h_0 - h_i}{h_0} \times 100 \%,$$

где h_0 и h_i – соответственно толщины композита (слоев) в исходном состоянии и после i -го прохода.

Таблица 1

Зазоры в каждой паре валков прокатного стана

Параметры прокатки	Номер пары валков			
	1	2	3	4
Зазор, мм	7,2	6,25	5,45	4,5
Относительное обжатие, %	20	30	40	50

При задании расчетных схем материалы слоев использовали аналогично [4] модель пластичности по данным [7], позволяющую учитывать изменение предела текучести при различных величинах деформации (рис. 2).

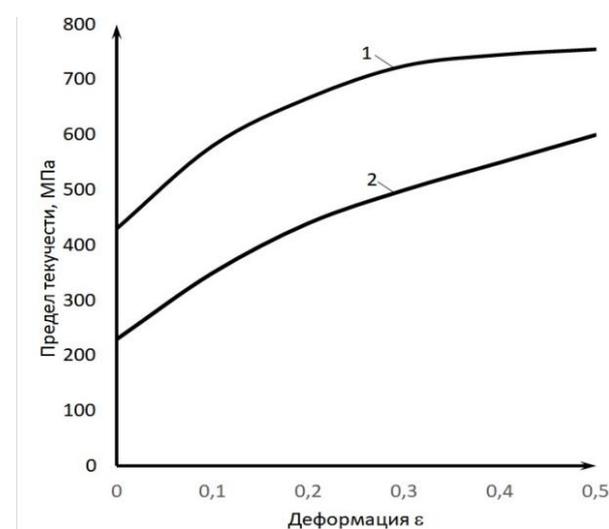


Рис. 2. Зависимость предела текучести никеля титан ВТ1-0 (1) и стали 08кп (2) от степени пластической деформации при температуре 700 °С

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам моделирования определялось распределение высотной и продольной деформации вдоль вертикальной оси образца в каждом из слоев композита. Значения локальных деформаций в продольном и высотном направлениях определялись после полного прохождения образцом пары валков, что позволяло не учитывать величину упругой деформации. Значения деформаций измерялись на боковой поверхности образца и в центральном продольном сечении. Полученные величины продольных и высотных деформаций приведены на рис. 3 и 4.

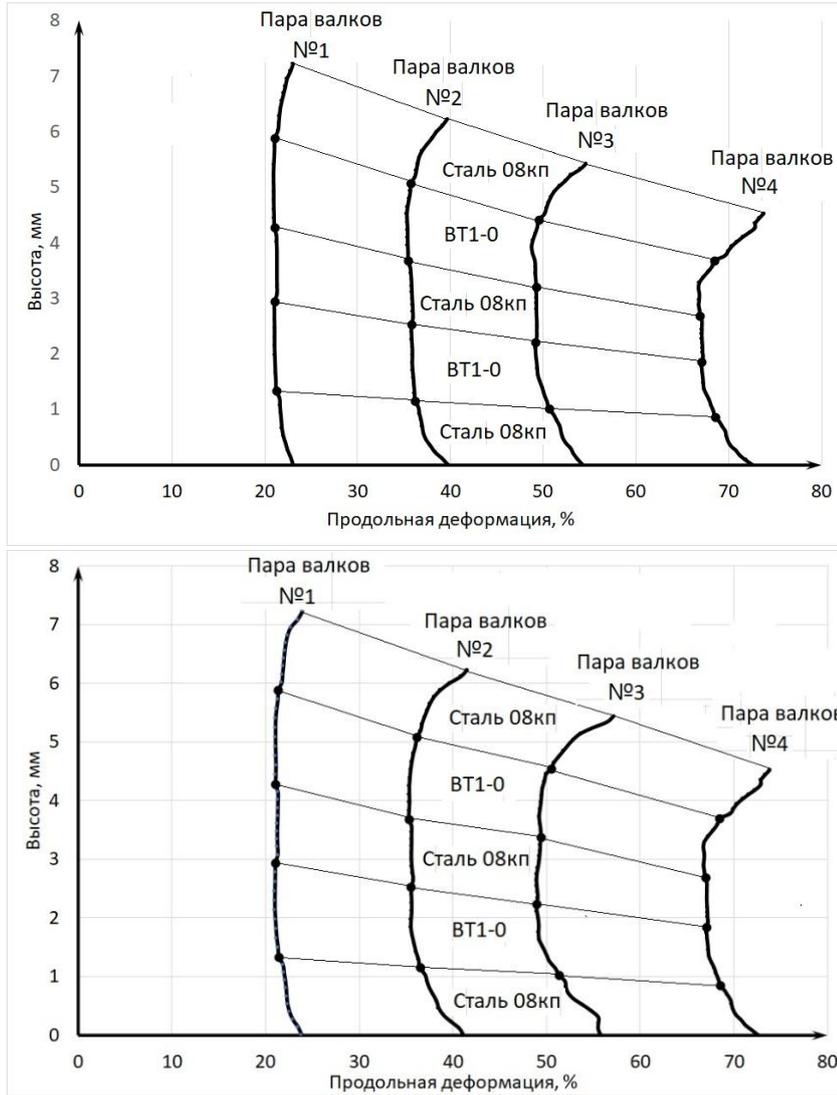


Рис. 3. Распределение продольной деформации на боковой поверхности (а) и в центральном сечении (б) при последовательном прохождении образцом 4 пар валков

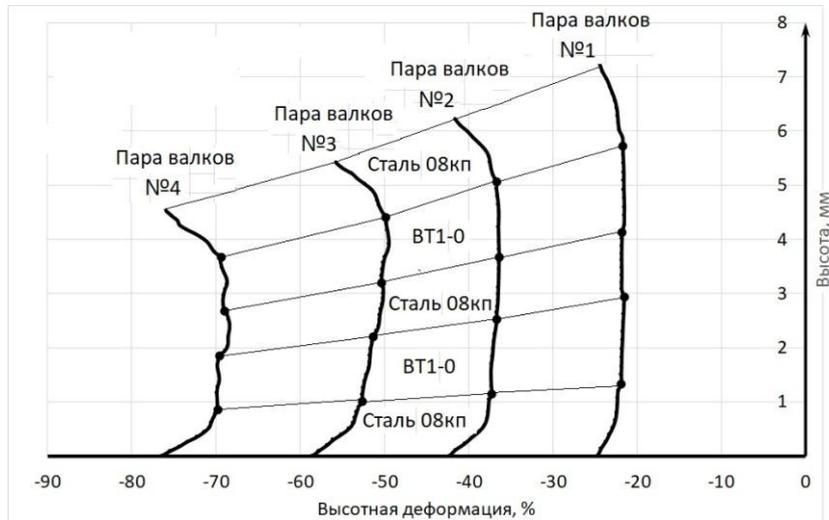


Рис. 4. Распределение высотной деформации на боковой поверхности (а) и в центральном сечении (б) при последовательном прохождении образцом 4 пар валков (см. также с. 60)

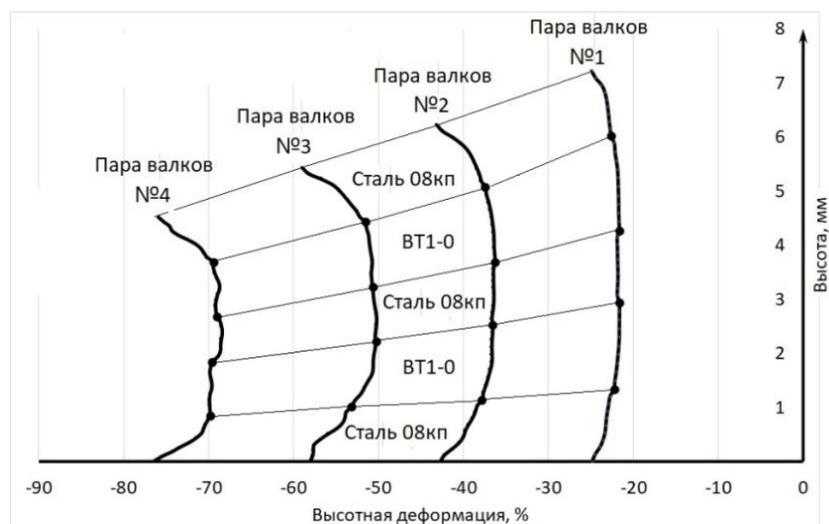
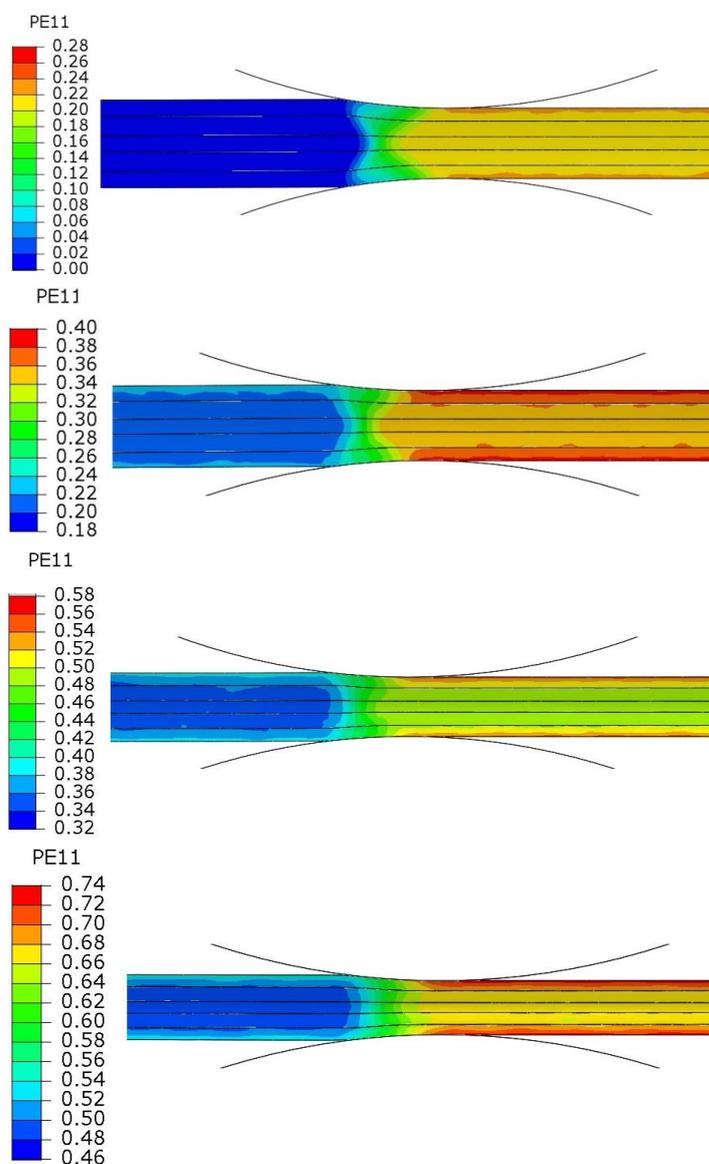


Рис. 4. Окончание

Рис. 5. Визуализация изменения распределения деформаций в продольном направлении при прохождении пар валков: *a* – пара валков № 1; *б* – пара валков № 2; *в* – пара валков № 3; *г* – пара валков № 4

Продольные и высотные деформации в центральном слое стали 08кп и слоях титана BT1-0 практически не отличаются. По толщине наружных слоев стали 08кп деформация растет по абсолютной величине к наружной поверхности, что связано с дополнительным влия-

нием сил трения валков о поверхность слоев.

Визуализация изменения распределения деформаций в продольном и высотном направлениях в очагах деформации при прохождении каждой из пар валков показано на рис. 5 и 6.

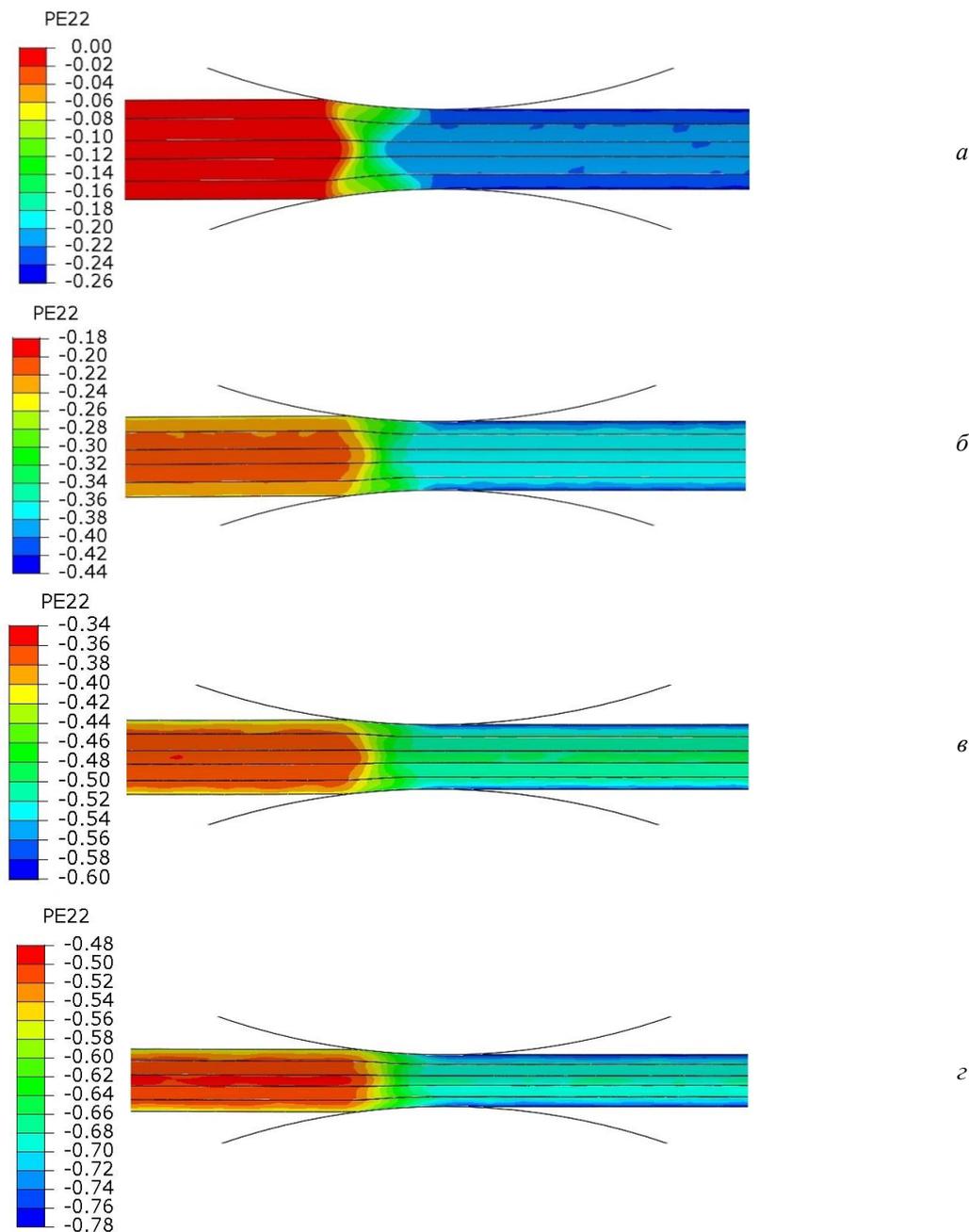


Рис. 6. Визуализация изменения распределения деформаций в вертикальном направлении при прохождении пар валков:
a – пара валков № 1; *б* – пара валков № 2; *в* – пара валков № 3; *г* – пара валков № 4

При моделировании исследовалось также изменение поперечных деформаций (уширения) в слоях композита по мере прохождения

пар валков. На рис. 7 показан пример распределения поперечных деформаций в разных слоях моделируемого композита после прохождения

четвертой пары валков. В среднем слое из стали 08кп и слоях титана уширение практически постоянно (за исключением концевых участ-

ков) и не превышает $\approx 3\%$. В наружных слоях стали происходит повышенное уширение боковых участков до 4–6%.

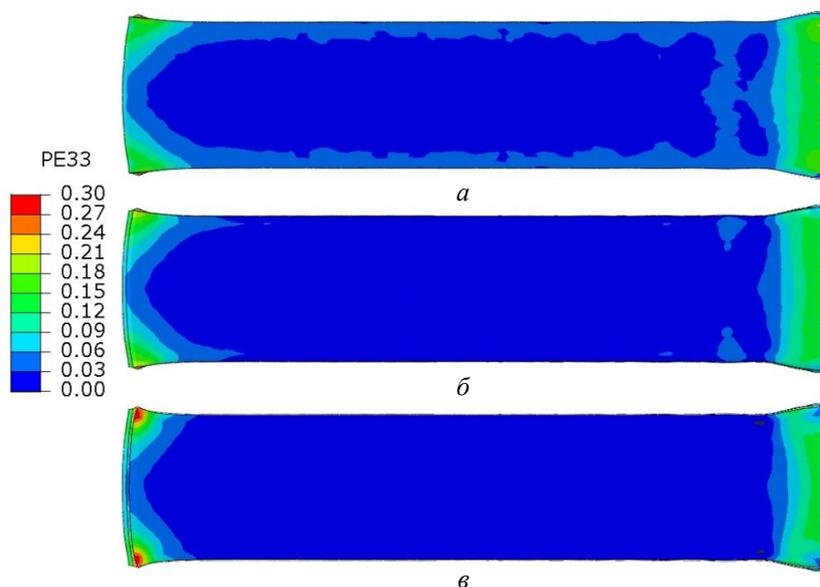


Рис. 7. Изменение распределения деформации в поперечном направлении на наружной поверхности титановой пластины исходной шириной 75 мм после прохождения: четвертой пары валков: *а* – верхняя поверхность; *б* – граница верхней пластины стали 08кп с титановой пластиной; *в* – граница верхней титановой пластины с центральной пластиной стали 08кп

Таблица 2

Изменение толщин слоев титана ВТ1-0 и стали 08кп в центральном сечении после прохождения каждой пары валков

Материал слоя	Величина обжатия после каждой пары валков, %			
	Пара № 1	Пара № 2	Пара № 3	Пара № 4
Сталь 08кп	1,334	1,151	1,006	0,848
ВТ1-0	1,608	1,382	1,207	1,009
Сталь 08кп	1,341	1,157	1,009	0,834
ВТ1-0	1,608	1,389	1,216	1,019
Сталь 08кп	1,334	1,145	1,002	0,820
Итого	7,225	6,224	5,44	4,53

В табл. 3 приведены полученные на основании данных, приведенных в табл. 2, величины обжатия слоев в центральном сечении и всего композита в целом после прохождения каждой из четырех пар валков, а на рис. 8 представлена микроструктура СМК после прокатки с усредненным распределением микротвердости слоев в поперечном сечении.

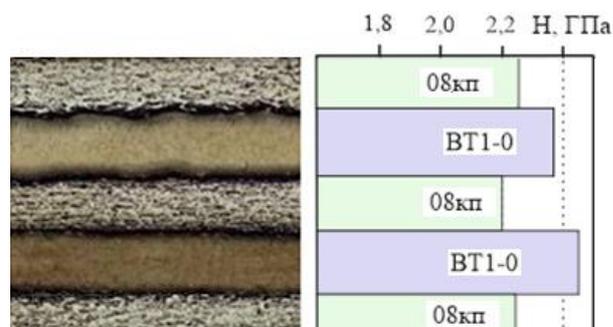


Рис. 8. Структура и микротвердость 5-слойного СМК состава ВТ1-0 + 08кп в поперечном сечении после сварки взрывом и горячей прокатки ($\times 50$)

Таблица 3

**Изменение величины обжатия слоев в центральном сечении
после прохождения каждой пары валков**

Слои	Величина обжатия слоев после прохождения пары валков, %			
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
Сталь 08кп	19,93	30,91	39,62	49,10
BT1-0	19,60	30,90	39,65	49,55
Сталь 08кп	19,51	30,55	39,43	49,94
BT1-0	19,60	30,55	39,30	49,05
Сталь 08кп	19,93	31,27	39,86	50,78
Образец	19,70	30,82	39,54	49,66

Анализ табл. 3 показывает, что в средней части пятислойного композита BT1-0 + Сталь 08кп различия высотных обжатий слоев при суммарном обжатии композита от 19,7 до 39,5 % не превышают 0,5 %. Увеличение обжатия СМК до 49,7 % привело к увеличению различий в обжатиях слоев до 1,7 %.

Выводы

1. Продольные и высотные деформации в центральном слое стали 08кп и слоях титана BT1-0 практически не отличаются, а в наружных слоях стали 08кп деформация растет по абсолютной величине к наружной поверхности. Протяженность очагов деформации в зонах вблизи контакта с прокатными валками значительно больше, чем в центральных слоях композита, что может объясняться только совместным действием сжимающих усилий и сил трения о поверхность валков.

2. В средней части пятислойного композита BT1-0 + Сталь 08кп различия высотных обжатий слоев при суммарном обжатии композита от 19,7 до 39,5 % не превышают 0,5 %. Увеличение обжатия СМК до 49,7 % привело к увеличению различий в обжатиях слоев до 1,7 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и их свойства / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М.: Металлургия, 2004. – 230 с.
2. Галкин, В. И. Исследование возможностей получения супермногослойных материалов системы алюминий–медь с помощью горячей прокатки / В. И. Галкин, П. С. Евсеев, А. О. Анохин // Технология машиностроения. 2014. № 7. - С. 5-10.
3. Колесников, А. Г. Конструкционные металлические материалы с субмикро-и наноразмерной структурой / А. Г. Колесников, А. И. Плохих // Вестник Московского государственного технического университета им. Н. Э. Баумана. Серия «Приборостроение». – 2010. – №. Спецвыпуск. – С. 44-52.
4. Гуревич, Л. М. Моделирование напряженно-деформированного состояния сваренного взрывом биметалла титан BT1-0 + сталь 08кп при деформации горячей прокаткой / Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, С. А. Кузнецов, С. П. Писарев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 49–59.
5. Кобелев, А. Г. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, А. А. Быков, В. П. Востриков. - М.: Интермез Инжиниринг, 2002. -496 с.
6. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гиндельгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.
7. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М. : Металлургия, 1973. – 224 с.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-64-66

*М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина***БЕЗОБРАЗЦОВАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ПРИ ИЗГИБЕ СТАЛЬНЫХ ДЕТАЛЕЙ*****Волгоградский государственный технический университет**

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

В работе описана методика оперативного определения предела текучести при изгибе стальных деталей по результатам измерения пластической твердости.

Ключевые слова: сферический индентор, оперативный контроль, пластическая твердость, предел текучести при изгибе.

*M. M. Matlin, V. A. Kazankin, E. N. Kazankina***SAMPLE-FREE METHOD FOR DETERMINING THE YIELD STRESS IN BENDING OF STEEL PARTS****Volgograd State Technical University**

The paper describes a technique for the rapid determination of the yield strength in bending of steel parts based on the results of measuring plastic hardness.

Keywords: spherical indenter, operational control, plastic hardness, bending yield strength.

Ряд деталей машин и конструкций в процессе эксплуатации испытывают напряжения изгиба (оси железнодорожных вагонов, валы редукторов и коробок передач, кронштейны, балки, металлоконструкции и др.).

Простота испытаний на изгиб (с использованием универсального оборудования) привели к разработке технологических проб, используемых в заводских условиях [1]. Стандарт [2] предусматривает изгиб сосредоточенной силой образцов из проката, поковок, отливок или готовых деталей. При этом критерии годности следующие: появление первой трещины при загибе на заданный угол или возможность загиба до соприкосновения сторон. В то же время для расчета деталей на прочность необходимо располагать данными о предельных напряжениях изгиба. Предельные напряжения (для пластичных материалов это предел текучести) при изгибе можно определить экспериментально, что особенно просто для материалов, дающих на первичной диаграмме изгиба явно выраженную площадку текучести. Очевидно, что этот метод требует изготовления образцов для испытания, которые вырезают из готовой детали или заготовки, что приводит к частичному или полному разрушению детали. Отметим, что предел текучести при изгибе, значение которого используется в инженерных расчетах, для большинства металлических материалов приблизительно на 20 % превосходит [1] предел текучести при растяжении. В связи с этим в литературе [3; 4]

приводятся эмпирические зависимости для определения предела текучести при изгибе $\sigma_{из,Г}$ по пределу текучести при растяжении σ_T

$$\sigma_{из,Г} = (1,1 \dots 1,2) \cdot \sigma_T. \quad (1)$$

При этом предел текучести при растяжении σ_T можно определить экспериментально [5] или путем измерения твердости [6, 7]. Для расчета прочности материала детали необходимо располагать также величинами допускаемых напряжений изгиба $[\sigma_{из}] = \sigma_{из,Г}/n$, где n – коэффициент запаса прочности, который при статическом нагружении может быть определен дифференциальным методом по формуле [3]

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

где дополнительно σ_B – временное сопротивление при растяжении.

На этой основе в справочной литературе [3; 8] приведены значения допускаемых напряжений при изгибе $[\sigma_{из}]$ для различных углеродистых и легированных сталей в зависимости от параметров прочности при растяжении σ_T и σ_B . Проверка статической прочности деталей на изгиб необходима для предупреждения возникновения пластических деформаций деталей, особенно тяжело нагруженных, а также и при кратковременных перегрузках.

Как известно, в упругой области нормальные напряжения изгиба распределены в поперечном сечении детали неравномерно: по одну сторону от нейтральной оси напряжения сжимающие, а по другую – растягивающие; наи-

большие напряжения возникают в точках, наиболее удаленных от нейтральной оси. Опасным при изгибе считают то состояние, когда наибольшее напряжение на поверхности детали достигнет предела текучести. Дополнительно отметим, что при этом нагрузочная способность детали еще сохраняется; полное исчерпание нагрузочной способности произойдет, когда зона текучести охватит все сечение детали. Таким образом, прочностные свойства поверхности детали определяют момент достижения опасного состояния. В связи с этим вполне обоснованным является определение момента наступления опасного состояния при изгибе путем измерения твердости поверхности детали.

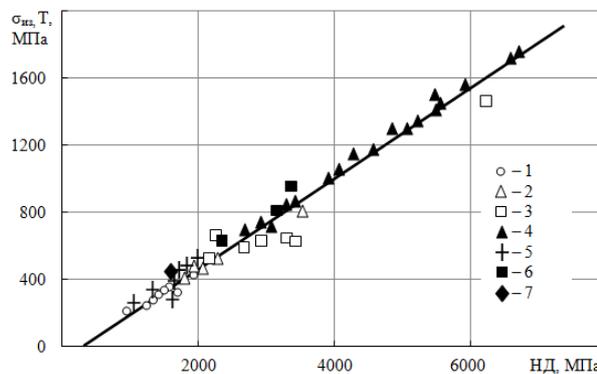
В данной работе с целью проведения оперативного контроля прочности при изгибе различных сталей исследована возможность использования числа пластической твердости НД [9] для неразрушающего определения предела текучести при изгибе различных сталей. По нашему мнению пластическая твердость поверхности вала дает достаточно объективную информацию о наступлении текучести материала детали на ее поверхности при этом виде нагружения.

Как видно из рисунка, построенного по данным справочника [8], значения предела текучести при изгибе сталей различного уровня прочности однозначно определяются уровнем пластической твердости НД. Эти результаты вполне закономерны, поскольку, как показано в работе [6], прочностные характеристики металлов (предел текучести и временное сопротивление при растяжении) также можно определить путем измерения пластической твердости НД. Результа-

ты, показанные на рисунке, могут быть аппроксимированы следующей зависимостью

$$\sigma_{из,Т} = 0,265 \cdot НД - 50. \quad (3)$$

При этом величину пластической твердости НД находили (согласно [6]) по приведенным в справочных таблицах [8] значениям предела текучести при растяжении.



Зависимость предела текучести при изгибе $\sigma_{из,Т}$ от пластической твердости НД углеродистых и легированных сталей различного уровня прочности: линия – расчет по формуле (3); значки – справочные данные [7]; номера 1–3 – углеродистые стали со следующими видами термической обработки соответственно: нормализация, улучшение, объемная закалка; номера 4–7 – легированные стали со следующими видами термической обработки соответственно: объемная закалка, нормализация, улучшение, отжиг

Из рисунка видно, что наибольшая погрешность определения по формуле (3) предела текучести при изгибе $\sigma_{из,Т}$ для более, чем 30 различных сталей, в большинстве случаев не превышает (5...10) %.

В таблице расчеты по формуле (3) сопоставлены с экспериментальными данными, приведенными в работе [10]; видно, что совпадение достаточно удовлетворительное.

Сопоставление предела текучести при изгибе $\sigma_{из,Т}$, определенного по описанному методу и экспериментальными результатами $\sigma_{из,э}$ [10]

Марка стали	Термообработка	НД, МПа	$\sigma_{из,э}$, МПа [10]	$\sigma_{из,Т}$, МПа (форм.3)	Погрешность $\frac{\sigma_{из,э} - \sigma_{из,Т}}{\sigma_{из,э}} \cdot 100\%$
20	Нормализация	1100	300	242	19,3
30	Нормализация	1300	370	295	20,3
45	Нормализация	1600	430	374	13,0
40ХН	Закалка в масле (830-840) ⁰ , отпуск (500-550) ⁰	3410	830	854	-2,9
12ХН3А	Закалка в масле 850 ⁰ , отпуск 560 ⁰	3190	720	795	-10,4
25ХНВА	Закалка в масле 850 ⁰ , отпуск 560 ⁰	4320	1050	1095	-4,3

В тех случаях, когда известны иные числа твердости или их удобнее измерить, значение

пластической твердости можно определить согласно работе [6], в которой описаны взаимо-

связи пластической твердости НД с другими числами твердости.

Для измерения твердости непосредственно на поверхности готовых деталей, в том числе и крупногабаритных, можно использовать как стационарные, так и различные переносные приборы статического и ударного действия приборы, подробный обзор которых приведен в работе [11].

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Золотаревский, В. С.* Механические свойства металлов / В. С. Золотаревский. – М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
2. ГОСТ Р ИСО 7438–2013. Материалы металлические. Испытание на изгиб. Введ. 01.10.2014.
3. *Горский, А. И.* Определение допускаемых напряжений при расчетах на прочность / А. И. Горский, Е. Б. Иванов-Эмин, А. И. Кореновский. – М.: НИИМАШ, 1974. – 79 с.
4. Энциклопедия по машиностроению XXL. Интернет-ресурс <https://mash-xxl.info/index/>.

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

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

8. *Анурьев, В. И.* Справочник конструктора-машиностроителя. В 3 т. / В. И. Анурьев. – 9-е изд. перераб. и доп.; под ред. И. Н. Жестковой. – М.: Машиностроение, 2006. – Т. 1. – 928 с.

9. 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.).

10. *Беляев, Н. М.* Соппротивление материалов / Н. М. Беляев. – М.: Наука, 1965. – 856 с.

11. *Матлин, М. М.* Инженерные решения контактных задач в машиностроении / М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина. – М.: Инновационное машиностроение, 2020. – 246 с.

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-66-69

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

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ДЕФОРМАЦИЮ И НАГРУЗОЧНУЮ СПОСОБНОСТЬ НАРУЖНЫХ КОЛЕЦ СФЕРИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: apopov34@rambler.ru

Работа посвящена анализу и экспериментальному сравнению деформаций наружных колец сферических механизмов. Показаны варианты усиления мест установки шарниров в звеньях. Приведены средние усилия в шарнирах и результаты деформации по критерию работы шарниров с перекосом осей. На основе полученных данных выявлены наиболее эффективные варианты и даны рекомендации по проектированию.

Ключевые слова: сферический механизм, бесступенчатый привод, шарнирное соединение.

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

EXPERIMENTAL STUDY OF EFFECT OF STRUCTURAL ELEMENTS ON DEFORMATION AND LOADING CAPACITY OF OUTER RINGS OF SPHERICAL MECHANISMS

Volgograd State Technical University

The work is devoted to the analysis and experimental comparison of deformations of outer rings of spherical mechanisms. Shows options for strengthening the hinge locations in the links. Average forces in hinges and deformation results according to the criterion of hinges operation with axis misalignment are given. Based on the obtained data, the most effective options were identified and recommendations for design were given.

Keywords: spherical mechanism, stepless drive, articulated joint.

Обеспечение достаточной прочности деталей узлов и механизмов при минимальных массогабаритных показателях является основной целью конструирования. При этом должны быть решены задачи оптимизации технологических факторов для снижения себестоимости

производства и повышения конкурентноспособности изделия в целом. Сферические преобразующие механизмы включают в себя звенья кольцевой формы, что упрощает их изготовление, а их движение по концентрическим окружностям обеспечивают малую инерцион-

ную нагрузку. Авторами ранее был сделан анализ напряженно-деформированного состояния звеньев таких механизмов с двумя и тремя степенями свободы [1; 2], а также сформулированы рекомендации по выбору формы и расположению шарнирных элементов, соединяющих звенья [3; 4]. Однако, выбор конструкции самого кольцевого звена, кроме компоновочных зависимостей, не рассматривался. Кроме этого, необходимо выработать рекомендации по снижению внутренних напряжений и повышению прочности колец в местах установки шарниров, так как выяснилось ранее [1...4], указанные места звеньев подвергаются наибольшей нагрузке и решение этой задачи позволит повысить прочность и снизить металлоемкость.

Для проведения исследований в системе автоматизированного проектирования КОМПАС 3D был смоделирован сферический преобразующий механизм с неортогональным расположением шарниров (рис. 1). Механизм включает ведущий вал 1, внутренние регулируемые кольца 2 и 3, соединенные шарнирами с установленным подшипником качения 4 закрепленным стопором 5 от осевого смещения в промежуточном кольце 6. Шарнир 7 своей осью 8 соединяет промежуточное кольцо 6 с наружным кольцом 9, которое совершает колебательные регулируемые движения относительно цапф 10. Для упрощения в рассматриваемой модели шарнирные соединения колец были расположены относительно друг друга со смещением в 90° . В результате вращения и приложения к ведущему валу 1 движущего вращательного момента $M_{вход}$ на наружном кольце 9 после преобразования движения имеем знакопеременный вращающий момент $M_{выход}$. Величина последнего зависит от усилия F_a в шарнире 7 и радиуса наружного кольца 9. Таким образом, от на-

грузочной способности и, следовательно, конструкций шарнира 7 и установочного места в наружном кольце будет зависеть передаваемые усилия механизма в целом.

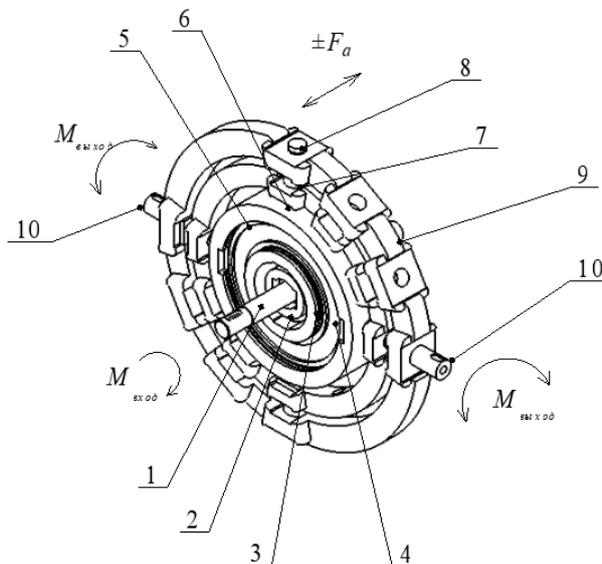


Рис. 1. Трехмерная модель сферического механизма с тремя степенями свободы

Сравнительный анализ нагрузок для вариантов конструктивного исполнения наружного кольца выявил три основных варианта проектных решений, изображенных на рис. 2.

Устройство механизмов одинаково и соответствует исходной модели, за исключением наружного кольца. Усиление наружного кольца сферического механизма *A* в зоне установки шарниров выполнено в виде увеличения внешнего диаметра наружного кольца. Для механизма *B* усиление выполнено по внутреннему контуру наружного кольца. В варианте *B* кольцо усилено в зоне установки шарниров за счет увеличения толщины кольца в осевом направлении.

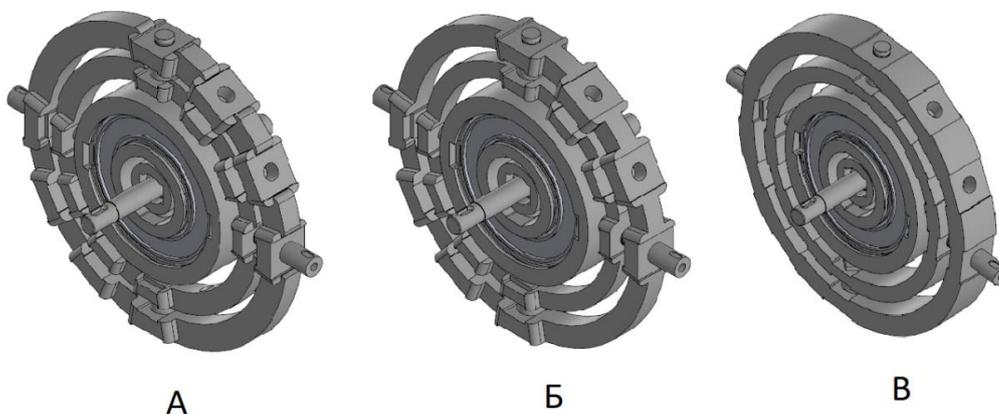


Рис. 2. Варианты конструктивных решений наружного кольца сферического механизма: *A* – усиление по наружному диаметру; *B* – усиление по внутреннему диаметру; *B* – усиление по ширине

В приведенных вариантах нагружение наружного кольца можно свести к схеме нагружения сосредоточенными силами по двухточечной схеме. В этом случае в кольце возникают изгибающий и крутящий моменты, которые определяют его прочность. Известны методы расчета колец постоянного сечения [5]. Для данных расчетов кольца принимаются как три раза статически неопределимая система. В нашем случае, ввиду не постоянной и сложной геометрической формы поперечного сечения кольца, такие методы весьма сложны и трудоемки, поэтому принято решение об экспериментальной оценке прочности по величине остаточной деформации.

Из вариантов конструктивных решений определены и переформатированы геометрические параметры наружных колец для их изготовления и исследования. При помощи станка с ЧПУ, для лазерной резки металла *BodorA3* были выполнены выбранные три вида колец (рис. 3) из Стали 20 ГОСТ 1050–88. Как и в виртуальных моделях кольцо *A* усилено в зоне установки шарниров по наружному диаметру. Кольцо *B* усилено по внутреннему диаметру и кольцо *B* с усилением за счет увеличения ширины.

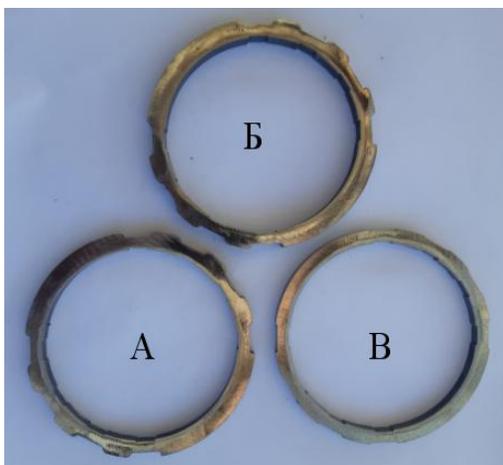


Рис. 3. Наружные кольца сферического преобразующего механизма с вариантами усиления шарниров: А – по наружному диаметру; Б – по внутреннему диаметру; В – по ширине

Экспериментально устанавливалась величина приложенного осевого усилия F_a к кольцу в месте установки шарнира. При этом само кольцо фиксировалось в двух точках расположенных диаметрально и совпадающих с осью установки цапф. Нагружение производилось до величины 2 мм остаточной деформации кольца

по крайней точке кольца (рис. 4), что соответствует максимально допустимому перекоосу осей шарниров для диаметра кольца 80 мм. При этом сравнение деформированных колец 1 производилось с не деформированным образцом 2 для более легкого измерения величины деформации.

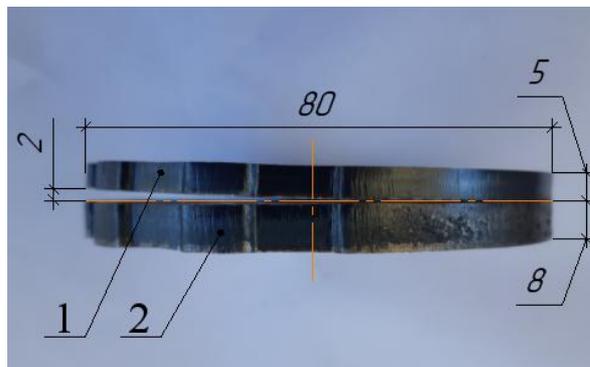


Рис. 4. Определение деформации колец

После обработки результатов экспериментального исследования средние значения усилий деформации сведены в таблицу. Здесь же приведены массы для сравнения массогабаритных показателей звеньев сферических механизмов.

Кольцо	А	Б	В
Сила, Н	313	431,5	706
Масса, кг	0,86	0,96	1,3

Из результатов, полученных при экспериментальном исследовании можно сделать вывод, что усиление по ширине кольца (вариант *B*) является самым эффективным по увеличению нагрузочной способности (до 50 % по отношению к минимальному значению), но на фоне этого имеется значительное утяжеление звеньев (на 20 %). Усиление по наружному диаметру кольца не показал значимый прирост нагрузки, поэтому эффективней выполнять усиление в местах установки шарниров по ширине кольца соблюдая компоновочные пропорции и определенные ранее условия сборки для звеньев механизма.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Моделирование и анализ деформаций звеньев сферического преобразующего механизма с двумя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы мате-

риаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 82–84.

2. Попов, А. В. Условия конструктивного исполнения и анализ напряженно-деформированного состояния звеньев сферического преобразующего механизма с тремя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–45.

3. Попов, А. В. Выбор конструкции и особенности напряженно-деформированного состояния шарнирных элементов преобразующего сферического механизма / А. В. Попов, И.

В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – С. 62–64.

4. Попов, А. В. Исследование напряженно-деформированного состояния элементов сферического преобразующего механизма при неортогональном расположении наружных шарниров / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 39–42.

5. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин: справочник / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. – 4-е изд., перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1993. – 640 с.: ил.

УДК 621.01:539.431

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-69-74

А. Н. Савкин, А. А. Седов, К. А. Бадиков, А. А. Барышников

О ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ПРИ РЕГУЛЯРНОМ НАГРУЖЕНИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: savkin@vstu.ru

Исследована продолжительность роста усталостной трещины различных титановых сплавов ВТ6 ($\alpha+\beta$ структура) и ПТ-3В (псевдо- α структура) при внешнем циклическом нагружении. Показаны результаты оценки роста усталостных трещин. Отмечено, что кинетика роста трещины во многом зависит от силовых параметров переменного нагружения. Методика испытаний соответствовала требованиям ASTM E647-08. Получены экспериментальные данные кинетики роста усталостных трещин широкого спектра внешнего нагружения. Анализ кинетики роста трещин в зависимости от свойств материалов и характера переменного внешнего воздействия проведен на основании изучения полученных КДУР и фрактографических особенностей развития трещин. Обсуждаются механизмы такого поведения трещин и моделирования продолжительности ее развития.

Ключевые слова: кинетика роста усталостной трещины; моделирование продолжительности роста трещины.

A. N. Savkin, A. A. Sedov, K. A. Badikov, A. N. Baryshnikov

FATIGUE CRACK GROWTH KINETICS IN TITANIUM ALLOYS UNDER DIFFERENT INTERACTION OF CYCLIC LOADING AMPLITUDES

Volgograd State Technical University

The duration of fatigue crack growth in various titanium alloys VT6 ($\alpha+\beta$ structure) and PT-3V (pseudo- α structure) under external cyclic loading has been studied. The results of evaluation of fatigue crack growth are shown. It is noted that the kinetics of crack growth largely depends on the force parameters of variable loading. The test procedure was in accordance with the requirements of ASTM E647-08. Experimental data on the kinetics of fatigue crack growth for a wide range of external loading have been obtained. An analysis of the crack growth kinetics depending on the properties of the materials and the nature of the variable external action was carried out on the basis of a study of the obtained RCSD and the fractographic features of the development of cracks. The mechanisms of such behavior of cracks and simulation of the duration of its development are discussed.

Keywords: fatigue crack growth kinetics; simulation of crack growth duration.

Введение

Многие конструкции в эксплуатации испытывают переменную нагруженность, в результате которой в конструктивных элементах могут возникать усталостные трещины [1; 2]. Рост усталостных трещин при достижении их критических размеров приводят к разрушению

элемента. В научной литературе имеется много публикаций по исследованию поведения различных конструкционных сплавов при разных силовых воздействиях в том числе и в эксплуатационных [3–5]. Среди материалов, которые находят в современных условиях все большее применение при изготовлении конструкций,

© Савкин А. Н., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. А., 2022.

* Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда №21-79-00305 и в рамках государственного задания, проект №0637-2020-0006.

работающих в экстремальных внешних силовых и температурных воздействиях, следует отметить титановые сплавы в различных структурных состояниях.

Целью настоящей работы было изучение поведения кинетики роста усталостной трещины титановых сплавов при регулярном нагружении с различной псевдо- α и $\alpha+\beta$ структурой. Проведен анализ продолжительности роста трещины путем сравнения расчета «цикл-за-цикл» с полученными экспериментальными данными.

Материалы и методы исследования

Для испытания использовали псевдо- α титановый сплав ПТ-3В, используемый в изготовлении различных конструкций. Он широко используется также как жаропрочный сплав, представляющий собой твердый раствор (ГОСТ 19807–91), сохраняет многие достоинства α - и $\alpha+\beta$ сплавов. Он хорошо свариваются сваркой всех видов. Псевдо- α сплавы, имеет удовлетворительную технологическую пластичность в горячем и холодном состоянии, близкую к пластичности $\alpha+\beta$ сплавов [6]. ВТ6 относится к большой группе титановых сплавов на основе α - и β – твердых растворов, содержащих в стабильном состоянии от 5 до 25 % β -фазы (ГОСТ

19807). Сплав ВТ6 относится к сплавам мартенситного типа, имеет хорошее соотношение прочности и пластичности в отожженном состоянии, может подвергаться упрочняющей термической обработке, отличается большей удельной прочностью [7].

На рис. 1 показана исходная микроструктура титановых сплавов ВТ6 (а) и ПТ-3В (б) в состоянии поставки с увеличением 5000. Для ВТ6 характерна глобулярная структура, где на фоне β -фазы наблюдаются светлые зерна с α -фазой размерами 270-450 нм. (рис. 1, а). Для сплава ПТ-3В фрагменты α -фаза представлены зернами размерами 180-250 нм и вытянутыми пластинами α - фазы (рис. 1, б). Прочностные свойства титанового сплава ВТ6 выше, чем у сплава ПТ-3В. Испытания проводились на сервогидравлической машине Nano 25 kN фирмы Biss (Индия). Испытательная машина оснащена программным обеспечением, позволяющим автоматически обрабатывать результаты испытаний.

Методика испытаний соответствовала требованиям ASTM E647-08 [8]. Испытания проводили на компактных образцах типа С(Т), изготовленного из листового проката толщиной 5 мм по стандарту ASTM-647. Предварительное растрескивание для всех испытаний проводилось с параметрами: $P_{\max}=3$ кН, $R=0.1$ до $a_0=14$ мм.

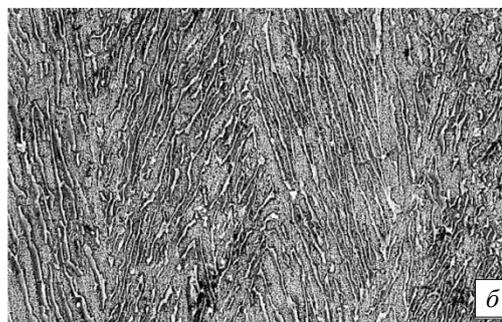


Рис. 1. Микроструктура титановых сплавов ВТ6 (а) и ПТ-3В (б) в исходном состоянии, глобулярная структура (увеличение x5000)

Были проведены циклические нагружения при регулярном нагружении. Для блока регулярного нагружения с целью изучения влияния асимметрии цикла на продолжительность роста

трещины варьировалась асимметрия циклов R от 0.1 до 0,7, а максимальная нагрузка P_{\max} от 3 до 5 кН. Программа испытаний и результаты показаны в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Программа исследований титанового сплава ВТ6 исходная глобулярная структура (результаты экспериментов и расчетов)

№ п/п	Параметры нагружения	N_3	N_R (Пэрис)	N_R (Форман-Мэтту)
1	CAL $P_{\max}=4$ кН, $R=0.3$	69139	129400	94530
2	CAL $P_{\max}=4$ кН, $R=0.5$	180361	278200	211600
3	CAL $P_{\max}=4$ кН, $R=0.7$	830167	926200	278200

Таблица 2

**Программа исследований титанового сплава ПТ-3В исходная глобулярная структура
(результаты экспериментов и расчетов)**

№ п/п	Нагружение	N_3	N_p (Пэрис)	N_p (Форман-Мэтти)
1	CAL $P_{max}=5$ кН, $R=0.1$	30032	25910	36500
2	CAL $P_{max}=5$ кН, $R=0.3$	36037	44650	60160
3	CAL $P_{max}=5$ кН, $R=0.5$	75076	99960	125500
4	CAL $P_{max}=5$ кН, $R=0.7$	447448	315100	396800
5	CAL $P_{max}=4$ кН, $R=0.5$	190191	211600	280100
6	CAL $P_{max}=4$ кН, $R=0.7$	939940	667100	940800
7	CAL $P_{max}=3$ кН, $R=0.5$	536537	554800	816700
8	CAL $P_{max}=3$ кН, $R=0.7$	2772535	1749000	3061000

Для оценки кинетики трещины при различных амплитудах переменного циклического нагружения проводится предварительное циклическое нагружение $P_{max}=3$ кН $R=0.1$, при регулярном нагружении с развитием трещины от

концентратора $a=8.5$ мм до $a=14$ мм. В дальнейшем проходили испытания по оценки влияния параметров силового нагружения на изменения продолжительности роста усталостных трещин.

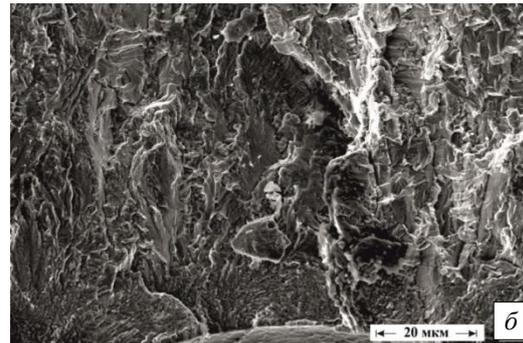
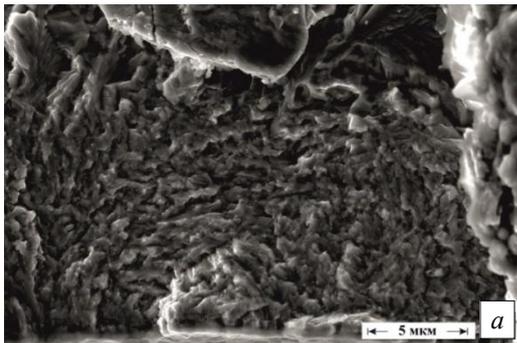


Рис. 2. Зарождение усталостной трещины в концентраторе напряжений титанового сплава ВТ6

Для изучения зарождения усталостной трещины в концентраторе напряжения были проведены фрактографические исследования поверхности разрушения. Отмечено, что зарождение усталостной трещины в концентраторе напряжений проходило не по всей поверхности надреза, а лишь в некоторых местах, где микроскопические повреждения способствовали дополнительной концентрации напряжений. В такой точке (рис. 2, а, увеличение 16000 раз) наблюдается агломерат губчатой структуры из коротких трещин расположенных концентрическими эллипсами от точки зарождения трещины, переходящих в хаотическую структуру разнонаправленных уже длинных трещин, свойственную разрушению от сдвиговой пластиче-

ской деформации в околороговом области разрушения с малыми скоростями продвижения трещины (рис. 2, б, увеличение 4000 раз).

Эксплуатационное нагружение конструкций носят в основном нерегулярный характер. Однако изучение физической природы усталостного разрушения необходимо начинать с регулярного нагружения, позволяющего в дальнейшем проводить анализ различных аспектов разрушения и моделировать этот процесс. На рис. 3 и рис. 4 приведены кривые роста и кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) полученные при регулярном нагружении для титановых сплавов ВТ6 и ПТ-3В. Номера позиций совпадают на рисунках совпадают с табл. 1 и 2.

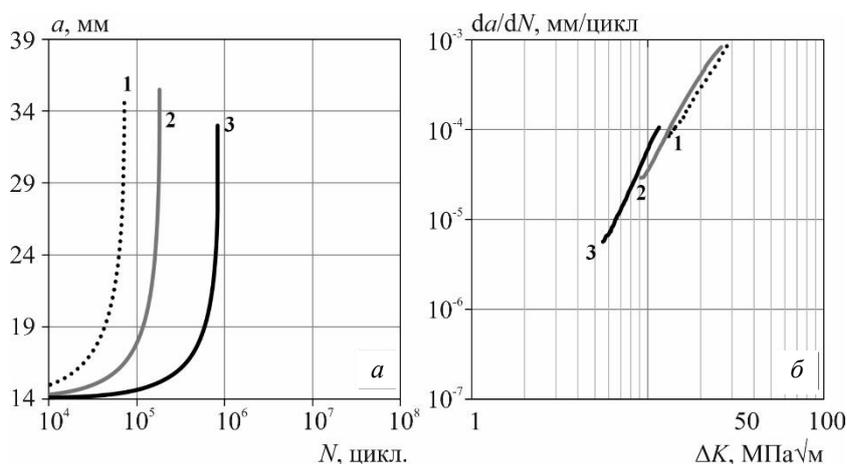


Рис. 3. Кривые роста (а) и КДУР (б) при испытаниях регулярным нагружением с различной асимметрией R для титанового сплава ВТ6

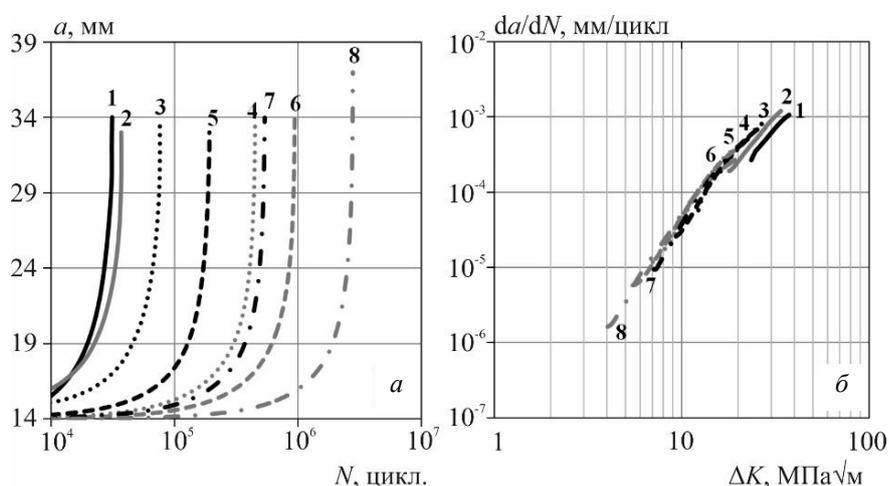


Рис. 4. Кривые роста (а) и КДУР (б) при испытаниях регулярным нагружением с различной асимметрией R и P_{\max} для титанового сплава ПТ-3В

Скорость распространения усталостной трещины уменьшается с увеличением асимметрии R и вызывает сдвиг критических значений коэффициента интенсивности напряжений КИН (порогового значения КИН ΔK_{th} на околупороговый участок скорости ее роста и КИН K_c – вязкости разрушения на участке устойчивого отрыва [5] влево (рис. 4). Таким образом, при увеличении R значительно снижаются ΔK_{th} и ΔK_c . Объяснение влияния R на скорость роста трещины основано на анализе эффекта закрытия трещины. Он проявляется преждевременным контактом берегов растущей усталостной трещины на протяжении некоторой положительной части цикла напряжений раньше, чем нагрузка достигнет нуля. Повышение коэффициента асимметрии в сторону положительных значений вызывает снижение закрытия трещины и скорости ее роста. Ослабление роли закрытия трещины по мере роста коэффициента

асимметрии объясняется тем, что происходит сближение значений минимального коэффициента интенсивности напряжений K_{\min} и КИН, характеризующего момент открытия трещины K_{op} . Поэтому для описания закрытия трещины было введено понятие относительного коэффициента закрытия трещины U [9]:

$$U = \frac{\Delta K_{эфф}}{\Delta K}. \quad (1)$$

Имеется ряд предложений по учету этого явления. На основании испытаний алюминиевого сплава 2024-T3 при регулярном нагружении с асимметрией $0.1 \leq R \leq 0.7$ Эльбер предложил формулу [10]:

$$U = 0.5 + 0.4R. \quad (2)$$

Схайве уточнил формулу Эльбера для асимметрии $-1 \leq R \leq 0.54$ [11]:

$$U = 0.55 + 0.33R + 0.12R^2 \quad (3)$$

В работе [12] для сталей предложена зависимость:

$$U=0.5686+0.1571R+0.5314R^2-0.4271R^3-2.5839R^4+6.1548R^5-3.1301R^6 \quad (4)$$

Испытания титановых сплавов ВТ6 и ПТ-3В (рис. 3 и 4) в исходном состоянии поставки (глобулярная структура) при регулярном нагружении при $R=0.3-0.7$ и $P_{max}=3-5$ кН показали, что несмотря на структурные различия и разные механические свойства в исследуемом диапазоне R и P_{max} , кинетики развития усталостных трещин были близка между собой. Параметры кривой Пэриса составили $C=4 \cdot 10^{-13}$ и $n=3.35$. Так, для сплава ВТ6, чем выше асимметрия цикла R и ниже размах нагрузки при постоянном P_{max} тем выше продолжительность роста усталостной трещины (рис. 3, а, 830 тыс. циклов). Таким образом, при регулярном нагружении титановых сплавов ВТ6 и ПТ-3В в состоянии поставки, где преобладает глобулярная структура обоих марок титановых сплавов, продолжительность роста усталостных трещин при одинаковых внешних силовых воздействиях соизмеримы.

Прогнозировании роста усталостной трещины

Для оценки продолжительности роста трещины обычно применяется линейная механика разрушения, основанная на использовании коэффициента интенсивности напряжений (КИН) как основного фактора, определяющего скорость роста усталостной трещины. Влиянием пластической зоны в устье усталостной трещины при этом зачастую пренебрегают в связи с ее малостью по сравнению с длиной трещины. Для металлов скорость трещины описывается простыми соотношениями типа Пэриса – Эрдогана [13]:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n, \quad (5)$$

где C, n – константы материала, ΔK – размах коэффициента интенсивности разрушения на возрастающем полцикле. Тем не менее, большое количество работ [14] показало влияние на скорость роста трещины и других параметров нагружения.

Скорость роста трещины оценивается КДУР и может различаться в широких пределах даже для одного материала [15]. Основными характеристиками КДУР являются $C, n, \Delta K_{th}$ и K_c , поэтому их следует учитывать при определении скорости роста трещины. На основании урав-

нения (3) эквивалентное значение $\Delta K_{эфф}$, учитывающее закрытие трещины U и характер переменного нагружения V определяется:

$$\Delta K_{эфф i} = \Delta K_i \cdot U \cdot V \quad (6)$$

Значения коэффициента закрытия трещины U для разных материалов, представлены уравнениями (4–6). При этом характер переменного нагружения V для регулярного нагружения принимался равным единице [9].

К настоящему времени для описания всех трех участков кинетической диаграммы предложено большое количество математических моделей. Модифицированное уравнение Формана-Мэтту позволяет оценивать скорость роста трещины на всех трех участках КДУР, для этого в уравнение вводятся дополнительные константы трещиностойкости материала: пороговое значение КИН ΔK_{th} на околопороговый участок скорости ее роста и КИН K_c – вязкость разрушения на участке устойчивого отрыва [16]:

$$da / dN = C \cdot \Delta K_{эфф}^n \cdot \left(1 - \frac{\Delta K_{th}}{\Delta K_{эфф}}\right)^p / \left(1 - \frac{K_{max}}{K_c}\right)^q. \quad (7)$$

Для уравнения Формана-Мэтту необходимо получить экспериментальным путем три параметра: C, n и критическое значение коэффициента интенсивности напряжения K_c . p, q – коэффициенты аппроксимации. В данном исследовании значения ΔK_{th} и K_c принимались постоянными, соответствующие регулярному циклическому нагружению, взаимодействия последовательностей нагрузок не учитывались.

Суммирование приращений длин трещин на каждом цикле или в результате каждого повторения блока истории нагружения позволяет определить долговечность:

$$N_f = \frac{a_f - a_0}{\sum_{j=1}^m \sum_{i=1}^n \left(\frac{da}{dN}\right)_{ij}}, \quad (8)$$

где a_f – критическая длина трещины; a_0 – начальная длина трещины; n – число циклов истории нагружения; m – число повторений блока истории нагружения; $(da/dN)_{ij}$ – скорость роста трещины и приращение на i цикле j повторения блока истории нагружения [17].

На рис. 5 показаны соотношения экспериментальной продолжительности роста трещины $N_э$ и расчетной N_p , определенной с использованием модели «цикл-за-цикл» по уравнению Пэриса (7) и Формана-Мэтту (9) с учетом эффек-

тивного значения КИН. Анализ результатов расчета и эксперимента показал их хорошую схо-

димость как при высокой, так и низкой продолжительности роста усталостной трещины.

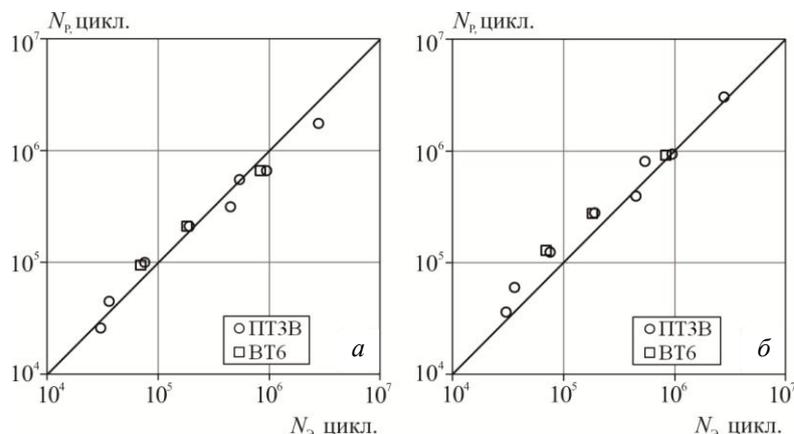


Рис. 5. Расчет продолжительности роста трещины методом «цикл-за-цикл» по Парису (а) и модифицированной формуле Формана-Мэтту (б)

Полученные коэффициенты корреляции довольно высоки, что свидетельствует о том, что введение параметра $\Delta K_{эфф}$ в данные модели однозначно может описывать влияние различных силовых параметров и характер нерегулярного нагружения на интенсивность напряжений в устье растущей усталостной трещины.

Выводы

По итогам работы можно сделать следующие выводы.

1. Увеличение асимметрии R при прочих равных силовых воздействиях замедляют скорость роста усталостной трещины.

2. Показано влияние различных силовых параметров спектра нагружения на продолжительность роста усталостной трещины на среднеамплитудном участке КДУР.

3. Результаты расчета по предложенному авторами уравнению для определения продолжительности роста трещины, а также ее оценка с помощью метода «цикл-за-цикл», достаточно хорошо коррелируют с экспериментальными результатами. Поэтому авторы считают использование данных методов определения продолжительности роста целесообразными.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Иванова, В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев. – М.: Металлургия, 1965. – 456 с.
2. Терентьев, В. Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов / В. Ф. Терентьев. – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
3. Троценко, В. Т. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения / В. Т. Троценко. – Киев: Логос, 2000. – 571 с.
4. Партон, В. З. Механика разрушения: от теории

к практике / В. З. Партон. – М.: Наука. Гл. ред. Физ.-мат. лит., 1990. – 240 с.

5. Панасюк, В. В. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие в 4 томах / В. В. Панасюк. – Киев: Наукова Думка, 1988. – 620 с.

6. Чечулин, Б. Б. Титановые сплавы в машиностроении / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. – «Машиностроение» (Ленингр. отделение), 1977. – 248 с.

7. Глазунов, С. Г. Конструкционные титановые сплавы / С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев. – М., Металлургия, 1974, 368с.

8. ASTM E647-13ae1, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates / ASTM International, West Conshohocken, PA. – 2013.

9. Савкин, А. Н. Прогнозирование усталостной долговечности высоконагруженных конструкций: монография / А. Н. Савкин, В. П. Багмутов; ВолГТУ. – Волгоград, 2013. – 364 с.

10. Elber W. The significance of fatigue crack closure. Damage tolerance in aircraft structures / ASTM STP 486 / Ed. C. W. Smith. – 1971. – P. 230-242.

11. Schijve J. Fatigue crack closure: Observations and technical significance / Ed. J. C. Newman, W. Elber // ASTM STP 982. – 1988. – P. 5-35.

12. Емельянов, О. В. Определение характеристик сопротивления стали развитию трещин при циклическом изменении нагрузки / О. В. Емельянов, И. А. Лядецкий // Строительные материалы и изделия : межвуз. сб. науч. тр. – Магнитогорск, МГТУ, 2002.

13. Paris P.C. The fracture mechanics approach to fatigue, fatigue an interdisciplinary approach. Syracuse University Press, Syracuse, N.Y., 1964. – P. 107-132.

14. Johnson H. U. The growth of fatigue cracks due to variations in load / H. U. Johnson, P. C. Paris // Jom. Fract.Mech. – 1968. – V.1. - p. 1-45.

15. Троценко, В. Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов / В. Т. Троценко, Л. А. Сосновский. – Киев: Наукова думка, 1987. – 175 с.

16. Forman, R. G. Study of fatigue crack initiation from flaws using fracture mechanics theory / R. G. Forman // Engineering Fracture Mechanics. – 1972. – Vol. 4. No. 2. – p. 333-345.

17. Савкин, А. Н. Исследование кинетики роста усталостных трещин в сталях в зависимости от характера переменного нагружения / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, К. А. Бадиков, А. А. Седов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2018. – Т. 84, № 3. – С. 43-51.

УДК: 621.735.34.041: 001.891.573

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-75-82

*Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. Н. Гурулев***ПРОЦЕССЫ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ РАСКАТКЕ
ПЛОСКИМ БОЙКОМ КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК НА ОПРАВКАХ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Моделирование пластической деформации стальных кольцевых заготовок горячей прокатки на оправке проводилось методом конечных элементов. Моделировались несколько последовательных обжатий плоским бойком. Показано, что при разных значениях осадки при однократном обжатии формируется неоднородное напряженно-деформированное состояние. Наблюдается чередование участков минимальной и максимальной деформации металла на торцевой поверхности и в центральной части раскатанного кольца. Усилие, прикладываемое к плашке, максимально при первом сжатии, а затем несколько уменьшается и стабилизируется при последующих сжатиях.

Ключевые слова: кольцевая заготовка, метод конечных элементов, обжатие, плоский боек, оправка, деформация.

*L. M. Gurevich, V. F. Danenko, D. N. Gurulev***PROCESSES OF PLASTIC FLOW DURING ROLLING WITH
A FLAT HEAD OF RING BLANKS ON MANDLES****Volgograd State Technical University**

The simulate of plastic deformation of steel ring blanks of hot rolling on the mandrel was carried out using the finite element method. Several successive compressions by a flat striker were modeled. It is shown that at different values of upsetting with a single reduction, an inhomogeneous stress-strain state is formed. Alternating areas of minimum and maximum deformation of the metal on the end surface and in the central part of the rolled ring are observed. The force applied to the rolling die is maximum at the first compression, and then decreases somewhat and stabilizes during subsequent compressions.

Keywords: ring billet, finite element method, reduction, flat head, mandrel, deformation

Раскатка проводится для увеличения диаметра кольцевой заготовки за счет уменьшения толщины стенок путем последовательных обжатий между двумя ковочными инструментами [1]. Раскатку применяют при ковке относительно коротких полых заготовок типа колец, кольца подшипников, бандаж и колеса железнодорожных вагонов, ободья вращающихся цементных печей, бандаж роторов турбогенераторов, детали новой специальной техники, корпуса реакторов и других деталей с тонкими стенками и большими отверстиями [2]. При раскатке вместо нижнего бойка используется цилиндрическая оправка (дорн), опирающаяся на две подставки. Длина верхнего бойка должна превышать длину поковки (ширину кольца). После каждого единичного обжатия проводят вращательную подачу заготовки в тангенциальном направлении. Вращение кольца осуществляют обычно вручную с помощью клещей, а крупные кольца поворачивают цепями с помощью мостовых ковочных кранов. Заданные размеры кольца получают после заданного числа оборотов заготовки. При ковке крупных поковок

с внутренним диаметром поковки до 900 мм применяют оправки диаметром 300 мм, для поковок с большим внутренним диаметром диаметр оправки берут 800 мм. При раскатке важно учитывать уширение заготовки для получения нужных размеров. При интенсивной раскатке без значительного уширения применяют узкий боек. Для крупных поковок опытным путем были установлены зависимости, с помощью которых по конечной ширине кольца можно определить его начальную ширину.

Технологическая схема раскатки кольца определяет полноту преобразования литой макроструктуры в деформированную. Отличие операции раскатки от однопроходной протяжки плоскими бойками состоит в несимметричном течении металла по контактными поверхностям, обусловленным различием геометрии оправки и бойка [3]. Большое значение имеет правильный выбор оптимальных значений основных механических параметров раскатки (единичного обжатия и угла выреза бойков), при которых создаются наилучшие условия для заковки внутренних дефектов литейного происхождения

и исключается возможность образования внутренних разрывов ковочного характера. Авторы [3] показали, что раскатка плоским бойком с начального момента и до некоторой степени деформации, меньшей 5 % протекает в условиях действия растягивающих напряжений, в отличие от раскатки ромбическим бойком, где на всех стадиях она протекает только в условиях всестороннего сжатия. В работе [4] исследовалось влияние формы бойка при раскатке на изменение механических свойств металла кольцевых поковок. Анализ полученных топограмм изменения истинного предела текучести показал, что при раскатке вырезным бойком значительно лучше используется ресурс пластических свойств металла, чем при раскатке плоским бойком. Наиболее сильно различие в использовании ресурса пластичности металла наблюдается в середине толщины кольцевой заготовки и у бойка.

Исследования распределения интенсивности местных деформаций по толщине раскатываемого кольца (у бойка, в середине толщины поковки, у оправки) в зависимости от угла выреза α для степеней обжатия заготовки $\varepsilon = 10\%$ и 30% подтвердили преимущественный рост интенсивности деформации в зоне заготовки, расположенной у оправки [5]. Авторы [6] предположили, что сжатие металла в направлении внешнего усилия при раскатке плоским бойком вызывает вытеснение металла в горизонтальном направлении. Типичная схема напряженного состояния с растягивающими горизонтальными компонентами напряжений, характерная для обжатия круглой заготовки плоскими бойками, осуществляется в условиях значительно «подпора» внешних не деформируемых зон. Следствием этого является появление потоков металла, перпендикулярных меньшей стороне контактной поверхности, которые локализованы в приконтактных объемах очага деформации и могут вызвать дополнительные растягивающие напряжения. Однако конкретных значений возникающих напряжений и их расположения по объему раскатываемого кольца не приведено. В технической литературе практически отсутствуют работы, направленные на детальное экспериментальное изучение потоков металла при раскатке колец на дорне, что позволило бы оптимизировать технологические параметры такой операции.

В последние годы для моделирования процессов ОМД и прогнозирования поведения металла под действием деформирующих нагрузок

применяются как специализированные (QForm, Deform, PAM-STAMP, AutoForm), так и универсальные программные комплексы (ANSYS, SIMULIA/Abaqus, MSC Software Marc) и др. [7; 8]. Использование в ОМД этих программ позволяет:

разрабатывать новые технологические процессы, включая проектирование инструмента, выбор оборудования, обоснование режимов деформации и проведение опытно-промышленных работ при внедрении в производство;

модернизировать уже существующие технологии;

прогнозировать возникновение дефектов в заготовке, выход из строя оборудования и повреждение инструмента [1].

Однако оптимизации процесса раскатки на дорне кольцевых заготовок посвящен очень ограниченный круг работ [9; 10] Анализ указанных работ показал, что в них отсутствует подробный анализ изменения напряженно-деформированного состояния при раскатке на оправке стальных кольцевых заготовок.

Целью настоящей работы является моделирование влияния обжатия на процессы пластического течения в ходе последовательных обжатий при раскатке на оправках плоским бойком кольцевых заготовок.

Методика исследования

Моделировалось обжатие кольцевой заготовки (наружный диаметр $\varnothing 800$ мм, внутренний $\varnothing 600$ мм, ширина 300 мм) из стали 45 при температуре 900°C . Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systemes), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Используемая схема процесса показана на рис. 1. Материалы элементов деформируемой системы (кольцевой заготовки) задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали данные [11]. Влияние скорости деформирования в связи с низким значением не учитывалось. Плоский боек и оправка выполнялись как жесткое тело (analytical rigid), не требующее создания конечно-элементной сетки. Для снижения времени

расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по ширине кольца – 20 мм; в поперечном сечении – 3 мм.

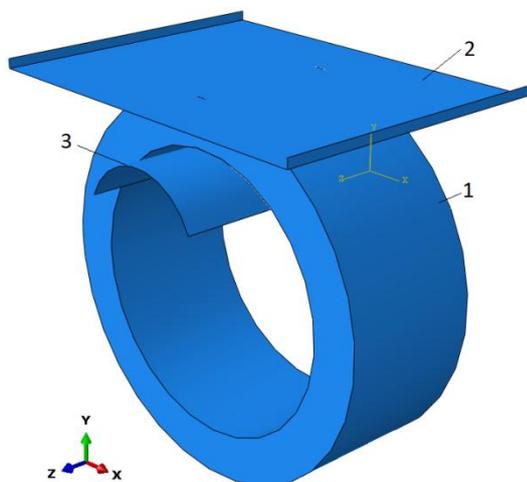


Рис. 1. Схема моделирования раскатки кольцевой заготовки:

1 – кольцевая заготовка; 2 – плоский боек; 3 – оправка

Моделировались 4 последовательных единичных обжатия двух вариантов раскатки с уменьшением толщины кольца на 10 мм (10 %) и 20 мм (20 %). После завершения каждого единичного обжатия плоский боек поднимался на высоту, позволяющую свободный поворот кольцевой заготовки, кольцевая заготовка поворачивалась на 0,2 радиана, и цикл повторялся.

На каждой стадии циклического деформирования проводилась фиксация усилий, необходимых для деформирования стального кольца, а также формирующихся напряжений и пластических деформаций (эквивалентных PE, высотных PE22, тангенциальных PE11 и осевых PE33).

Обсуждение полученных результатов

Изменение усилий, необходимых для деформирования стальной кольцевой заготовки на четырех последовательных обжатиях со степенью деформирования 10 и 20 % показано на рис. 2.

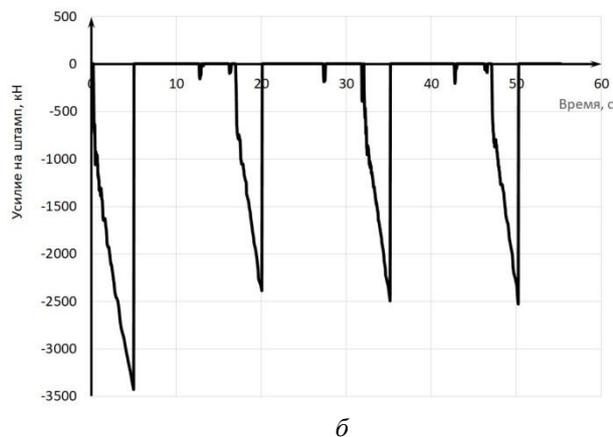
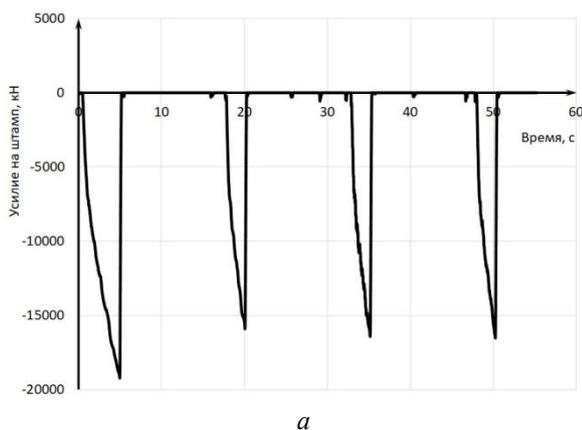


Рис. 2. Изменение усилий, необходимых для деформирования стальной кольцевой заготовки на четырех последовательных обжатиях со степенью деформирования 10 (а) и 20 % (б)

Анализ изменения кривых, приведенных на рис. 2, показывает, что в обоих случаях максимальные усилия наблюдались при первом обжатии, а затем на втором обжатии усилие снижается примерно на 15-20%, что, вероятно, связано с уменьшением длины дуги деформируемой поверхности при втором и последующих обжатиях. X-образные локальные зоны пласти-

ческого деформирования от первого и последующих обжатий, которые могли бы привести к значительному повышению предела текучести при неполном протекании процессов рекристаллизации, практически не пересекаются при выбранном угле поворота после обжатия 0,2 радиана, за исключением наружной и внутренней поверхности заготовки (рис. 3 и 4).

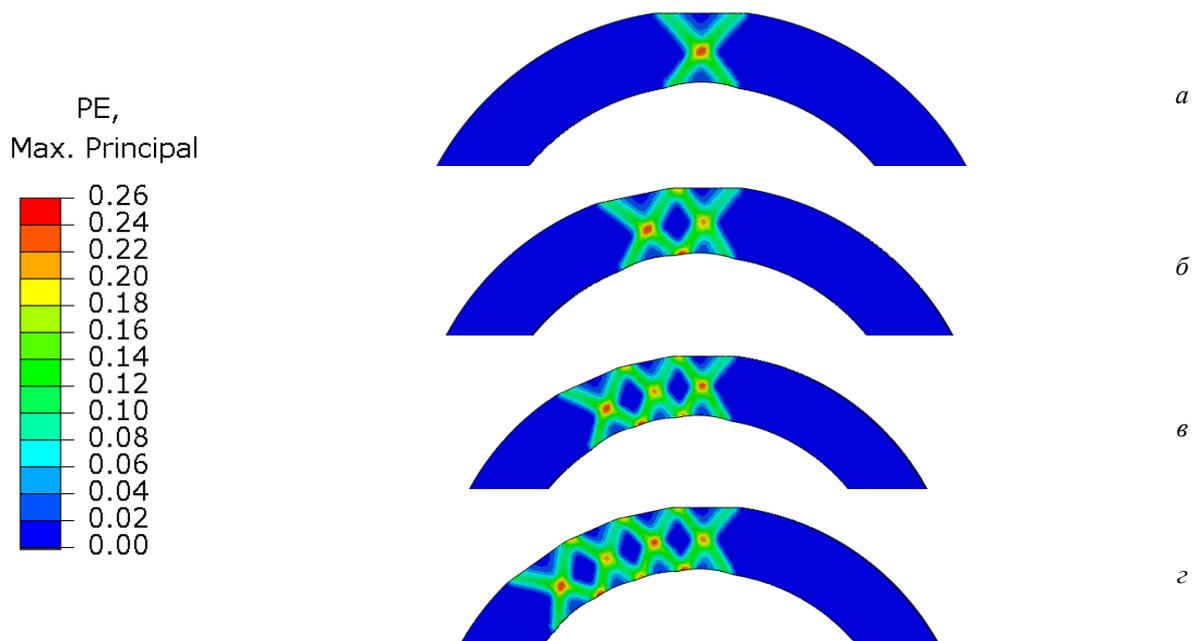


Рис. 3. Визуализация эквивалентной пластической деформации на торцевой поверхности кольцевой заготовки при величине единичного обжатия 10 % и угле поворота 0,2 радиана:
a – после первого обжатия; *б* – после второго обжатия; *в* – после третьего обжатия; *г* – после четвертого обжатия

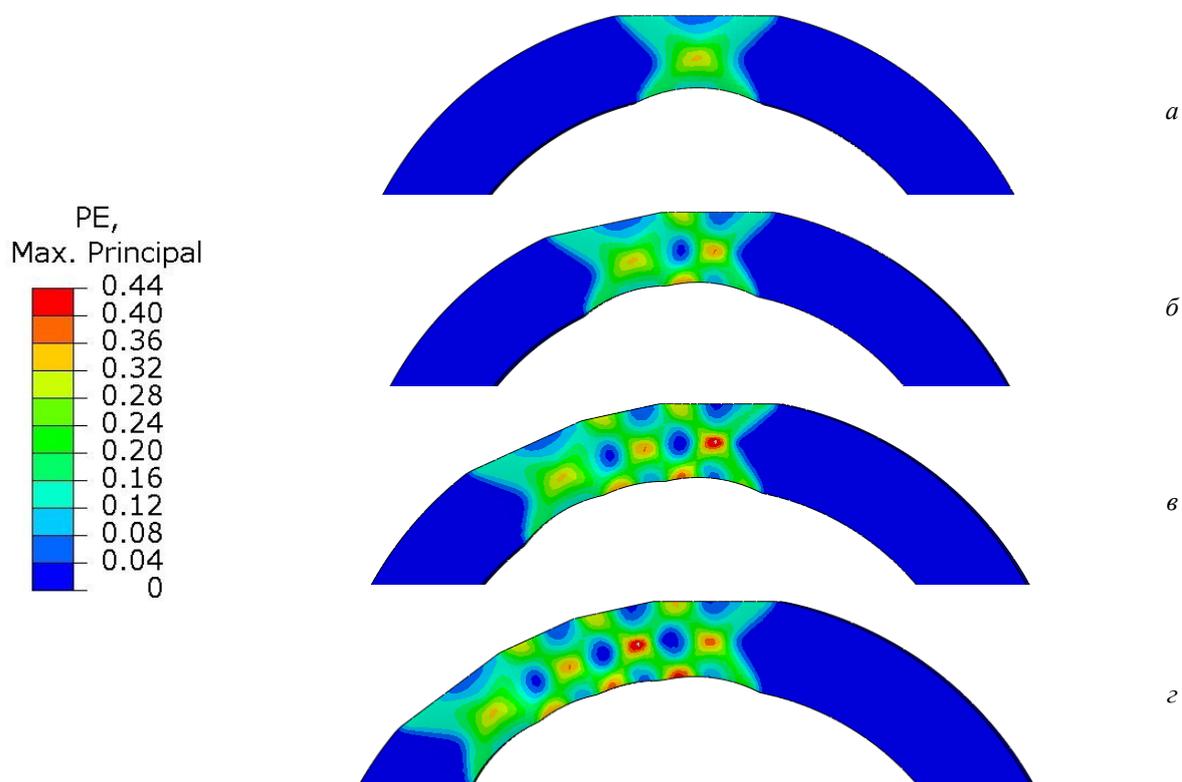


Рис. 4. Визуализация эквивалентной пластической деформации на торцевой поверхности кольцевой заготовки при величине единичного обжатия 20 % и угле поворота 0,2 радиана:
a – после первого обжатия; *б* – после второго обжатия; *в* – после третьего обжатия; *г* – после четвертого обжатия

В результате после обжатий со степенью деформирования 10 % остаются периодически повторяющиеся участки на внутренней и на-

ружной цилиндрических поверхностях, а также в средней части кольца, где пластическая деформация не превышает 2 %. Зона локальной

эквивалентной пластической деформации при единичном обжатии 20 % занимает значительно большую площадь, чем при единичном обжатии 10 %, но и в этом случае остаются на наружной цилиндрической поверхности, а также в средней части кольца участки с пластической деформацией менее 2 %. В этих участках возможно сохранение исходной литой структурой, а, следовательно, заготовка после раскатки будет иметь пониженные механические характеристики. Для их исключения необходимо уменьшить при выбранных величинах обжатия угол поворота кольца, что приведет к повышению трудоемкостиковки (даже при выбранном

угле поворота необходимо 31 обжатие). Интересно, что на цилиндрических поверхностях кольцевой заготовки в середине дуги контакта с оправкой и плоским бойком эквивалентная пластическая деформация практически отсутствует (то есть формируются застойные зоны), а максимальная деформация локализуется вблизи границ площадок контактов. В участках кольцевой заготовки, удаленных от торцевых поверхностей, при обжатии 20 % X-образные локальные зоны пластического деформирования имеют меньшую толщину полос деформации, но значительную большую интенсивность деформации на их пересечении (рис. 5).

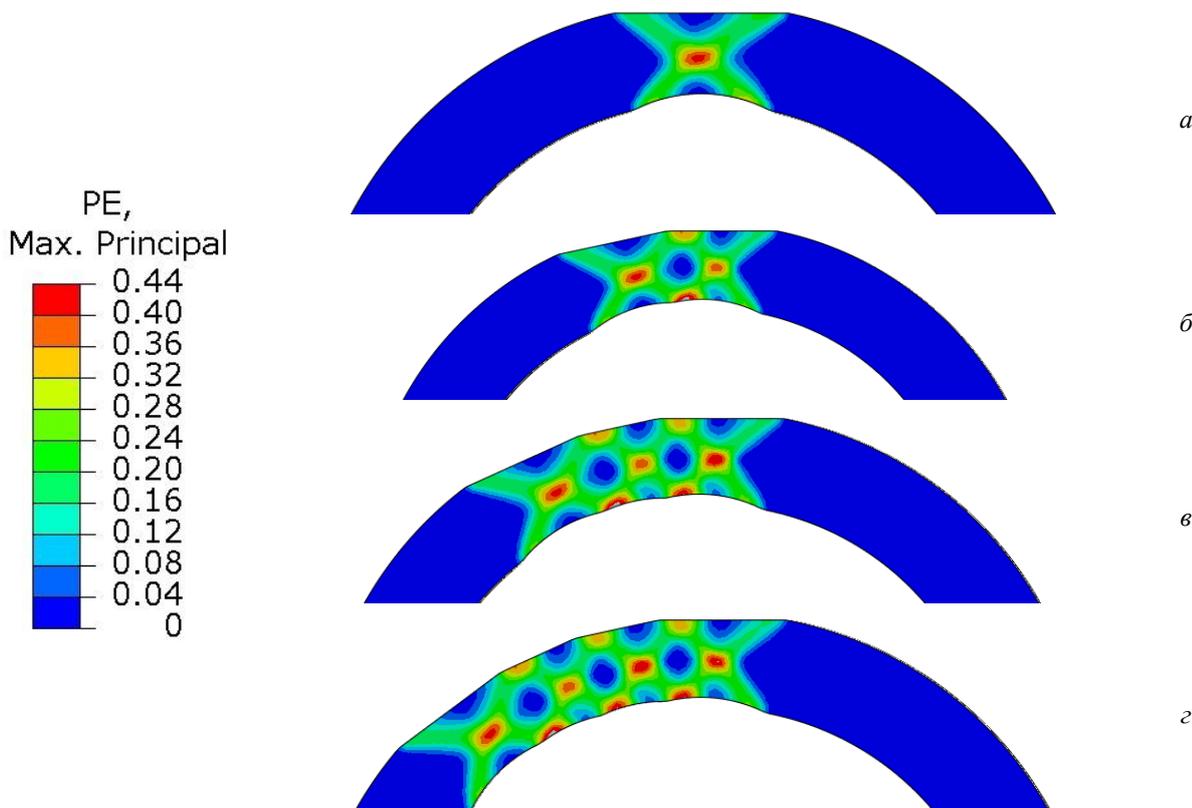


Рис. 5. Визуализация эквивалентной пластической деформации в участках кольцевой заготовки, удаленных от торцевых поверхностей, при величине единичного обжатия 20 % и угле поворота 0,2 радиана: а – после первого обжатия; б – после второго обжатия; в – после третьего обжатия; г – после четвертого обжатия

X-образный характер распределения эквивалентной пластической деформации при величинах обжатия 10 и 20 % соответствует распределению максимальных эквивалентных напряжений по Мизесу, превышающих предел текучести (рис. 6). Зона формирующихся остаточ-

остаточных напряжений с каждым обжатием постепенно увеличивается, но общий уровень в них даже в момент деформирования не превышает 50 % от величины предела текучести при выбранной температуре деформации.

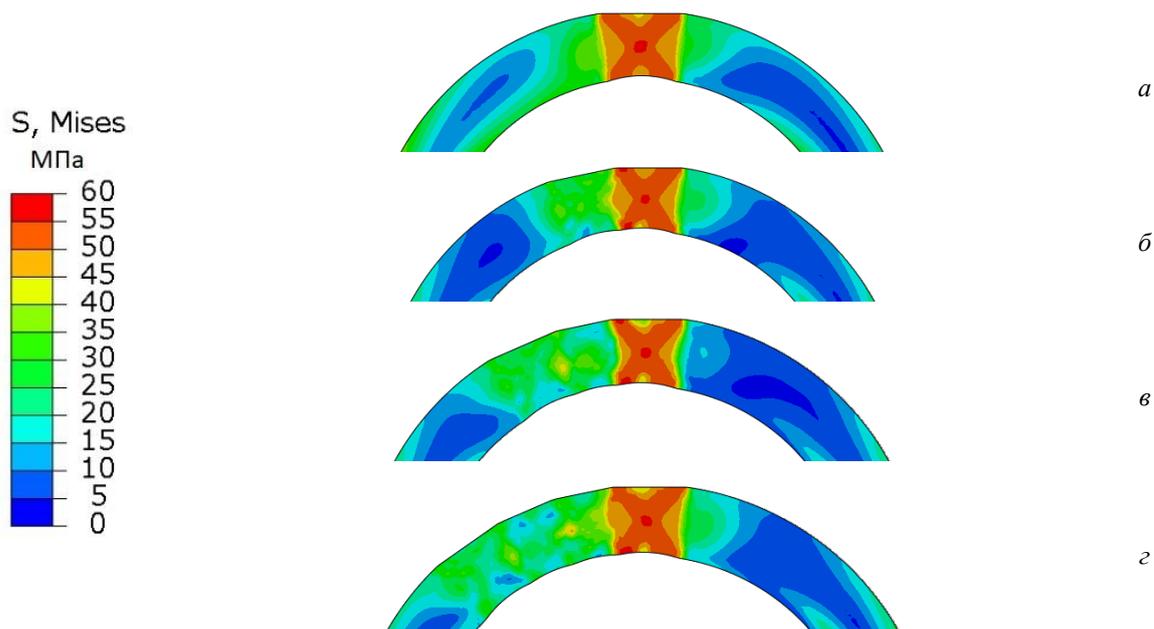


Рис. 6. Визуализация эквивалентных напряжений по Мизесу в участках кольцевой заготовки, удаленных от торцевых поверхностей, при величине единичного обжатия 10 % и угле поворота 0,2 радиана: *a* – после первого обжатия; *б* – после второго обжатия; *в* – после третьего обжатия; *г* – после четвертого обжатия

Как уже указывалось, при раскатке важно учитывать уширение заготовки для получения нужных размеров. На рис. 7 показаны вели-

чины осевой деформации после 1-го и 4-го единичных обжатий 20 % на торцевой поверхности в средней части кольцевой заготовки.

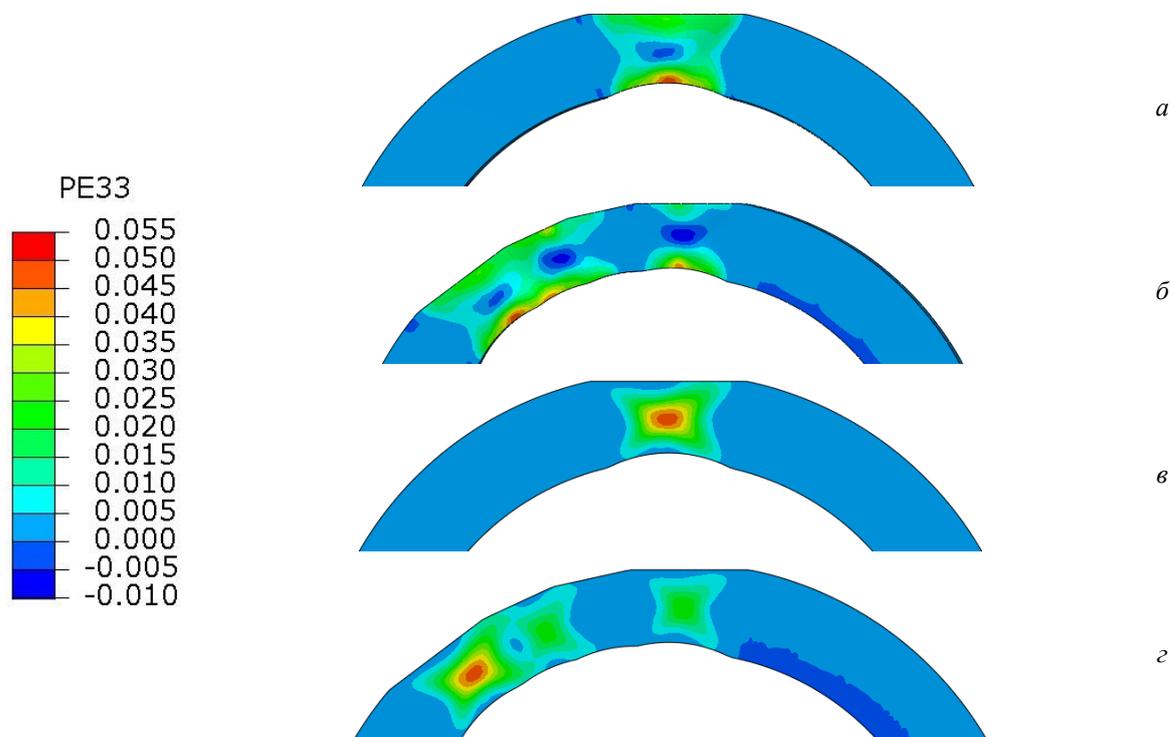


Рис. 7. Визуализация осевых (продольных) деформаций PE33 на торцевой поверхности кольцевой заготовки (*a*, *б*) и участках, удаленных от торцевых поверхностей (*в*, *г*), при величине единичного обжатия 20 % и угле поворота 0,2 радиана: *a*, *в* – после первого обжатия; *б*, *г* – после четвертого обжатия

Контур зон осевых (продольных) деформаций повторяет контур областей эквивалентной пластической деформации, показанных на рис. 5 и 6, но на торцевой поверхности максимальное уширение (до 5,5 %) характерно для внутренней цилиндрической поверхности, а на среднем диаметре кольца участки с уширением до 1 % соответствуют участкам максимальной эквивалентной пластической деформации. Распределение продольной (осевой) деформации в зонах, удаленных от торцевых поверхностей, радикально отличаются (рис. 7, в, г) от зон максимальных уширений на пересечении полос деформации.

Характеры распределения высотных PE22 и тангенциальных (кольцевых) PE11 деформаций в процессе первого единичного обжатия (рис. 8) дополняют предположение [6], что сжатие металла по двум пересекающимся полосам при раскатке плоским бойком вызывает вытеснение металла в горизонтальном направлении. Типичная схема напряженного состояния с растягивающими горизонтальными компонентами напряжений, характерная для обжатия круглой заготовки плоскими бойками, осуществляется в условиях значительного «подпора» внешних недеформированных зон и формирующихся небольших зон сжатия.

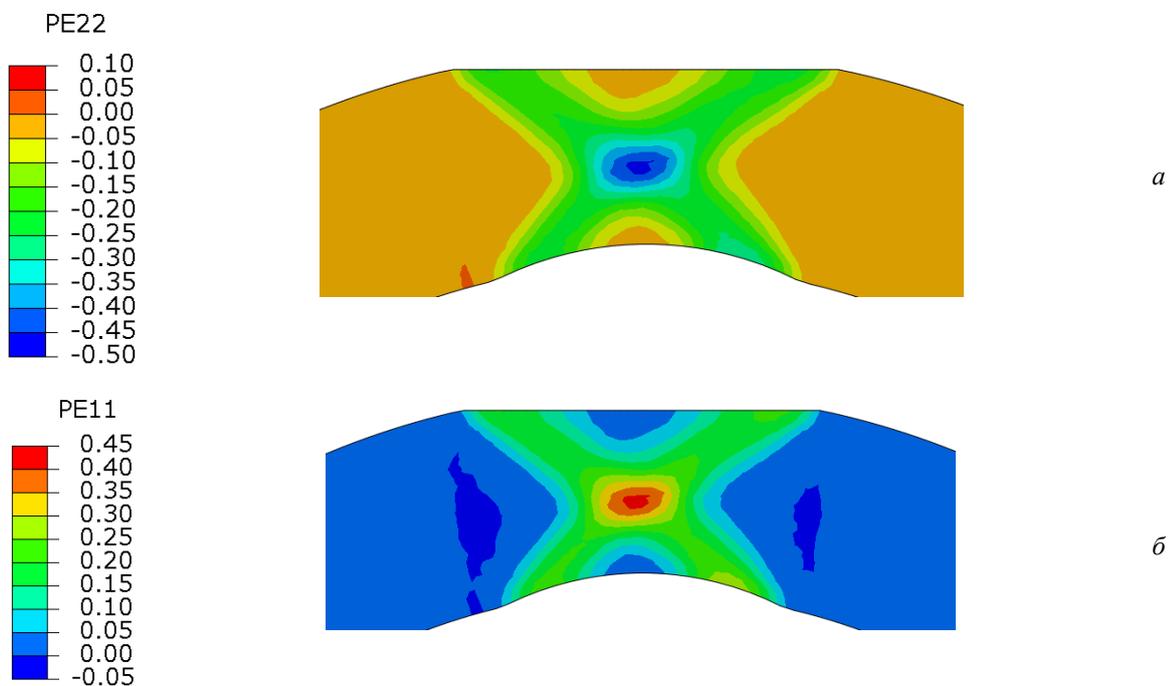


Рис. 8. Визуализация распределения высотных PE22 (а) и тангенциальных (кольцевых) PE11 (б) деформаций в процессе первого единичного обжатия в 20 %

Выводы

1. Моделирование четырех последовательных единичных обжатий двух вариантов раскатки на оправке с уменьшением толщины кольца на 10 и 20 % показало, что в обоих случаях максимальные усилия наблюдались при первом обжатии, а при последующих обжатиях усилие снижается примерно на 15–20 %, что объясняется уменьшением длины дуги деформируемой поверхности.

2. После обжатий со степенью деформирования 10 % и углом поворота 0,2 радиан после

каждого обжатия сохраняются периодически повторяющиеся участки с пластической деформацией менее 2 % на внутренней и наружной цилиндрических поверхностях, а также в средней части кольца. Зона локальной эквивалентной пластической деформации при единичном обжатии 20 % занимает значительно большую площадь, чем при единичном обжатии 10 %, но и в этом случае участки с пластической деформацией менее 2 % остаются на наружной цилиндрической поверхности и в средней части кольца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Константинов, И. Л.* Технологияковки / И. Л. Константинов, С. Б. Сидельников. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2020. – 216 с.
2. *Тарновский, И. Я.* Свободнаяковка на прессах / И. Я. Тарновский, В. Н. Трубин, Н. Г. Златкин. – М.: Машиностроение, 1967. – 328 с.
3. *Охрименко, Я. М.* Исследование процесса раскатки вырезным бойком / Я. М. Охрименко, В. А. Тюрин, А. И. Мохов, С. Д. Варанов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия, 1975. – № 5. – С. 111–113.
4. *Гурулев, Д. Н.* Влияние формы инструмента на механические свойства кольцевой заготовки при раскатке / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 84–86.
5. *Гурулев, Д. Н.* Влияние формы бойка на деформированное состояние металла при раскатке кольцевой заготовки / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (201) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 69–72.
6. *Гурулев, Д. Н.* Влияние формы бойка на интенсивность деформации при раскатке кольцевой заготовки / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин, А. А. Барон, М. Ф. Ахрименко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 30–32.
7. *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.
8. *Фрункин, Д. Б.* Применение системы САЕ-моделирования MSC. MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных прямошовных труб большого диаметра АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермяков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110.
9. *Алимов, А. И.* Совершенствование технологии изготовления колец из титанового сплава ВТ6 путем определения рациональных режимов деформирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук (05.02.09) / Алимов Артем Игоревич; Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана. – Москва, 2017. – 16 с.
10. *Алиев, И. С.* Получение полых сложнопольных изделий ковкой из слитков / И. С. Алиев, Я. Г. Жбанков, С. В. Мартынов // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2019. – №. 5. – С. 121–130.
11. *Третьяков, А. В.* Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-83-89

М. П. Королев, Е. В. Кузьмин, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак
СВАРКА ВЗРЫВОМ VT1-0+AMГ5 С ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫМ ПОДОГРЕВОМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

В статье приведены результаты испытаний на растяжение алюминиево-магниевых сплавов AMг2, AMг3, AMг5 и AMг6 при температурах 23, 100, 200, 300, 400 °С; показано изменение пределов текучести, прочности и относительного удлинения в зависимости от температуры. Приведены результаты эксперимента по сварке взрывом VT1-0+AMг5 с применением предварительного подогрева до 200 и 300 °С.

Ключевые слова: сварка взрывом, композиционные материалы, алюминиево-магниевый сплав, AMг5, титан, VT1-0, предел текучести, предел прочности, подогрев.

M. P. Korolev, E. V. Kuzmin, V. O. Kharlamov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

EXPLOSION WELDING VT1-0+AMg5 WITH PREHEATING

Volgograd State Technical University

The article presents the results of tensile tests of aluminum-magnesium alloys AMg2, AMg3, AMg5 and AMg6 at temperatures of 23, 100, 200, 300, 400 °C; shows the change in yield strength, strength, and relative elongation depending on temperature. The results of the experiment on explosion welding VT1-0+AMg5 with preheating up to 200 and 300°C are presented.

Keywords: explosion welding, composite materials, aluminum-magnesium alloy, AMg5, titanium, VT1-0, yield strength, tensile strength, heating.

Введение

Изучению свойств соединений алюминий-магниевого сплава со сталью и титаном множество работ [1–3], однако в большинстве случаев речь идет о сплавах с содержанием магния не более 2 %, с высокими пластическими свойствами. Увеличение содержания магния сопровождается увеличением твердости, пределов текучести и прочности сплава, что вероятно и является причиной их неудовлетворительной свариваемости. Поэтому для получения соединения алюминий-магниевого сплава, например, со сталью или титаном чаще всего используют прослойку из чистого алюминия [4–5]. Некоторые исследователи указывают, что применение прослойки позволяет получать более прочное и качественное соединение, чем при сварке напрямую [6]. Однако в случае сварки через прослойку, свойства соединения будут определяться свойствами про-

слойки, в частности, при разрушении по прослойке прочность соединения будет зависеть от прочности материала прослойки и степени контактного упрочнения.

Возможным путем обхода этой проблемы и улучшения свариваемости взрывом алюминий-магниевого сплава напрямую может служить предварительный и сопутствующий подогрев неподвижной пластины. Предполагается, что повышение температуры алюминий-магниевого сплава будет сопровождаться снижением предела текучести, твердости и повышением относительного удлинения, что может положительно сказаться на свариваемости таких сплавов.

Экспериментальная часть работы включает в себя исследование свойств серии алюминий-магниевого сплава при повышенных температурах, с целью выявления общих закономерностей их поведения при нагреве, а также изу-

чение возможности применения предварительного подогрева при сварке взрывом титана ВТ1-0 с алюминиево-магниевым сплавом АМг5.

Материалы и методы

Исследования механических свойств сплавов АМг2, АМг3, АМг5 и АМг6, проводили на образцах, схема которых показана на рис. 1. Листы алюминиевого сплава толщиной 4–6 мм, фрезеровали до толщины 1,8–2,5 мм, после чего при помощи электроэрозионной резки вырезали образцы, поперек направления прокатки. Испытания проводили на разрывной машине LRK 5 Plus с печью, при температурах 23, 100, 200, 300, 400 °С. Температуру на поверхности образца контролировали при помощи термопары. Скорость растяжения составляла 2 мм/мин.

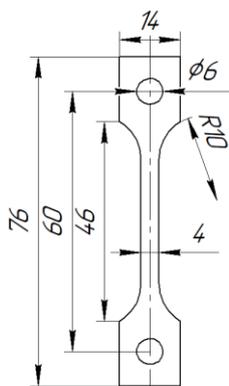


Рис. 1. Схема образца на растяжение

Сварку взрывом с прогревом проводили по параллельной схеме (рис. 2). Метаемой пластиной служил титан ВТ1-0, толщиной 5 мм, неподвижной – АМг5 с габаритами 200x80x4 мм. В качестве взрывчатого вещества использовали смесь аммонита 6ЖВ с песком; скорость точки контакта составляла 2135 м/с; скорость и угол соударения – 522 м/с и 14,04°; энергия, затра-

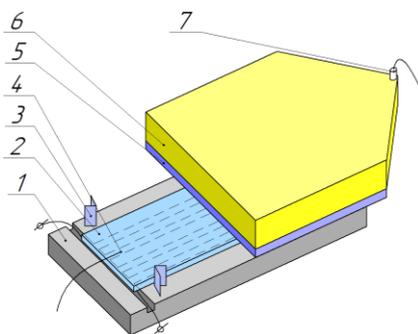


Рис. 2. Схема сварки с подогревом:
1 – основание; 2 – неподвижная пластина; 3 – зазор;
4 – термопара; 5 – метаемая пластина; 6 – заряд
взрывчатого вещества; 7 – детонатор

чиваемая на пластическую деформацию $W_2 = 0,82 \text{ МДж/м}^2$. Неподвижную пластину устанавливали на бетонное основание, в пазах которого находился нагревательный элемент из фехральной проволоки. Температуры нагрева составляли 200 и 300 °С, время нагрева – 1,5–2 минуты. Температуру на поверхности пластины контролировали при помощи термопары. Прямой контакт между неподвижной и метаемой пластиной отсутствовал, поэтому нагрев метаемой пластины не учитывался.

Результаты исследования механических свойств сплавов при повышенных температурах

На рис. 3 показана диаграмма условные напряжения – относительное удлинение, на которой кривые соответствуют различным температурам испытания на растяжение сплава АМг5. Ожидается, повышение температуры испытания сопровождалось снижением пределов прочности и текучести с увеличением относительного удлинения при разрыве. Кроме того, для исследуемых сплавов было отмечено наличие эффекта Портевена – Ле Шателье (рис. 3), связанного с неоднородностью протекания пластических деформаций и проявляющегося в виде осцилляций на кривой напряжения-деформации. При 23 °С эффект одинаково проявляется для всех сплавов – плавным увеличением амплитуды колебаний с увеличением степени пластических деформаций. При 100 °С для сплавов АМг5 и АМг6 этот эффект пропадает, в то время как для АМг2 и АМг3 при 100 °С он сохраняется и проявляет себя резким появлением осцилляций после достижения определенного уровня деформаций. В остальном характер кривых растяжения исследуемых сплавов не различался.

На рис. 4 обобщенно представлены свойства исследуемых сплавов в зависимости от температуры. При температуре 23 °С сплавы с различным содержанием магния имеют различный предел текучести и прочности при схожем относительном удлинении при разрыве 23–28 %. Повышение температуры испытаний до 100 °С сопровождается увеличением относительного удлинения при разрыве без значимого изменения величин предела текучести и прочности. При 200 °С предел текучести сплавов остается на прежнем уровне при одновременном снижении предела прочности и увеличении относительного удлинения. При температурах 300 и 400 °С для всех сплавов сильно снижаются пределы текучести и прочности и еще сильнее

увеличивается относительное удлинение. С повышением температуры до 300 °С разница в значениях пределов прочности и текучести для разных сплавов уменьшается, при 400 °С и вовсе исчезает.

Таким образом, на примере исследования механических свойств было показано, что предварительный подогрев АМг5 до 200 и 300 °С позволит существенно повысить пластические свойства сплава.

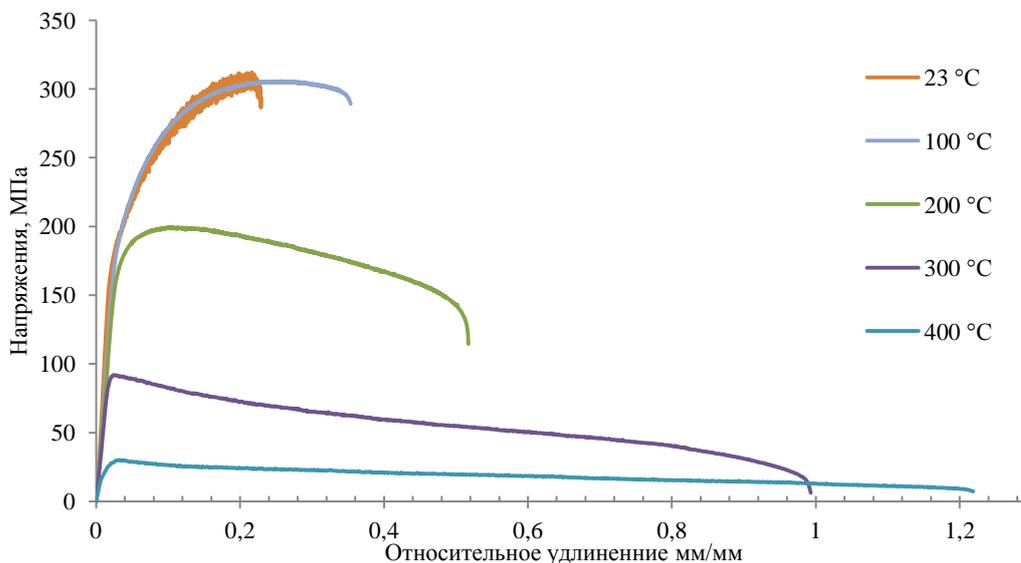


Рис. 3. Диаграмма условных напряжений растяжения АМг5 при различных температурах

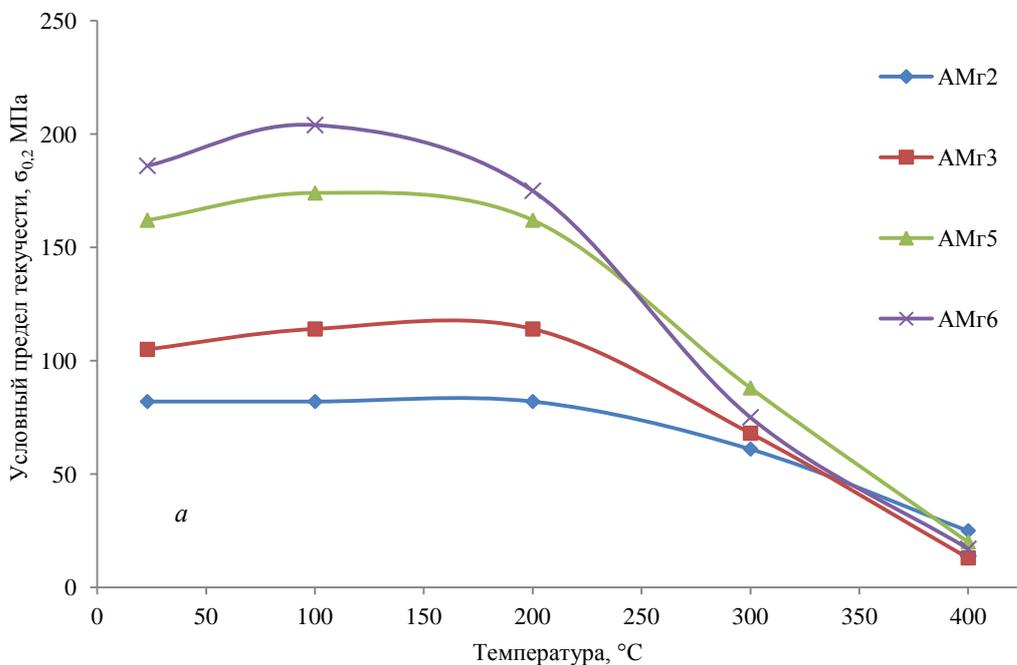


Рис. 4. Механические свойства алюминиево-магниевого сплавов в зависимости от температуры: *a* – условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа; *b* – предел прочности σ_b , МПа; *v* – относительное удлинение при разрыве, % (см. также на с. 86)

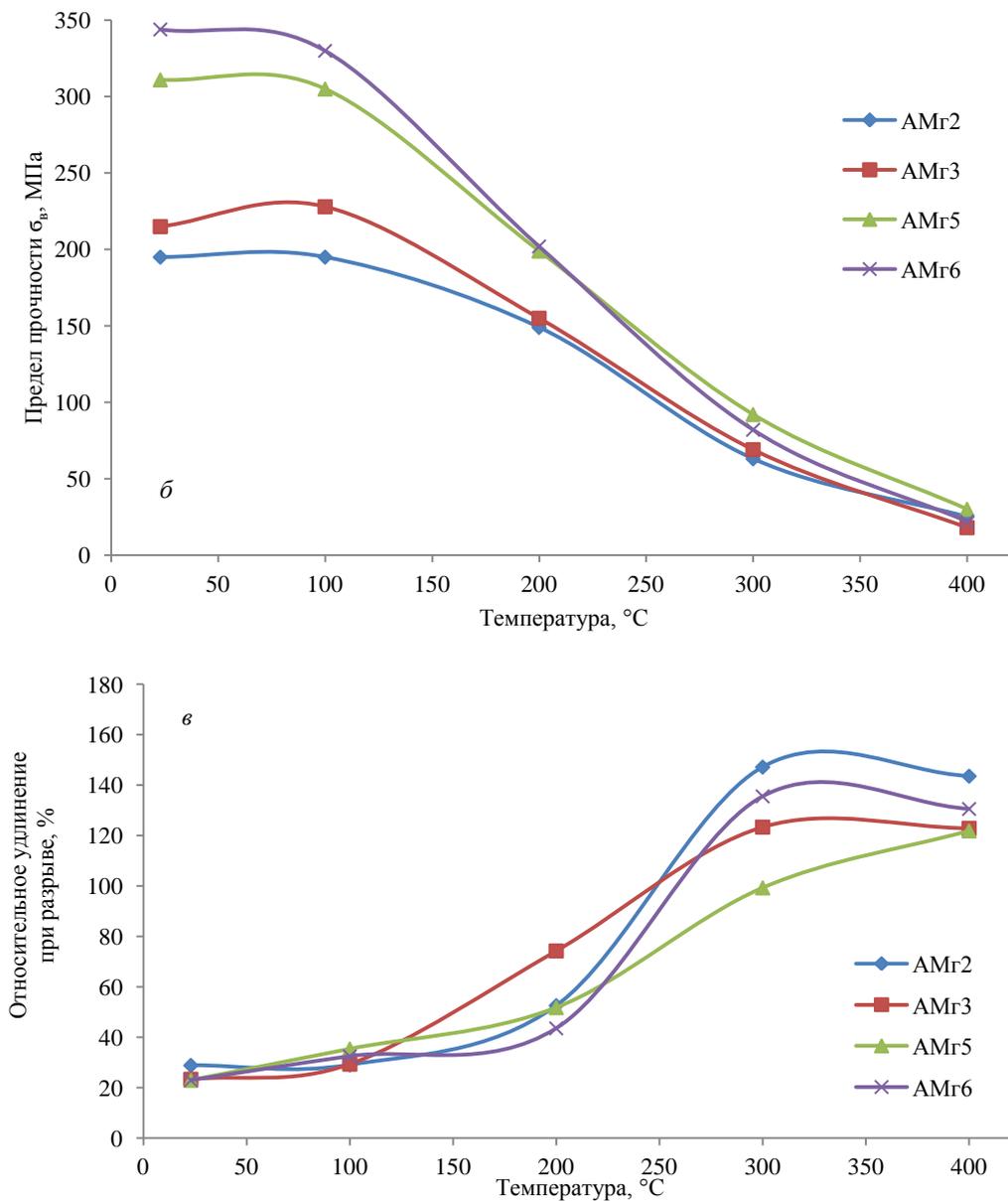


Рис. 4. Окончание

Сварка взрывом с предварительным подогревом AMg5

По результатам сварки взрывом с предварительным подогревом ВТ1-0+AMg5, образования соединения не произошло. Контрольное соединение, которое сваривали при аналогич-

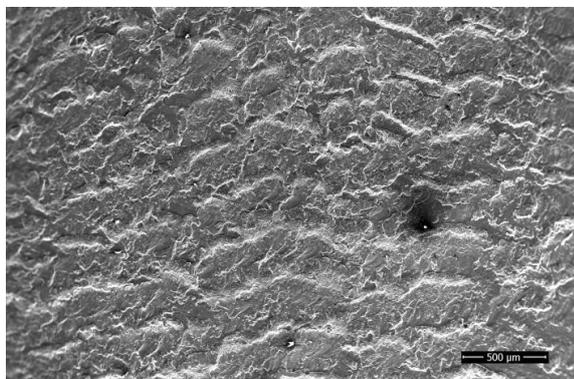
ных условиях, но без предварительного подогрева, сварилось частично (рис. 5). В зоне соединения сформировался волновой профиль размахом 40 и длиной 338 мкм, а средняя прочность на отрыв слоев составила 144 МПа.



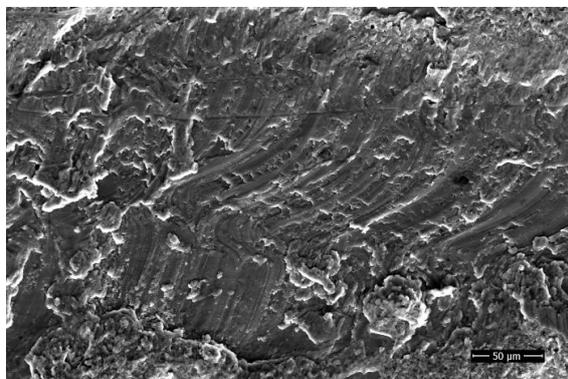
Рис. 5. Зона соединения контрольного образца

На рис. 6 показана поверхность зоны соединения расслоившейся части контрольного образца. Волновой профиль при взгляде сверху представляет собой чередующиеся поло-

сы различной высоты. В районе впадин волн на поверхности наблюдались бороздки, возникшие вследствие сдвиговых деформаций (рис. 6, б).



а



б

Рис. 6. Зона соединения контрольного образца со стороны АМг5 после расслоения:
а – общий вид; б – впадина волнового профиля

На поверхности подогретого до 200 °С АМг5 после соударения наблюдалась схожая картина волнового профиля (рис. 7). Длина волнового профиля, как среднее расстояние между вершинами волн составляла 422 мкм. Вблизи вершин волн наблюдались участки с ячеистой структурой, предположительно являющиеся оплавами (рис. 8), в пользу чего говорит наличие в них частиц с химическим составом, соответствующим интерметаллиду TiAl. Образование такой структуры, по всей видимости, произошло в результате отрыва металлической пластины в тот момент, когда оплав не успел кристаллизоваться.

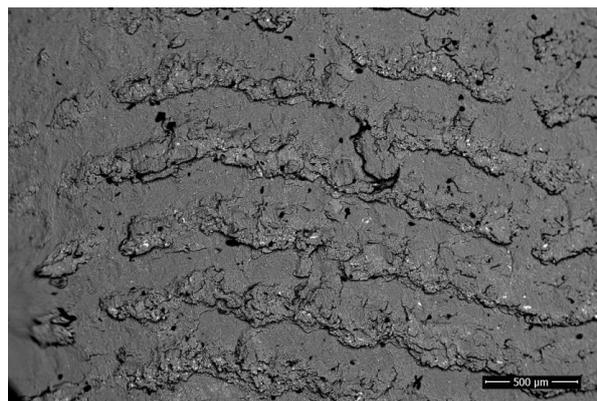
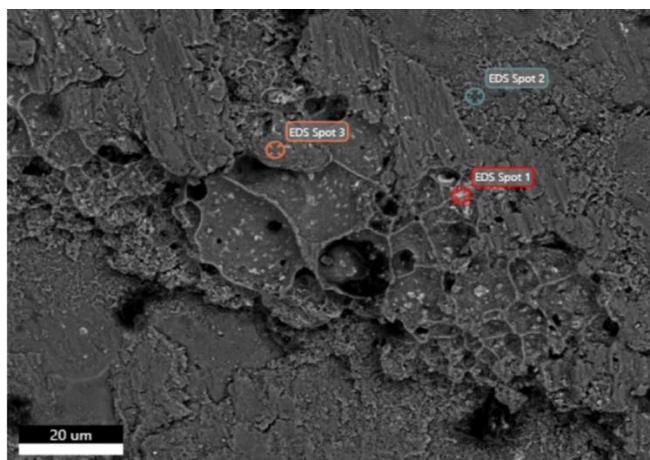


Рис. 7. Поверхность АМг5 после сварки с подогревом до 200 °С



EDS Spot 1				
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
MgK	2.24	3.48	1098.17	8.53
AlK	31.49	44.16	19656.28	5.89
TiK	66.28	52.36	30948.90	1.65
EDS Spot 2				
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
MgK	0.80	0.89	29.69	59.37
AlK	99.20	99.11	3636.65	1.77
EDS Spot 3				
Element	Weight %	Atomic %	Net Int.	Error %
MgK	6.27	6.98	6202.73	2.93
AlK	91.28	91.63	81656.83	2.54
TiK	2.46	1.39	1001.45	5.25

Рис. 8. Структура и химический состав оплавленного участка на поверхности АМг5 после сварки с подогревом до 200 °С

При подогреве до 300 °С на поверхности АМг5 после соударения также наблюдался волновой профиль (рис. 9). Длина волнового профиля была наибольшей и составляла 513 мкм, что в данном случае коррелирует с повышением пластических свойств материала в результате нагрева. Вблизи вершин волн слои материала формировали наплывы характерной формы (рис. 10), что также может свидетельствовать о крайне низком сопротивлении металла деформации в условиях нагрева. По результатам химического анализа частиц титана и интерметаллидов на поверхности АМг5 обнаружено не было.

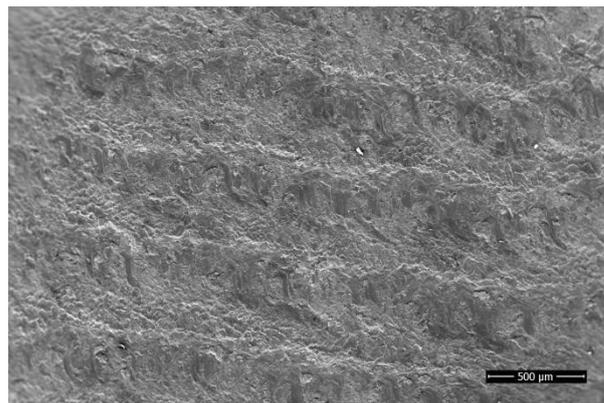


Рис. 9. Поверхность АМг5 после сварки с подогревом до 300 °С

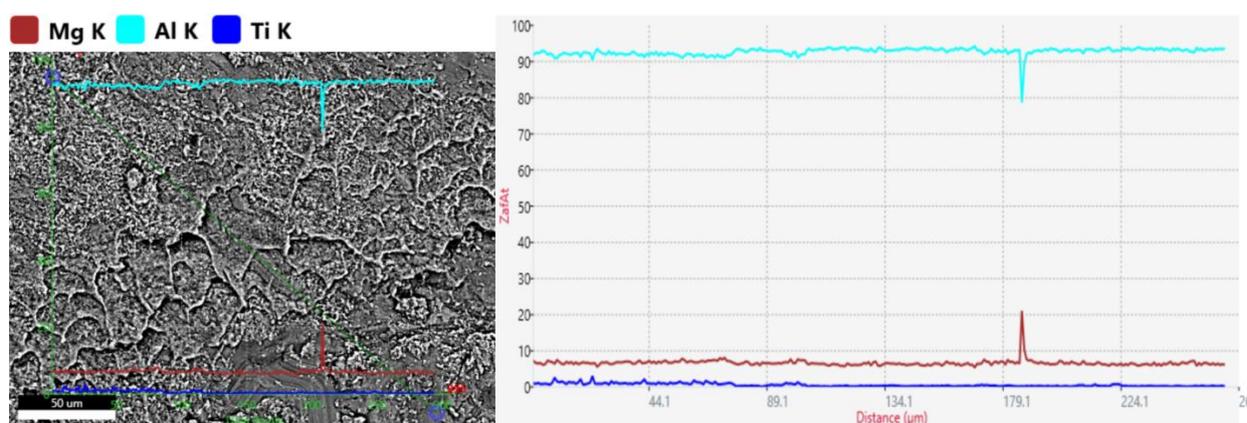


Рис. 10. Структура и химический состав поверхности АМг5 при сварке с подогревом до 300 °С

В качестве возможной причины отсутствия сварки титана с АМг5 при применении предварительного подогрева можно было бы привести действие остаточных напряжений, обусловленных большой разницей в коэффициентах линейного расширения материалов, и возникающих при выравнивании температуры после сварки. Предварительно нагретый АМг5 после образования соединения и остывания стремился бы уменьшить свои размеры, воспринимая растягивающие напряжения, что привело бы к появлению симметричных напряжений в титане, и разрушению по зоне соединения. В таком случае разрушение соединения произошло бы спустя некоторое после сварки, необходимое для выравнивания градиента температур. Однако, по результатам эксперимента метаемая пластина отделилась от неподвижной сразу после окончания сварки, о чем говорит структура оплавок на поверхности неподвижной пластины и расположение метаемой пластины после сварки. Поэтому наиболее вероятным объяснением представляется, что соединение разрушилось под действием волны разгрузки, что стало

возможным из-за термического разупрочнения АМг5, вызванного предварительным подогревом, нагревом от кумулятивной струи и тепловой выделившейся в ходе пластических деформаций. Таким образом, дополнительный нагрев алюминиевой пластины мог упростить достижение температуры, при которой наступает полное разупрочнение алюминиевого сплава.

Выводы

1. Показано, что нагрев алюминиево-магниевых сплавов серии АМг выше 100 °С сопровождается снижением предела прочности и ростом относительного удлинения при разрыве. В то же время при нагреве до 200 °С предел текучести сплавов серии АМг практически не изменяет своего значения.

2. При сварке взрывом ВТ1-0+АМг5 с предварительным подогревом АМг5 до 200 и 300 °С образования соединения не произошло. Полученные результаты позволяют сделать вывод о том, что разрушение соединения произошло под действием волны разгрузки вследствие термического разупрочнения алюминиево-магниевого сплава.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Carvalho G.H.S.F.L., Explosive welding of aluminium to stainless steel / G.H.S.F.L. Carvalho, I. Galvão, R. Mendes, R.M. Leal, A. Loureiro // Journal of Materials Processing Tech. 2018. Vol. 262. Pp. 340-349
2. Zhang T.T. Investigation of Interface Bonding Mechanism of an Explosively Welded Tri-Metal Titanium/Aluminum/Magnesium Plate by Nanoindentation / T.T. Zhang, W.X. Wang, J. Zhou, X.Q. Cao, Z.F. Yan, Y. Wei, W. Zhang // JOM. 2018. Vol. 70, Pp. 504–509
3. Elango, E., Saravanan, S., Raghukandan, K. Experimental and numerical studies on aluminum-stainless steel explosive cladding / E. Elango, S. Saravanan, K. Raghukandan // J. Cent. South Univ. 2020. Vol. 27. Pp. 1742–1753
4. Boroński D., Skibicki A., Maćkowiak P., Płaczek D.

Modeling and analysis of thin-walled Al/steel explosion welded transition joints for shipbuilding applications / D. Boroński, A. Skibicki, P. Maćkowiak, D. Płaczek // Marine Structures. 2020. Vol. 74.

5. Pouraliakbar H., Khalaj G., Jandaghi M. R., Fadaei A., Ghareh-Shiran M. K., Shim S. H., Hong S. I. Three-layered SS321/AA1050/AA5083 explosive welds: Effect of PWHT on the interface evolution and its mechanical strength / H. Pouraliakbar, G. Khalaj, M. R. Jandaghi, A. Fadaei, M. K. Ghareh-Shiran, S. H. Shim, S. I. Hong // International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2020. Vol. 188.

6. 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.

УДК 669.15-194

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-89-92

Р. М. Войтенко, Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, М. С. Никитин, А. А. Шуклин, М. В. Кириличев

**СТАТИСТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ВЫПЛАВКИ
СТАЛИ 08X18H10T НА УСЛОВИЯ РАЗЛИВАЕМОСТИ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru.

В работе рассматриваются вопросы, связанные с проблемой «зарастания» разливочных стаканов при разливке нержавеющей марки сталей на непрерывнолитых установках, что существенно снижает их производительность. На основании краткого обзора литературных источников приводится анализ возможных причин этого явления, которые сводятся, в основном, к образованию алюминатов и сульфидов, активно участвующих в процессах отложения. Проведена статистическая оценка влияния химического состава и окисленности стали 08X18H10T на условия ее разливаемости. Показано, что увеличение концентрации алюминия и титана приводит к образованию нитридов титана на поверхности алюминатов и отложению их на стенках разливочного стакана.

Ключевые слова: сталь, непрерывная разливка, неметаллические включения, модифицирование, разливаемость, глинозем, алюминаты, сульфиды, корреляционный анализ.

R. M. Voitenko, N. A. Zyuban, D. V. Ruckii, M. S. Nikitin, A. A. Shuklin, M. V. Kirilichev

**STATISTICAL EVALUATION OF THE INFLUENCE OF 08X18H10T STEEL SMELTING
PARAMETERS ON THE CONDITIONS OF LIQUID METAL SPILLABILITY**

Volgograd State Technical University

The paper discusses issues related to the problem of "overgrowth" of pouring glasses when casting stainless steel grades on continuously cast installations, which significantly reduces their productivity. Based on a brief review of the literature, an analysis of the possible causes of this phenomenon is given, which are mainly reduced to the formation of aluminates and sulfides actively involved in the deposition processes. A statistical assessment of the influence of the chemical composition and oxidation of 08X18H10T steel on the conditions of its bottling was carried out. It is shown that an increase in the concentration of aluminum and titanium leads to the formation of titanium nitrides on the surface of aluminates and their deposition on the walls of the filling cup

Keywords: steel, continuous casting, nonmetallic inclusions, modification, spillability, alumina, aluminates, sulfides, correlation analysis

В 2019 году на предприятии АО «Волжский трубный завод» была поставлена задача по освоению технологии выплавки аустенитных нержавеющей марки сталей с целью ухода от использования покупной заготовки, применяемой

при производстве труб и, как факт, снижения себестоимости получаемой продукции.

Сложностью, с которой столкнулись специалисты, явилось отсутствие в ЭСПЦ необходимого для обезуглероживания металла оборуду-

дования (Установки VOD/AOD). Данный факт, обусловил дальнейшее направление разработки технологии в сторону классической выплавки стали методом переплава отходов с применением продувки кислородом.

Данный способ подразумевает расплавление высоколегированных отходов с повышенным содержанием хрома, для получения низкоуглеродистого продукта с содержанием хрома в пределах 10–14 %. Дальнейшую доводку химического состава на агрегатах внепечной обработки, рафинирование стали на вакууматоре, выпуск металла в промежуточный ковш и последующая разливка на машине непрерывной разливки стали.

Основной проблемой, в ходе производства первых опытных плавок, явилась проблема затягивания сталеразливочных стаканов при разливке стали, приводящая к неизбежному снижению скорости разливки, поочередному закрытию ручьев и как следствие прекращению выпуска стали.

Данной тематике посвящено множество публикаций и исследований, как отечественных, так и зарубежных, с изложением различных подходов по решению данной проблемы. Используется ввод аргона в стопоры и дозаторы, применяют металлопроводку, препятствующую окислению металла и др. мероприятия [1]. В работе [2] показано, что свыше 60 % включений на внутренней поверхности проводок составляет глинозем, а также оксид кальция и оксид магния. В общем виде состав отложений можно представить следующими фазами – Al_2O_3 , $CaO \cdot 2Al_2O_3$, $CaO \cdot 6Al_2O_3$, $MgO \cdot Al_2O_3$, а также CaS [3].

Основной причиной образования отложений на внутренней поверхности разливочных устройств является раскисление алюминием и его вторичное окисление на различных этапах плавки. В компании Voest Alpine Stahl GmbH для уменьшения зарастания металлопроводящего тракта используют технологию оптимизации содержания титана в стали. Рост содержания фосфора и титана изменяет поверхностное натяжение, что приводит к увеличению количества и размера мелких оксидов и росту их склонности к отложению [4]. При относительно небольшом содержании алюминия в металле (около 0,002 %), но более высоком средстве к кислороду по сравнению с кремнием, в металле происходит интенсивное образование третичных включений глинозема, что негативно влияет на разливаемость стали. С целью

снижения отрицательного влияния алюминия в расплав вводят кальций в порошковой проволоке. При этом происходит модифицирование тугоплавких включений глинозема в легкоплавкие. Для выполнения этих условий оптимальное отношение содержания кальция к содержанию алюминия должно составлять около 0,14 [5].

В работе [6] показано, что наилучшая разливаемость обеспечивается при соотношении содержания кальция к алюминию более 0,1. Также было отмечено, что наряду с глиноземом при вводе кальция могут образовываться включения CaS , что в еще большей степени ухудшает условия разливки. При производстве сталей с регламентированным содержанием серы выше 0,025 %, а алюминия 0,020...0,040 % условия для разливаемости стали становятся неблагоприятными.

Таким образом, улучшение разливаемости стали при получении непрерывнолитых заготовок является актуальной проблемой, решение которой связано как с качеством металлопродукции, так и с повышением производительности.

Особую остроту эта проблема приобретает при производстве нержавеющей сталей, так как большое количество содержащихся в них химических элементов может способствовать неконтролируемому процессу формирования неметаллических включений и их соединений, имеющих склонность к отложению на внутренней поверхности разливочных каналов.

Для выявления причин затягивания сталеразливочных стаканов была проведена комплексная статистическая обработка данных, полученных при выплавке непрерывнолитых заготовок из стали марки 08X18N10T с целью установления значимых связей, оказывающих влияние на зарастание стакана и определение дальнейших путей улучшения условий разливаемости стали.

Методика проведения исследования

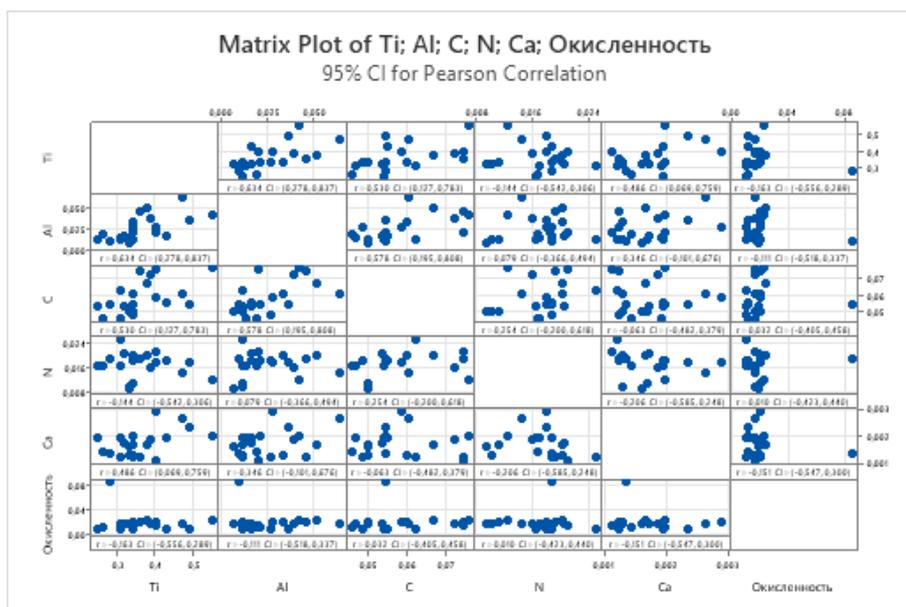
Массив данных включал 21 плавку стали марки 08X18N10T, выплавленной в условия ЭСПЦ АО «ВТЗ». Определение связей между химическим составом и окисленностью металла осуществлялось путем применения парного корреляционного анализа, характеризующего тесноту связи рассматриваемых наборов факторов с исследуемым признаком, или, иначе, оценку тесноты совместного влияния факторов на результат.

Известно, что зарастание сталеразливочно-го стакана происходит в результате осаждения на его стенках смеси металла с неметаллической фазой, представленной алуминатами, сульфидами нитридами. В связи с этим, в качестве исходных факторов принимали содержание С, Al, Ti, Ca, N и окисленность расплава в выплавленном металле.

Для оценки наличия связей был выбран

наиболее распространенный коэффициент линейной корреляции прямой или обратной зависимости между исследуемыми величинами. Доверительный интервал был принят 95 %. Обработка данных осуществлялась при помощи пакета программ для обработки статистических данных MiniTab®.

Результаты обработки представлены на рисунке.



Correlations

	Ti	Al	C	N	Ca
Al	0,634				
C	0,530	0,578			
N	-0,144	0,079	0,254		
Ca	0,486	0,346	-0,063	-0,206	
Окисленность	-0,163	-0,111	0,032	0,010	-0,151

Pairwise Pearson Correlations

Sample 1	Sample 2	N	Correlation	95% CI for ρ	P-Value
Al	Ti	21	0,634	(0,278; 0,837)	0,002
C	Ti	21	0,530	(0,127; 0,783)	0,013
N	Ti	21	-0,144	(-0,542; 0,306)	0,532
Ca	Ti	21	0,486	(0,069; 0,759)	0,026
Окисленность	Ti	21	-0,163	(-0,556; 0,289)	0,480
C	Al	21	0,578	(0,195; 0,808)	0,006
N	Al	21	0,079	(-0,366; 0,494)	0,735
Ca	Al	21	0,346	(-0,101; 0,676)	0,125
Окисленность	Al	21	-0,111	(-0,518; 0,337)	0,632
N	C	21	0,254	(-0,200; 0,618)	0,267
Ca	C	21	-0,063	(-0,482; 0,379)	0,785
Окисленность	C	21	0,032	(-0,405; 0,458)	0,890
Ca	N	21	-0,206	(-0,585; 0,248)	0,371
Окисленность	N	21	0,010	(-0,423; 0,440)	0,966
Окисленность	Ca	21	-0,151	(-0,547; 0,300)	0,512

Корреляционный анализ С, Al, Ti, Ca, N и окисленности в выплавленных плавках

Анализ полученных результатов

Анализируя полученный матричный график (см. рис.), можно сказать о наличии корреляционных связей между исследуемыми параметрами.

Установлено наличие средней прямой связи между содержанием углерода и титана в стали, что объясняется требованиями ГОСТ по хими-

ческому составу, согласно которому должно выполняться условие: $Ti = C \cdot 5$.

Прямая связь алюминия к титану (Ti-Al) объясняется большим сродством титана к азоту по сравнению с алюминием, в связи с чем образуются нитриды титана (обратная связь Ti-N), а также их совместным влиянием на снижение

концентрации кислорода в стали, о чем говорит обратная связь (Окисленность-Ti/Al).

Известно, что алюминий при выплавке сталей используется как раскислитель, добавляемый после продувки с целью снижения содержания азота и кислорода в стали. Негативное влияние алюминия выражается в образовании алюминатов краугольной формы, отрицательно влияющих на разливаемость стали за счет осаждения НВ на стенках, что приводит к зарастанию сталеразливочного стакана.

С целью снижения образования недеформируемых НВ грубой формы проводится их модифицирование кальцийсодержащими материалами. В результате происходит глобуляризация и частичный переход НВ в шлак. Все это способствует как повышению чистоты металла, так и уменьшению количества НВ, участвующих в процессе отложения на стенках разливочного стакана.

Для обеспечения минимального отрицательного влияния включений на качество стали должно поддерживаться определенное отношение Ca /Al. Данный факт подтверждается результатами статистической обработки (Прямая связь Al-Ca).

Таким образом, исходя из анализа корреляционных связей, возможными проблемами затягивания стаканов при разливке могут быть:

- увеличение концентрации алюминия и титана, в связи с образованием зародышей TiN на включениях алюминатов Al_nO_m , осаждаемых на стенках стакана;

- высокое значение отношения содержаний кальция к алюминию, приводящее к уменьшению положительного влияния на качество НВ,

выраженное в уменьшении доли хрупких силикатов при росте недеформируемых.

Выводы

Статистическая обработка данных показала наличие связей между химическим составом. Установлены возможные причины зарастания сталеразливочных стаканов путем установления прямых связей между титаном и алюминием, алюминием и кальцием, углеродом и алюминием.

Обработка данных позволила определить дальнейший путь решения проблемы, направленный на улучшение внепечной обработки и вакуумной дегазации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Смирнов, А. Н.* Непрерывная разливка стали / А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, Е. В. Штепан. – Алчевск: ДонДТУ, 2010. – 520 с.
2. *Гаук, Ф.* Износ погружных стаканов и образование отложений глинозема при непрерывной разливке стали / Ф. Гаук, Ю. Петшке // Огнеупоры для МНЛЗ: труды конференции. – М.: Metallurgia, 1986. – С. 62-75.
3. *Pfyl A.* Operation of a 3-plate tundish gate for slab casters with non-stop SNchange at ISPAT Mexicana in Lazaro Cardenas / Mexico Pfyl A., Fernandez J., Nieto J // Proceedings 3rd European Conference of Continuous Casting. MadridSpain, October 20-23, 1998. – Madrid: 1998. – P.667-667.
4. *Божесков, А. Н.* Исследование и совершенствование технологии внепечной обработки и непрерывной разливки стали с нормируемым нижним пределом содержания алюминия и серы с целью повышения ее разливаемости. Диссертация к.т.н., Москва-2019, 136 с.
5. *Sader, M.* Inclusion growth and removal in Gas-Stirred ladles / M. Sader, P. Fonsson, L. Sonsson // Steel Research Int. – 2004. – Vol. 75. – No. 2. – P. 128–136.
6. *Тенсхоф, Г. К.* Металлургический эффект, достигаемый при обработке кальцием стали на МНЛЗ / Г. К. Тенсхоф, В. Кестнер, Р. Шнайт // Черные металлы. – 2007. – № 8. – С. 28–35.
7. *Хо, Б.* Повышение степени чистоты стали при непрерывной разливке / Хо Б., Якоби Х., Вимер Х.-А., Вюнненберг К. // Черные металлы. – 1989. – № 2. – С. 22–29.

УДК 621.785.6:669.15-194.56

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-6-265-92-97

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

ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 12Х17Г9АН4 – Ш В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

Основным требованием к прокату из нержавеющей аустенитных сталей являются коррозионная стойкость и хорошие пластические свойства. Технологические операции при производстве листового проката из коррозионностойких сталей аустенитного класса выбираются таким образом, чтобы обеспечить максимальную стойкость против коррозии, а пластические свойства обеспечиваются однородной однофазной аустенитной структурой.

Для обеспечения максимальной коррозионной стойкости хром, входящий в состав стали, должен быть растворен в аустените. Недостаточно быстрое охлаждение при закалке может привести к выделению карбидов хрома и уменьшению стойкости к межкристаллитной коррозии.

Проведено исследование влияния сред охлаждения (воздух, вода) при закалке тонколистового проката из коррозионностойкой стали 12Х17Г9АН4 – Ш. Проведен рентгенофазовый структурный анализ, исследованы микроструктура и микротвердость стали. С помощью химического анализа было оценено распределение легирующих элементов по сечению аустенитных зерен.

Полученные результаты показали, что охлаждение на воздухе тонколистового проката из коррозионно-стойкой стали 12Х17Г9АН4 – Ш не способствовало перераспределению хрома в структуре, и как следствие выделению карбидов хрома, снижающих коррозионную стойкость, но привело к выделению феррита. Полученная двухфазная аустенито-ферритная структура может привести к снижению технологического свойства – пластичности.

Ключевые слова: микроструктура, микротвердость, легированный аустенит, межкристаллитная коррозия, карбиды, химический анализ, аустенитная сталь, σ -фаза, «двойники», феррит, дифрактограмма.

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

CHANGES IN THE MICROSTRUCTURE OF RATE12Cr17Mn9NNi4 – SH STEEL DEPENDING ON THE COOLING

Volgograd State Technical University

The main requirement for rolled products from austenitic stainless steels is corrosion resistance and good plastic properties. Technological operations in the production of sheet metal from corrosion-resistant austenitic steels are selected in such a way as to provide maximum resistance to corrosion, and plastic properties are provided by a homogeneous single-phase austenitic structure.

To ensure maximum corrosion resistance, chromium, which is part of the steel, must be dissolved in austenite. Insufficiently rapid cooling during quenching can lead to the precipitation of chromium carbides and a decrease in resistance to intergranular corrosion.

A study of the influence of cooling media (air, water) during hardening of thin-sheet rolled products from corrosion-resistant steel 12Kh17G9AN4 - Sh was carried out. X-ray phase structural analysis was carried out, the microstructure and microhardness of steel were studied. Using chemical analysis, the distribution of alloying elements over the cross section of austenite grains was evaluated.

The obtained results showed that air cooling of thin-sheet rolled products from corrosion-resistant steel 12Cr17Mn9NNi4 – SH did not contribute to the redistribution of chromium in the structure, and as a result, the release of chromium carbides, which reduce corrosion resistance, but led to the release of ferrite. The resulting two-phase austenite-ferrite structure can lead to a decrease in the technological property - ductility.

Keywords: microstructure, microhardness, alloyed austenite, intergranular corrosion, carbides, chemical analysis, austenitic steel, σ -phase, "twins", ferrite, diffraction pattern.

В настоящее время листовой прокат из нержавеющей сталей аустенитного класса востребован и широко используются в различных областях промышленности и народного хозяйства. Он применяется для изготовления сварных конструкций, изделий авиационной и пищевой промышленности, а также других отраслях. Аустенитный класс сталей характеризуется достаточно высоким содержанием легирующих элементов (хром, никель), расширяющих область существования аустенита, вплоть до комнатной температуры [1].

Основным требованием к прокату данного типа является коррозионная стойкость и хорошие пластические свойства. При недостаточном быстром охлаждении в процессе закалки из аустенита могут выделиться карбиды хрома, что приведет к снижению стойкости против межкристаллитной коррозии. [2–4]

В ходе проведения исследования рассматривались различные способы охлаждения при

закалке тонколистового проката аустенитной нержавеющей стали 12Х17Г9АН4 – Ш.

Материалы и методика эксперимента

Исследование проводилось на образцах стали 12Х17Г9АН4 – Ш, вырезанных из холоднокатаного листа толщиной 1 мм, после термической обработки. Химический состав образцов представлен в табл. 1, а режимы термообработки представлены в табл. 2. После закалки листы подвергались правке и травлению.

Рентгенофазовый анализ проводился на рентгеновском дифрактометре BrukerD8 Advance в излучении медного анода.

Анализ дифрактограмм и расшифровка фазового состава проводилась с помощью программного обеспечения к дифрактометру DiffracEVA (версия 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных PowderDiffractionFile – 2 (TheInternationalCenterforDiffractionData).

Таблица 1

Химический состав образцов

Массовая доля элементов, %											
C	Cr	Mn	Ni	N	Si	Mo	Ti	V	W	S	P
0,084	17,7	9,2	4,28	0,22	0,5	0,06	0,006	0,04	0,05	0,008	0,027

Режимы термической обработки исследуемых образцов

№ образца	Режим термической обработки
1	Нагрев до температуры 1100 °С и охлаждение на воздухе с применением азраторов, до правки и травления
2	Нагрев до температуры 1100 °С и охлаждение на воздухе с применением азраторов, после правки и травления
3	Нагрев до температуры 1100 °С и охлаждение в воде под двусторонним душем, до правки и травления
4	Нагрев до температуры 1100 °С и охлаждение в воде под двусторонним душем, после правки и травления
5	Исходный образец до термообработки
6	Исходный образец после отжига с температуры 900 °С и охлаждение с печью

Исследование микроструктуры проводилось на микроскопе LeicaDMi8, после электролитического травления полированных образцов в 10 %-ном водном растворе щавелевой кислоты при увеличении 200 и 500 крат и на электронном сканирующем микроскопе FEI Versa 3D. Было проведено окрашивание феррита реактивом Мураками.

Определение химического состава проводили методом EDS анализа на электронном сканирующем микроскопе FEI Versa 3D.

Микротвердость всех исследуемых образцов измерялась согласно ГОСТ 9450–76 на микротвердомере ЛОМО ПМТ – 3 с нагрузкой 100 граммов. [5] Был проведен статистический анализ результатов измерения микротвердости.

Результаты и их обсуждение

По мнению авторов [6] определяющее значение для изделий, работающих в агрессивных средах, имеет режим термической обработки, который должен обеспечить формирование

мелкозернистой и однородной структуры, а также подавлять выделение избыточных фаз, способствующих образованию трещин при деформации стали.

В работах [7; 8] был исследован фазовый состав аустенитных сталей, содержащих такое же количество аустенитообразующих элементов – марганца и никеля, и показано, что при содержании азота 0,4 % (в исследуемой стали – 0,22 %) в стали возможно выделение феррита.

Авторы [7; 9] отмечают, что в структуре аустенитной стали возможно выделение δ -феррита и σ -фазы после выдержки при 600–800 °С или закалки от 1100 °С и старения при 300–500 °С. При этом σ -фаза располагается в основном на границах зерен аустенита, а частицы δ -феррита – как внутри зерен аустенита, так и на границах зерен аустенита и двойников.

Рентгенофазовый анализ образцов показал, что дифрактограммы 2, 3, 4-го образцов (рис. 1, а) практически идентичны, и соответствуют структурной составляющей – аустениту.

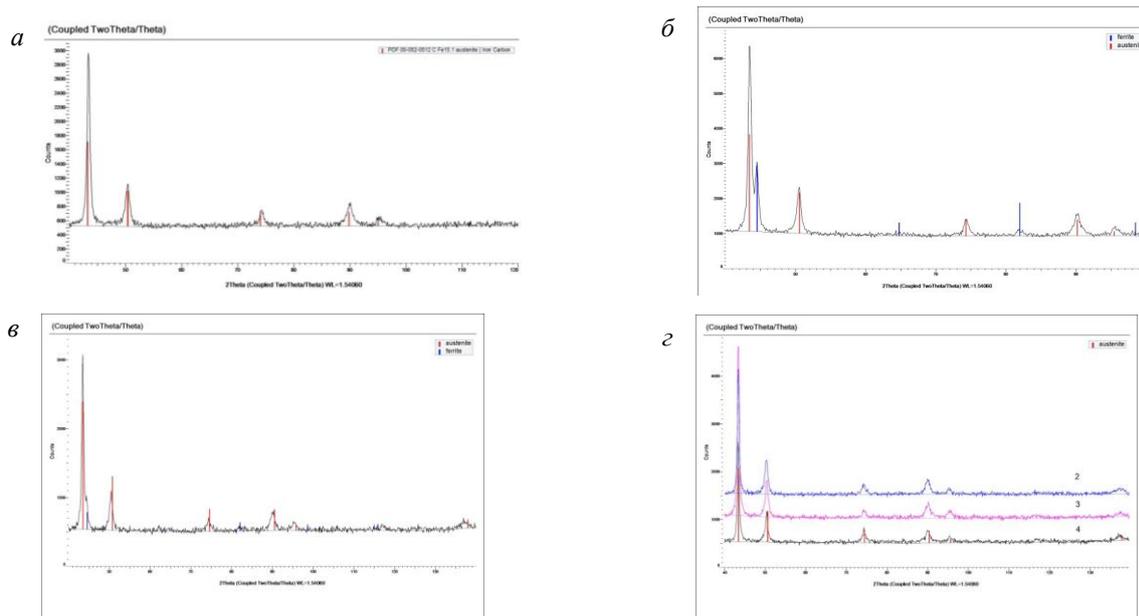


Рис. 1. Дифрактограммы исследуемых образцов:
а – образец № 5; б – образец № 6; в – образец № 1; г – образцы № 2–4

При рентгеноструктурном анализе в структуре первого и шестого образцов был обнаружен феррит (рис. 1, б, в), причем в шестом образце его количество заметно больше.

Присутствие феррита, вероятнее всего, связано со снижением концентрации азота, находящегося в твердом растворе и образованием фаз, содержащих азот. В подобных сталях происходит выделение σ -фазы при медленном охлаждении и комплексного карбида хрома, в состав которого входит марганец, что в свою очередь уменьшает количество марганца в твердом растворе, стабилизирующего аустенит [6; 7]. Подобные структурные изменения привели к значительному выделению феррита в шестом образце (рис. 1, б).



Рис. 2. Микроструктура образца № 1 с окрашенным ферритом, x200

При исследовании первого образца в структуре был обнаружен феррит (рис. 2), который окрасился в коричневый цвет.

Микроструктура всех образцов представляет собой аустенитные зерна с полигональными границами с большим количеством «двойников» (рис. 3). Наличие последних объясняется предыдущей холодной обработкой давлением – прокаткой и правкой листов.

Разнозернистость не наблюдается, как в образцах, охлажденных на воздухе, так и образцах охлажденных в воде по сравнению с образцом до термообработки. По границам зерен не выявлено выпадение карбидов хрома (рис. 3, б–д).

Разнозернистость не наблюдается, как в образцах, охлажденных на воздухе, так и образцах охлажденных в воде по сравнению с образцом до термообработки. По границам зерен не выявлено выпадение карбидов хрома (рис. 3, б–д).

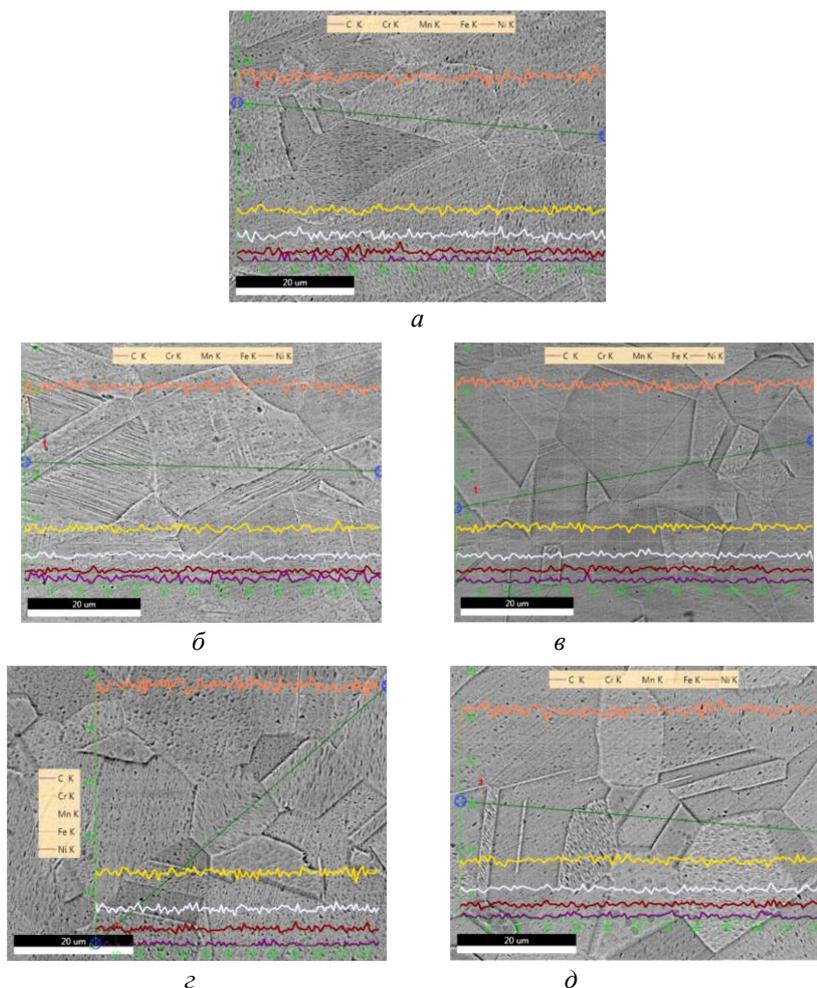


Рис. 3. Распределение химических элементов в микроструктуре образцов: а – образец № 5; б – образец № 1; в – образец № 2; г – образец № 3; д – образец № 4

Исследование химического состава стали показало, что все химические элементы равномерно распределены по сечению аустенитных зерен (рис. 3). Ни у одного из образцов не наблюдается резкого повышения или снижения концентрации легирующих элементов внутри зерен и по их границам. Хром, независимо от скорости охлаждения, входит в состав твердого раствора аустенита, а не образует карбидов. Такое распределение хрома в структуре металла обеспечивает максимальную коррозионную стойкость и снижает склонность к межкристаллитной коррозии [10–12].

Изучение микротвердости показало, что ее

средние значения для первого и второго образцов практически не отличаются от исходного, а третьего и четвертого образца незначительно снизились (табл. 3). Среднее значение микротвердости образцов демонстрируют ее колебания в пределах одной структурной составляющей – легированного аустенита.

В связи с разбросом значений микротвердости внутри замеров одного образца был проведен статистический анализ [13]. Для значений микротвердости каждого образца были рассчитаны дисперсия, среднее квадратическое отклонение и коэффициент вариации. Результаты статической обработки данных представлены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты статистической обработки данных

№ образца	Среднее значение микротвердости, HV	Дисперсия D[X]	Среднее квадратическое отклонение σ	Коэффициент вариации V, %
1	319	273,89	16,54	5,18
2	303	118,02	10,86	3,58
3	262	580,37	24,09	9,18
4	276	350,90	18,73	6,78
5	309	564,48	23,75	7,69

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

Максимальный коэффициент вариации наблюдается в образцах после охлаждения в воде, что связано с термическими напряжениями, возникающими в процессе охлаждения, а минимальный – у образцов после более медленного охлаждения на воздухе. У исходного образца после холодной пластической деформации коэффициент вариации достаточно высокий.

Выводы

1. У всех исследованных образцов однородная микроструктура, состоящая из аустенитных зерен с небольшим количеством «двойников». В первом образце обнаружен феррит, равномерно распределенный по сечению.

Распределение легирующих элементов равномерно по сечению всех исследуемых образцов и выделение карбидов хрома по границам зерен не наблюдается.

2. Дифрактографический анализ показал увеличение количества феррита в исходном отожженном образце, что связано с структурными изменениями, происходящими при длительном

нахождения образца при повышенной температуре: обеднением твердого раствора аустенитно-образующими элементами – азотом и марганцем в связи с образованием нитридов хрома, карбидов хрома, содержащих марганец, σ -фазы и других фаз. Микротвердость исследуемых образцов соответствует легированному аустениту.

3. Таким образом, охлаждение на воздухе тонколистового проката из коррозионно-стойкой стали 12X17Г9АН4 – Ш не способствовало перераспределению хрома в структуре, и как следствие, выделению карбидов хрома, снижающих коррозионную стойкость, но привело к выделению феррита. Полученная двухфазная аустенито-ферритная структура может привести к снижению технологического свойства – пластичности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гольдштейн, М. И. Специальные стали : учеб. для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – Москва : Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Rogotovskiy A.N., Petkov Rumen, Kravchenko T.V. On the problem of liquation of alloying elements in the structure of single-phase austenitic steel / A.N. Rogotovskiy, Rumen Petkov, T.V. Kravchenko // Journal of Chemical Technology and Metallurgy / 50 / 6 – 2015 – 581-584.

3. *David O. Sapiro*. The effects of alloy chemistry on localized corrosion of austenitic stainless steels / David O. Sapiro. // Carnegie Mellon University Pittsburgh, PA, September 2017.
4. *Mantsaye S. Raseroka*. Controlled chloride cracking of austenitic stainless steel / Mantsaye S. Raseroka // University of Pretoria, Pretoria, November 2008
5. ГОСТ 9450–76 Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников. Введ. 01.01.1977 Москва Издательство стандартов, 1993. – 30 с.
6. *Bannykh I.O., Bocharova I.O., Zvereva T.N.* Specific features of structure formation in high-nitrogen austenitic steels in quenching / I.O. Bannykh, I O. Bocharova, T.N. Zvereva // Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science - Russian Academy of Sciences – 2011.
7. *Банных, И. О.* Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов : специальность 05.16.01 «Металловедческие основы создания многофункциональных высокоазотистых сталей аустенитного класса» : автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук / Банных Игорь Олегович ; Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Институт металлургии и материаловедения имени А. А. Байкова Российской академии наук» (ИМЕТ РАН) - Москва, 2020 - 45 с. - Библиогр.: с. 41-45. - Место защиты: ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» (МАИ). - Текст : непосредственный.
8. *Блинов, В. М.* Исследование структуры литой высокопрочной коррозионно-стойкой аустенитной стали типа 05X20AG10H3MФ, содержащей 0,40 и 0,53% азота / В.М. Блинов, И. О. Банных, С. Я. Бецоффен, М. С. Ходыев, Е. В. Блинов // Металлы. 2010. № 1. С. 33-38.
9. *Березовская, В. В.* Влияние термической обработки на структуру высокоазотистых аустенитных коррозионно-стойких сталей 04X22AG17H8M2Ф и 07X20AG9H8MФ / В. В. Березовская, М. В. Костина, Е. В. Блинов, В. Е. Боброва, И. О. Банных // Металлы. 2009. № 2. С. 61-76
10. *Башнин, Ю. А.* Технология термической обработки : учеб. для вузов / Ю. А. Башнин, Б. К. Ушаков, А. Г. Секей. – Москва : Металлургия, 1986. – 424 с.
11. *Меркушкин, Е. А.* Взаимосвязь между потенциалом питтинговой коррозии и химическим составом аустенитных нержавеющей сталей, легированных азотом / Е. А. Меркушкин, В. В. Березовская // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки / Т. 21, вып. 3, 2016 – 1160-1163 с.
12. *Яковицкая, М. В.* Повышение работоспособности аустенитных коррозионно-стойких хромоникелевых сталей для высокотемпературных технологических систем энергетических установок // М. В. Яковицкая // Интернет-журнал «Науковедение» / №1, 2013 – 9 с.
13. *Мельниченко, А. С.* Статистический анализ в металлургии и материаловедении / А. С. Мельниченко. – М.: МИСиС, 2009. – 268 с.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна **АРИСОВА**

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

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

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

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

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

Темплан 2022 г. Поз. № 5ж. Дата выхода в свет 17.06.2022 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,63. Уч.-изд. л. 11,29.
Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 263.

Отпечатано в типографии Издательства ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, просп. 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.