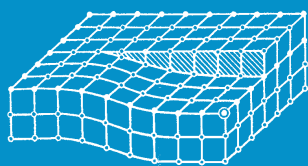


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 2 (273)
2023

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)
тел.: 8-960-893-73-96

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала по каталогу
«Пресса России» – 80811
[https://www.pressa-
rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/](https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/)

Тел. издательства ВолгГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

№ 2 (273)

Февраль 2023

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*

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 Federation, D. Sc. (Engineering), Prof.

Burenin A. A., Corresponding Member of RAS, Dr. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), (Institute of Machinery and Metallurgy of the FEB RAS, Komsomolsk-on-Amur)

Pustovoit V. N., D. Sc. (Engineering), Honored Scientist of the Russian Federation, 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 Material 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 magazine according to the united catalog
«Press of Russia» – 80811.
https://www.pressa-rf.ru/cat/1/edition/y_e80811/

Tel. Of VSTU editorial office:

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

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 2 (273)
February
2023

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

- Абраменко С. А. 19
Агафонова Г. В. 32
Адаменко Н. А. 32
Арисова В. Н. 22, 77
Бадиков К. А. 62
Барышников А. А. 62
Богданов А. И. 7, 11, 22, 77
Годенко А. Е. 44
Губаревич Г. П. 83, 88
Гуревич Л. М. 22, 37, 69, 77
Дробот Л. Ю. 32
Евчиц Р. Д. 11
Жуков Б. А. 44
Казанкин В. А. 56
Казанкина Е. Н. 56
Камалов Э. Р. 7, 11
Костюков В. А. 56
Крохалев А. В. 26
Кузнецов С. А. 15, 19, 37
Кузьмин С. В. 26
Кулевич В. П. 7, 11, 15, 19
Липатов Е. Ю. 44
Лысак В. И. 26
Матлин М. М. 56, 66
Молодцова И. А. 32
Нотов И. В. 59, 66
Попов А. В. 59, 66
Проничев Д. В. 15
Разуваев М. А. 7
Рзаев Р. А. 69
Рожнов А. А. 59
Савкин А. Н. 62
Савченко А. В. 83, 88
Седов А. А. 62
Слаутин О. В. 15, 19, 37
Соколенко И. А. 15
Терпугов Н. В. 11
Тимофеев Е. К. 44
Тимофеев И. А. 66
Тимофеева А. Д. 66
Трудов А. Ф. 22
Фомичев В. Т. 83, 88
Харламов В. О. 22, 26, 77
Черников Д. Р. 26
Шморгун В. Г. 7, 11, 19, 37

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Разуваев М. А., Камалов Э. Р.</i> Диффузионные процессы в биметалле титан-сплав Х20Н80.....	7
<i>Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Камалов Э. Р., Евчиц Р. Д., Тертугов Н. В.</i> Структура оплавленного металла на границе сваренного взрывом соединения титана ВТ1-0 со сплавом Х20Н80.....	11
<i>Проницев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Соколенко И. А.</i> Оценка теплопроводности полученных сваркой взрывом биметаллов состава сталь Ст3 + алюминий АД1 после их термообработки с использованием ультразвукового воздействия.....	15
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Абраменко С. А., Кулевич В. П., Кузнецов С. А.</i> К вопросу расчетной оценки прочности слоистых металло-интерметаллидных композитов системы Cu-Al.....	19
<i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Трудов А. Ф., Харламов В. О., Богданов А. И.</i> Формирование фазового состава в зоне соединения слоев сваренного взрывом титано-стального композита после термообработки.....	22

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Черников Д. Р., Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i> Влияние способа уплотнения и состава порошковых смесей титана и железа на содержание фаз в реакционноспеченных материалах для хранения водорода.....	26
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Дробот Л. Ю., Молодцова И. А.</i> Структура и свойства наполненного коксом вторичного фторопласта после взрывной обработки.....	32

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Шморгун В. Г., Кузнецов С. А.</i> Моделирование напряженно-деформированного состояния несимметричного четырехслойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп в процессе горячей прокатки.....	37
<i>Тимофеев Е. К., Жуков Б. А., Годенко А. Е., Липатов Е. Ю.</i> Методика расчета на прочность кольцевого металлического уплотнения подвески насосно-компрессорной трубы при воздействии температурных перепадов.....	44
<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Костюков В. А.</i> Неразрушающая методика определения предела контактной выносливости при первоначально линейном контакте деталей.....	56
<i>Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А.</i> Экспериментальное обоснование выбора конструктивных решений при 3D печати выходных звеньев кинематических приводов со сферическими преобразующими механизмами.....	59
<i>Савкин А. Н., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. А.</i> Моделирование кинетики роста усталостных трещин при бигармоническом нагружении.....	62

<i>Матлин М. М., Попов А. В., Тимофеев И. А., Тимофеева А. Д., Нотов И. В.</i> Обзор кинематической и динамической точности сферических механизмов.....	66
---	----

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

<i>Рзаев Р. А., Гуревич Л. М.</i> Исследование влияния режимов сварки трением с перемешиванием на механические свойства сварного соединения листов из алюминиевого и медного сплавов.....	69
<i>Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Харламов В. О., Богданов А. И.</i> Анализ коррозионных отложений на трубе из стали 20 после работы в различных агрессивных средах.....	77
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Влияние импульсного тока на структуру осадков медно-никелевого сплава...	83
<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П.</i> Кинетика процесса электроосаждения хрома из малоцентрированного саморегулирующегося электролита с комплексой органонеорганической добавкой.....	88

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 620.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-7-11

В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, М. А. Разуваев, Э. Р. Камалов

ДИФфуЗИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В БИМЕТАЛЛЕ ТИТАН-СПЛАВ Х20Н80*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: bogdanov@vstu.ru

Представлены результаты исследования диффузионного взаимодействия на границе сваренных взрывом соединений титана и его сплавов со сплавом Х20Н80 в условиях высокотемпературных нагревов. Изучены структура и состав формирующихся диффузионных зон. Установлено, что замена технически чистого титана на титановые сплавы приводит к торможению диффузионных процессов, не оказывая существенного влияния на состав формирующихся диффузионных зон.

Ключевые слова: сварка взрывом, титан, нихром, диффузия, фазовый состав.

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, M. A. Razuvaev, E. R. Kamalov

DIFFUSION PROCESSES IN TITANIUM-ALLOY Cr20Ni80 BIMETAL*

Volgograd State Technical University

The results of a study of diffusion interaction at the interface of explosively welded joints of titanium and its alloys with Cr20Ni80 alloy under conditions of high-temperature heating are presented. The structure and composition of the emerging diffusion zones have been studied. It has been established that the replacement of commercially pure titanium with titanium alloys leads to inhibition of diffusion processes, without significantly affecting the composition of the emerging diffusion zones.

Keywords: explosion welding, titanium, nichrome, diffusion, phase composition.

Одна из операций технологического процесса формирования на поверхности титана жаро- и износостойких покрытий из легированных алюминидов Ni и Cr [1–3] предусматривает нанесение методом сварки взрывом (СВ) на поверхность титана барьерного слоя из нихрома Х20Н80. Для прогнозирования эксплуатационной надежности таких покрытий важно понимать особенности диффузионного взаимодействия на границе титан - нихром при последующих нагревах. Исследованию взаимодействия Ti с Ni при различных температурах посвящено множество работ, например [4–7], в то время как количество работ, посвященных исследованию тройной системы Ti-NiCr, ограничено (работы [8–10] не учитывают специфику применяемого процесса СВ и ограничиваются

рассмотрением единственной марки титанового сплава ТС4).

Целью настоящей работы стало исследование особенностей диффузионного взаимодействия на границе соединения сваренных взрывом соединений титана и его сплавов со сплавом Х20Н80 в условиях высокотемпературных нагревов.

Материалы и методика эксперимента

Исследования проводили на биметаллических композитах Х20Н80+ВТ1-0, Х20Н80+ОТ4 и Х20Н80+ВТ20, полученных СВ. Нагревы образцов проводили в печи СНОЛ 8.2/1100 в атмосфере воздуха при температурах от 700 до 850 °С. Нижняя граница соответствует максимальной температуре, не превышающей темпе-

© Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Разуваев М. А., Камалов Э. Р., 2023.

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

ратуру эвтектоидного превращения в системе Ti-Ni, а верхняя – температуре выше эвтектоидной, но не превышающей температуру полиморфного превращения. Время выдержки изменяли от 1 до 100 ч.

Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии. Анализ химического состава проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4 (ЭДС). Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{Å}$).

Результаты и их обсуждение

По результатам выполненных исследований были построены зависимости толщины формирующейся диффузионной зоны (ДЗ) от температуры и времени испытаний (рис. 1). Установлено, что независимо от температуры нагрева закон роста ДЗ на межслойных границах близок к параболическому. В случае нагрева при температуре ниже эвтектоидного превращения (700 °С) наибольшая интенсивность диффузионных процессов характерна для композиции X20H80+BT1-0 (рис. 1, а). Например, если после 100-часовой выдержки толщина ДЗ на межслойной границе композита X20H80+BT1-0 составила 26 мкм, то в композите X20H80+OT4 – 23 мкм (что примерно на 10 % ниже), а в композите X20H80+BT20 – 10 мкм (более чем в 2 раза ниже).

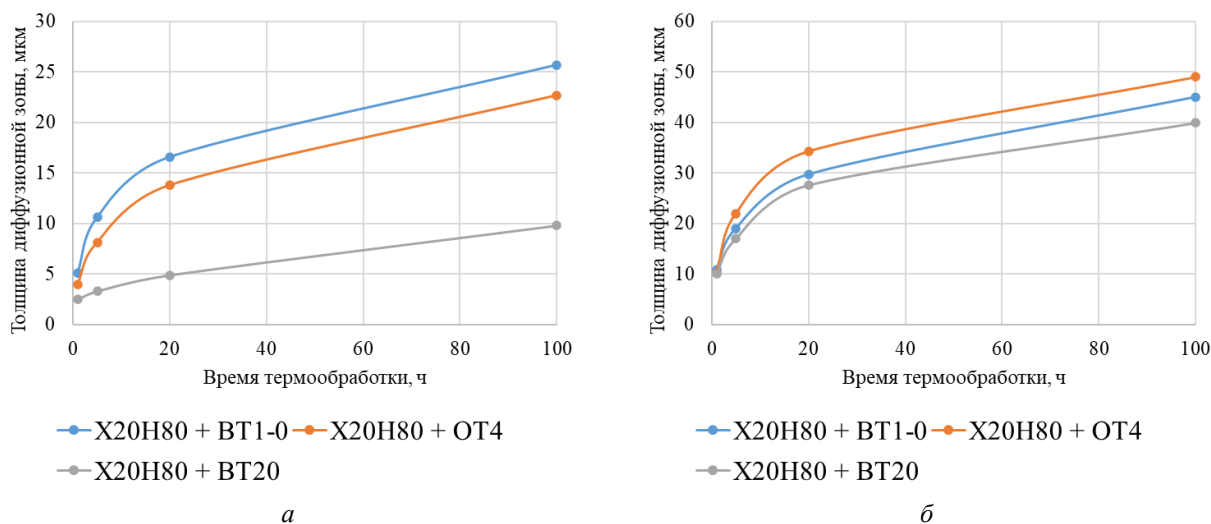


Рис. 1. Кинетика роста ДЗ при 700 (а) и 850 °С (б)

Повышение температуры нагревов до 850 °С приводит к значительной интенсификации диффузионных процессов во всех исследуемых композициях (рис. 1, б). Так, после 100-часовой выдержки в композите X20H80+BT1-0 толщина ДЗ достигает 45 мкм, в X20H80+OT4 – 49 мкм, а в X20H80+BT20 – 40 мкм.

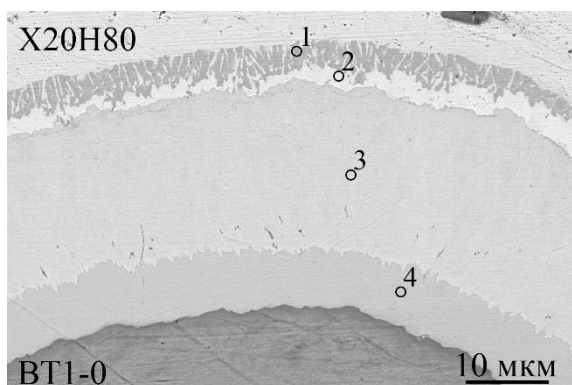
Металлографические исследования показали, что при 700 °С в композиции X20H80+BT1-0 на границе соединения формируется ДЗ слоистого строения, состоящая из четырех четко различных прослоек (рис. 2, а). Точечный ЭДС анализ позволил установить, что со стороны титанового слоя формируется сплошной слой интерметаллида Ti_2Ni . Далее следует прослойка интерметаллида $TiNi$, составляющая

большую часть ДЗ. Со стороны сплава X20H80 располагается две прослойки, одна из которых соответствует сплошной прослойке интерметаллида $TiNi_3$, а вторая, расположенная в непосредственной близости к сплаву X20H80, представляет собой включения твердого раствора $Cr(Ti)$ в интерметаллиде $TiNi_3$. Формирование таких включений, вероятно, обусловлено ограниченной растворимостью Cr в никелидах Ti .

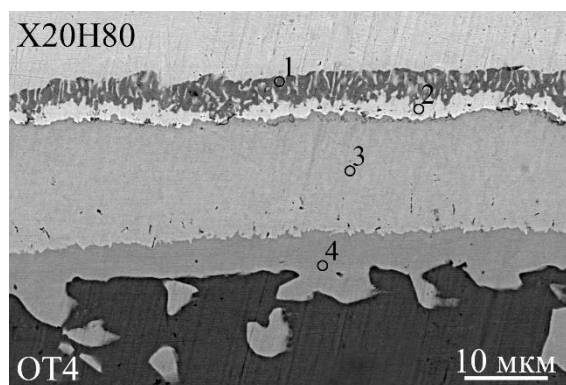
В случае композиции X20H80+OT4 формируется аналогичная ДЗ, в которой вместо бинарных интерметаллидов системы Ti-Ni, образовались твердые растворы на их основе (рис. 2, б). Образование твердых растворов на базе $TiNi$ и Ti_2Ni произошло за счет диффузии легирующих компонентов из сплава OT4, то

есть Al и Mn. В приграничной к ДЗ области титанового сплава ОТ4 глубиной 50 мкм присут-

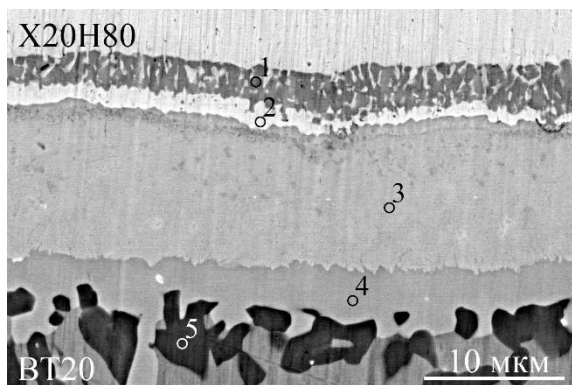
ствуют отдельные округлые светлые включения интерметаллида Ti_2Ni .



а



б



в

Рис. 2. Структура ДЗ на границе сваренных взрывом композитов X20H80+BT1-0 (а), X20H80+OT4 (б) и X20H80+BT20 (в) после нагрева при 700 °С, 100 ч

В композиции X20H80+BT20 не наблюдается принципиальных отличий структуры ДЗ в сравнении с описанной ранее для X20H80+BT1-0 и X20H80+OT4 (рис. 2, в). На базе интерметаллидов $TiNi$ и Ti_2Ni образовались твердые растворы, содержащие Al, Mo, V, Zr. В приграничной к ДЗ области титанового сплава BT20 сформировались области с повышенным содержанием Al, достигающим 16 ат. %.

Повышение температуры нагрева до 850 °С привело к качественным изменениям структуры ДЗ, а также титана и его сплавов. Исследования композиции X20H80+BT1-0 (рис. 3) показали, что наряду со значительной интенсификацией диффузионных процессов происходит изменение соотношения толщин интерметаллидных прослоек, составляющих ДЗ. Со стороны сплава X20H80 происходит рост толщины прослойки интерметаллида $TiNi_3$. При этом доля включений твердого раствора $Cr(Ti)$ в $TiNi_3$ уменьшается. На границе интерметаллидов $TiNi$ и Ti_2Ni появилась переходная область, соответ-

ствующая смеси этих фаз. Химический состав фаз в составе ДЗ при этом остался неизменным. Нагрев при 850 °С привел к активной диффузии Ni непосредственно в титан BT1-0 и образованию после охлаждения эвтектидной смеси ($Ti+Ti_2Ni$). Протяженность области с постепенно снижающимся содержанием Ni после 100-часовой выдержки достигала 500 мкм (рис. 3, б).

Отмеченные изменения структуры ДЗ, вызванные повышением температуры нагрева, характерны и для композиции X20H80+OT4 (рис. 4, а). Как и в случае нагрева при 700 °С, происходит образование твердых растворов легирующих элементов (Al, Mn) на базе интерметаллидов $TiNi$ и Ti_2Ni . Диффузия Ni в титан OT4 привела к формированию после 100-часовой выдержки эвтектидной структуры ($Ti+Ti_2Ni$) на глубину ~ 400 мкм (рис. 4, б). Стоит отметить, что приграничная к ДЗ область титанового сплава характеризуется более мелкодисперсным строением и равномерным распределением Al и Mn.

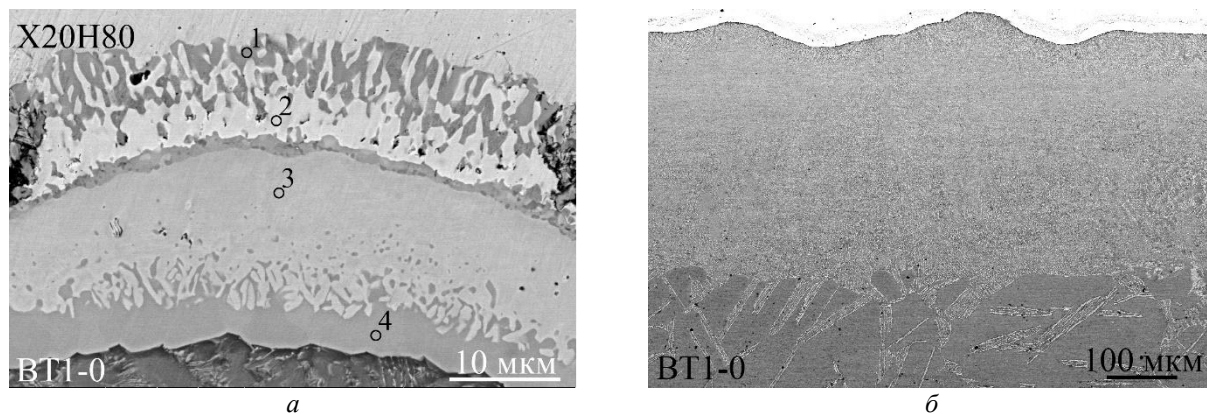


Рис. 3. Структура ДЗ на границе X20H80+VT1-0 (а) и титана VT1-0 в приграничной области (б) после нагрева при 850 °С, 20 ч

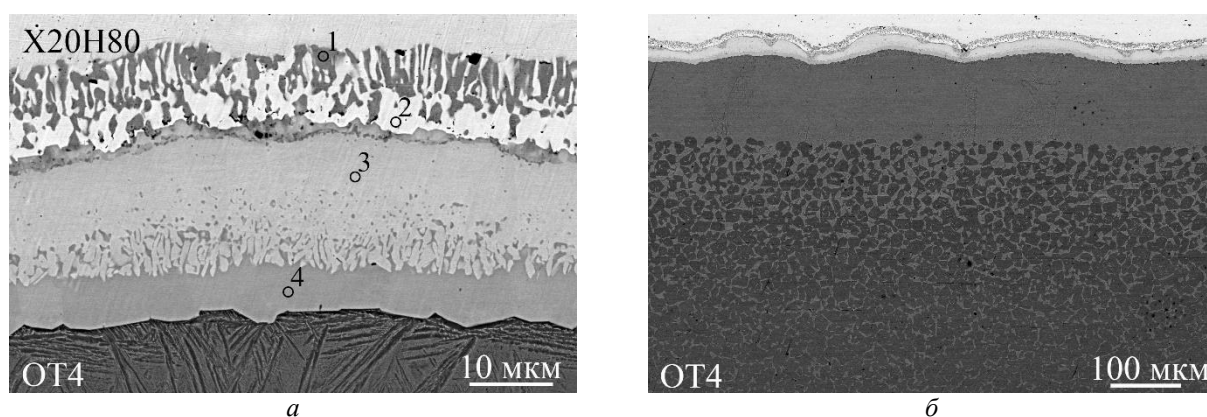


Рис. 4. Структура ДЗ на границе X20H80 + OT4 (а) и титана OT4 в приграничной области (б) после нагрева при 850 °С, 20 ч

В меньшей степени изменения в структуре и составе ДЗ при повышении температуры нагрева наблюдаются в композиции X20H80+VT20 (рис. 5, а). Как и в случае нагрева при 700 °С, происходит образование твердых растворов легирующих элементов (Al, Mo, V, Zr) на базе интерметаллидов TiNi и Ti₂Ni. Од-

нако, по сравнению с титаном VT1-0 и сплавом OT4, диффузия Ni в сплаве VT20 замедляется. Так, после 100-часовой выдержки максимальное содержание Ni у границы ДЗ не превышало 4 ат. %, а протяженность области с эвтектидной структурой (Ti+Ti₂Ni) составляла ~ 300 мкм (рис. 5, б).

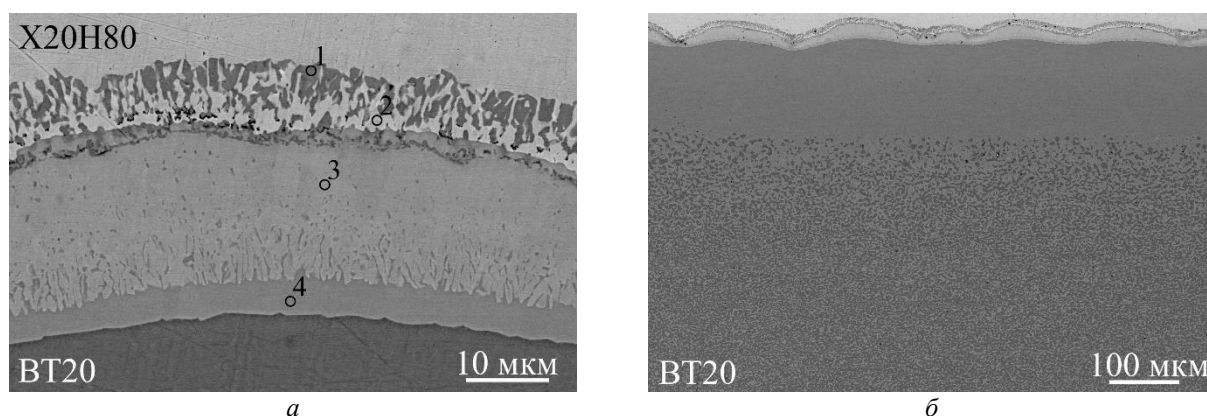


Рис. 5. Структура ДЗ на границе X20H80 + VT20 (а) и титана VT20 в приграничной области (б) после нагрева при 850 °С, 20 ч

Выводы

1. При прочих равных условиях, нагрев сваренных взрывом композиций системы Ti-NiCr приводит к формированию диффузионной зоны слоистого строения, состоящей из прослоек твердых растворов на основе интерметаллидов Ti_2Ni , $TiNi$ и $TiNi_3$, а также включений твердого раствора Cr(Ti). Состав твердых растворов на базе соответствующих интерметаллидов определяется составом титанового сплава.

2. Нагревы композиций системы Ti-NiCr при температуре ниже точки эвтектичного превращения не приводят к значительным изменениям в структуре титана и его сплавов. Замена технически чистого титана на его сплавы приводит к торможению диффузионных процессов.

3. Повышение температуры нагрева выше точки эвтектичного превращения интенсифицирует диффузионные процессы, приводит к изменению соотношения толщин интерметаллидных прослоек, входящих в состав диффузионных зон, не оказывая влияния на их состав. При этом в титане и его сплавах формируется приграничная область с эвтектичной структурой (Ti+ Ti_2Ni).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Structure and oxidation behavior of γ -TiAl coating produced by laser cladding on titanium alloy / Maliutina I. N. et al. // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Т. 319. – С. 136-144.
2. Aluminizing of TiAl-based alloy using thermal spray coating / Sasaki T. et al. // Surface and Coatings Technology. – 2011. – Т. 205. – №. 13-14. – С. 3900-3904.
3. Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing / Shmorgun V. G. et al. // Surfaces and Interfaces. – 2021. – Т. 23. – С. 100988.
4. Формирование зоны взаимодействия на межслойной границе сваренного взрывом композита VT1-0-НП2 / Шморгунов В. Г. [и др.] // Материаловедение. – 2019. – №. 5. – С. 266.
5. Особенности формирования диффузионного слоя при контактном плавнении в системе Ti-Ni / Шморгунов В. Г. [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 / ВолгГТУ. – 2018. – С. 22–25.
6. Investigating the solid-state diffusion at the interface of Ni/Ti laminated composite / Luo J. et al. // Journal of Manufacturing Processes. – 2022. – Т. 75. – С. 670-681.
7. Diffusivity of Ti-Ni diffusion couple enhanced by pulse current during spark plasma sintering / Li R. et al. // Metallurgical and Materials Transactions B. – 2020. – Т. 51. – №. 1. – С. 6-10.
8. Effect of interlayer on interfacial microstructure and properties of Ni80Cr20/TC4 vacuum diffusion bonded joint / Jian S. et al. // Vacuum. – 2022. – С. 111738.
9. Vacuum diffusion bonding TC4 to Ni80Cr20: Interfacial microstructure, segregation, cracking and properties / Liu K., Li Y., Wang J. // Vacuum. – 2018. – Т. 158. – С. 218-222.
10. Microstructure Characteristics of Transient Liquid Phase Diffusion Bonding Super-Ni/NiCr Laminated Composite to TC4 Alloy / Xiaohan X. et al. // Science of Advanced Materials. – 2019. – Т. 11. – №. 9. – С. 1252-1258.

УДК 620.22

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-11-14

В. Г. Шморгунов, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Э. Р. Камалов, Р. Д. Евчиц, Н. В. Терпугов

**СТРУКТУРА ОПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА НА ГРАНИЦЕ СВАРЕННОГО
ВЗРЫВОМ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНА VT1-0 СО СПЛАВОМ X20N80***

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

Приведены результаты исследований структуры оплавленного металла на границе сваренного взрывом композита VT1-0 + X20N80. Установлено, что на межслойной границе оплавленный металл присутствует как в виде локальных включений состава NiTi(Cr), так и в виде сплошных прослоек на основе неравновесных твердых растворов (Ti, Ni, Cr). Расчетные скорости охлаждения оплавленного металла экстремально высоки и соответствуют значениям, реализуемым при получении металлических стекол.

Ключевые слова: сварка взрывом, оплавленный металл, титан, нихром, ЭДС анализ, РФА.

V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, E. R. Kamalov, R. D. Evchits, N. V. Terpugov

**STRUCTURE OF MELTED METAL AT THE BOUNDARY OF EXPLOSION
WELDED TITANIUM COMPOUND VT1-0 WITH Kh20N80 ALLOY**

Volgograd State Technical University

The results of investigations of the structure of melted metal at the boundary of explosion-welded composite VT1-0 + Kh20N80 are presented. It has been established that the melted metal is present at the interlayer boundary both in the form of local inclusions of the composition NiTi(Cr) and in the form of continuous interlayers based on nonequilibrium solid solutions (Ti, Ni, Cr). The calculated cooling rates of the melted metal are extremely high and correspond to the values realized in the production of metallic glasses.

Keywords: explosion welding, molten metal, titanium, nichrome, EDS analysis, XRD.

© Шморгунов В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Камалов Э. Р., Евчиц Р. Д., Терпугов Н. В., 2023.

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

Одной из актуальных задач современного материаловедения является повышение эксплуатационной надежности и срока службы изделий из титана и его сплавов [1]. Эта задача в большинстве случаев решается нанесением на их поверхность защитных покрытий, обеспечивающих более высокие характеристики жаро- и износостойкости [2–4]. На кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолГТУ предложена технология получения таких покрытий на основе легированных алюминидов Ni и Cr, предусматривающая получение с помощью сварки взрывом (СВ) композиционной заготовки титан + нихром и ее последующее алитирование [5]. Слой нихрома в составе такого покрытия с одной стороны играет роль диффузионного барьера, предотвращающего проникновение атомов Al в защищаемую основу, а с другой – обеспечивает высокий уровень адгезии алюминидного покрытия к подложке.

СВ [6], в отличие от традиционных способов (электронно-лучевая сварка, сварка плавлением и др.), позволяет получать качественные сварные соединения между металлами, образующими при взаимодействии интерметаллиды, в том числе между титаном и нихромом. Однако при отклонении параметров СВ от оптимальных на межслойной границе происходит оплавление контактирующих поверхностей и формирование локальных или сплошных интерметаллидных прослоек [7], обладающих высокой твердостью и относящихся к опасному виду химической микронеоднородности [8].

Целью данной работы являлось выявление структуры оплавленного металла на границе соединения титан ВТ1-0 – сплав Х20Н80, полученного СВ.

Материалы и методика эксперимента

В качестве исходных материалов использовали листы нихрома марки Х20Н80 и титана ВТ1-0 толщиной 2 и 2,5 мм соответственно. Композиционную заготовку получали СВ по плоскопараллельной схеме на режимах, обеспечивающих прочность соединения на уровне титана ВТ1-0 (скорость соударения 600 м/с, скорость точки контакта 2000 м/с).

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

цифровых изображений пакетом программ «AnalySIS». Его химический состав определяли с помощью энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4 (ЭДС). Рентгеноструктурный анализ (РСА) выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в излучении медного анода ($\lambda=1,5418\text{Å}$).

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования сваренных взрывом образцов показали наличие в завихрениях волн амплитудой 50–55 и длиной 250–270 мкм (рис. 1) оплавленного металла (рис. 2, а). Относительная протяженность участков локального оплавления не превышала 55 %, а их максимальная толщина – 7,5 мкм.

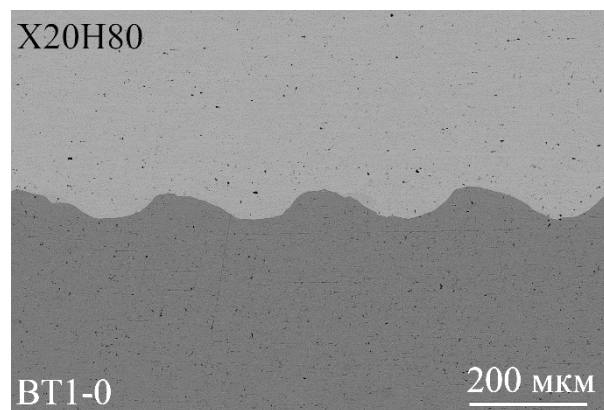


Рис. 1. Структура зоны соединения Х20Н80+ВТ1-0 после СВ

Согласно данным ЭДС анализа, содержание Ti и Ni в участках локального оплавления практически одинаково (42–46 ат. %), а содержание Cr меняется от 10 до 13 ат. %. Такой состав соответствует твердому раствору Cr в монокристалле титана NiTi.

Кроме участков локального оплавления на межслойной границе наблюдалась сплошная прослойка оплавленного металла толщиной ~150 нм (рис. 2, б). Существование подобных «переходных» прослоек нанометровых размеров, не оказывающих влияния на трансверсальную прочность сваренных взрывом соединений, ранее уже отмечалось рядом авторов (см., например, [9–10]).

Согласно данным ЭДС анализа, состав сплошной прослойки ~ 72 ат. % Ti, ~22 ат. % Ni и ~6 ат. % Cr. Однако интерпретация результатов ЭДС анализа затруднена по следующим причинам: из-за малого размера прослойки в область генерации характеристического излу-

чения могут вовлекаться соседние участки с другим химическим составом; стабильные фазы с похожим составом, согласно литератур-

ным данным [11], отсутствуют на равновесных диаграммах состояния бинарной Ti-Ni и тройной Ti-Ni-Cr систем.

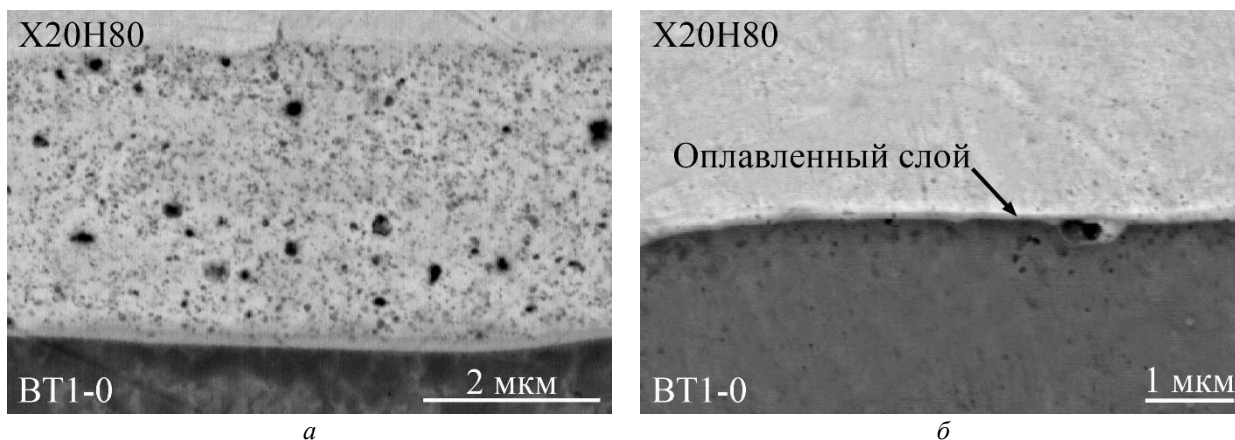


Рис. 2. Структура оплавленного металла на границе X20H80+VT1-0: а – участок локального оплавления; б – сплошная прослойка оплавленного металла

С целью уточнения фазового состава оплавленного металла проводили рентгеноструктурный анализ образцов. Рентгеновскую съемку проводили с поверхности нихрома после удаления его большей части. Анализ полученной дифрактограммы (рис. 3) показал наличие интенсивных рефлексов, соответствующих Ti и твердому раствору Ni(Cr). Имеются также слабые рефлексы мононикелида титана NiTi. Отметим, что рефлексы NiTi выборочные и не в полной мере отражают картину дифракционного стандарта этой фазы. Отсутствие рефлексов иных фаз интерметаллидного состава может быть обусловлено малым количеством включений (ниже предела обнаружения), возможным наложением рефлексов твердых растворов (Ti, Ni, Cr) на рефлексы от основных компонентов, а также наличием, ввиду быстротечности кристаллизации, аморфных структур.

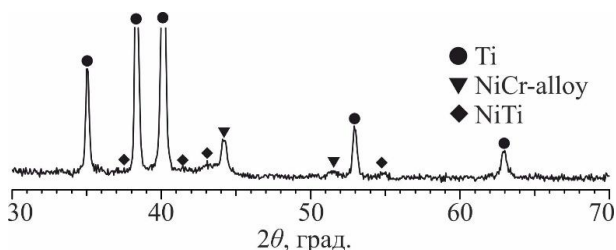


Рис. 3. Дифрактограмма, снятая с границы соединения X20H80+VT1-0

Для оценки возможности наличия в оплавленном металле аморфных структур был выполнен расчет времени существования расплава в жидком состоянии и скорости его кри-

сталлизации по методике, изложенной в работе [12].

При расчетах были приняты следующие допущения:

- величины плотности, теплоемкости и удельной теплоты плавления для оплавленного металла определены по правилу смеси, исходя из средневзвешенных массовых долей в нем Ni, Ti и Cr в соответствии с полученными концентрационными кривыми;

- использованы величины констант металлов, составляющих оплав, при нормальной температуре;

- максимальная температура оплава $T_{пл}$ принималась равной температуре ликвидус сплава системы Ti-Ni-Cr аналогичного химического состава и, согласно диаграмме состояния, приведенной в [11], для локального оплава составляла $\sim 1600\text{ K}$, а для сплошной прослойки $\sim 1370\text{ K}$;

- средняя площадь локального оплава и толщина сплошной прослойки оплавленного металла определялись как среднее арифметическое десяти измеренных площадей (толщин) (база замера 100 мм);

- температура солидус T_c в условиях высоких скоростей охлаждения принята равной 0,5 абсолютной температуры плавления нихрома X20H80 (1673 K), т. е. 836 K .

- средняя скорость охлаждения оплава $V_{ср}$ в интервале кристаллизации рассчитывалась как среднее арифметическое скоростей охлаждения на граничных точках интервала ликвидус ($V_{T_{пл}}$) и солидус (V_{T_c});

– учитывая теплопередачу в две полубесконечные пластины титана ВТ1-0 и нихрома Х20Н80, использовали эффективный коэффициент теплопроводности $\lambda = (\lambda_{Ti} + \lambda_{NiCr})/2$.

Время существования расплава оценивалось

$$\text{как } \tau_{\text{рас}} = (T_{\text{пл}} - T_c)/V_{\text{ср}}.$$

Результаты расчета для участков локального оплавления и сплошной прослойки оплавленного металла представлены, соответственно в табл. 1 и 2.

Таблица 1

Скорость охлаждения и длительность существования локального оплава в жидком состоянии

Средняя площадь локального оплава	Средневзвешенное содержание никеля в локальном оплаве	Температура ликвидус	Температура солидус	Скорость охлаждения	Время существования расплава
$S \cdot 10^{-9}, \text{ м}^2$	$m_{Ni}, \text{ ат. \%}$	$T_{\text{пл}}, \text{ К}$	$T_c, \text{ К}$	$V_{\text{ср}} \cdot 10^{10}, \text{ К/с}$	$\tau_{\text{рас}} \cdot 10^{-8}, \text{ с}$
1,35	45	1600	836	1,9	4,1

Таблица 2

Скорость охлаждения и длительность существования сплошной прослойки оплава в жидком состоянии

Средняя толщина сплошной прослойки оплава	Средневзвешенное содержание никеля в сплошной прослойке оплава	Температура ликвидус	Температура солидус	Скорость охлаждения	Время существования расплава
$\delta \cdot 10^{-7}, \text{ м}$	$m_{Ni}, \text{ ат. \%}$	$T_{\text{пл}}, \text{ К}$	$T_c, \text{ К}$	$V_{\text{ср}} \cdot 10^{14}, \text{ К/с}$	$\tau_{\text{рас}} \cdot 10^{-11}, \text{ с}$
1,5	22	1370	836	3,8	0,1

Выводы

1. Установлено, что при сварке взрывом титана ВТ1-0 с нихромом Х20Н80 на межслойной границе формируются участки химической микронеоднородности в виде локальных включений оплавленного металла состава NiTi(Cr) и сплошных прослоек на основе неравновесных твердых растворов (Ti, Ni, Cr).

2. Расчетные скорости охлаждения оплавленного металла экстремально высоки – 10^{10} – 10^{14} К/с. В таких условиях кристаллизации в оплавленном металле возможно формирование аморфных структур, характеризующихся отсутствием дальнего порядка расположения атомов, а также неравновесных фаз.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Павлова, Т. В. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей / Т. В. Павлова, О. С. Кашапов, Н. А. Ночовная // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. – №. 5. – С. 8–14.
2. Sha W., Malinov S. Titanium alloys: modelling of microstructure, properties and applications. – Elsevier, 2009. – 569pp.
3. Structure and oxidation behavior of γ -TiAl coating produced by laser cladding on titanium alloy / Maliutina I. N. et al. // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Т. 319. – С. 136-144.
4. Synthesis of porous Al/Al₃Ti composite with hierarchi-

cal open-cell structure for combining with phase change material / Suzuki A. et al. // Journal of Alloys and Composites. – 2019. – Т. 770. – С. 1100-1111.

5. Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing / Shmorgun V. G. et al. // Surfaces and Interfaces. – 2021. – Т. 23. – С. 100988.

6. Lysak, V.I. Explosive welding of metal layered composite materials: monograph / V.I. Lysak, S.V. Kuzmin; E. O. Paton Electric Welding Institute of NASU. - Kiev, 2003. – 118pp.

7. Shmorgun V. G. Evolution of the Structure of Local Regions of Fused Metal in Explosion-Welded Nickel-Aluminum Composites Under Heat Treatment / V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, L. M. Gurevich // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Т. 57. – №. 11. – С. 684-689.

8. Intermetallics: synthesis, structure, function / Pöttgen R., Jöhrendt D. – Walter de Gruyter GmbH Berlin, Boston, 2014.

9. High cooling rates and metastable phases at the interfaces of explosively welded materials / Bataev I. A. et al. // Acta materialia. – 2017. – Т. 135. – С. 277-289.

10. Explosive welding: Mixing of metals without mutual solubility (iron-silver) / Greenberg B. A. et al. // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. – Т. 113. – №. 11. – С. 1041-1051.

11. Thermodynamic modeling of the Cr–Ni–Ti system using a four-sublattice model for ordered/disordered bcc phases / Hu B. et al. // Thermochemica Acta. – 2014. – Т. 578. – С. 35-42.

12. 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.

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-15-19

*Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, И. А. Соколенко***ОЦЕНКА ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛОВ СОСТАВА СТАЛЬ Ст3 + АЛЮМИНИЙ АД1 ПОСЛЕ ИХ ТЕРМООБРАБОТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

В работе исследовано влияние ультразвукового воздействия при диффузионном отжиге (ТО) на теплопроводность сваренных взрывом биметаллов состава сталь Ст3 + алюминий АД1. Установлено, что приложение ультразвукового воздействия к образцам биметалла в процессе ТО (650 °С) приводит к интенсификации диффузионных процессов и некоторому росту толщины суммарной диффузионной прослойки, что в дальнейшем также оказывает влияние на теплофизические свойства исследуемых композитов.

Ключевые слова: сварка взрывом, стале-алюминиевый биметалл, теплопроводность, ультразвук, интерметаллид.

*D. V. Pronichev, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, S. A. Kuznetsov, I. A. Sokolenko***EVALUATION OF THE THERMAL CONDUCTIVITY OF BIMETALS OF THE COMPOSITION STEEL St3 + ALUMINUM AD1 OBTAINED BY EXPLOSION WELDING AFTER THEIR HEAT TREATMENT USING ULTRASONIC EXPOSURE*****Volgograd State Technical University**

The effect of ultrasonic exposure during diffusion annealing (TO) on the thermal conductivity of explosion-welded bimetal of the composition steel St3 + aluminum AD1 is investigated. It was found that the application of ultrasonic exposure to bimetal samples during the process of maintenance (650 °C) leads to an intensification of diffusion processes and a certain increase in the thickness of the total diffusion layer, which further also affects the thermophysical properties of the studied composites.

Keywords: explosion welding, steel-aluminum bimetal, thermal conductivity, ultrasound, intermetallic.

Введение

Известно, что стале-алюминиевые биметаллы широко применяются в различных отраслях современного материаловедения [1]: от электротехнологии (в качестве биметаллических переходных контактов) [2; 3] до судостроения (например, при монтаже палубных надстроек) [4–7]. Кроме того, актуальность подобных слоистых композитов в случае использования протекторной защиты из алюминиевых сплавов на стальных конструкциях и сооружениях [8], возрастает многократно.

Как показывает практика, наиболее распространенными, перспективными методами получения стале-алюминиевых биметаллов, является сварка взрывом (СВ) [1; 9–11] и комплексные технологии, включающие СВ с последующей обработкой давлением (ОД), например, промежуточную или финишную прокатку [9–12]. В условиях эксплуатации, такие биметаллы могут испытывать нагревы, что приведет к формированию на межслойных границах

диффузионных прослоек (ДП), резко снижающих как прочность самих биметаллов (особенно трансверсальную), так и эксплуатационных характеристики (тепло-, электропроводность, герметичность, коррозионную стойкость и т. д.) [13]. В том числе, нельзя игнорировать и нагревы, связанные с технологическими переделами при горячей (или теплой) ОД (гибка, штамповка, вытяжка, прокатка и т. п.) биметаллических стале-алюминиевых заготовок, а учитывая необходимую минимальную температуру для их успешной реализации, в итоге – вероятность появления ДП на межслойных границах, весьма высока [6; 7; 13].

В некоторых случаях, кратковременные нагревы до высоких температур при эксплуатации подобных биметаллов, сопряжены с ультразвуковым воздействием (УЗ), а совместное влияние этих двух факторов, как на толщину формируемой ДП, так и на физические свойства самих биметаллов (в структуре которых будет присутствовать ДП) в поперечном направ-

© Проничев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Соколенко И. А., 2023.

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

лении, до настоящего времени систематически не изучалось. На основании изложенного, целью настоящей работы явилось исследование влияния интенсификации диффузионных процессов при воздействии ультразвуковых колебаний на теплопроводность стале-алюминиевых биметаллов.

Материалы и методы исследования

Для проведения исследования сваркой взрывом были получены образцы биметалла Ст3 + АД1 (3,0 мм + 2,0 мм) по плоскопараллельной схеме на режиме на режиме ($V_k = 2100$ м/с, $V_c = 620$ м/с), обеспечивающем формирование в структуры зоны соединения биметалла – без оплавов, непроваров и характерных для СВ – волн (рис. 1). Анализ микрошлифов и микро-механические испытания показали, что вследствие соударения пластин на границе их соединения со стороны Ст3 сформировалась зона максимального упрочнения толщиной 30–50 мкм, твердость которой составила 2,5–2 ГПа. Со сто-

роны АД1 зона максимального упрочнения отсутствует, поскольку тепла, выделяющегося при СВ достаточно для протекания рекристаллизационных процессов в этом слое. Распределение микротвердости зоны соединения биметалла показано на рис. 2.

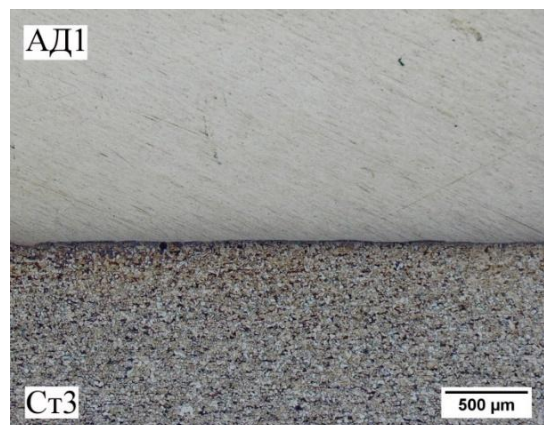


Рис. 1. Микроструктура зоны соединения Ст3-АД1 после СВ

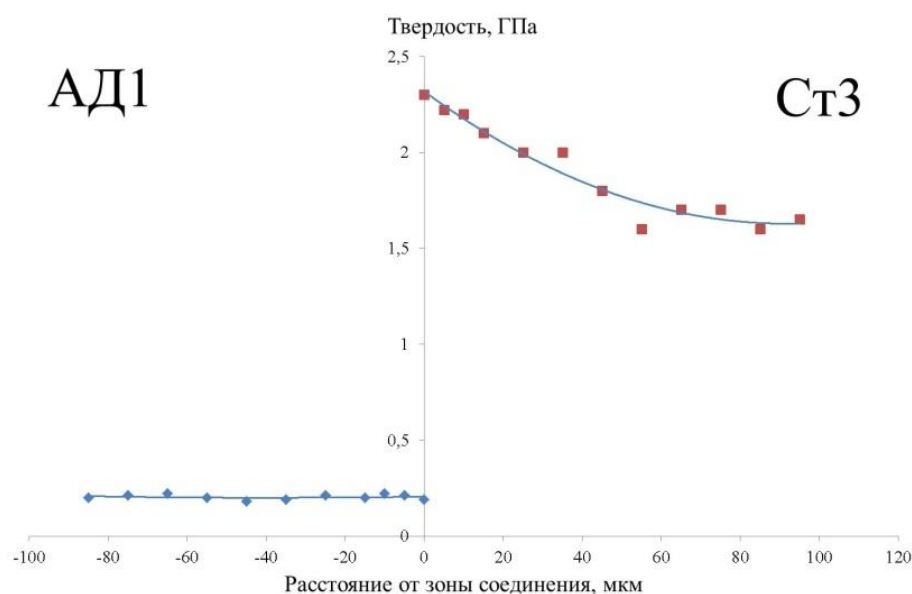


Рис. 2. Распределение твердости после СВ в зоне соединения Ст3-АД1

С целью формирования на границе соединения ДП, биметаллические образцы подвергали ТО: как с одновременным воздействием ультразвуковых колебаний по методике, изложенной в [14], так и без него, при температуре 650 °С, обеспечивающей интенсивное диффузионное взаимодействие без образования жидкой фазы. Опытная установка (рис. 3) для УЗ-воздействия на термически обрабатываемый материал (биметалл состава Ст3 + АД1) была собрана на базе генератора УЗГИ-2 б, к кото-

рому был подключен пьезокерамический преобразователь, состоящий из ступенчато-конического концентратора ультразвуковых колебаний 4 с присоединенным к нему и стальным волноводом 3. Волновод подводился к медной части образца 2 внутри нагревательной камеры печи SNOL 8,2/1100 I [14]. Входная мощность генератора, замеренная в процессе его работы, составила ≈ 18 Вт. Частота колебаний, подаваемая генератором на пьезоэлектрический преобразователь и замеренная с помощью час-

тотомера ЧЗ-34А, составила 20,5 кГц, а амплитуда – 5–7 мкм [14].

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микро-

скопе Олимпус ВХ-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

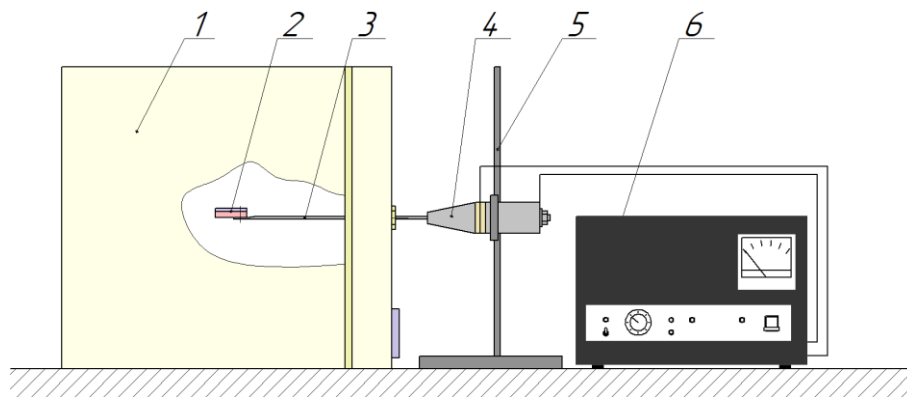


Рис. 3. Схема эксперимента:

1 – печь SNOL 8,2/1100; 2 – биметаллический (Ст3 + АД1) образец; 3 – стальной волновод; 4 – составной ступенчато-конический концентратор ультразвуковых колебаний с пьезокерамическим преобразователем; 5 – регулируемый штатив; 6 – генератор ультразвука УЗГИ-2 [14]

Измерение теплопроводности проводили при комнатной температуре импульсным методом на приборе «Теплофон» КИТ-02Ц с точностью определения коэффициента теплопроводности – 3 %. Расчет коэффициентов теплопроводности диффузионных прослоек проводился по правилу аддитивности на основе полученных экспериментальных данных о теплопроводности основных компонентов и биметалла.

Результаты и их обсуждение

ТО стале-алюминиевого биметалла при 650 °С на протяжении 60 минут привела к формированию на границе соединения металлов сплошной ДП толщиной 28–32 мкм (рис. 4), твердость которой составила 4,9–5 ГПа.

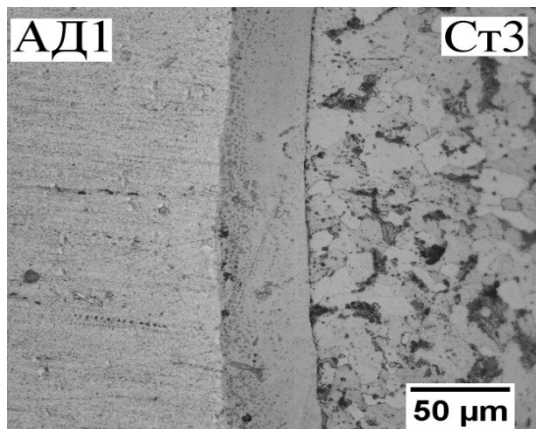


Рис. 4. Диффузионная прослойка Fe₂Al₅, сформировавшаяся после ТО биметалла Ст3 + АД1 при 650 °С в течение 60 минут

Исследование методом энергодисперсионного анализа позволило определить соотношение атомов железа и алюминия в прослойке (рис. 5), составившее 2 к 5, что стехиометрически соответствует интерметаллидному соединению Fe₂Al₅.

Как показал последующий анализ экспериментальных данных, при воздействии ультразвуковых колебаний в процессе ТО биметалла состава Ст3 + АД1, происходит некоторая интенсификация диффузионных процессов, что выражается в увеличении толщины ДП до 45–51 мкм, при этом ее твердость и химический состав, фактически не меняются.

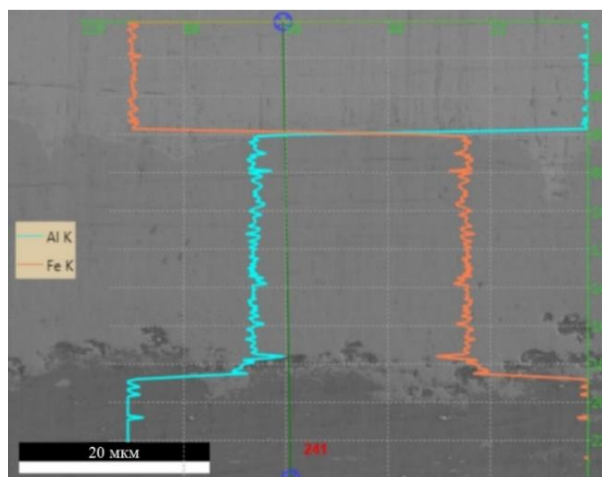


Рис. 5. Распределение атомов Fe и Al в прослойке, образовавшейся после ТО при 650 °С в течение 60 минут сваренного взрывом биметалла состава Ст3 + АД1

Изучение теплопроводности биметалла в различных состояниях позволило установить (рис. 6), что после СВ коэффициент теплопроводности ($68 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$) несколько меньше теоретического, рассчитанного по правилу аддитивности ($72 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$). Подобный эффект объясняется формированием при СВ в околосварочной зоне значительной структурной неоднородности в стали. Формирование ДЗ при ТО на границе соединения стали с алюминием, приводит к значительному ($25\text{--}27\%$) снижению теплопроводности, характерному для

слоистых металло-интерметаллидных композиций [15]. При этом, в случае воздействия УЗ, это влияние выражено более существенно, поскольку прохождение УЗ-волн приводит к образованию ДП большей толщины при идентичных режимах ТО.

Рассчитанные по правилу аддитивности значения коэффициентов теплопроводности ДП, полученных без УЗ воздействия и при пропускании через образец УЗ волн практически не отличаются, поскольку они имеют одинаковый фазовый состав.

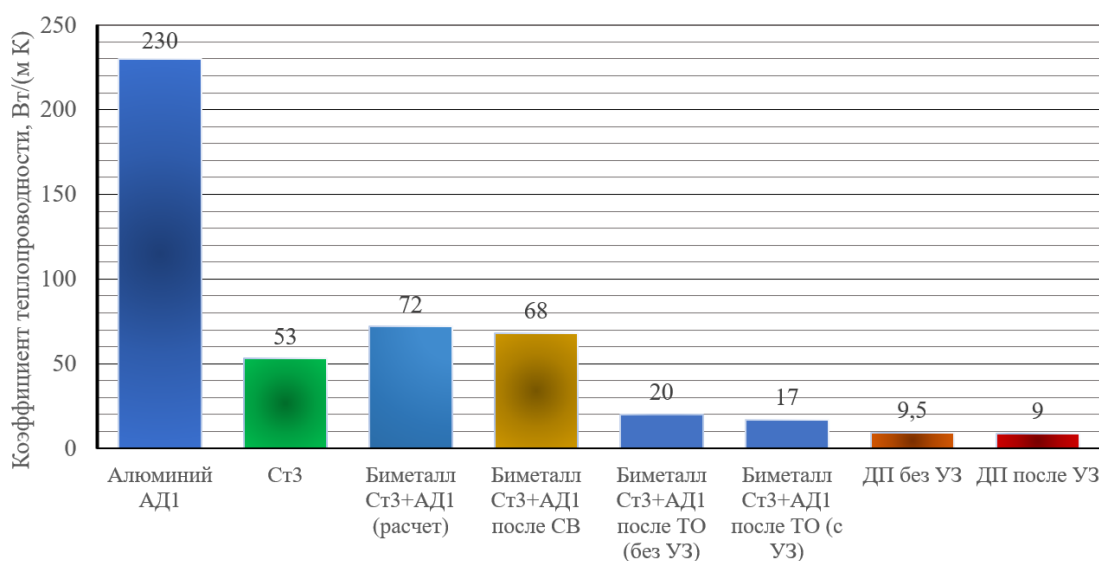


Рис. 6. Теплопроводность биметалла состава Ст3+АД1 в различных состояниях

Выводы

1. Приложение ультразвукового воздействия к образцам биметалла состава Ст3 + АД1 в процессе термообработки при температуре 650°C приводит к интенсификации диффузионных процессов и некоторому росту толщины суммарной диффузионной прослойки, но не оказывает качественного влияния на ее фазовый состав.

2. Установлено, что влияние ультразвуковых волн на снижение теплопроводности полученного сваркой взрывом биметалла Ст3 + АД1 реализуется за счет формирования диффузионной прослойки несколько большей толщины.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Материаловедение и технология композиционных материалов: учебник. Доп. УМО вузов России по образованию в области металлургии / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов. – М., 2006. – 368 с.
2. Янко, Э. А. Аноды алюминиевых электролизеров / Э. А. Янко. – М.: Издательский дом «Руда и металлы», 2001. – 674 с.

3. Минцис, М. Я. Электрометаллургия алюминия / М. Я. Минцис, П. В. Поляков, Г. А. Сиразутдинов. – Новосибирск: Наука, 2001. – 368 с.
4. Александров, В. Л. Судостроительное предприятие в условиях рынка. Судостроение / В. Л. Александров, А. В. Перельгин, В. Ф. Соколов. – СПб, 2003. – 427 с.
5. Доброленский, В. П. Плазовые работы. Изготовление деталей корпуса. Секционная и стапельная сборка. КТС – 4 / В. П. Доброленский, А. В. Догадин, Е. И. Никитин, А. С. Роганов [и др.]. – СПб., изд. центр СПбГМТУ, 1997. – 72 с.
6. Современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталями (Обзор) / Д. М. Калеко // Автоматическая сварка. – 2012. – № 10 (714). – С. 29–36.
7. Биметаллические сталеалюминиевые соединения в судостроительных корпусных конструкциях / А. С. Орыщенко, Е. П. Осокин, В. И. Павлова, С. А. Зыков // Автомат. сварка. – 2009. – № 10. – С. 43–47.
8. Исследование коррозионной стойкости биметаллических переходных элементов АД1+Ст3 / Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, В. Д. Гринцов, Н. Н. Канубриков // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 6 (241) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 36–40.
9. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М., 2004. – 230 с.

10. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 402 с.

11. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгунов ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 189 с.

12. Влияние термического и силового воздействия на кинетику диффузии в слоистых композитах на основе алюминия / В. Г. Шморгунов, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, А. И. Богданов // Материаловедение. – 2011. – № 9. – С. 7–10.

13. Рябов, В. Р. Сварка плавлением алюминия со ста-

лью / В. Р. Рябов. – Киев : Наук. думка, 1969. – 232 с.

14. 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 ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – 108 с.

15. Исследование теплопроводности слоистых металлических композитов / Д. В. Проничев, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2007. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 1). – С. 33–36.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-19-21

В. Г. Шморгунов, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов

К ВОПРОСУ РАСЧЕТНОЙ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ СЛОИСТЫХ МЕТАЛЛО-ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Cu-Al*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе расчетно-экспериментальным путем оценены прочность диффузионной зоны, сформированной в СКМ медь М1 + алюминий АД1 после отжига при температуре 530 °С с ультразвуковым воздействием. Показано, что воздействие ультразвука на СКМ при его термообработке на заключительном этапе формирования СМИК не оказывает существенного влияния на его прочность, пиковое значение которой в 415 МПа реализуется при температуре испытания 400 °С.

Ключевые слова: слоистый металло-интерметаллидный композит, прочность диффузионной зоны, система медь-алюминий.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, S. A. Abramenko, V. P. Kulevich, S. A. Kuznetsov

ON THE ISSUE OF CALCULATION EVALUATION OF THE STRENGTH OF THE CU-AL SYSTEM LAYERED METAL-INTERMETALLIC COMPOSITES

Volgograd State Technical University

In the work, the strength of the diffusion zone formed in the SCM copper M1 + aluminum AD1 after annealing at a temperature of 530°C with ultrasonic treatment was estimated by calculation and experiment. It is shown that the effect of ultrasound on the SCM during its heat treatment at the final stage of the SMIC formation does not significantly affect its strength, the peak value of which is 415 MPa at a test temperature of 400 °C.

Keywords: layered metal-intermetallic composite, diffusion zone strength, copper-aluminum system.

Как показано в работе [1], при разработке технологического процесса получения слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) системы Cu-Al, обладающих требуемыми механическими свойствами, необходимо располагать данными о пределах текучести меди и прочности диффузионной зоны (ДЗ) в заданном температурном интервале. Там же установлено, что использование правила смеси и экспериментальных данных по прочностным свойствам СМИК, позволяет оценивать прочность косвенным путем.

Поскольку СМИК этой системы могут иметь не только структуру медь-ДЗ, но и структуру с чередующимися слоями меди, интерметаллида и твердого раствора меди в алюминии [2; 3], определение температурной зависимости их предела прочности является актуальной задачей.

Материалы и методика эксперимента

Термообработка (ТО) медно-алюминиевого слоистого композита (СКМ) состава медь М1 + алюминий АД1 толщиной 1,2 мм проводилась в печи SNOL8,2/1100 в воздушной атмосфере с ультразвуковым (УЗ) воздействием

© Шморгунов В. Г., Слаутин О. В., Абраменко С. А., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., 2023.

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

и без него. Назначенный в соответствии с рекомендациями, изложенными в работах [4; 5], режим ТО для 3 (530 °С, 25 ч) и 9-слойного СМК (530 °С, 23 ч), обеспечивал в СМИК, подвергнутом ультразвуковому воздействию, объемную долю интерметаллидов ($V_{ДЗ}$) 35 (структура СМИК медь-интерметаллид-твердый раствор меди в алюминии с объемной долей $\approx 22\%$) и 62 % (структура СМИК медь-интерметаллид). Аналогичное объемное наполнение без УЗ воздействия было получено после ТО (530 °С, 30 ч).

Значения предела текучести для меди М1, алюминия АД1 и предела прочности для СКМ и СМИК определяли по результатам их механических испытаний на установке АЛА-ТОО (ИМАШ 20-75). Для оценки прочности ДЗ использовали результаты прочностных испытаний образцов после ТО на режимах, обеспечи-

вающих структуру СМИК медь-интерметаллид ($V_{ДЗ} \approx 62\%$).

Результаты и их обсуждение

Результаты экспериментов показали (таблица), что образцы из СМИК, в которых ДЗ были сформированы с воздействием УЗ, показывали значения прочности, сопоставимые с образцами, полученными без УЗ воздействия. Трехслойные композиты ($V_{ДЗ} = 35\%$) при 20 °С имели прочность 130–140 МПа, что ниже прочности отожженной меди (200 МПа). Девятислойный композит (с $V_{ДЗ} = 62\%$) показал прочность на уровне 100 МПа. Такое снижение прочности (по сравнению с трехслойной композицией) обусловлено увеличением объемной доли ДЗ. Пластичность как 3- и 9-слойных СМИК значительно ниже (4–5 %), чем у исходных материалов (6 % – меди М1 и 10 % – алюминия АД1).

Результаты механических испытаний СМИК

Число слоев	Объемная доля ДЗ, %	20 °С		400 °С		500 °С	
		$\sigma_{СМИК}$, МПа	δ , %	$\sigma_{СМИК}$, МПа	δ , %	$\sigma_{СМИК}$, МПа	δ , %
3	35* (22**)	130–140	4–5	140–170	6–7	50–60	15–18
9	62*	250–350	3–4	260–270	5–6	60–70	15–18

Примечание: * для ДЗ, сформированной на основе интерметаллидов.

** для твердого раствора меди в алюминии

При 400 °С прочность СКМ ($V_{ДЗ} = 0\%$) понизилась до 40–45 МПа, а СМИК с $V_{ДЗ} = 35$ и 62 % – возросла до 140–170 и 260–270 МПа. При этом пластичность увеличилась до 13 % в СКМ и до 6–8 % в СМИК. При температуре 500 °С значения кратковременной прочности составили ≈ 150 ; ≈ 180 и ≈ 200 МПа при $V_{ДЗ} = 0$; 35 и 62 % соответственно.

Использование экспериментальных данных по прочностным свойствам СМИК системы Cu-Al позволило косвенным методом оценить прочность ДЗ, сформированной при нагреве:

$$\sigma_{ДЗ} = \frac{\sigma_{СМИК} - \sigma'_{Cu} V_{Cu}}{V_{ДЗ}} \quad (1)$$

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

На рис. 1 представлены полученные расчетным путем средние значения прочности ДЗ, сформированной при 530 °С от температуры испытания.

Их анализ свидетельствует об аномальной зависимости прочности ДЗ от температуры. Согласно полученным данным в медно-алюминиевом СМИК прочность ДЗ, при комнатной температуре составляет ≈ 15 МПа. Пиковое значение $\sigma_{ДЗ} = 415$ МПа реализуется при температуре 400 °С.

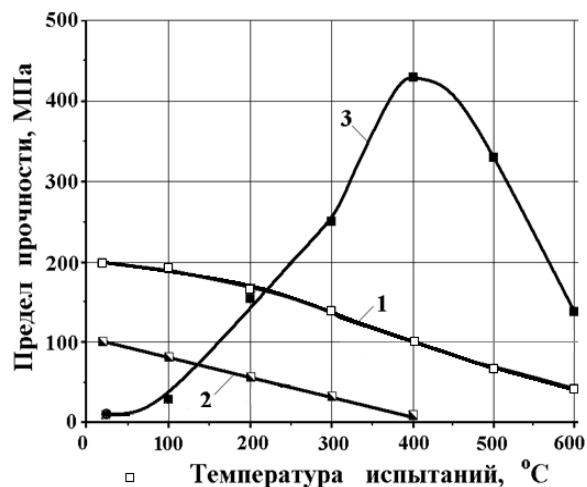


Рис. 1. Влияние температуры испытания на прочность холоднойкатаной меди (1), алюминия (2) и ДЗ, сформированной при нагреве СКМ системы Cu-Al до 530 °С (3)

Прочность СМИК (по аналогии с волокнистыми КМ) можно определить из уравнения

$$\sigma_{СМИК} = \sigma_{Cu} - \sigma_{Cu}V_{ДЗ} \quad (2)$$

Его анализ показывает, что при перегрузке ДЗ прочность СМИК становится ниже прочности основных слоев. Минимальную объемную долю ДЗ, т. е. V_{min} при превышении которой не наблюдается потеря ее несущей способности можно установить, приравняв уравнения (2) и (3):

$$\sigma_{СМИК} = \sigma_{0,2Cu}(1 - V_{ДЗ}) + \sigma_{ДЗ}V_{ДЗ}, \quad (3)$$

а вместо $V_{ДЗ}$ подставив V_{min}

$$\sigma_{Cu}(1 - V_{min}) = \sigma_{0,2Cu}(1 - V_{min}) + \sigma_{ДЗ}V_{min}, \quad (4)$$

откуда

$$V_{min} = \frac{\sigma_{Cu} - \sigma_{0,2Cu}}{\sigma_{ДЗ} + \sigma_{Cu} - \sigma_{0,2Cu}}. \quad (5)$$

Значение V_{min} можно установить и графически (рис. 2).

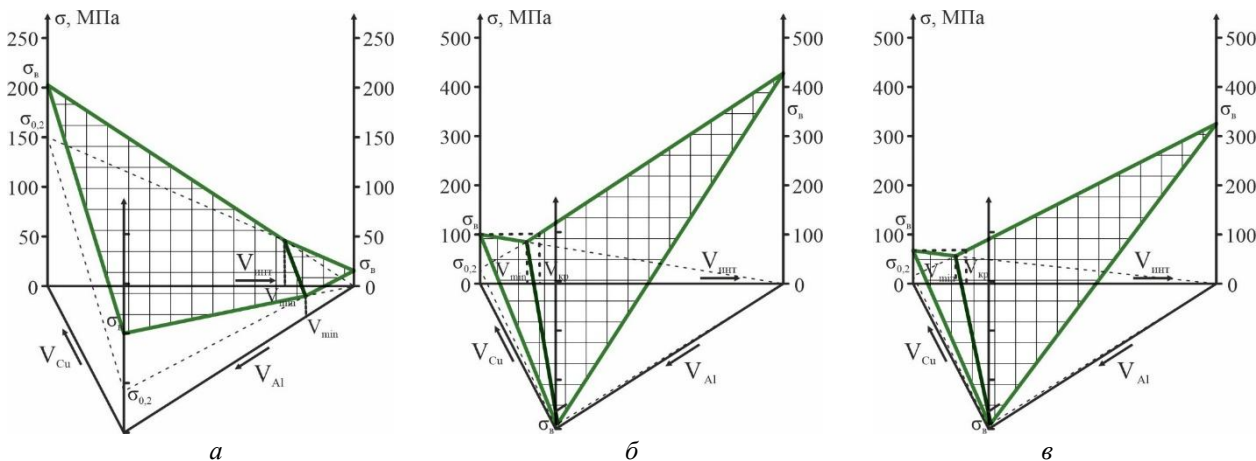


Рис. 2. Изменение расчетных показателей прочности СМИК системы Cu-Al в зависимости от объемной доли составляющих, одна из которых хрупкая (ДЗ): а – 20 °С; б – 400 °С; в – 500 °С

Выводы

1. Повышение кратковременной прочности СМИК системы Cu-Al при температурах выше комнатной достигается за счет увеличения объемной доли диффузионных зон, а прочности при комнатной температуре – за счет увеличения объемной доли меди.

2. При разработке технологического процесса получения СМИК системы Cu-Al, обладающих требуемым уровнем механических свойств при температурах, отличных от комнатной температуры, на первом этапе необходимо расчетно-экспериментальным путем оценить их прочность. Далее, исходя из полученных значений прочности, выбрать режим диффузионного отжига для получения требуемого соотношения металлических слоев и диффузионных зон. Заключительный этап должен включать разработку технологии сварки взрывом и обработки давлением, обеспечивающей заданные геометрические размеры композита с минимальным уровнем физической и химической неоднородности на межслойных границах.

3. Воздействие ультразвука на СКМ при его термообработке на заключительном этапе фор-

мирования СМИК, не оказывает существенного влияния на их прочность.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Расчетная оценка прочности слоистых интерметаллидных композитов систем Cu-Al и Ti-Fe/ В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко // Конструкции из композиционных материалов. – 2008. – № 2. – С. 1–7.
2. Шморгун, В. Г. Влияние высокотемпературной термообработки на структуру и свойства медно-алюминиевого слоистого интерметаллидного композита / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко, С. П. Писарев // Конструкции из композиционных материалов. – 2007. – № 2. – С. 37–42.
3. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – М. : Metallurgizdat, 2016. – 346 с.
4. Кузьмин, Е. В. 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 ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – 108 с.
5. 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>.

УДК 621.791.044+621.771:669.018.95
DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-22-26

В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов, А. И. Богданов

**ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ
СЛОЕВ СВАРЕННОГО ВЗРЫВОМ ТИТАНО-СТАЛЬНОГО КОМПОЗИТА
ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

В работе приведены результаты исследований химического и фазового состава в околошовных слоях пятислойного сваренного взрывом композита титан ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т после термической обработки при температурах 850 и 900 °С и временах выдержки до 100 часов с использованием рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов.

Ключевые слова: композит, сварка взрывом, термическая обработка, химический состав, фазовый состав, энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ, рентгеноструктурный анализ.

V. N. Arisova, L. M. Gurevich, A. F. Trudov, V. O. Kharlamov, A. I. Bogdanov

**FORMATION OF A PHASE COMPOSITION IN THE ZONE
OF JOINING LAYERS OF AN EXPLOSION WELDED
TITANIUM-STEEL COMPOSITE AFTER HEAT TREATMENT**

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies of the chemical and phase composition in the near-weld layers of a five-layer explosion-welded composite titanium VT-20 + steel 08Kh18N10T after heat treatment at temperatures of 850 and 900 °C and holding times up to 100 hours using X-ray spectral and X-ray diffraction analyzes.

Keywords: composite, explosion welding, heat treatment, chemical composition, phase composition, energy dispersive X-ray spectrum analysis, X-ray diffraction analysis.

Введение

В слоистых металло-интерметаллидных титано-стальных композитах различного состава, получаемых с помощью комплексной технологии, включающей сварку взрывом (СВ) и термическую обработку (ТО), металлические слои, контактирующие с хрупкой интерметаллидной прослойкой, увеличивают пластичность композита при комнатной температуре, а тонкие интерметаллидные слои обеспечивают высокие значения предела прочности и предела текучести при повышенных температурах [1–3].

В [4–8] приведены результаты исследований диффузионных процессов, протекающих в пятислойном композиционном материале (КМ) титан ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т после СВ и термической обработки при температурах 800–900 °С и временах выдержки 1–100 часов. Данная работа посвящена подробному изучению формирования фазового состава сваренного взрывом КМ ВТ-20+сталь 08Х18Н10Т в околошовных зонах между титаном и сталью при различных режимах ТО.

Материалы и методы исследования

СВ пятислойного композита осуществляли по одновременной плоскопараллельной схеме: трех титановых (1,2 мм) и двух стальных (1 мм) слоев. Термическую обработку осуществляли в печи SNOL 8.2/1100 при температурах 850 и 900 °С и временах выдержки 1–100 час.

Энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ проводили спектрометром INCA X-Max (Oxford Instruments) на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa3D DualBeam,

Фазовый состав определяли с помощью рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга–Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ($\lambda=1,5406\text{Å}$) с использованием никелевого K_{β} -фильтра. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием ли-

цензионной порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1).

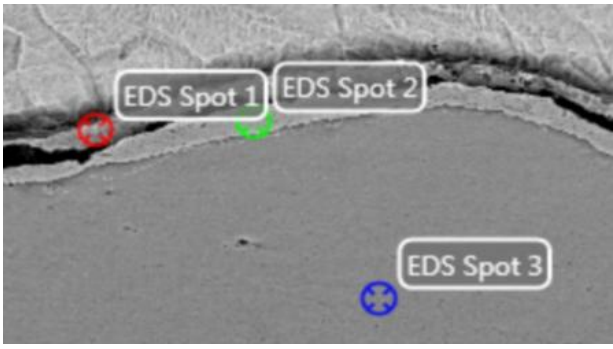
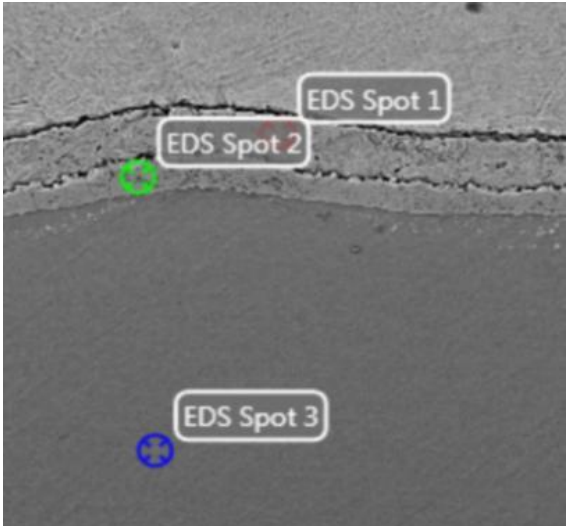
Результаты и их обсуждение

В [7; 8] было показано, что с увеличением температуры и времени выдержки идет развитие диффузионных процессов – увеличивается толщина диффузионных зон и изменяется их структура: при температурах 800–900 °C и временах выдержки до 4 ч диффузионные зоны состояли из двух прослоек: первой – тонкой, прилегающей к стали и второй – значительно большей толщины, прилегающей к VT20; при

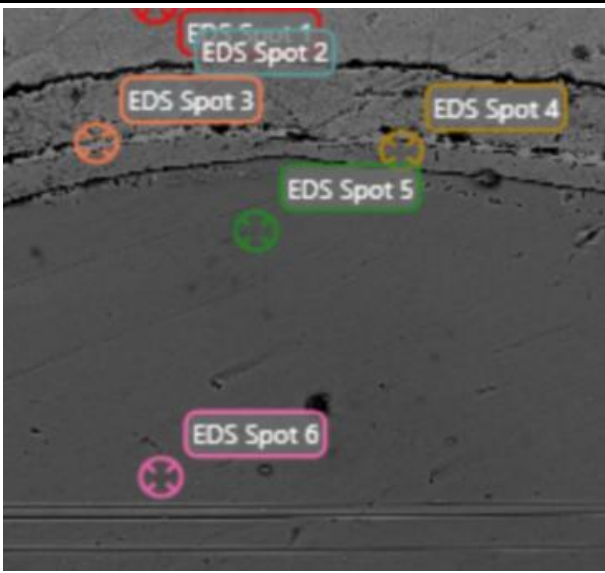
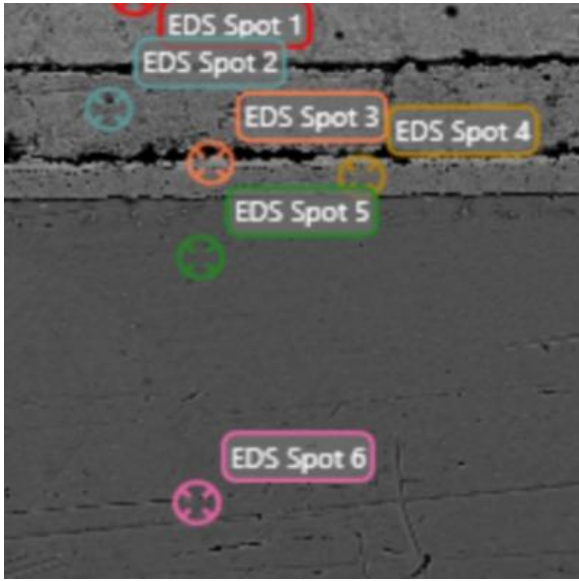
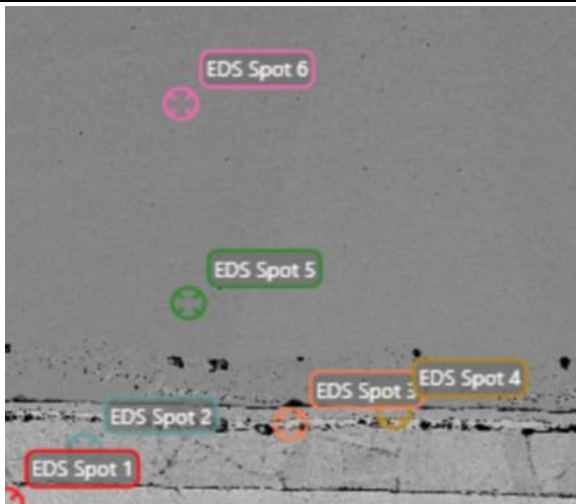
времени выдержки 10 ч диффузионная зона состояла уже из трех прослоек – широкой и двух тонких, а при увеличении времени выдержки от 20 до 100 часов на всех границах диффузионная зона состояла из четырех прослоек – трех тонких возле коррозионностойкой стали и широкой – возле титанового сплава.

В таблице показана структура околошовных зон при температуре 900 °C и разных временах выдержки с результатами точечного рентгеноспектрального анализа в различных участках. Нумерация точек идет от тонких прослоек со стороны стали до широкой прослойки со стороны титана.

Результаты точечного энергодисперсионного анализа в диффузионных зонах термообработанного слоистого композита VT20-08X18H10T при температуре 900 °C и временах выдержки от 4 до 100 часов

Режим термообработки	Структура	Химический состав в указанных на микроструктурах зонах (%ат.)				
		Al	Ti	Cr	Fe	Ni
900 °C, 4 ч		1 точка				
		0,63	4,09	24,4	68,1	2,71
		2 точка				
		1,56	51,8	2,96	38,5	5,03
900 °C, 10 ч		1 точка				
		1,02	5,5	23,3	67,6	2,62
		2 точка				
		1,28	53,4	3,6	37,3	4,39
		3 точка				
		10,1	79,1	1,4	8,03	1,36
		3 точка				
		10,7	79,1	1,63	7,29	1,3

Окончание таблицы

Режим термообработки	Структура	Химический состав в указанных на микроструктурах зонах (%ат.)				
		Al	Ti	Cr	Fe	Ni
900 °С, 20 ч		2 точка				
		0,8	8,5	24,3	63,8	2,7
		3 точка				
		1,0	24,5	11,5	59,5	3,5
		4 точка				
		1,3	51,6	4,2	38,4	4,5
		5 точка				
8,6	74,5	2,9	12,2	1,8		
6 точка						
10,3	78,7	1,6	8,1	1,3		
900 °С, 50 ч		2 точка				
		0,9	2,7	26,2	67,9	2,3
		3 точка				
		0,7	28,5	10,2	57,2	3,3
		4 точка				
		1,5	51,5	3,7	39,3	4,0
		5 точка				
11,1	73,4	2,5	11,2	1,8		
6 точка						
12,3	76,8	1,5	8,3	1,1		
900 °С, 100 ч		2 точка				
		0,9	3,2	25,4	67,9	2,6
		3 точка				
		0,6	20,9	15,8	60,6	2,7
		4 точка				
		0,6	57,0	4,0	33,7	4,7
		5 точка				
8,7	77,5	2,6	9,9	1,3		
6 точка						
11,0	79,8	1,6	6,5	1,1		

Анализ данных проведенного рентгено-спектрального исследования показывает, что с увеличением температуры и времени выдержки химический состав тонких прослоек примерно одинаков, что свидетельствует о формировании определенных в них фаз, а в широкой прослойке происходит плавное уменьшение элементов стали и увеличение концентрации алюминия и титана.

При исследовании фазового состава на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO съемка осуществлялась на образцах после расслоения со стороны стали и титана (рис. 1). После расслоения на стороне титана осталась широкая диффузионная прослойка, а со стороны стали 1 тонкой при временах выдержки 1–4 часа, 2 тонких при временах выдержки 10 часов и 3 тонких при временах выдержки от 20 до 100 часов.

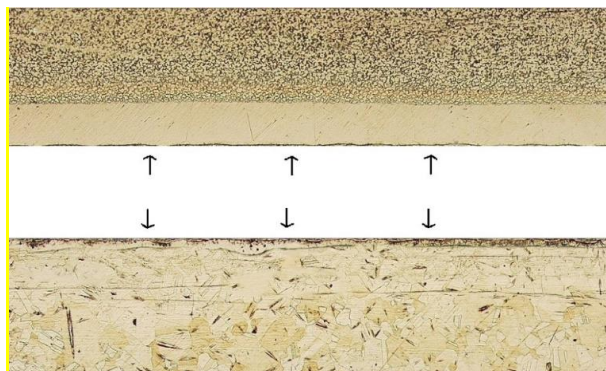


Рис. 1. Схема расслоения образцов после сварки взрывом и термической обработки

На рис. 2 представлены дифрактограммы композита ВТ20+08Х18Н10Т после термической обработки при температуре 900 °С 100 ч, со стороны стали (а) и со стороны титана (б).

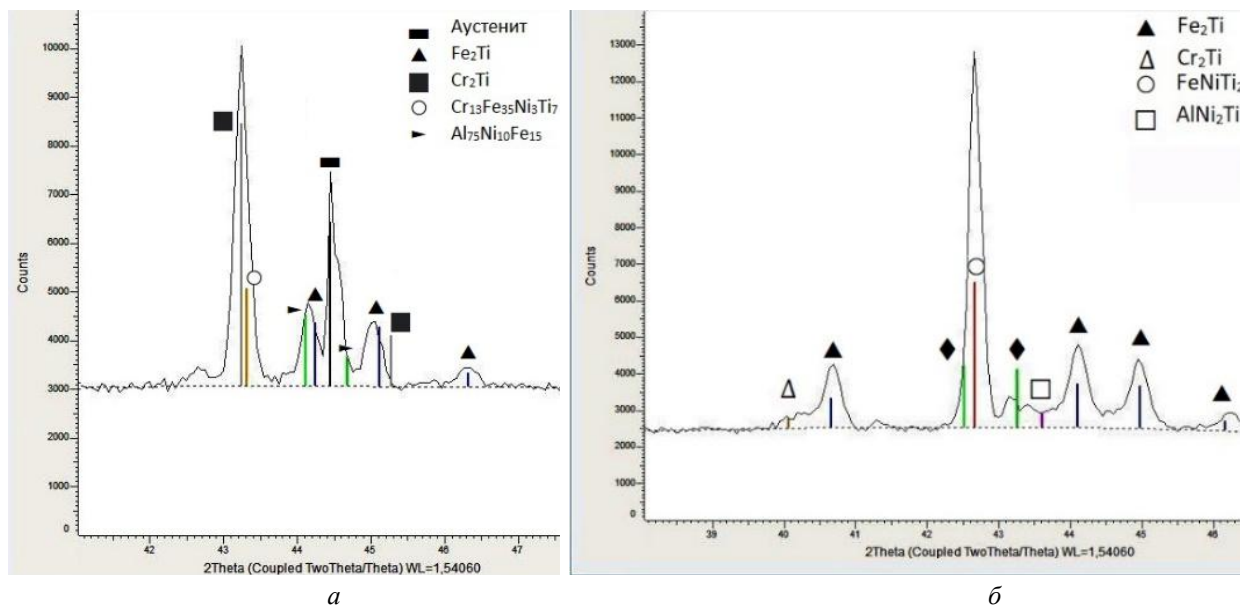


Рис. 2. Фрагменты дифрактограмм композита ВТ20+08Х18Н10Т после термической обработки при температуре 900°С и времени выдержки 100 ч, со стороны стали (а) и со стороны титана (б)

На дифрактограммах при температурах 850, 900 °С и временах выдержки 1–10 час со стороны стали наблюдается постоянное присутствие твердого раствора FeCr, интерметаллидов Fe₂Ti и Cr₂Ti. При увеличении времени выдержки до 20–100 ч, кроме выше указанных фаз, выявлены интерметаллиды Cr₁₃Fe₃₅Ni₃Ti₇ и Al₇₅Ni₁₀Fe₁₅.

Со стороны титана при 850°С со стороны титана фазовый состав одинаков при всех временах выдержки: Fe₂Ti, Ni₄Ti₃, Cr₂Ti и Fe₂Al₅.

При 900°С интерметаллиды Fe₂Ti и Cr₂Ti сохраняются в композите после термообработки при всех временах выдержки, Ni₄Ti₃ только

после ТО при выдержке 4 ч, а Fe₂Al₅ – после 4, 10 и 20 ч. При термообработке 20 ч появляется фаза FeNiTi₂, а после 50 ч добавляется интерметаллид AlNi₂Ti.

Выводы

1. Химический состав тонких диффузионный прослойки при температурах 850 и 900 °С и временах выдержки от 1 до 100 часов практически не отличается, в них присутствуют элементы стали Fe, Cr и Ni и титанового сплава Al и Ti. В широкой прослойке по мере удаления вглубь ВТ-20 происходит плавное уменьшение элементов стали и увеличение Al и Ti;

2. Рентгеноструктурный анализ поверхностных зон соединения расслоенного по границам композита после отжигов при 850 и 900 °С 1, 4, 10, 20, 50 и 100 ч выдержки и со стороны стали, и со стороны титанового сплава показал наличие следующих фаз: твердый раствор FeCr, Fe₂Ti, Cr₂Ti, Ni₄Ti₃, присутствует небольшое количество интерметаллидов Fe₂Al₅, Al₈Cr₃, Al₇₅Ni₁₀Fe₁₅, AlNi₂Ti и FeNiTi₂.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Титаностальные композиты и соединения : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун ; ВолГГТУ. – Волгоград, 2013. – 344 с.
2. Гуревич, Л. М. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия : монография /Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва : Металлургиздат, 2016. – 346 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова ; ВолГГТУ. – Волгоград, 2006. – 402 с.
4. Structure formation in the zones of joints obtained by explosion welding with subsequent rolling of a five-layer titanium-steel composite / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. Г. Серов, В. О. Харламов // Metallurgist. - 2019. - Vol. 63, No. 1-2 (April). – P. 96-104.
5. Арисова, В. Н. Особенности формирования структуры на границах сваренного взрывом пятислойного титаностального композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. Г. Серов, В. О. Харламов // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 19–22.
6. Влияние термической обработки на диффузионные процессы в сваренном взрывом пятислойном титаностальном композите / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, А. И. Богданов, В. О. Харламов, В. А. Изюмский // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 7–12.
7. Формирование многослойного титаностального интерметаллидного композита / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, Д. Д. Твердышева, В. А. Изюмский // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 6 (241) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 6–14.
8. Исследование диффузионных процессов в многослойном титано-стальном композите при длительных нагревах / В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Ф. Трудов, В. О. Харламов, Д. Д. Твердышева // Известия ВолГГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 14–21.

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-27-32

Д. Р. Черников, А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА УПЛОТНЕНИЯ И СОСТАВА ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ТИТАНА И ЖЕЛЕЗА НА СОДЕРЖАНИЕ ФАЗ В РЕАКЦИОННОСПЕЧЕННЫХ МАТЕРИАЛАХ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ ВОДОРОДА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

Представлены результаты исследований структурного и фазового состава материалов на основе смесей Ti-Fe с различным содержанием титана, полученных различными методами прессования, с последующим реакционным спеканием. Выявлены условия получения материалов с высоким содержанием метастабильной фазы Ti₂Fe, способствующей повышению их водородной емкости.

Ключевые слова: порошковая смесь, железо, титан, взрывное нагружение, термическая обработка, интерметаллид.

D. R. Chernikov, A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak

INFLUENCE OF THE METHOD OF COMPACTION AND THE COMPOSITION OF POWDER MIXTURES OF TITANIUM AND IRON ON THE CONTENT OF PHASES IN REACTION SINTERED MATERIALS FOR HYDROGEN STORAGE

Volgograd State Technical University

The results of studies of structural and phase composition of the materials based on Ti-Fe mixtures with different titanium content obtained by different pressing methods with subsequent reaction sintering are presented. The conditions for obtaining the materials with high content of metastable phase Ti₂Fe contributing to the increase of their hydrogen capacity have been revealed.

Keywords: powder mixture, iron, titanium, explosive loading, heat treatment, intermetallic compound.

Использование гидридообразующих металлов или сплавов считается самым безопасным способом хранения водорода по сравнению с резервуарами высокого давления или криогенными резервуарами. Среди подобных материалов с начала 1970-х годов широко применяются сплавы на основе интерметаллического соединения TiFe, отличающиеся низкой ценой, легко реализуемыми условиями гидрирования и высокой водородной емкостью [1].

Сплавы на основе TiFe обычно получают путем сплавления элементов в высокотемпературной печи. Бинарное соединение получается из расплава по перитектической реакции $L + \text{TiFe}_2 \rightarrow \text{TiFe}$ при 1317 °C (рис. 1). В качестве альтернативы плавлению TiFe также может быть получен и обработан методами ин-

тенсивной пластической деформации (SPD), такими как шаровая мельница [2] и кручение под высоким давлением [3]. Методы SPD приводят к получению свежих и дефектных поверхностей, что способствует активации сплава, а также наноструктурированию, но снижает его номинальную емкость.

Основным недостатком для практического применения TiFe, вероятно, является трудоемкая обработка, необходимая после синтеза для содействия первому поглощению водорода. Эта обработка, обычно называемая «активацией», была предметом обширных исследований и споров. Тот факт, что TiFe не так легко поглощает водород при первом насыщении, объясняется естественным пассивирующим слоем, который образуется на его поверхности: пары воды при-

существующие во влажном воздухе, могут вступить с ней в реакцию, образуя оксиды и гидроксиды, а затем препятствуя реакции с водородом. Следовательно, необходимо применять

жесткие условия, чтобы вызвать проникновение водорода, разрушить пассивирующий поверхностный слой или избежать его образования на поверхности сплава.

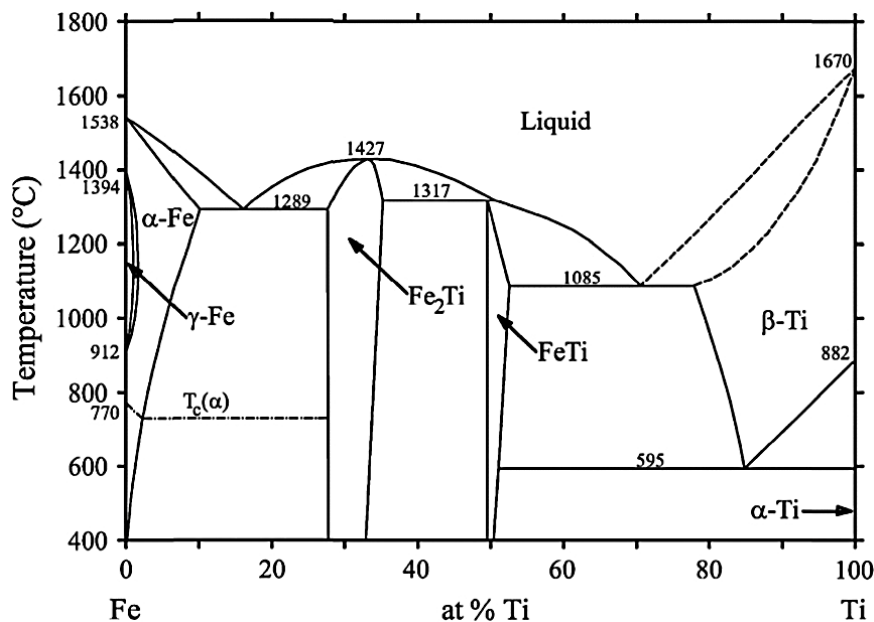


Рис. 1. Фазовая диаграмма Fe-Ti [1]

В последнее время идут активные исследования связанные с возможностью избавиться от процесса активации путем добавления избытка титана в сплавы на основе TiFe [4–6]. Это обусловлено появлением в структуре материала β-твердого раствора железа в титане и метастабильной фазы Ti₂Fe, которое не только избавляют от необходимости активации

материала, но и повышает сорбционные свойства. Гидриды данной интерметаллидной фазы в соответствии с «правилом обратной стабильности» [7] должны иметь меньшую энтальпию образования, чем гидриды на основе интерметаллида TiFe.

Целью данной работы было изучение структуры и фазового состава порошковых матери-

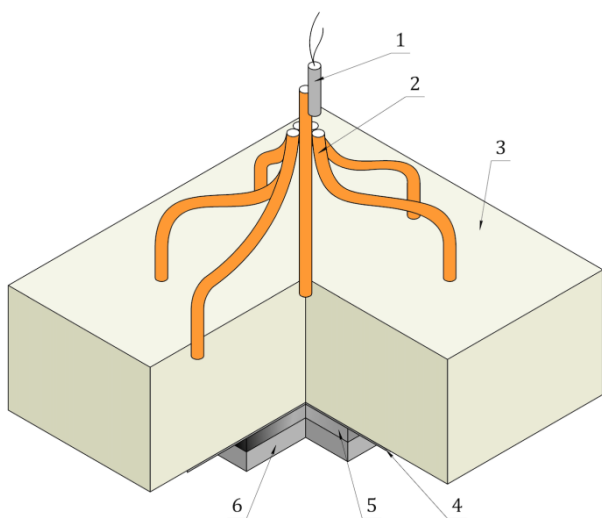


Рис. 2. Схема ударно-волнового нагружения:
1 – детонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – контейнер с ВВ;
4 – промежуточная пластина; 5 – прессуемый порошок;
6 – стальная подложка

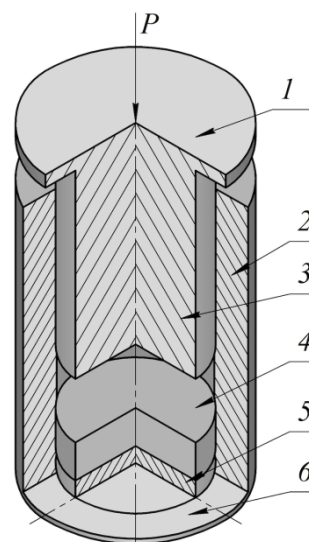


Рис. 3. Схема прессования в закрытой пресс-форме:
1 – нажимная пята; 2 – матрица; 3 – верхний пуансон; 4 – шихта;
5 – нижний пуансон; 6 – опорная пята

алов, полученных взрывным нагружением или статическим прессованием с последующим реакционным спеканием для выявления составов порошковых смесей и режимов спекания, обеспечивающих формирование максимального количества фазы Ti_2Fe в составе материала.

Ударно-волновое нагружение порошковой смеси проводилось по схеме с нормально-падающей детонационной волной (рис. 2). Режим нагружения обеспечивал разогрев порошковой смеси в ударных волнах до $800\text{ }^\circ\text{C}$. Статическое прессование осуществлялось в цилиндрической пресс-форме. Высота исходного слоя порошка составляла 7 мм, диаметр пресс-формы –

10 мм, усилие прессования 230 кгс/мм^2 (рис. 3).

Полученные прессовки подвергались реакционному спеканию при температуре $1100\text{ }^\circ\text{C}$. Главным условием выбора температуры нагрева было образование жидкой фазы за счет контактного плавления, которое становится возможным, начиная с температуры $1085\text{ }^\circ\text{C}$ (см. рис. 1). Для минимального взаимодействия с окружающей средой, обрабатываемые образцы размещались в герметичных стальных ампулах, в присутствии титанового порошка.

Для изучения фазового и структурного состава, применялись порошковые смеси с разным соотношением титана и железа (табл. 1).

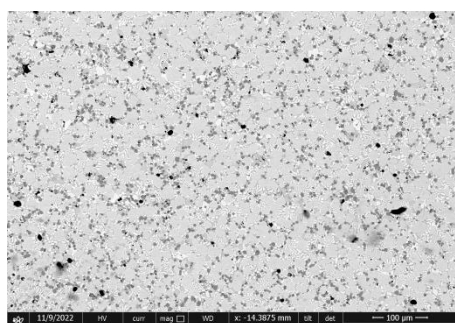
Таблица 1

Состав порошковых смесей

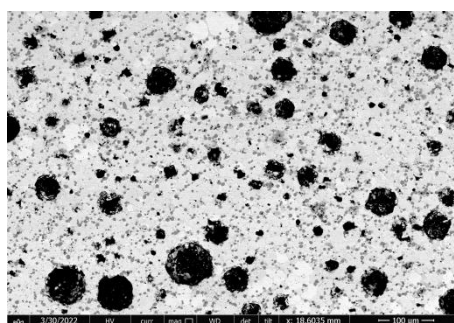
Компоненты смеси	Состав, атомные %	Состав, массовые %
Ti / Fe	62/38	58,3/41,7
	69/31	65,6/34,4
	71/29	67,7/32,3

Исследование структуры и химического состава фаз полученных образцов проводили методами растровой электронной микроскопии на РЭМ FEI Versa 3D LoVac, определение количественного содержания фаз – с использованием программного пакета ImageJ.

Внешний вид структуры материалов после прессования и спекания представлен на рис. 4. Как следует из рисунка, в прессовках, полученных статическим прессованием, присутствуют большое количество пор (рис. 4, б), в отличие от прессовок, полученных взрывным нагружением (рис. 4, а).



а



б

Рис. 4. Структура прессовок, полученных:
а – взрывным нагружением; б – статическим прессованием в закрытой форме (x500)

На рис. 5 и рис. 6 представлены микроструктура материалов системы Ti-Fe после реакционного спекания.

Как следует из рисунков, в структуре всех полученных образцов присутствуют три основные фазы: стабильная фаза $TiFe$ с равным атомным соотношением Ti и Fe и метастабильные

Ti_2Fe и $\beta-Ti$ с соотношением компонентов Ti / Fe, равным $66,9/33,1$ ат.% и $80,7/19,3$ ат.% соответственно. Сплавы также содержат в своем объеме большое количество мелких включений, являющихся по своей природе оксикарбонитридной фазой $Ti(N,C,O)$ (рис. 7).

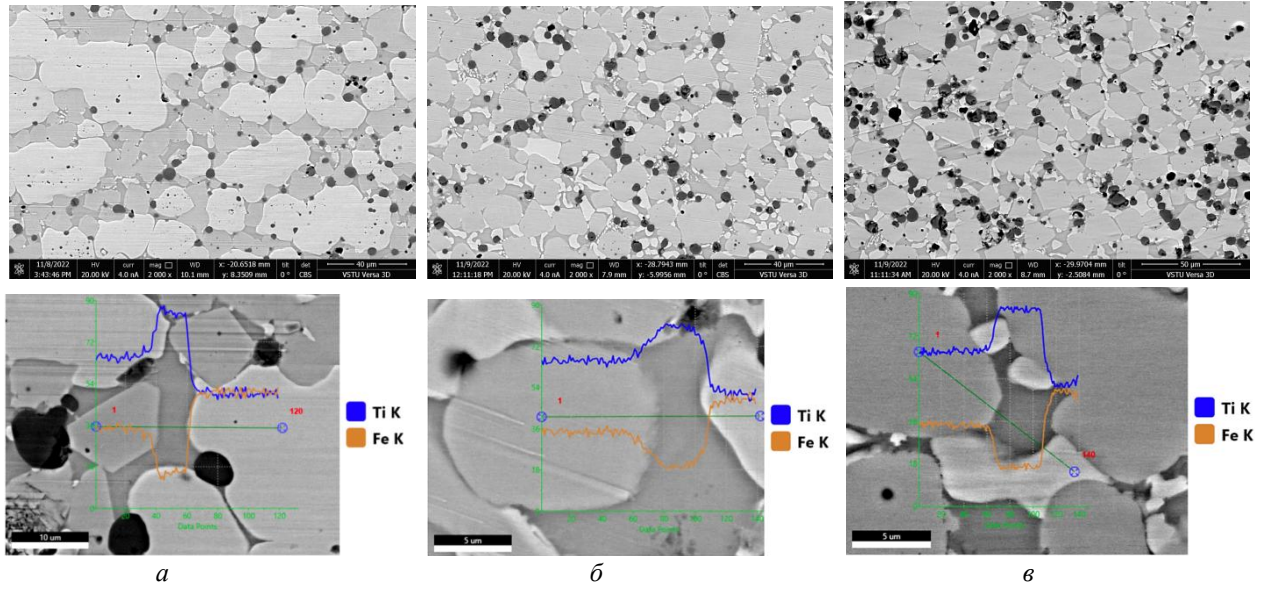


Рис. 5. Структура материалов, полученных при помощи взрывного нагружения:
a – $Ti_{62}Fe_{38}$; *б* – $Ti_{69}Fe_{31}$; *в* – $Ti_{71}Fe_{29}$

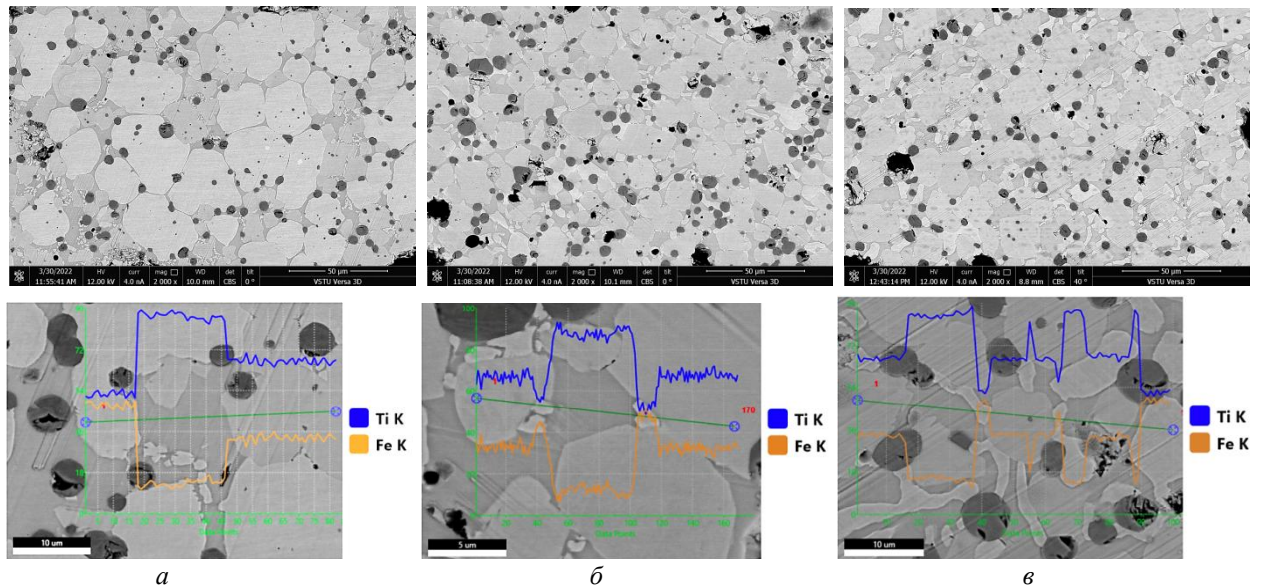


Рис. 6. Структура межзоровых участков материалов, полученных при прессовании в закрытой форме:
a – $Ti_{62}Fe_{38}$; *б* – $Ti_{69}Fe_{31}$; *в* – $Ti_{71}Fe_{29}$

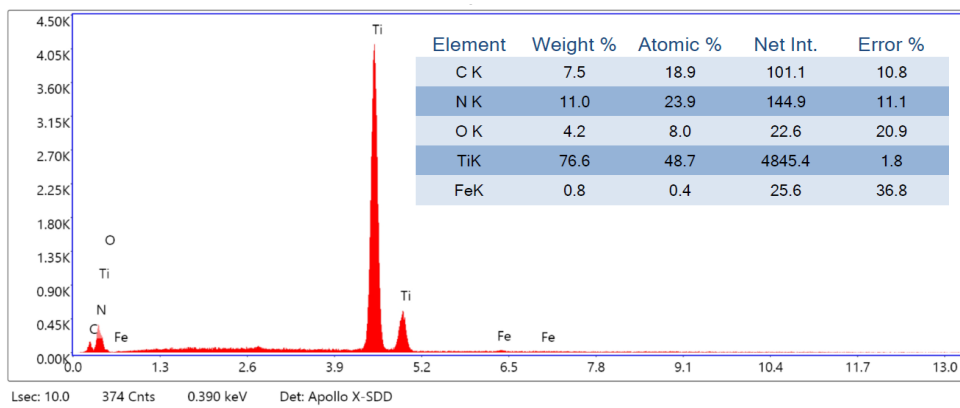


Рис. 7. Состав включений в структуре материала, полученного в результате реакционного спекания прессовок Ti и Fe при температуре 1100 °C

Содержание фаз в структуре твердой фазы приведено в табл. 2 и 3 и на рис. 8.

Таблица 2

Фазовый состав материалов, полученных при помощи взрывного нагружения

Содержание Ti/Fe, ат. %	Содержание фазы, об. %			
	TiFe	Ti ₂ Fe	Ti(N,O,C)	β-Ti
62/28	63,5	20,9	5,8	9,8
69/31	17,4	54,4	6,4	21,8
71/29	18,0	57,8	4,5	19,7

Таблица 3

Фазовый состав межпоровых участков материалов, полученных статическим прессованием в закрытой форме

Содержание Ti/Fe, ат. %	Содержание фазы, об. %			
	TiFe	Ti ₂ Fe	Ti(N,O,C)	β-Ti
62/28	62,3	18,5	6,2	13,0
69/31	22,4	51,6	10,8	15,2
71/29	15,7	55,0	7,8	21,5

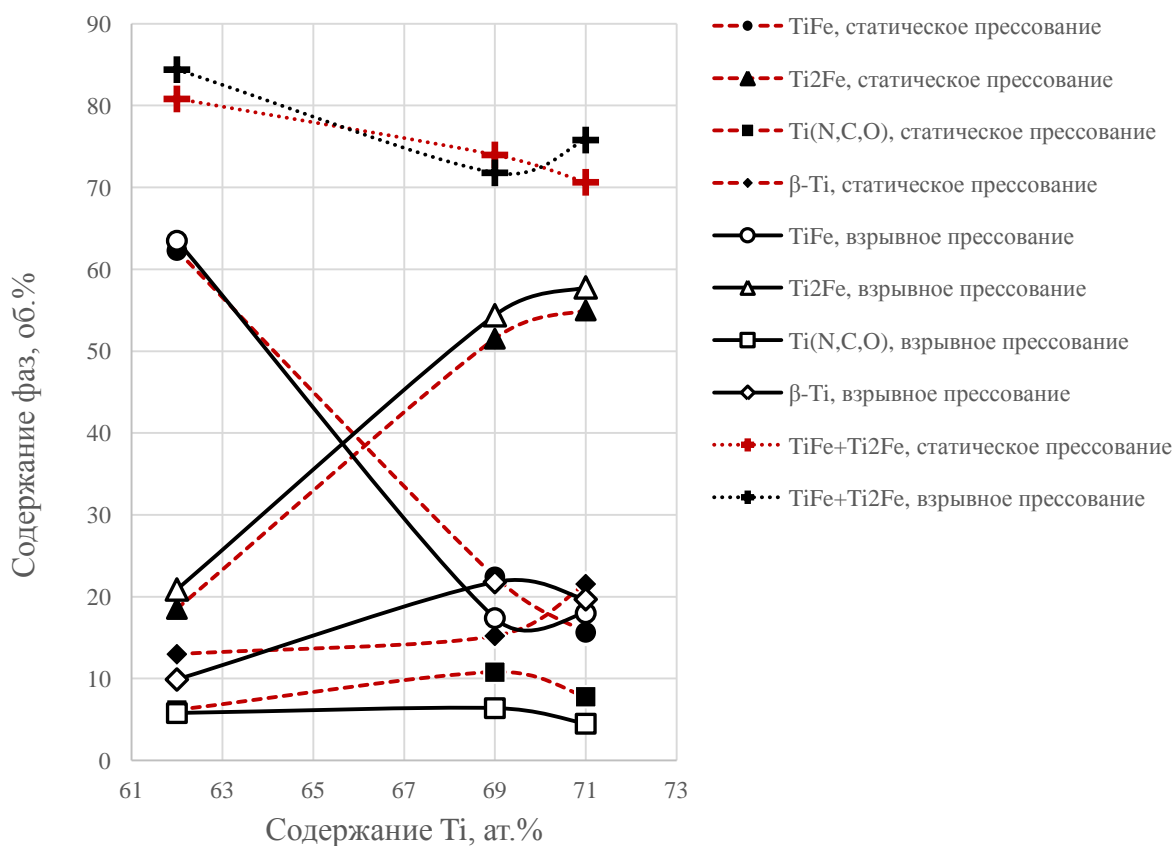


Рис. 8. Фазовый состав образцов, полученных разными методами

Рассмотрение результатов количественного металлографического анализа (см. табл. 2, 3) позволяет сделать вывод, что с увеличением содержания титана количество интерметаллидной фазы Ti_2Fe в структуре полученных материалов растёт, но не достигает 100 %, чего можно было бы ожидать в случае использования 67 ат.% Ti по причине частичного связывания последнего в составе оксикарбонитридов и β -твердого раствора. Максимальное содержание Ti_2Fe после реакционного спекания удается получить при 69–71 ат.% Ti, независимо от используемого способа прессования исходной смеси порошков. При этом общее объемное содержание гидридообразующих при нормальной температуре фаз (т. е. TiFe и Ti_2Fe) достигает 70–75 % (рис. 8).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Dematteis E. M. et al. Substitutional effects in TiFe for hydrogen storage: a comprehensive review // Materials

Advances. – 2021. – Т. 2. – №. 8. – С. 2524-2560.

2. Zadorozhnyy V. et al. Hydrogen storage nanocrystalline TiFe intermetallic compound: Synthesis by mechanical alloying and compacting // International Journal of Hydrogen Energy. – 2012. – Т. 37. – №. 22. – С. 17131-17136.

3. Edalati K. et al. Activation of TiFe for hydrogen storage by plastic deformation using groove rolling and high-pressure torsion: Similarities and differences // International journal of hydrogen energy. – 2014. – Т. 39. – №. 28. – С. 15589-15594..

4. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. Hydrogenation of Ti_xFe_{2-x} -based alloys with overstoichiometric Ti ratio ($x=1.1, 1.15$ and 1.2) // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Т. 46. – №. 77. – С. 38363-38369.

5. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. First Hydrogenation of TiFe with Addition of 20 wt.% Ti // Hydrogen. – 2022. – Т. 3. – №. 4. – С. 379-388.

6. Park K. B. et al. Characterization of microstructure and surface oxide of Ti1.2Fe hydrogen storage alloy // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Т. 46. – №. 24. – С. 13082-13087

7. Исследование влияния содержания титана на водородсорбционные свойства материалов системы «титан-железо» / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. Р. Черников [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 7(266) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 7–12.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-32-36

Н. А. Адаменко¹, Г. В. Агафонова¹, Л. Ю. Дробот¹, И. А. Молодцова²

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПОЛНЕННОГО КОКСОМ ВТОРИЧНОГО ФТОРОПЛАСТА ПОСЛЕ ВЗРЫВНОЙ ОБРАБОТКИ

¹ Волгоградский государственный технический университет

² Волгоградский государственный медицинский университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Методами оптической микроскопии и термомеханического анализов исследовано влияние взрывного прессования в цилиндрической стальной ампуле на структуру и свойства вторичного полимерного композиционного материала Ф4К20 с целью разработки технологии взрывного прессования промышленных отходов.

Ключевые слова: взрывное прессование, вторичный коксофторопласт, кристаллическая структура, теплостойкость, термомеханические свойства.

N. A. Adamenko¹, G. V. Agafonova¹, L. Yu. Drobot¹, I. A. Molodtsova²

STRUCTURE AND PROPERTIES OF COKE-FILLED SECONDARY FLUOROPLASTIC AFTER EXPLOSIVE TREATMENT

¹ Volgograd State Technical University

² Volgograd State Medical University

The influence of explosive compaction in a cylindrical steel ampoule on the structure and properties of the secondary polymer composite material F4K20 was studied by optical microscopy and thermomechanical analysis in order to develop a technology for explosive compaction of industrial waste.

Keywords: explosive pressing, secondary coke-fluoroplast, crystal structure, heat resistance, thermomechanical properties.

Введение

Стержни и диски из фторопласта Ф4К20 предназначены для изготовления уплотнитель-

ных, электроизоляционных, антифрикционных, химически стойких конструкций, применяемых в различных отраслях промышленности, в том

числе пищевой, в медицине в качестве деталей технологического оборудования (прокладки, манжеты, вкладыши, подшипники, фильтры, мембраны и др.)

Ф4К20 – композит на основе фторопласта-4 имеет износостойчивость в 600 раз выше по сравнению с чистым полимером [1], используется для изготовления уплотнительных, антифрикционных, химически стойких конструктивных элементов технологического оборудования для различных отраслей промышленности, в том числе нефтехимической, энергетической, пищевой, медицинской (поршневые кольца, подшипники скольжения, уплотнительные манжеты, мембраны и т. п.). Однако увеличение потребления Ф4К20, как и неплавления фторопласта-4 сдерживается по ряду причин, связанных со сложностью переработки, адгезионной инертностью полимера, а также накоплением большого количества отходов при производстве и вышедших из эксплуатации изделий [2; 3]. На данный момент отсутствуют эффективные технологии рециклинга отходов фторопласта-4 и композитов на его основе, что создает серьезную экологическую проблему и требует активных научных изысканий [2; 4].

Одним из перспективных высокоэнергетических способов для получения изделий из высокотермостойких полимеров и их композиций является взрывное прессование (ВП) [3]. Использование при создании, переработке материалов на основе термостойких полимеров энергии взрыва бризантных веществ, обеспечивает возможность при кратковременных, экстремально высоких давлениях и температурах инициировать особенные механизмы структурообразования, сопровождающиеся активационными процессами, повышением межчастичного и межфазного взаимодействия, что позволяет формировать высокие теплофизические и физико-механические свойства получаемых материалов. Проведено множество исследований по ВП полимеров [3; 5–7], что позволило применить данную технологию для получения вторичных материалов из промышленных отходов сложно утилизируемых фторопласта и композитов на его основе в виде стружки [8, 9].

Целью данного исследования является изучение влияния взрывного прессования на структуру и термомеханические свойства вторичного Ф4К20.

Материалы и методы исследования

Ф4К20 наряду с чистым фторопластом включает в себя 20 % коксовой муки. В работе исследовали образцы вторичного Ф4К20 после взрывного прессования в цилиндрической стальной ампуле стружки механической обработки материала. Нагружение осуществляли кольцевым ударным фронтом. Скорость детонации использованного взрывчатого вещества составляла 1900 м/с, рассчитанное давление взрывного прессования составляло 0,6 ГПа. Полученные ВП образцы с целью их монолитизации и уплотнения спекались в ампулах при температуре 370–380 °С с выдержкой 10 мин на 1 мм толщины образца.

Структуры полученных вторичных материалов изучали на оптическом микроскопе «Olympus» ВХ-61 в отраженном свете.

Термодеформационные свойства оценивали при помощи установки термомеханического анализа (ТМА) Netzsch 402 F3 Hyperion по стандартной методике, путем измерения глубины пенетрации индентора диаметром 1,0 мм в исследуемый образец размером 5×5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 1 Н и скоростью нагрева 5 °С/мин. Измерения осуществлялись вдоль оси и по радиусу ампулы в верхней и нижней части прессовок. Термомеханические кривые строились и анализировались с помощью встроенного программного обеспечения Proteus 61. Приведенные термомеханические кривые получены при аппроксимации экспериментальных данных для 3 одинаковых образцов.

Результаты исследований

Ранее проведенными исследованиями по ВП полимеров, их композитов и стружки Ф-4 установлено влияние величины давления, его распределения по высоте, сечению уплотняемого материала на формирование структуры и свойств в различных зонах цилиндрической прессовки. С целью разработки технологии получения вторичного Ф4К20 в работе проведены исследования структуры и свойств в верхней и нижней зонах полученных компактов.

Изучение структуры после ВП вторичного Ф4К20 показало (рис. 1), что материал имеет монолитную структуру не зависимо от зоны прессовки. Следов расслоений и трещин не наблюдалось даже при увеличении в 1000 раз (рис. 1, в). Наполнитель равномерно распределен по объему вторичного материала, в основном в виде мелких включений размером от 5–20 мкм

и небольшого числа более крупных агломератов с поперечным сечением до 50 мкм. В структуре

вторичного материала четко видны зоны взаимодействия по границам частиц стружки.

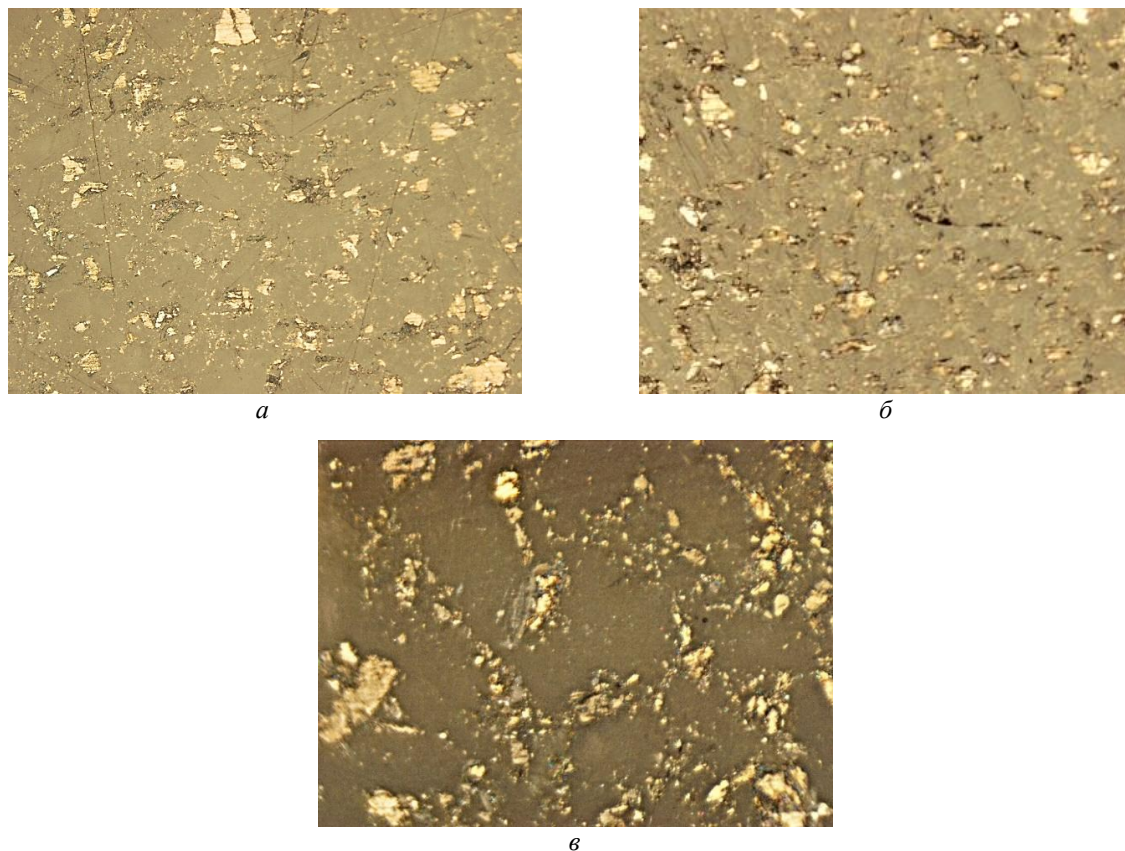


Рис. 1. Микроструктуры вторичного Ф-4К20:
а – верх; б, в – низ прессовки; а, б – $\times 100$, в – $\times 1000$

Термомеханические испытания образцов после ВП в ампуле методом ТМА проводили при внедрении индентора поперек оси (по радиусу) и вдоль оси ампулы. Результаты исследований показали, что ход ТМ-кривых при нагреве одинаковый (рис. 2) независимо от зоны прессовки (верх, низ), а также направления внедрения индентора (вдоль, поперек оси ампулы). Вид кривых свидетельствует о сохранении аморфно-кристаллической структуры полимера после ВП, что подтверждает наличие одного теплодеформационного скачка в области плавления кристаллической фазы, температура которого для исходного Ф-4 составляет 327 °С.

При нагреве до температуры плавления (t_1) образцы испытывают равномерно увеличивающиеся, незначительные деформации от 0,1 % до 2,2–2,8 %, обусловленные увеличением подвижности макромолекул фторопласта-4, находящегося в высокоэластическом состоянии и высокой степенью кристалличности Ф-4. Деформации 2,2–2,8 % все четыре вида исследо-

ванных образцов достигают при температуре 324–327 °С (рис. 2, б), что соответствует температуре начала фазового перехода полимера (t_1), обусловленного плавлением его кристаллической части, ослаблением межмолекулярного взаимодействия при переходе в аморфное состояние. Несколько меньшие термические деформации (2,2–2,3 %) в области температур, близких к плавлению испытывают образцы нижней части прессовки (рис. 2, кривые 3 и 4, таблица). Вероятно, этому способствовали интенсивный рост температуры и высокие скорости перемещения вещества в этой зоне ампулы при ВП, что привело к усилению межмолекулярного и межчастичного взаимодействия [3; 10; 11] в уплотняемом материале. Это подтверждается и наименьшим различием в деформируемости образцов этой части прессовки при внедрении индентора в различных направлениях: по радиусу и вдоль оси (рис. 2; кривые 3 и 4, таблица) во всем температурном интервале испытаний.

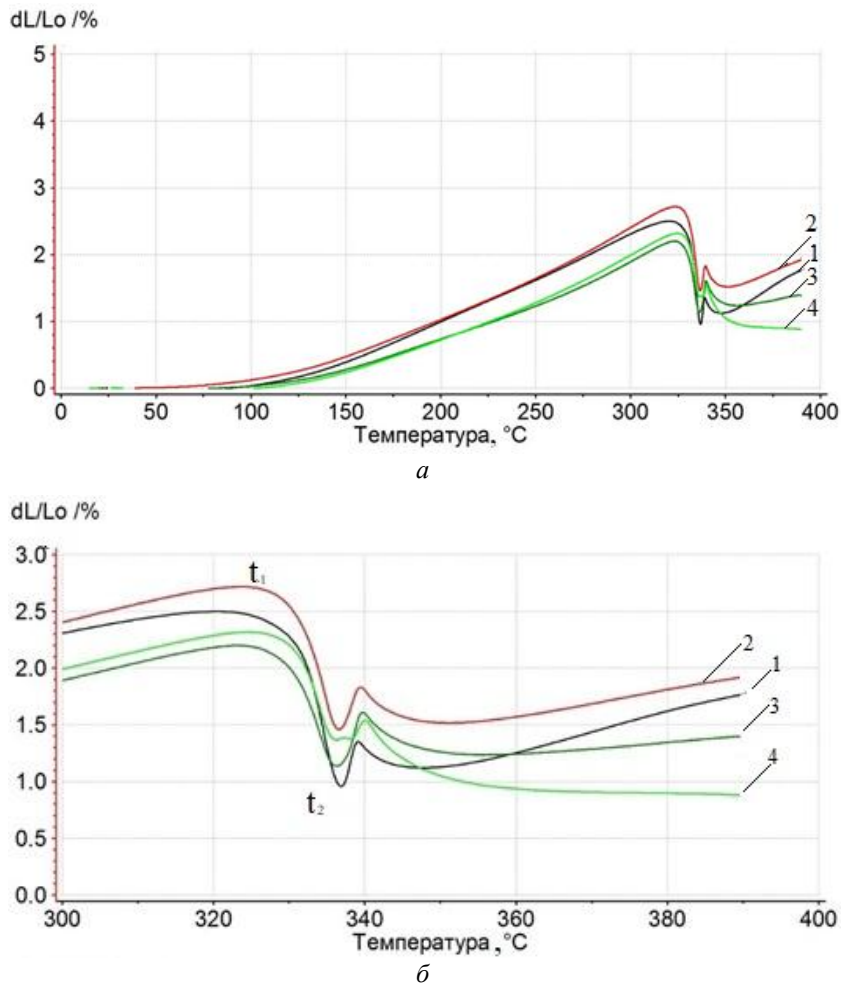


Рис. 2. Термомеханические кривые (а) и участок термомеханических кривых (б) вторичного Φ4К20 после ВП в цилиндрической ампуле: направление пенетрации индентора вдоль оси (1, 3) и по радиусу (2, 4) ампулы; 1, 2 – верх; 3, 4 – низ прессовки

Зависимость термомеханических свойств вторичного Φ4К20

Исследуемая часть прессовки	Направление пенетрации индентора	Относительная деформация (%) при температурах, °C					t ₁	t ₂
		200	250	300	t ₁	t ₂	°C	
верх	по радиусу	1,0	1,6	2,3	2,8	1,5	327	337
	вдоль оси	1,0	1,6	2,4	2,5	0,9	325	337
низ	по радиусу	0,7	1,2	1,9	2,3	1,3	327	336
	вдоль оси	0,7	1,2	2,0	2,2	1,1	326	337

Дальнейший нагрев выше t₁ вызывает скачкообразное (в 1,6–2,8 раз) изменение деформаций вторичного Φ4К20, обусловленных пенетрацией индентора в расплавленную матрицу. Аналогичные изменения наблюдались ранее, при термомеханических испытаниях образцов исходного [10] и вторичного [11] Φ-4, полученных ВП. Однако модифицирующее воздействие наполнителя привело к уменьшению в этой области деформаций вторичного материала до 0,9–1,5 %, против 7,0–12,5 %

у не наполненных первичного и вторичного Φ-4 после ВП.

Выше температуры плавления, как для верхней, так и нижней частей прессовки, выявлено более интенсивное изменение деформаций с 2,2–2,7 % до 0,9–1,1 % при испытаниях вдоль оси ампулы (рис. 1, 2; кривые 1 и 3), против снижения с 2,3–2,7 % до 1,4–1,5 % в поперечном направлении (рис. 1, 2; кривые 2 и 4), чему способствовала интенсивная деформация и течение материала вдоль ударного фронта при ВП.

Полученные результаты термомеханических испытаний вторичного Ф4К20 свидетельствуют о незначительных термических деформациях (0,9–2,8 %), величина которых стабильна в разных зонах прессовки и в различных направлениях ударного прессования, как и температура фазового перехода, которая не снизилась при ВП и составляет 325–327 °С (таблица), что соответствует значениям первичного фторопласта-4 [10] и показывает высокую теплостойкость вторичного материала.

Выводы

Взрывное прессование стружки Ф4К20 в стальной ампуле давлением 0,6 ГПа обеспечивает получение монолитных, однородных прессовок со стабильными термомеханическими свойствами по высоте прессовки с сохранением теплостойкости, соответствующей первичному фторопласту-4, что позволяет рекомендовать данный метод для промышленной переработки отходов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Конструкционные полимерные композиционные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Научные основы и технологии, 2010. – 820 с.
2. Экологические проблемы переработки отходов фторопластов / С. В. Хитрин, С. Л. Фукс, С. В. Девятерикова [и др.] // Теоретическая и прикладная экология. – 2011. – № 1. – С. 76–79.
3. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка термостойких полимеров : монография / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров ; ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – 240 с.
4. Пугачев, А. К. Методы измельчения отходов фторопластов / А. К. Пугачев // Новые технологии инжиниринг. – 2011. – С. 8–13.
5. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / Н.А. Адаменко, Л.Н. Игнатъева, Г.В. Агафонова и др. // Journal of Fluorine Chemistry. – 2021. – Vol. 249 (September). – Article 109852
6. Адаменко, Н. А. Influence of explosive pressing on the formation of structure and properties of PTFE-based composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Э. В. Седов // Materials Today: Proceedings. Vol. 11, part I, 2019. – P. 276-280.
7. Адаменко, Н. А. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова // IOP Conference Series: Earth and Environmental Science (EES). Vol. 87, 2017.
8. Адаменко, Н. А. Explosive Pressing of Fluoroplastic Industrial Waste / Н.А. Адаменко, Г.В. Агафонова, А.Э. Герасимук // Chemical and Petroleum Engineering. – 2015. – Vol. 50, No. 11-12. – С. 819-824.
9. Влияние взрывного прессования на структуру вторичного фторопласта-4 / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 31–35.
10. Исследование структуры и термомеханических свойств политетрафторэтилена после ударно-волновой обработки в ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, А. Э. Волкова, Л. Ю. Дробот, Н. Б. Чеботарев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (188) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 36–39.
11. Теплофизические свойства вторичного фторопласта-4 после взрывного прессования в ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, Д. В. Савин, А. П. Земцова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (229) / ВолгГТУ. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – Волгоград, 2019. – С. 22–25.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-37-43

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ НЕСИММЕТРИЧНОГО ЧЕТЫРЕХСЛОЙНОГО 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 четырехслойного композита титан VT1-0 + сталь 08кп с использованием метода конечных элементов. В результате моделирования подтверждено преобладающее влияние сил трения о поверхность валков на различие в деформировании одинаковых по составу и свойствам наружных и срединных слоев прокатываемого композита.

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

SIMULATION OF THE STRESS-STRAIN STATE OF ASYMMETRIC FOUR-LAYER COMPOSITE TITANIUM VT1-0 + STEEL 08kp IN HOT ROLLING PROCESS

Volgograd State Technical University

3D modeling of rolling at 700°C of a four-layer composite titanium VT1-0 + steel 08kp was carried out using the finite element method. As a result of modeling, the predominant influence of friction forces on the surface of the rolls on the difference in deformation of the outer and middle layers of the rolled composite, which are identical in composition and properties, is confirmed.

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

Введение

Горячая прокатка позволяет производить листовые многослойные материалы значительных габаритов из листов разнородных материалов, а также изменять толщины слоев и длину полученного СМК. При проектировании технологического процесса производства изделий из СМК с заданным соотношением толщин слоев из сплавов с сильно различающимися свойствами необходимо учитывать характеристики заготовки и конечного изделия, а также режимы процесса обработки давлением. Анализ многочисленных исследований процессов при прокатке слоистых композитов приведен в [1; 2]. Исследования показали, что необходимо учитывать не только сопротивление деформированию каждого из слоев композита, но и влияние сил трения наружных поверхностей композита

о поверхность валков. В зависимости от расположения 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 местах контакта валков с наружными поверхностями композита дополнительно формируются сжимающие и сдвигающие напряжения, поэтому на слой М заготовки действуют сжимающие напряжения как со стороны твердого слоя, так и со стороны рабочего валка. Это затрудняет деформацию более мягких слоев и в биметаллах снижает неравномерность деформации. Прокатка симметричных пакетов М + Т + М обеспечивает минимальную нерав-

номерность 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.

Для обеспечения пропорциональной деформации слоев с резко различающимися механическими характеристиками были разработаны различные варианты асимметричной прокатки листов или лент, предусматривающие использование в одной прокатной клети валков различных диаметров, дифференцированные скорости вращения валков, варьирование температуры нагрева по толщине композита.

Значительное влияние сил трения на поверхностях контакта заготовки и валка при прокатке многослойных композитов на распределение деформаций по объему многослойной заготовки показано в ряде работ [3–5]. 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.

Определение рациональных режимов обжатия заготовок, количества и толщин слоев является трудоемкой задачей ввиду сложности протекающих процессов совместной деформации разнородных материалов. Поэтому для оптимизации процессов прокатки композита используют трудоемкие натурные эксперименты. Как альтернатива могут рассматриваться математическое или компьютерное моделирование процессов, происходящих в очаге деформации.

Так, в статье [6] проведено компьютерное 3D-моделирование на основе метода конечных элементов прокатки композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп и исследованы различия в деформациях слоев за счет боковых и продольных течений металла при варьировании диаметра прокатных валков и геометрии композита. Было показано, что в биметаллических листах при прокатке существует градиент деформаций по толщине составляющих слоев при прохождении второго и последующих валков: продольная деформация приповерхностных слоев опережала деформацию слоев вблизи поверхности раздела за счет сил трения о поверхности валков.

Компьютерное моделирование деформации пятислойного титано-стального композита [7] показало, что продольные и высотные деформации в центральном слое стали 08кп и слоях титана ВТ1-0 практически не отличаются, а в наружных слоях стали 08кп деформация растет по абсолютной величине по мере приближения к наружной поверхности. Протяженность очагов деформации в зонах вблизи контакта с прокатными валками значительно больше, чем в центральных слоях композита, что связано с только совместным действием сжимающих усилий и сил трения о поверхность валков. В средней части пятислойного композита различия высотных обжатий титанового и стальных слоев при суммарном обжатии композита от 19,7 до 39,5 % не превышали 0,5 %. Проведенное исследование не позволило выявить влияние сил трения на поведение титанового слоя.

Целью настоящей статьи было проведение компьютерного анализа напряженно-деформированного состояния в программном комплексе ABAQUS в асимметричном четырехслойном титано-стальном композита на различных стадиях его прокатки с помощью компьютерного моделирования процесса.

Материалы и методы исследования

Моделирование выполняли на образцах четырехслойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп шириной 75 мм. Исходные толщины каждого из слоев стали 08кп – 1,67 мм, титана ВТ1-0 – 2 мм. Достоинством такой структуры СКМ является наличие слоев одинакового состава, контактирующих и не контактирующих с валками прокатной клети, что позволяет оценить влияние сил трения поверхности композита о прокатный инструмент на развитие деформации. В трехмерной модели прокатки четыре пары вращающихся с заданной угловой скоростью валков диаметром 130 мм принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей. Зазоры в каждой паре валков соответствовали толщине прокатываемого пятислойного композита в работе [7] за вычетом толщины одной внешней титановой пластины (табл.1). Относительное обжатие композита и отдельных слоев рассчитывали по формулам:

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

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

Параметр прокатки	Номер пары валков			
	1	2	3	4
Зазор, мм	6,17	5,30	4,61	3,86
Относительное обжатие, %	16	27,8	37,2	47,4
Относительное обжатие, % в [7]	20	30	40	50

Отличие величин обжатия композита от указанных в статье [7] связано с тем, что деформация удаленной внешней пластины из стали 08кп несколько превышала среднюю деформацию прокатываемого СКМ.

Условия соединения слоев в моделируемом СКМ задавались как T_e , что соответствует прочности входящих в него компонентов. При последовательном прохождении четырехслойных образцов через четыре пары валков учитывалось изменение свойств слоев композита вследствие наклепа на каждом этапе моделируемой прокатки. Перемещение полосы между вращающимися с угловой скоростью 2π радиан/с парами валков производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Коэффициент трения между поверхностями валков и полосы слоистого композита в соответствии с [7] принимали $f = 0,2$. Несмотря на асимметричность пакета в граничных условиях отсутствовали запреты отклонения переднего торца прокатываемой полосы в вертикальном направлении, свободу изгиба СКМ из-за разности деформационной способности слоев не ограничивали, поэтому у асимметричной заготовки была возможность отклонения от прямолинейного проката после прохождения каждой пары валков. Однако некоторый изгиб не привел к недопустимым нарушениям моделируемого процесса прокатки. Как уже указывалось в [7], температура прокатки ($700\text{ }^\circ\text{C}$) была выбрана меньше температуры полиморфного превращения в титане, что

позволяло не учитывать уменьшение объема титана на $5,5\%$ при температурах, превышающей точку $\alpha \rightarrow \beta$ превращения, а также значительные различия в ТКЛР титана и стали при этих температурах (температурный коэффициент линейного расширения титана при $900\text{--}1000\text{ }^\circ\text{C}$ в $2,5$ раза меньше, чем стали).

Изменение предела текучести слоев материалов при различных величинах деформации проводилось аналогично модели пластичности в статьях [6; 7].

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. 1 и 2. Продольные и высотные деформации в центральном слое стали 08кп и слоях титана ВТ1-0 практически не отличаются. По толщине наружных слоев стали 08кп деформация растет по абсолютной величине к наружной поверхности, что связано с дополнительным влиянием сил трения валков о поверхность слоев.

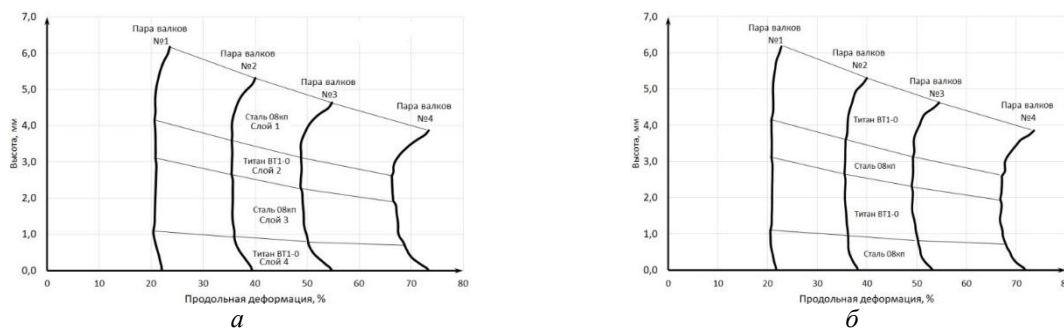


Рис. 1. Распределение продольной деформации на боковой поверхности (а) и в центральном сечении (б) при последовательном прохождении образцом четырех пар валков

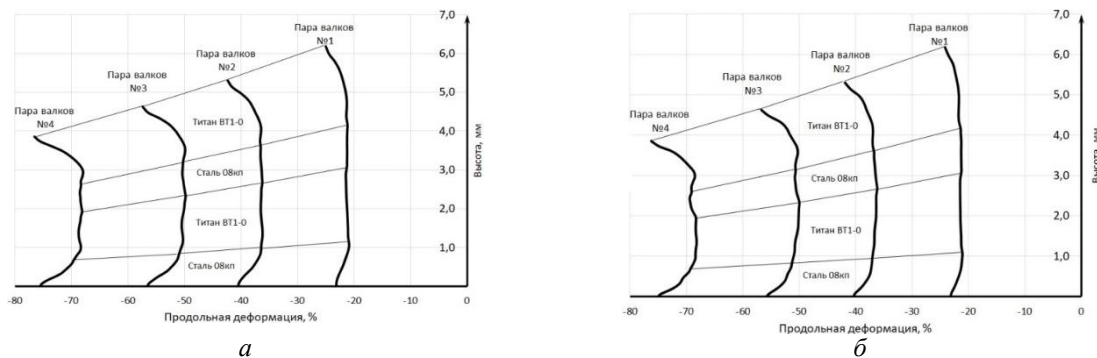


Рис. 2. Распределение высотной деформации на боковой поверхности (а) и в центральном сечении (б) при последовательном прохождении образцом четырех пар валков

Визуализация изменения распределения деформаций в продольном и высотном направлениях в очагах деформации при прохождении каждой из пар валков показано на рис. 3 и 4.

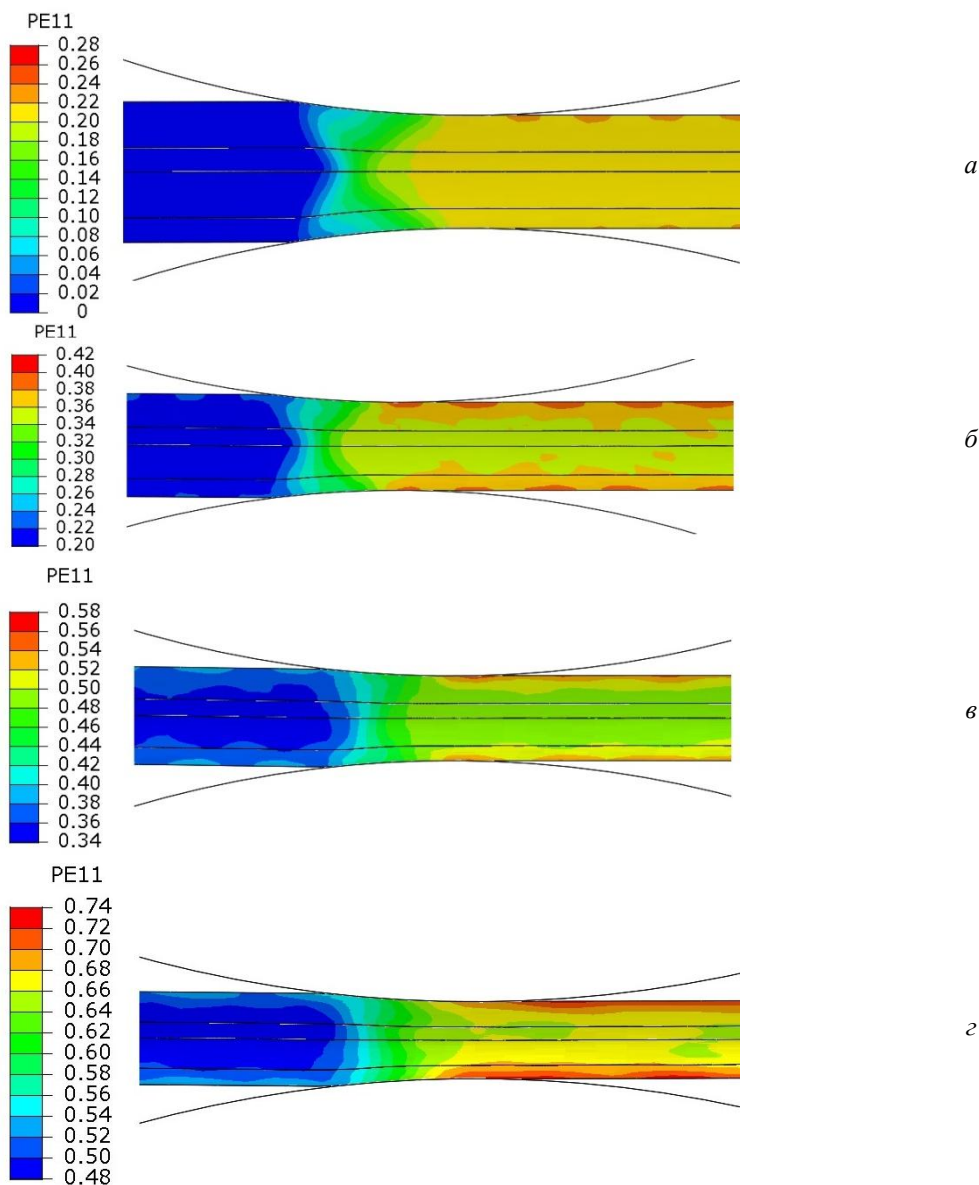


Рис. 3. Визуализация изменения распределения деформаций в продольном направлении при прохождении пар валков (измерено на боковом торце): а – пара валков № 1; б – пара валков № 2; в – пара валков № 3; г – пара валков № 4

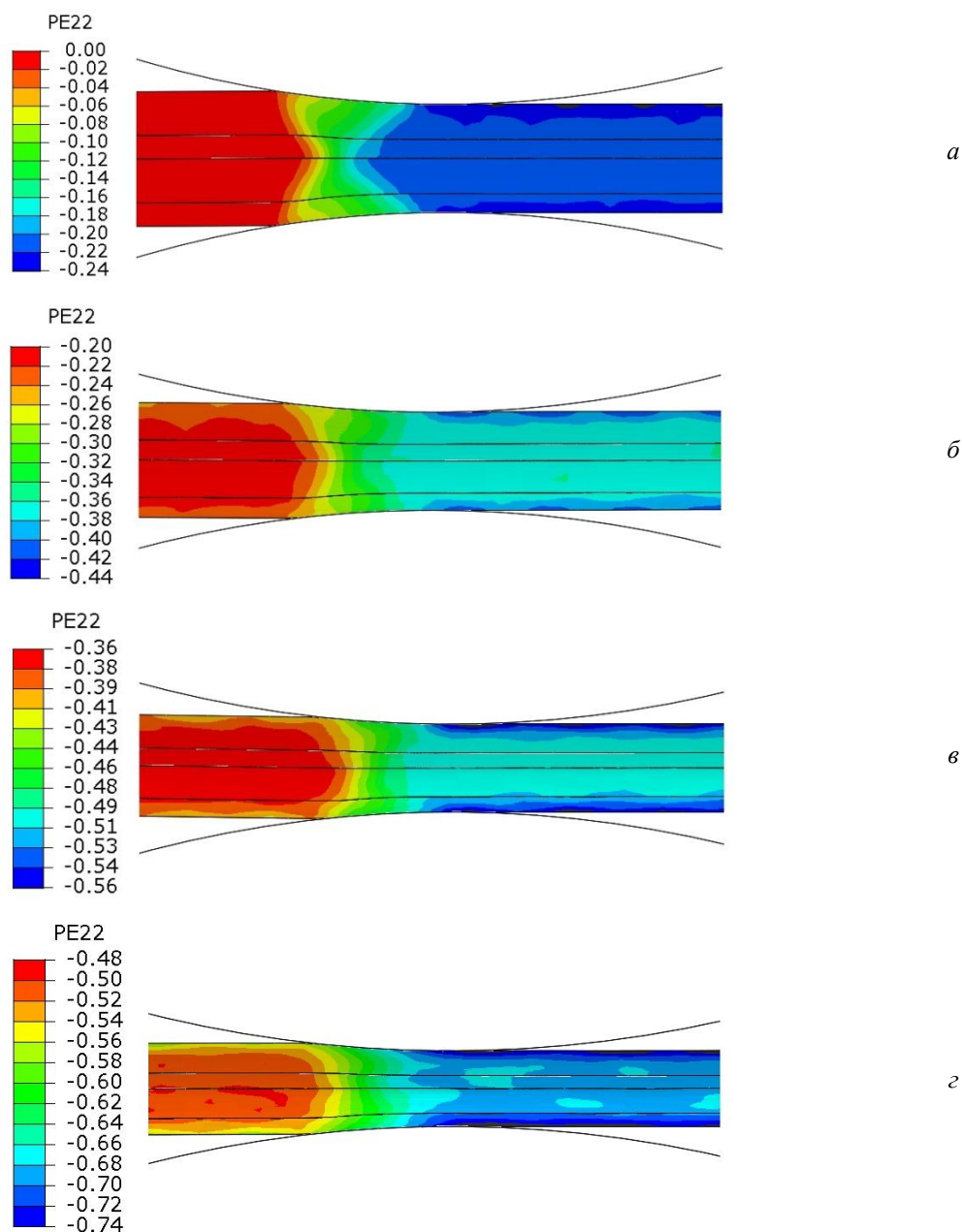


Рис. 4. Визуализация изменения распределения деформаций в вертикальном направлении при прохождении пар валков (измерено на боковом торце):
a – пара валков № 1; *б* – пара валков № 2; *в* – пара валков № 3; *z* – пара валков № 4

Приведенная на рис. 3 и 4 визуализация изменения распределения деформаций в продольном и высотном направлениях в асимметричном композите в очагах деформации при прохождении каждой пары валков достаточно симметрична: протяженность очагов деформации в зонах вблизи контакта с прокатными валками значительно длиннее, чем в центральных слоях композита. Очевидно, что такое распределение деформаций не может быть связано только с дифференциацией механических свойств слоев из титана и стали, так как верх-

ний наружный слой композита выполнен из титана ВТ1-0, а нижний – из стали 08кп. Аналогично, два внутренних слоя композита, имеющих близкий характер изменения деформаций (с ростом от центра к наружным слоям), изготовлены из титана и низкоуглеродистой стали. Увеличение протяженности очага деформации в наружных слоях может объясняться только совместным действием сжимающих усилий и сил трения о поверхность валков. При выходе из очагов деформации на каждой паре валков высотная и продольная деформация в двух сре-

динных слоях из ВТ1-0 и стали 08 близки и практически постоянны по толщине слоя (визуально различий в окраске слоев на рис. 3 и 4 почти не наблюдается). Стабильно изменения в окраске при визуализации деформаций локализованы только в наружных слоях, увеличение величины деформации происходит в них по мере приближения к наружным поверхностям.

При моделировании выявлялось изменение уширения (поперечных деформаций) слоев титано-стального СМК по мере прохождения по-

следовательных пар валков. На рис. 5 показан пример распределения поперечных деформаций в разных слоях моделируемого композита после прохождения четвертой пары валков.

В средних слоях из стали 08кп и титана уширение практически постоянно (за исключением концевых участков) и не превышает 4 %. У наружных слоев стали 08кп и титана происходит постепенное повышение уширения боковых участков до 4-6%, а на концевых участках до 20–30 %.

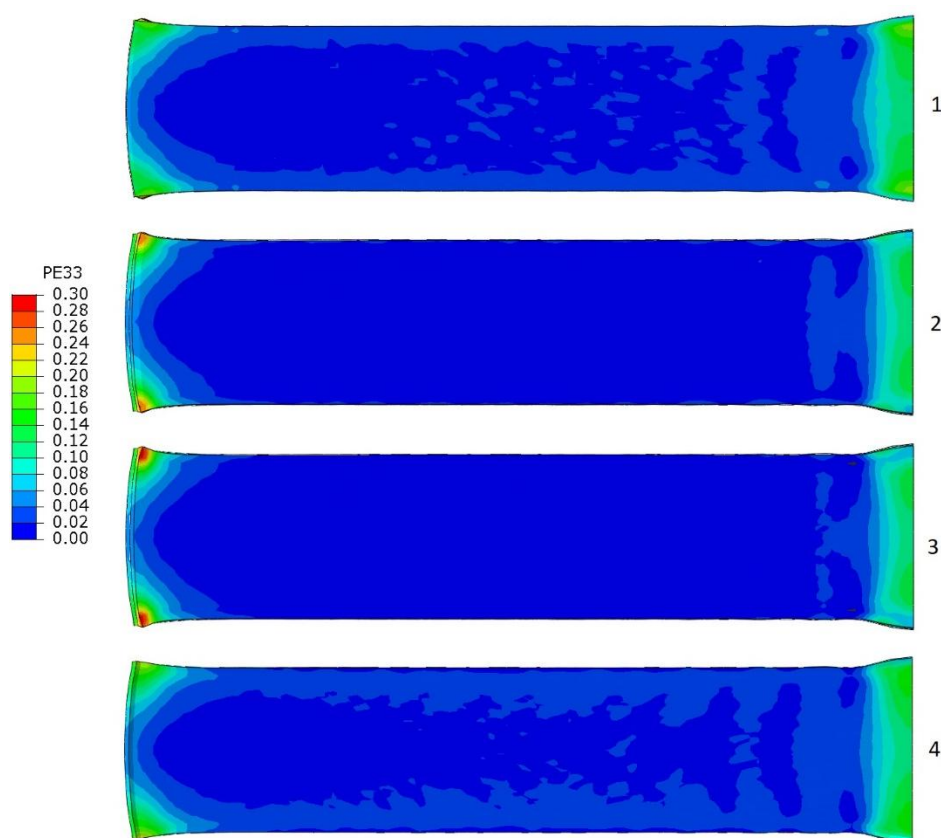


Рис. 5. Изменение распределения деформации в поперечном направлении на верхних поверхностях слоев композита после прохождения: четвертой пары валков: 1 – слой 1; 2 – слой 2; 3 – слой 3; 4 – слой 4 (нумерация слоев сверху вниз (см. рис. 1, а))

В табл. 2 показано изменение толщин слоев прокатываемой четырехслойной пластины в центральном сечении после прохождения каждой пары валков.

Данные табл. 2 стали исходными данными для расчета величин обжатия слоев в центральном сечении и всего композита в целом после прохождения каждой из четырех пар валков, приведенных в табл. 3.

Анализ табл. 3 показывает, что в средней части четырехслойного композита ВТ1-0 +

Сталь 08кп различия высотных обжатий слоев при суммарном обжатии композита от 19,33 до 61,56 % не превышают 0,12 %, несмотря на значительные различия в их пределах текучести при температуре прокатки. Иная картина наблюдается у наружных слоев: обжатие верхнего слоя из ВТ1-0 больше, чем в целом у композита, а у стали 08 кп меньше, чем у композита в целом. Причем эти результаты наблюдаются при прохождении каждой из четырех пар валков.

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
ВТ1-0	2,011	1,721	1,495	1,235
Сталь 08кп	1,076	0,923	0,804	0,671
ВТ1-0	2,015	1,729	1,508	1,258
Сталь 08кп	1,082	0,936	0,824	0,695
Итого	6,184	5,309	4,631	3,859

Таблица 3

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

Слой	Величина обжатия слоев после прохождения пары валков, %			
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
ВТ1-0	19,57	31,16	49,97	62,90
Сталь 08кп	19,27	30,73	49,18	61,53
ВТ1-0	19,38	30,85	49,20	61,64
Сталь 08кп	18,83	29,76	47,04	58,94
Образец	19,33	30,74	49,10	61,56

Выводы

1. Продольные и высотные деформации в срединных слоях из стали 08кп и титана ВТ1-0 практически не отличаются, а в наружных слоях из стали 08кп и титана ВТ1-0 деформация растет по абсолютной величине к наружной поверхности. Протяженность очагов деформации по толщине композита слабо зависят от механических свойств слоев, а преимущественно расстоянием до прокатных валков: в зонах вблизи контакта с инструментом она значительно больше, чем в центральных слоях композита. Такой характер распределения деформаций в очаге может объясняться преобладающим действием сжимающих усилий и сил трения о поверхность валков.

2. В средней части четырехслойного композита ВТ1-0 + Сталь 08кп различия высотных обжатий слоев при суммарном обжатии композита от 19,33 до 61,56 % не превышают 0,12 %, несмотря на значительные различия в их пределах текучести. Иная картина наблюдается у наружных слоев: обжатие верхнего слоя из ВТ1-0 больше, чем в целом у композита, а у стали 08кп меньше, чем у композита в целом.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. 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.
2. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гиндельгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.
3. Галкин, В. И. Экспериментально-аналитическое определение условий получения качественных многослойных металлических материалов при прокатке / В. И. Галкин, П. С. Евсеев, Е. В. Галкин // Технология легких сплавов. – 2014. – № 4. – С. 88–96.
4. Трыков, Ю. П. Деформация слоистых композитов / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2001. – 242 с.
5. 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.
6. Гуревич, Л. М. Моделирование напряженно-деформированного состояния сваренного взрывом биметалла титан ВТ1-0 + 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.
7. Гуревич, Л. М. Моделирование напряженно-деформированного состояния пятислойного композита титан ВТ1-0 + сталь 08кп в процессе горячей прокатки / Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, В. Г. Шморгун, С. А. Кузнецов // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – 2022. – С. 56–63.

УДК 621.887.663:622.324.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-44-55

*Е. К. Тимофеев¹, Б. А. Жуков^{1,2}, А. Е. Годенко¹, Е. Ю. Липатов¹***МЕТОДИКА РАСЧЕТА НА ПРОЧНОСТЬ КОЛЬЦЕВОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО
УПЛОТНЕНИЯ ПОДВЕСКИ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНОЙ ТРУБЫ
ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПЕРЕПАДОВ**¹ Волгоградский государственный технический университет² Волгоградский государственный социально-педагогический университетe-mail: dvr@vstu.ru¹; zhukov.b.a@gmail.com²

В статье проведено численно-аналитическое моделирование напряженно-деформированного состояния металлического кольцевого уплотнения подвески насосно-компрессорной трубы в эксплуатационных условиях на морском месторождении. Предложены методика и алгоритм расчета прочности, которые основаны на аналитическом методе расчета. Расчет методом конечных элементов проводился с целью проверки приемлемости использования допущений, реализованных в предложенной методике, для расчета прочности данного типа узла конструкции оборудования. Проведено сопоставление результатов расчета по предложенной методике и методом конечных элементов. Проведена оценка степени влияния на напряженно-деформированное состояние конструкции кольцевого металлического уплотнения тепловых нагрузок. Показано, что разработанная методика как менее трудозатратная может использоваться на начальных стадиях проектирования данного типа оборудования.

Ключевые слова: система подводной добычи, кольцевое металлическое уплотнение, напряженно-деформированное состояние, подвеска насосно-компрессорной трубы, подводная фонтанная арматура, температурный градиент.

*Е. К. Timofeev¹, B. A. Zhukov^{1,2}, A. E. Godenko¹, E. Yu. Lipatov¹***METHODOLOGY FOR CALCULATION OF THE STRENGTH
OF THE ANNULAR METAL SEAL OF THE TUBING HANGER
UNDER THE INFLUENCE OF TEMPERATURE DIFFERENCES**¹ Volgograd State Technical University² Volgograd State Socio-Pedagogical University

The article presents a numerical-analytical simulation of the stress-strain state of a metal ring seal of the tubing hanger under operating conditions at the well. A technique for calculating strength is proposed, which is based on the analytical method of calculation and the numerical method of one-parameter unconditional optimization. The calculation by the finite element method was carried out in order to check the acceptability of using the assumptions implemented in the proposed methodology to calculate the strength of this type of equipment. Comparison of the calculation results by the proposed method and the finite element method is carried out. The assessment of the degree of influence on the stress-strain state of the construction of an annular metal seal of thermal loads was carried out. It is shown that the developed technique, being less labor-intensive, can be used at the initial stages of designing this type of equipment.

Keywords: subsea production system, annular metal seal, stress-strain state, tubing hanger, underwater Christmas tree, temperature gradient.

Введение

Нефтяной сектор относится к числу базовых в российской экономике и играет ведущую роль в формировании государственных доходов торгового баланса страны. Как следствие, рост российской экономики в значительной степени зависит от увеличения объема добычи нефти и газа. Освоение новых шельфовых и наземных месторождений возможно только при условии наличия чрезвычайно сложного наукоемкого оборудования. Технологии, используемые при изготовлении данного типа оборудования, находятся на уровне космических, что обусловле-

но спецификой разработки месторождений. В настоящее время покупка иностранных систем подводной добычи (СПБ) для нашей страны стала невозможна в связи с введением экономических санкций. По этой причине на крупных машиностроительных предприятиях страны проводятся проектные работы по созданию импортозамещающего оборудования. Производство данного вида оборудования, как и всей СПБ, не налажено в Российской Федерации. В комплект данного оборудования входят конструктивные элементы, такие как подвеска насосно-компрессорной трубы (НКТ), требующие детальной раз-

работки, включая разработку методик расчета с ее последующей автоматизацией. Подвеска НКТ используется для обеспечения возможности герметичного соединения НКТ с добычной линией подводной фонтанной арматуры (ПФА), удержания веса насосно-компрессорных труб и внутрискважинного оборудования, обеспечения вертикального доступа в скважину.

Ключевую роль в надежной и безотказной работе подвески НКТ играют уплотнения типа металл-металл. В отличие от традиционных эластомерных уплотнений, уплотнения типа металл-металл имеют гораздо больший диапа-

зон рабочих температур. При низких температурах ниже $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, эластомерные материалы теряют эластичность и устойчивость к скважинному давлению. При высоких температурах эластомер может расплавляться или разлагаться, теряя при этом свои уплотнительные свойства. Также эластомерные уплотнения не допускают слишком высокого перепада давления, которое вызывает разрушение при выдавливании. Уплотнения металл-металл превосходят эластомерные уплотнения и по прочностным свойствам. Общий вид подвески НКТ в рабочем положении на скважине показан на рис. 1.

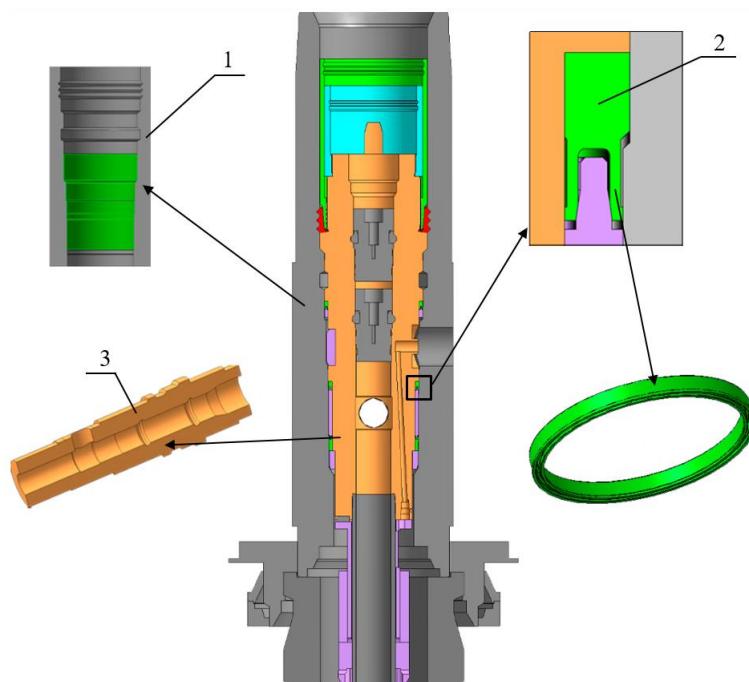


Рис. 1. Общий вид подвески НКТ:

1 – продольное сечение корпуса ПФА; 2 – продольное сечение металлического кольцевого уплотнения; 3 – продольный аксонометрический разрез корпуса подвески НКТ

Из теории теплообмена в гидрогеодинамических системах [1] известно, что при погружении в глубину нефтяного месторождения температура возрастает примерно на 1°C на каждые 30 метров. Эта величина, соответствующая повышению температуры на 1°C , называется геотермическим градиентом. Для нефтяного месторождения с градиентом в среднем в 20 м, при температуре поверхностных слоев в 10°C , на глубине 500 м наблюдается температура около 35°C . Еще глубже температура составляет: при 1000 м 60°C , на глубине в 2000 м уже около 110°C и на глубине в 10 000 м примерно около 500°C . Поднимающийся по трубам НКТ поток добываемых углеводородов переносит в себе часть этой температуры. При больших глуби-

нах залегания месторождения температура на устьевом оборудовании может достигать значений до 200°C . Такое значение температуры способно оказать существенное влияние на напряженно-деформированное состояние (НДС) элементов конструкции подвески НКТ, по этой причине необходимо рассматривать тепловые нагрузки совместно с нагрузками от веса НКТ и скважинного давления.

Авторы статьи [2] провели моделирование численным методом работы кольцевого металлического уплотнения О-образного сечения с разными степенями сжатия и температурными перепадами. Данное уплотнение используется для герметизации в корпусе атомного реактора. Проведя оптимизацию геометрических

параметров уплотнения, авторы предложили ряд требований к процессу изготовления и установки для улучшения уплотняющих свойств.

Группа исследователей из Китая [3] предложила методику расчета прочности кольцевого уплотнения С-образного сечения. Методика основана на аналитическом методе расчета балочных конструкций и контактном взаимодействии упругих тел из теории Герца. Методика подходит для оценки прочности уплотнения в процессе его монтажа и воздействия давления среды. Однако данная методика не учитывает тепловое воздействие уплотняемой среды, а также деформационное воздействие деталей сопрягаемых с уплотнением.

Группа ученых из США [4] провела исследование численным и экспериментальным методами распределения температуры по конструкции подвески НКТ и фонтанной арматуры и пришла к заключению, что необходимо предусматривать в конструкции теплоизоляцию устьевого оборудования с целью уменьшения перепада температур и, как следствие, снижения тепловых нагрузок.

Авторы статьи [5] выполнили математическое моделирование НДС подвески НКТ в процессе добычи сложных углеводородов с учетом тепловых нагрузок, вызванных перепадом температуры. Разработанная математическая модель авторами была основана на теории упругости, а также на законе о стационарной теплопроводности. Модель может быть применима для расчета корпусов подвесок НКТ, а также корпусов ПФА, нагруженных в эксплуатационных условиях. Но в то же время модель не пригодна для анализа работоспособности кольце-

вого металлического уплотнения, являющегося промежуточной деталью между корпусом подвески НКТ и корпусом ПФА.

Данная статья посвящена анализу НДС металлического кольцевого уплотнения подвески НКТ при его основной работе на скважине, который необходим для последующей оценки прочности и работоспособности данной конструкции. В статье предложена методика расчета прочности, основанная на аналитическом методе расчета в рамках упругой постановки, как менее трудоемкая и энергозатратная, чем расчет методом конечных элементов. Расчет методом конечных элементов проводился с целью проверки приемлемости использования допущений, которые реализуются в аналитическом методе расчета предлагаемой методики.

Методика расчета кольцевого металлического уплотнения

Рассматриваемое металлическое кольцевое уплотнение подвески имеет С-образный профиль и устанавливается в кольцевом пространстве между корпусом подвески НКТ и корпусом ПФА с конструктивно заложенным натягом Δ . За счет посадки с натягом создается предварительное НДС в кольцевом уплотнительном узле и как следствие предварительное контактное давление между уплотняемыми деталями. При воздействии скважинного давления $p_{\text{скв}}$ металлическое кольцевое уплотнение предотвращает протечку добываемых углеводородов за счет созданного предварительного контактного давления и является первичным барьером. Расчетная схема металлического кольцевого уплотнения показана на рис. 2.

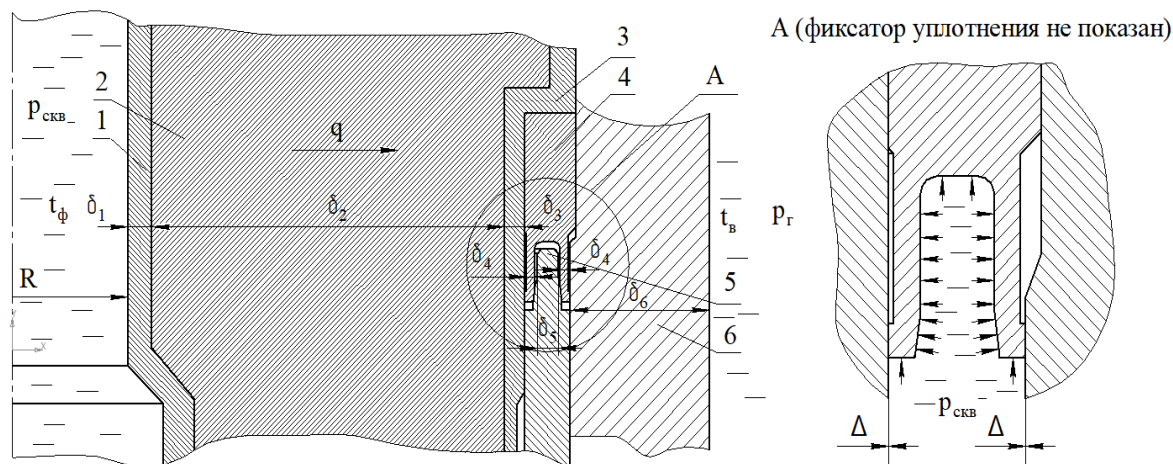


Рис. 2. Расчетная схема уплотнения:

1 – внутренняя наплавка корпуса подвески НКТ; 2 – корпус подвески НКТ; 3 – наружная наплавка корпуса подвески НКТ; 4 – металлическое кольцевое уплотнение; 5 – фиксатор уплотнения; 6 – корпус ПФА

Геометрия кольца состоит из двух усиков – внутреннего и наружного. Усики связаны между собой перемычкой, в которую упирается фиксатор уплотнения и предотвращает смещение в осевом направлении. Каждый усик имеет выпуклую поверхность, контактирующую в кольцевом пространстве с уплотняемыми деталями. На данных поверхностях создается натяг Δ . Следует заметить, что геометрия металлического кольцевого уплотнения при воздействии скважинного давления способствует увеличению уплотняющей способности. Чем выше скважинное давление, тем большее контактное да-

вление оказывают усики на уплотняемые детали.

На начальном этапе расчета необходимо вычислить температуры на поверхностях деталей рассматриваемой конструкции. Количество теплоты [6], согласно закону Фурье, переданное через единицу поверхности стенок деталей в единицу времени, прямо пропорционально коэффициенту теплопроводности λ и разности температур наружных поверхностей Δt и обратно пропорционально толщине стенки. Исходя из вышеизложенного, при стационарном режиме плотность теплового потока q через рассматриваемые детали можно вычислить как

$$q = \frac{2\pi(t_\phi - t_c)}{k},$$

$$\text{где } k = \frac{1}{\lambda_1} \ln \frac{(r_i + \delta_1)}{r_i} + \frac{1}{\lambda_2} \ln \frac{(r_0 - \delta_3)}{(r_i + \delta_1)} + \frac{1}{\lambda_1} \ln \frac{r_0}{(r_0 - \delta_3)} + \frac{1}{\lambda_3} \ln \frac{r_0 + \delta_4}{r_0} + \frac{1}{\lambda_3} \ln \frac{r_0 + \delta_4 + \delta_5}{r_0 + \delta_4} + \frac{1}{\lambda_3} \ln \frac{r_0 + 2\delta_4 + \delta_5}{r_0 + \delta_4 + \delta_5} + \frac{1}{\lambda_4} \ln \frac{r_0 + 2\delta_4 + \delta_5 + \delta_6}{r_0 + 2\delta_4 + \delta_5} -$$

коэффициент термического сопротивления рассматриваемых деталей; t_ϕ – температура на внутренней поверхности корпуса подвески НКТ; t_b – температура на наружной поверхности корпуса ПФА; r_i, r_0 – радиус соответственно внутреннего и наружного корпуса подвески НКТ; δ_1, δ_3 – толщина соответственно внутренней и наружной наплавки корпуса подвески НКТ; δ_2 – толщина корпуса подвески НКТ без учета наплавки; $\delta_4, \delta_5, \delta_6$ – толщина соответственно внутреннего и наружного усика уплотнения, кольца фиксации уплотнения, стенки корпуса ПФА; λ_1 – удельная теплопроводность ма-

териала внутренней и наружной наплавки корпуса подвески НКТ; λ_2 – удельная теплопроводность материала корпуса подвески НКТ; λ_3 – удельная теплопроводность материала металлического кольцевого уплотнения и фиксатора уплотнения; λ_4 – удельная теплопроводность материала корпуса ПФА.

При стационарном тепловом режиме через все детали проходит одно и то же количество тепла. Вычислив величину плотности теплового потока достаточно легко определить температуру на наружной стенке корпуса подвески НКТ

$$t_n = t_\phi - \frac{q}{2\pi} \left(\frac{1}{\lambda_1} \ln \frac{(r_i + \delta_1)}{r_i} + \frac{1}{\lambda_2} \ln \frac{(r_0 - \delta_3)}{(r_i + \delta_1)} + \frac{1}{\lambda_1} \ln \frac{r_0}{(r_0 - \delta_3)} \right)$$

Также легко вычислить температуру на внутренней поверхности корпуса ПФА

$$t_{\text{вн}}^{\text{ПФА}} = t_b + \frac{q}{2\pi} \cdot \frac{1}{\lambda_4} \ln \frac{r_0 + 2\delta_4 + \delta_5 + \delta_6}{r_0 + 2\delta_4 + \delta_5}.$$

Таким образом вычисляются и температуры на наружной и внутренней поверхности усиков уплотнения.

Вследствие воздействия давления и нагрева на корпус подвески НКТ и корпуса ПФА, детали испытывают деформации. Следующим этапом расчета является определение радиальных деформаций U_c уплотняемых деталей. Радиальная деформация в корпусе ПФА вызывает уве-

личение натяга Δ между внутренним усиком кольцевого металлического уплотнения и наружной поверхностью, что сказывается на общем НДС уплотнения. Радиальная деформация же в корпусе ПФА вызывает ослабление натяга Δ между внутренним усиком уплотнения и внутренней поверхностью. Зная компоненты напряжений в корпусе подвески НКТ и в корпусе ПФА, радиальные перемещения вычисляются из выражения

$$U_c = \left(\frac{1}{E} ((\sigma_n - \mu(\sigma_r + \sigma_z)) + \alpha t) \right) \cdot r,$$

где E – модуль упругости рассматриваемой де-

тали; $\sigma_h, \sigma_r, \sigma_z$ – нормальные напряжения в рассматриваемой детали соответственно в окружном, радиальном и осевом направлении; α – коэффициент линейного расширения материала корпуса подвески НКТ или корпуса ПФА; t – текущая температура ($t = t_n$ – для корпуса подвески НКТ, $t = t_{\text{вн}}^{\text{ПФА}}$ – для корпуса ПФА); r – наружный ради-

ус корпуса подвески НКТ или внутренний радиус корпуса ПФА; μ – коэффициент Пуассона.

Для вычисления компонентов напряжений в корпусе подвески НКТ и корпусе ПФА используется аналитический метод, который широко применяется для расчета толстостенных сосудов и представляет собой частные решения дифференциальных уравнений задачи Ламе [7]:

$$\sigma_h = \frac{r_1^2 p_i - r_2^2 p_0 + \left(\frac{r_1 r_2}{r}\right)^2 (p_i - p_0)}{r_2^2 - r_1^2} + \frac{E\alpha\Delta t \left[1 - \ln\left(\frac{r_2}{r}\right) - \frac{r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \left(1 + \frac{r_2^2}{r^2}\right) \ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right) \right]}{2(1-\mu) \ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right)},$$

$$\sigma_r = \frac{r_1^2 p_i - r_2^2 p_0 - \left(\frac{r_1 r_2}{r}\right)^2 (p_i - p_0)}{r_2^2 - r_1^2} + \frac{E\alpha\Delta t \left[-\ln\left(\frac{r_2}{r}\right) - \frac{r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \left(1 - \frac{r_2^2}{r^2}\right) \ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right) \right]}{2(1-\mu) \ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right)},$$

$$\sigma_z = \frac{p_i \cdot r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} + \frac{N}{\pi(r_2^2 - r_1^2)} + \frac{E\alpha\Delta t \left[1 - 2\ln\left(\frac{r_2}{r}\right) - \frac{2r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right) \right]}{2(1-\mu) \ln\left(\frac{r_2}{r_1}\right)},$$

где N – сила тяжести подвешенной НКТ (для корпуса ПФА принимается со знаком минус); p_i – скважинное давление; Δt – перепад температур ($\Delta t = t_\phi - t_n$ – для корпуса подвески НКТ, $\Delta t = t_{\text{вн}}^{\text{ПФА}} - t_b$ – для корпуса ПФА); p_0 – гидростатическое давление; r_1 – внутренний радиус корпуса подвески НКТ или корпуса ПФА; r_2 – наружный радиус корпуса подвески НКТ или

корпуса ПФА; r – наружный радиус корпуса подвески НКТ или внутренний радиус корпуса ПФА.

Расчет прочности кольцевого металлического уплотнения по предлагаемой методике представляет собой комплекс последовательных действий по вычислению параметров каждой рассматриваемой детали в конструкции подвески НКТ, наглядно показанный на структурной схеме, согласно рис. 3.

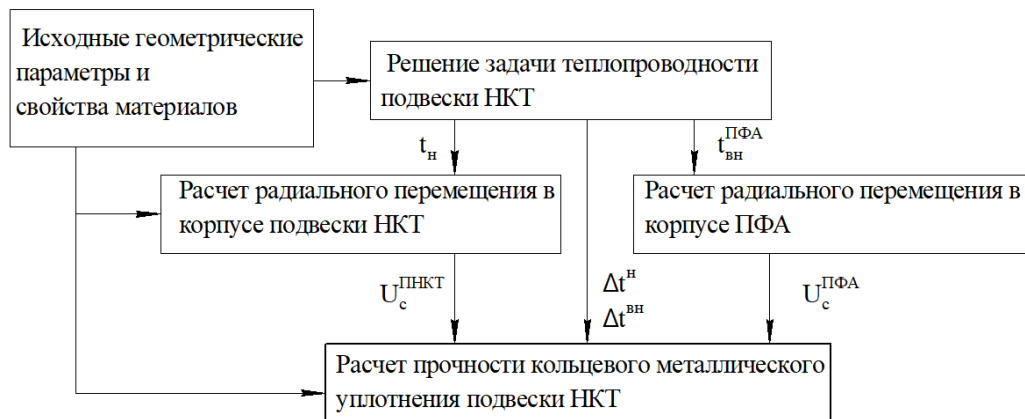


Рис. 3. Структурная схема методики

На начальном этапе, когда известны исходные геометрические параметры подвески НКТ, свойства материалов, а также нагрузки, прово-

дится расчет теплопроводности. По результату расчета теплопроводности становятся известны перепады температуры на наружном усике Δt^H

и внутреннем усике $\Delta t^{вн}$ уплотнения. Так же вычисляется температура на наружной поверхности корпуса подвески НКТ t_n и на внутренней поверхности корпуса ПФА $t_{вн}^{ПФА}$. На промежуточном этапе, используя данные, полученные на начальном этапе, производится вычисление радиальных перемещений в корпусе подвески НКТ и в корпусе ПФА. На окончательном этапе с использованием полученных данных на предыдущих этапах, производится расчет НДС кольцевого металлического уплотнения и оценка прочности.

Оба усика кольцевого металлического уплотнения можно рассматривать как тонкостенную цилиндрическую оболочку. Из теории расчета цилиндрических оболочек [8] известно, что если длина оболочки мала по сравнению с радиусом и если одно из сечений оболочки имеет в качестве закрепления заделку, то оболочку можно рассматривать как оболочку, разрезанную вдоль образующих на стержни единичной

ширины. Это позволяет рассматривать металлическое кольцо как модель защемленной балки. Расчетная схема усика показана на рис. 4.

Поскольку кольцевое металлическое уплотнение подвержено воздействию термического градиента, здесь присутствует дополнительное радиальное перемещение, обусловленное как деформацией от возникающих термических напряжений, так и деформацией, связанной с термическим расширением

$$U_c^k = \left(\frac{\Delta t_k \alpha}{2} + \alpha T_{cp} \right) \cdot r_{cp},$$

где $\Delta t_k = t_n - t_{вн}^{ПФА}$ – перепад температуры между наружной поверхностью корпуса подвески НКТ и внутренней поверхностью корпуса ПФА; $T_{cp} = \frac{t_n + t_{вн}^{ПФА}}{2}$ – средняя температура по кольцевому металлическому уплотнению; r_{cp} – средний радиус кольцевого металлического уплотнения.

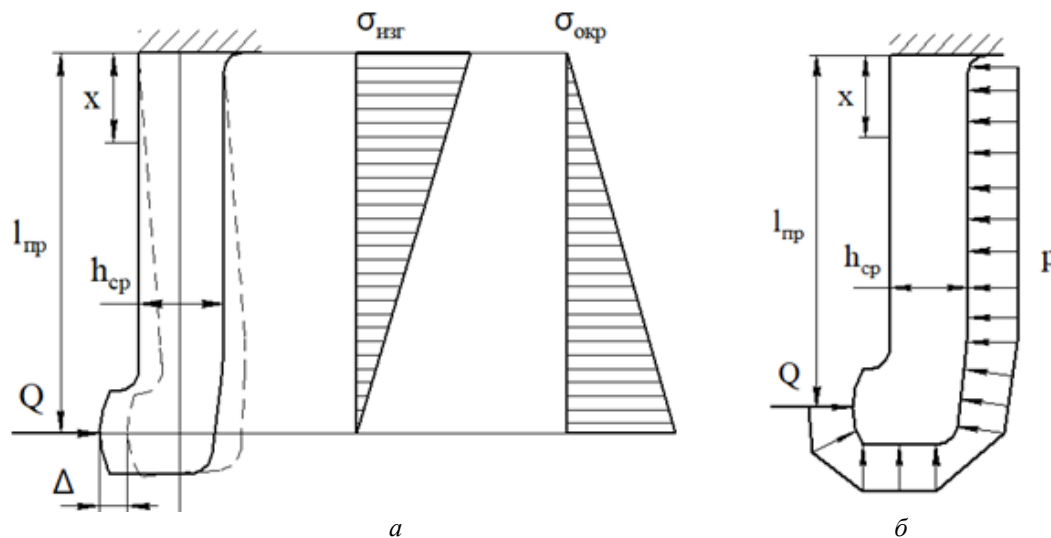


Рис. 4. Расчетная схема усика: а – расчетная схема усика при монтаже; б – расчетная схема усика при действии скважинного давления

Нормальные напряжения в усике металлического кольцевого уплотнения при действии

скважинного давления и перепада температур вычисляются по выражению

$$\sigma_{изг} = \frac{Q}{W_{I-1}^y} (x - l_{np}) - \frac{q_{дав} \cdot l_{np}}{W_{I-1}^y} \left(\frac{5}{8}x - \frac{1}{8}l_{np} - \frac{x^2}{2l_{np}} \right) - \frac{N_{сж}}{2\pi \cdot R_{cp} \cdot h_{cp}} + \frac{E\alpha\Delta t^H}{2(1-\mu)},$$

где $W_{I-1}^y = \frac{2I_y^{I-1}}{h_{cp}}$ – момент сопротивления сечения

рис. 4; $I_y^{I-1} = \frac{\pi \cdot R_{cp}^3 h_{cp}^3}{6}$ – осевой момент инерции

развертки усика; x – координата рассматриваемой расчетной точки; l_{np}, h_{cp} – размеры уплотнения согласно расчетной схеме, приведенной на

сечения развертки усика; $Q = \frac{E \cdot \Delta_{сумм} \cdot h_{cp}^3 \cdot R_{cp}}{2 \cdot I_{np}^3}$ –

радиальное усилие в усике, возникающее от натяга и деформации уплотняемых деталей;

$$q_{\text{дав}} = \frac{\pi(2 \times r_1^2 \times l_{\text{цил}} + l_{\text{кон}} \times (r_1 + r_2) \times \cos \alpha)}{l_{\text{пр}}} - \text{распреде-}$$

ленная сила по длине усика при воздействии давления; $l_{\text{цил}}$, $l_{\text{кон}}$ – длина цилиндрической и конической части усика уплотнения; $p = p_i$ – скважинное давление; r_1 – наименьший радиус конической части внутреннего усика уплотнения; r_2 – наибольший радиус конической части внутреннего усика уплотнения; $R_{\text{ср}}$ – радиус

$$\sigma_{\text{окр}} = \frac{Q \left(\frac{x^3}{3} - l_{\text{пр}} \cdot x^2 \right)}{2R_{\text{ср}} I_{1-1}^y} - \frac{q_{\text{дав}} l_{\text{пр}} \left(5x^3 - 3l_{\text{пр}} x^2 - \frac{2x^4}{l_{\text{пр}}} \right)}{48R_{\text{ср}} I_{1-1}^y} + \frac{E \alpha \Delta t^H}{2(1-\mu)}.$$

Эквивалентные напряжения, согласно энергетической теории предельного напряженного состояния Губера–Мизеса, возникающие в усике

$$\sigma_{\text{эkv}} = \sqrt{\sigma_{\text{изг}}^2 + \sigma_{\text{окр}}^2 - \sigma_{\text{изг}} \cdot \sigma_{\text{окр}}}.$$

После вычисления максимальных эквивалентных напряжений на внутреннем и наружном усиках производится проверка прочности по критерию, регламентированному системой стандартов ISO 13628 [9]. Рекомендации дано-

усика уплотнения по средней линии;

$\alpha = \arctg \left(\frac{r_1 - r_2}{l_{\text{кон}}} \right)$ – угол конической части уплот-

нения; $N_{\text{сж}} = p(\pi \cdot R_{\text{кон}}^2 - \pi \cdot r_1^2 + S_{\text{кон}} \sin \alpha)$ – усилие, возникающее при воздействии давления на уплотнения в осевом направлении; $\Delta_{\text{сумм}}$ – суммарный натяг ($\Delta_{\text{сумм}} = \Delta + U_{\text{с}}^{\text{ПНКТ}} - U_{\text{с}}^{\text{к}}$ – для внутреннего усика, $\Delta_{\text{сумм}} = \Delta + U_{\text{с}}^{\text{к}} - U_{\text{с}}^{\text{ПФА}}$ – для наружного усика).

Окружные напряжения в усике

го стандарта применяются при проектировании трубодержателей, к которым и относится подвеска НКТ. Оценка прочности производится путем сравнения максимальных расчетных эквивалентных напряжений σ_{max} с допускаемыми напряжениями, вычисленными следующим образом

$$[\sigma] = \frac{2}{3} C_f \sigma_T,$$

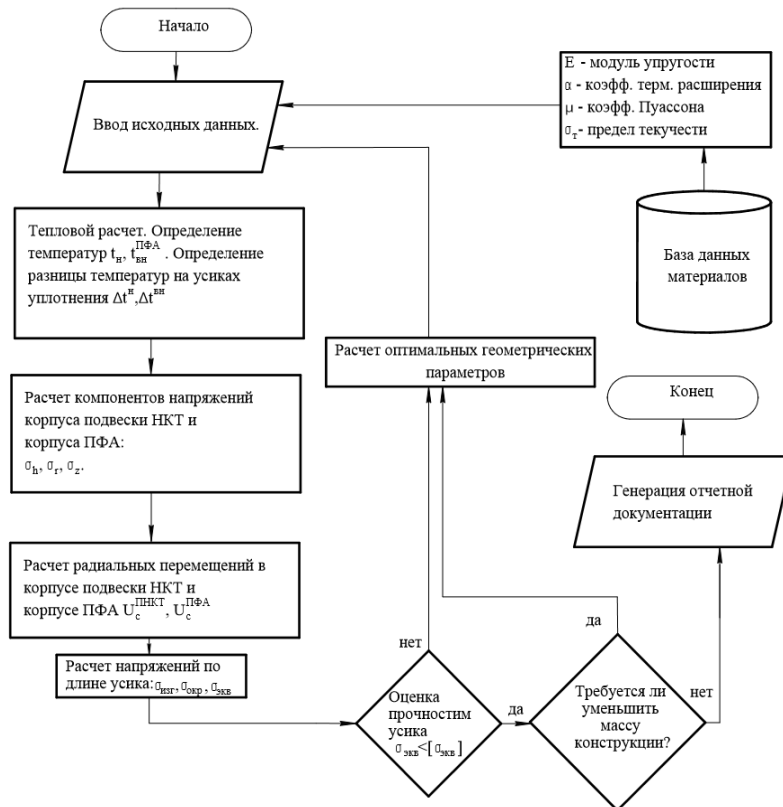


Рис. 5. Алгоритм методики

где C_f – коэффициент, учитывающий условия работы конструкции; σ_T – предел текучести материала кольцевого металлического уплотнения.

В случае превышения допускаемых напряжений следующим обязательным шагом методики является оптимизация геометрических параметров металлического уплотнения. Если же значения эквивалентные напряжения в несколько раз ниже допускаемых, то инженер-конструктор может прибегнуть также к оптимизации. В данном случае целевой функцией оптимизации является снижение расхода материала, а также облегчение конструкции. Следует отметить, что описание

операции по оптимизации геометрических параметров кольцевого металлического уплотнения будет рассмотрено в следующей статье.

Алгоритм методики показан на рис. 5.

Численное моделирование кольцевого металлического уплотнения

Моделирование НДС металлического уплотнительного кольца выполнялось в программном пакете ANSYS® Mechanical, Release 18.1. На основе рабочих чертежей технического проекта была создана осесимметричная конечно-элементная модель, согласно рис. 6.

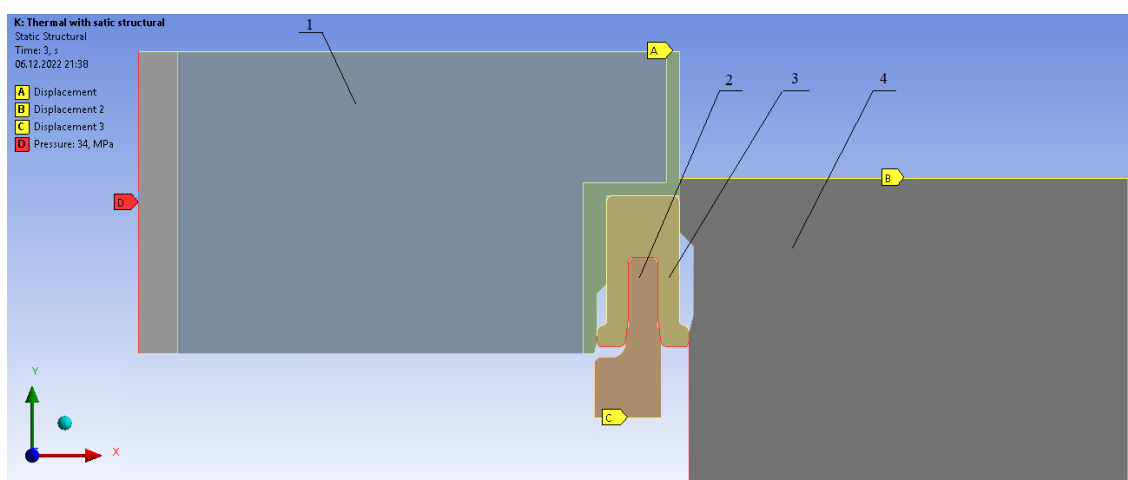


Рис. 6. Конечно-элементная модель уплотнения:

1 – модель корпуса подвески НКТ с наплавками; 2 – модель фиксатора уплотнения; 3 – модель кольцевого металлического уплотнения; 4 – модель корпуса ПФА

Как упоминалось выше, в предложенной методике расчета усика металлического уплотнительного кольца рассматриваются как короткая цилиндрическая оболочка. Теория деформации данной оболочки основана на двух допущениях:

- допущение о ненадавливании одного слоя оболочки на другой;
- допущение о неизменности нормалей к средней поверхности оболочки.

Следует отметить, что основной целью моделирования являлось проверка адекватности и приемлемости использования приведенных выше допущений для расчета данного типа конструкции. Моделирование производилось в два этапа. На первом этапе выполнялся расчет ста-

ционарной теплопроводности, фиксировалось распределение температуры по конструкции и плотность теплового потока q . На внутренней поверхности корпуса подвески НКТ была приложена температура 121 °С, на наружной поверхности корпуса ПФА - 2 °С. На втором этапе, с учетом полученных параметров первого этапа, решалась задача в упругой постановке о нахождении НДС конструкции при действии конструктивного натяга $\Delta = 0,01$ мм и скважинного давления $p = 34$ МПа. Визуализация распределения температурных полей показана на рис. 7.

Визуализация распределения эквивалентных напряжений в металлическом уплотнении показана на рис. 8 (модель фиксатора уплотнения не показана).

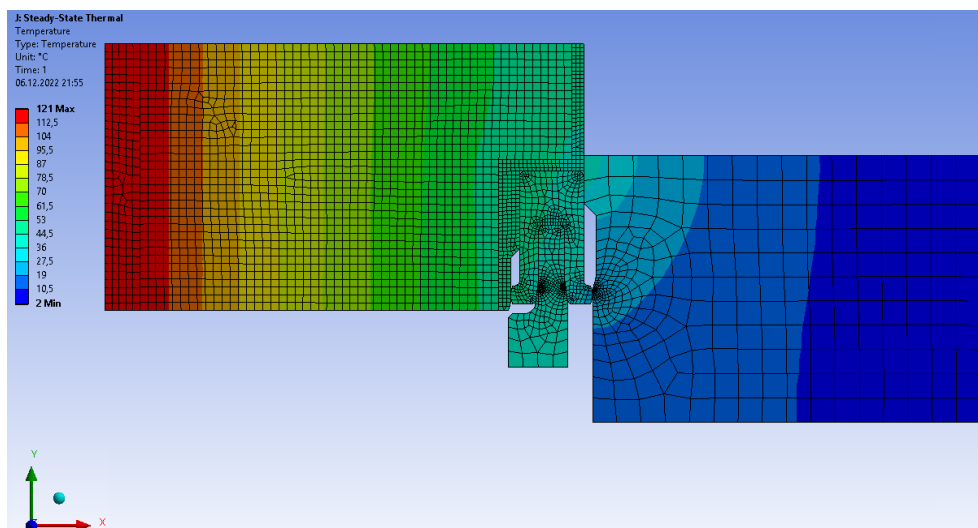


Рис. 7. Температурные поля

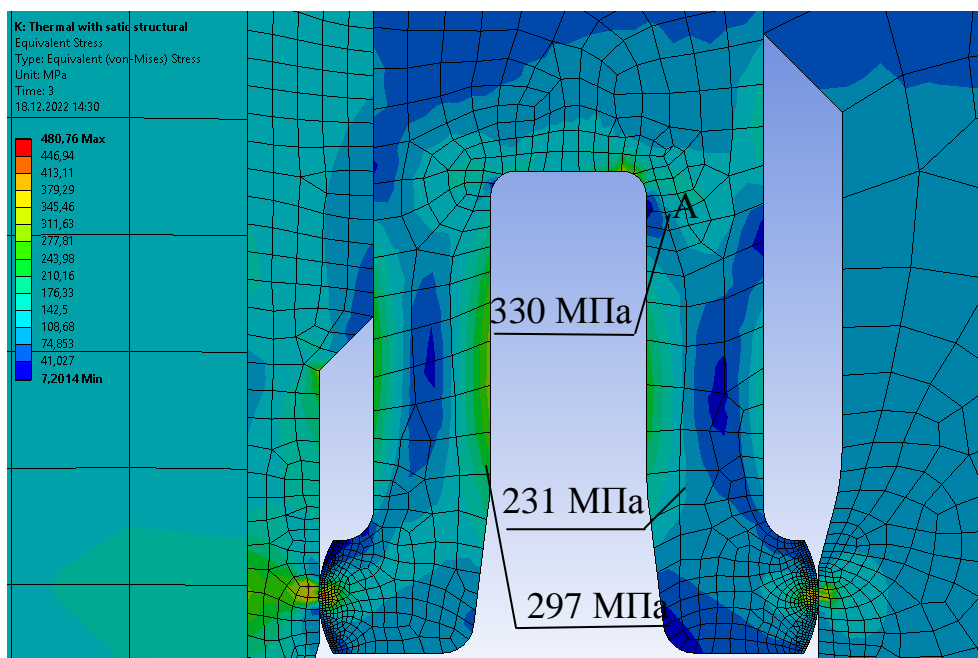


Рис. 8. Поля распределения эквивалентных напряжений

Как можно заметить, в зоне контакта внутреннего усика с корпусом подвески НКТ наблюдаются высокие эквивалентные напряжения равные 481 МПа. Данные напряжения носят исключительно локальный характер и не приведут к разрушению и потери работоспособности конструкции. Опасное сечение, где возможно возникновение разрушения в первую очередь, для наружного усика расположено у самого подножья (точка А). В данной зоне эквивалентные напряжения не превышают 330 МПа. На внутреннем усике максимальные напряжения смещены на расстояние $l_{np}/2$ с подножья и равны 297 МПа.

Если использовать для изготовления кольцевого металлического уплотнения высокопрочную марку стали с пределом текучести 653 МПа, то допускаемые напряжения вычисляются

$$[\sigma] = \frac{2}{3} C_f \sigma_t = \frac{2}{3} \cdot 1 \cdot 653 = 435 \text{ МПа},$$

где $C_f = 1$ при рабочих условиях.

Также количественная оценка эквивалентных напряжений проводилась вдоль длины l_{np} наружного и внутреннего усика наряду с сопоставлением результатов расчета НДС, полученных при помощи предложенной методики. Сопоставления результатов расчета представлены в виде графиков, показанных на рис. 9.

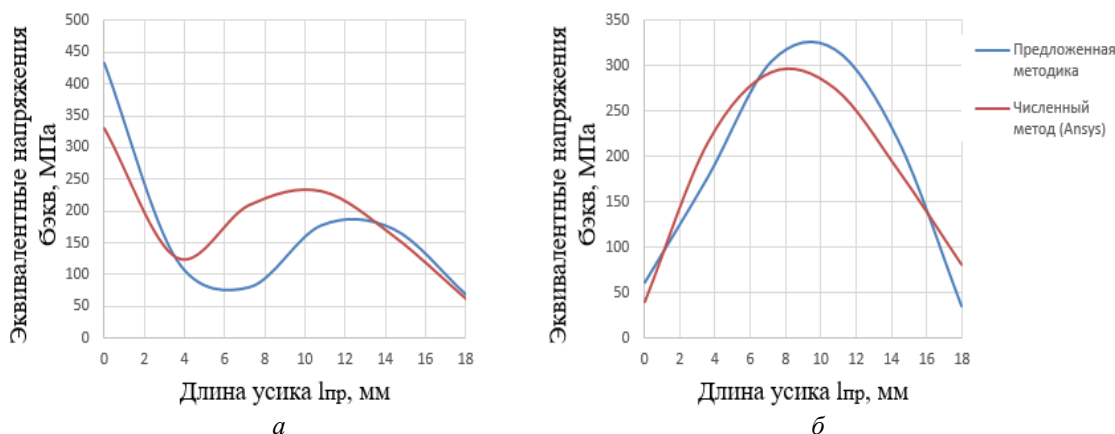


Рис. 9. Сопоставление результатов расчета:
 а – в наружном усике; б – во внутреннем усике

Исходя из анализа зависимости изменения эквивалентных напряжений по длине наружного и внутреннего усика, можно заметить, что максимальное расхождение наблюдается на наружном усике у подножья и составляет 23 %. Это связано с тем, что усик у подножья в предложенной методике имеет жесткое защемление, данное граничное условие вызывает краевой эффект и как следствие повешение уровня напряжений. В реальной же конструкции данная зона не является абсолютно жесткой, имеет податливость.

Во внутреннем усике максимальное расхождение возникает на расстоянии $l_{пр}/2$ от подножья и составляет 13 %. Данное расхождение обусловлено небольшим надавливанием друг на друга слоев усика и как следствие возникновением дополнительных нормальных напряже-

ний, действующих в радиальном направлении. Однако следует отметить, что максимальные эквивалентные напряжения, вычисленные по предложенной методике, как для внутреннего, так и для наружного усика превышают максимальные напряжения, вычисленные численным методом. Следовательно, предложенная методика дает более консервативный результат решения и может быть применима на начальной стадии проектирования данного конструктивного узла. Также стоит добавить, что так как разработанная методика основана на аналитическом методе расчета, то при ее последующей автоматизации не потребуется большого количества вычислительных ресурсов. Сопоставление результатов расчета между рассматриваемой методикой и численным моделированием представлено в таблице.

Сопоставление результатов расчета численным и аналитическим методами

Метод расчета НДС и параметры	Предложенная методика расчета	Численный метод (ANSYS)	Расхождение, %
Плотность теплового потока q , Вт/м ²	16928	16500	2,5
Наружная температура корпуса подвески НКТ t_n , °C	50	46	8
Внутренняя температура корпуса ПФА $t_{вн}^{ПФА}$, °C	25	22	12
Разница температур на внутреннем усике $\Delta t^{вн}$, °C	9	7	22
Разница температур на наружном усике $\Delta t^{нр}$, °C	8	6	25
Радиальные перемещения в корпусе подвески НКТ $U_c^{ПНКТ}$, мм	0,13	0,11	15
Радиальные перемещения в корпусе ПФА $U_c^{ПФА}$, мм	0,1	0,073	27
Эквивалентные напряжения на внутреннем усике $\sigma_{эkv}$, МПа	342	297	13
Эквивалентные напряжения на наружном усике $\sigma_{эkv}$, МПа	432	330	23

Для оценки степени влияния на НДС конструкции кольцевого металлического уплотнения тепловых нагрузок, радиальной деформации корпуса подвески НКТ и корпуса ПФА проводилось дополнительное моделирование. Из модели, показанной на рис. 6, было исключено воздействие скважинного давления p на внутренней и наружной поверхностях корпуса подвески НКТ и на внутренней поверхности корпуса ПФА. Также было исключено воздействие температурного градиента на конструкцию. Визуализация распределения эквивалентных напряжений в металлическом кольцевом уплотнении при отсутствии тепловых нагрузок и дополнительных радиальных деформаций, вызванных

воздействием давления, показана на рис. 10 (модель фиксатора уплотнения не показана).

Как видно из результата моделирования, характеры распределения эквивалентных напряжений во внутреннем и наружном усиках идентичные. Значения эквивалентных напряжений в среднем ниже на 18 %, чем при наличии температурного градиента в моделируемых деталях. Это объясняется отсутствием дополнительных радиальных деформаций корпуса подвески НКТ и корпуса, которые влияют на конструктивный натяг $\Delta = 0,01$. Данные деформации обусловлены наличием теплового расширения и воздействия скважинного давления на корпус подвески НКТ и корпус ПНКТ.

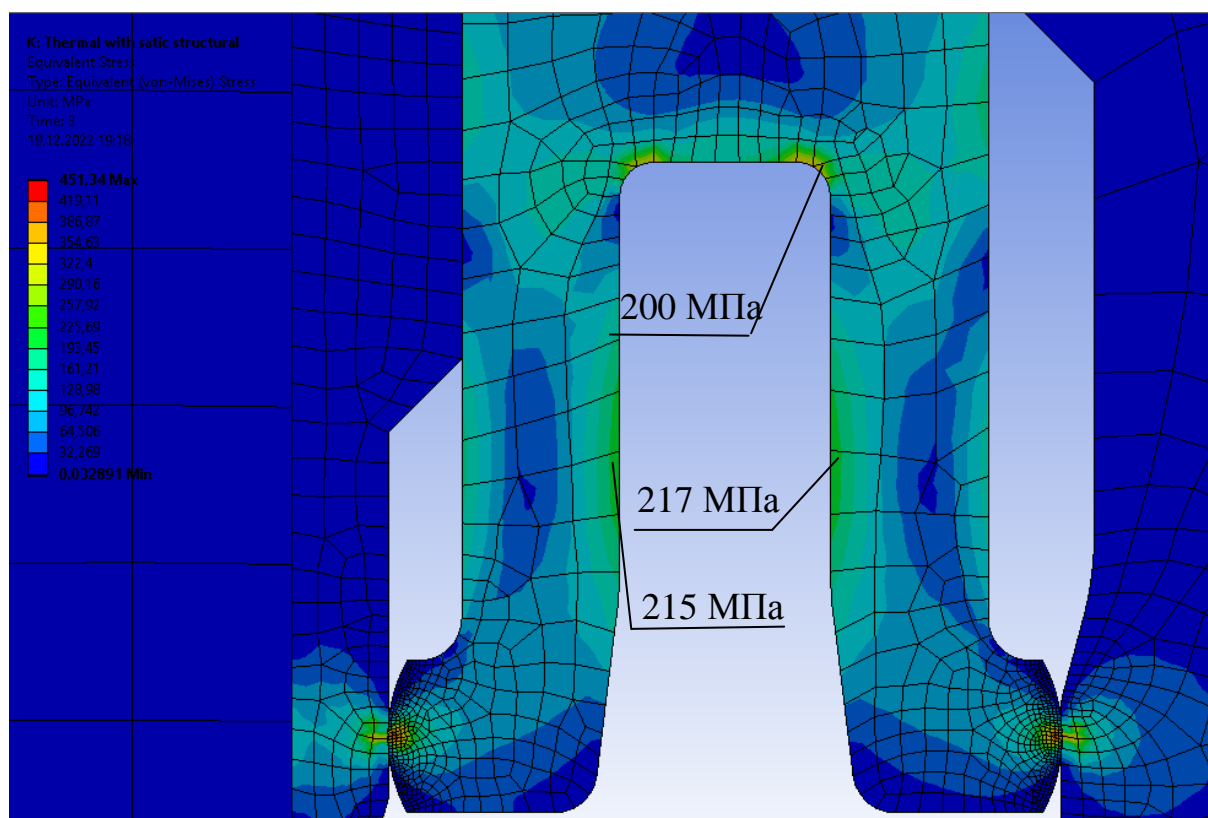


Рис. 10. Поля распределения эквивалентных напряжений

По окончании моделирования также были зафиксированы значения эквивалентных напряжений вдоль длины l_{np} наружного и внутреннего усика. Для удобства оценки степени влияния на НДС конструкции температуры проводилось сопоставление результатов моделирования с учетом тепловых нагрузок и без учета тепловых нагрузок в виде графиков, показанных на рис. 11.

Как следует из анализа изменения эквивалентных напряжений по длине наружного

и внутреннего усиков, при воздействии температурного градиента, в наружном усике у подножья максимальные эквивалентные напряжения увеличиваются на 40 %. С увеличением расстояния l_{np} от подножья усика значения эквивалентных напряжений при воздействии тепловых нагрузок выше в среднем на 18 %, чем при отсутствии тепловых нагрузок. Во внутреннем усике при неравномерном нагреве деталей максимальные эквивалентные напряжения выше на 32 %, чем при отсутствии нагрева.

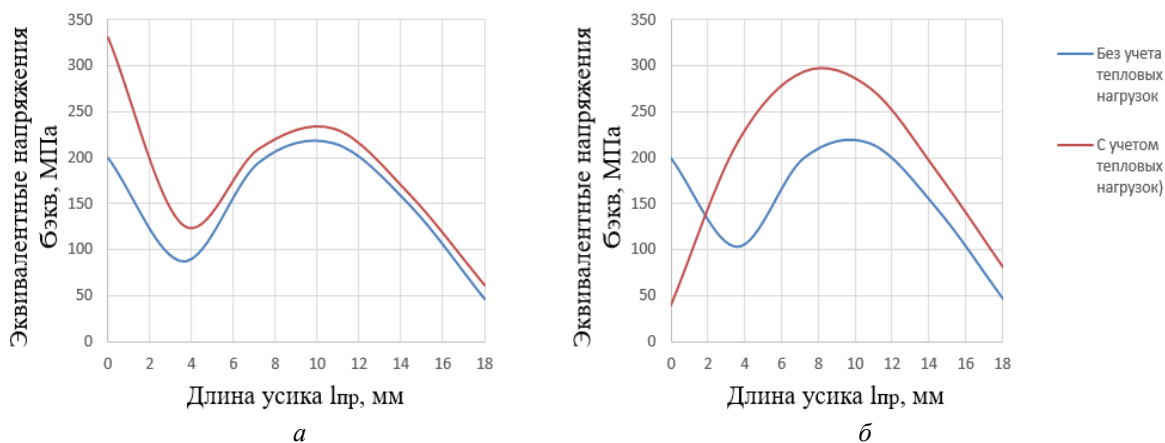


Рис. 11. Сопоставление результатов моделирования:
 а – в наружном усике; б – во внутреннем усике

В данном случае неравномерный нагрев, обусловленный разницей температуры между корпусом подвески НКТ и корпусом ПФА, оказывает весьма значительное влияние на НДС конструкцию кольцевого металлического уплотнения. По этой причине при проектировании данного типа конструктивного узла подвески НКТ необходимо учитывать тепловые нагрузки совместно с нагрузками от веса НКТ и скважинного давления. Применение данного подхода и предложенной методики расчета поможет повысить надежность и снизить вероятность отказа работы данного типа оборудования.

Выводы

1. Проведенное компьютерное моделирование работы кольцевого металлического уплотнения подвески НКТ в эксплуатационных условиях на скважине показало, что предложенная методика расчета прочности достаточно хорошо подходит для анализа НДС. Разница результатов расчета между численным методом расчета и разработанной методикой не превышает 23 %, что говорит о приемлемости использования допущений, которые применены в разработанной методике.

2. Исследование НДС корпуса кольцевого металлического уплотнения подвески НКТ численным методом позволило выявить зоны локальных концентраций напряжений, что не позволяет выявлять предложенная методика. Максимальные эквивалентные напряжения в зоне концентрации составили 481 МПа при допуске значения 435 МПа. Однако такая концентрация напряжения весьма типична для контактных зон с конструктивными радиусами скругления и не способна привести к нарушению работоспособности данной конструкции.

3. Дополнительное моделирование численным методом конструкции кольцевого металлического уплотнения показало, что учет градиента температуры и деформационного воздействия от корпуса подвески НКТ и корпуса ПФА увеличивает максимальные эквивалентные напряжения в наружном усике на 40 %, а во внутреннем усике увеличивает на 32 %.

Применение предложенной методики расчета на начальной стадии проектирования данного типа устьевого оборудования позволит уменьшить трудозатраты, связанные с разработкой численной модели конструкции с нуля.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фролов, Н. М. Геотермические методы исследований в гидрогеологии / Н. М. Фролов. – М., Недра, 1979. – 285 с.
2. Mingxue Shen, Xudong Peng, Linjun Xie, Xiangkai Meng, Xinggen Li. Deformation characteristics and sealing performance of metallic O-rings for a reactor pressure vessel// Nuclear engineering and technology 48 (2016), p. 533-544.
3. Yingying Wang, Wentao Luo, Shujie Liu, Huanzhi Feng, Jianchang Lia, Jujiang Wang. A model for reliability assessment of sealing performance of the C-shaped metal sealing ring at the outlet of the subsea tubing hanger// China Ocean Engineering, 243 (2022), p. 659–670.
4. Carré, D., O'Sullivan, J. and Congo, T. E., 2009. Moho Bilondo: Subsea production system experience, Offshore Technology Conference, Houston, Texas, USA, OTC 20280.
5. Luo, Xiao-lan; Gu, Yu-hong; Liu, Chang-ling; Qin, Rui; Zhao, Hong-lin; Duan, Meng-lan (2014). Strength design method for tubing hanger of subsea christmas tree against big temperature difference//China Ocean Engineering, 28(5), p. 659–670
6. Михеев, М. А. Основы теплопередачи / М. А. Михеев, И. М. Михеева. – Изд. 2-е, стереотип. – М. : Энергия, 1977. – 344 с.
7. Никольс, Р. В. Конструирование и технология изготовления сосудов давления ; пер. с англ. / Р. В. Никольс. – М. : Машиностроение, 1975. – 464 с.
8. Биргер, И. А. Расчет на прочность деталей машин: Справочник / И. А. Биргер, Б. Ф. Шорр, Г. Б. Иосилевич. – М. : Машиностроение, 1979. – 702 с.
9. ISO 13628-7:2005 (Identical) Petroleum and Natural Gas Industries – Design and Operation of Subsea Production Systems – Part 7: Completion/Workover Risers: ANSI/API recommended practice 17G. – Second Edition, 2006. – Washington, D.C. - 242 p.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-56-58

*М. М. Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина, В. А. Костюков***НЕРАЗРУШАЮЩАЯ МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ
ПРЕДЕЛА КОНТАКТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ
ПРИ ПЕРВОНАЧАЛЬНО ЛИНЕЙНОМ КОНТАКТЕ ДЕТАЛЕЙ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: matlin@vstu.ru

В работе описана методика неразрушающего определения предела контактной выносливости при первоначально линейном контакте деталей по параметрам упругопластического внедрения сферического индентора.

Ключевые слова: сферический индентор, неразрушающий контроль, коэффициент пластической нормальной контактной податливости, предел контактной выносливости.

*M. M. Matlin, V. A. Kazankin, E. N. Kazankina, V. A. Kostyukov***NON-DESTRUCTIVE METHOD FOR DETERMINATION
OF THE LIMIT OF BACK-TO-BACK ENDURANCE
WITH INITIALLY LINEAR CONTACT OF PARTS****Volgograd State Technical University**

The paper describes a method for non-destructive determination of the limit of back-to-back endurance in the case of initially linear contact of parts using the parameters of the elastic-plastic penetration of a spherical indenter.

Keywords: spherical indenter, non-destructive testing, coefficient of plastic normal contact compliance, limit of back-to-back endurance.

Предел контактной выносливости определяет работоспособность зубчатых передач, роликовых подшипников качения, фрикционных передач, обгонных муфт, а также роликовых направляющих, контакт колеса с плоской поверхностью рельса и т. п.

Традиционный метод определения предела контактной выносливости предусматривает изготовление из материала детали специальных образцов и их последующее испытание на усталостную прочность согласно стандарту [1]. При этом схема нагружения образцов, при которой определяют их предел контактной выносливости прямыми испытаниями, должна быть такой же, как и у испытуемых деталей в процессе эксплуатации (качение без проскальзывания, качение с проскальзыванием, качение с внешней касательной нагрузкой, пульсирующий контакт). Очевидно, что этот метод требует значительных материальных и временных затрат. В связи с этим были предложены различные менее затратные неразрушающие методы. Так, в работе [2] описан способ оценки усталостной прочности алюминиевых сплавов, основанный на измерении твердости материала. При этом после измерения твердости мате-

риала в исходном состоянии образец подвергают термической обработке на возврат при 250–270 °С в течение 45–80 с, затем вторично измеряют твердость, определяют относительное ее изменение при возврате, и по нему судят об усталостной прочности материала. В работе [3] в результате обширного экспериментального исследования установлены эмпирические зависимости между пределом контактной выносливости σ_{HR} и твердостью НВ по Бринеллю:

для углеродистых сталей

$$\sigma_{HR} = 0,35(\text{НВ} - 40) \cdot \text{кгс/мм}^2, \quad (1)$$

для легированных сталей

$$\sigma_{HR} = 0,215\text{НВ} \cdot \text{кгс/мм}^2. \quad (2)$$

Следует отметить, что этот метод не предназначен для контроля сталей с твердостью НВ по Бринеллю большей, чем 450 кгс/мм² (например, после термической или химико-термической обработки), поскольку это значение является наибольшим для твердости по Бринеллю.

В работе [4] предложено значение σ_{HR} при контакте по линии стальных деталей (закаленных на высокую твердость) определять по числу твердости НВ по Виккерсу по формуле

$$\sigma_{HR} = (0,25 \dots 0,2885)\text{НВ}. \quad (3)$$

По данным шведской фирмы СКФ [5], напряжение, соответствующее пределу контактной выносливости для роликовых подшипников, равно $\sigma_{HR} = 815 \dots 1019$ МПа (при твердости подшипников по Роквеллу 62...64 HRC).

Исследованию усталостной контактной прочности твердых тел посвящена работа [6], в которой была поставлена задача связать предел контактной выносливости не только с твердостью, но и учесть базовое число циклов. Прогнозирование предела контактной выносливости сводится к следующим зависимостям, справедливым при HB < 450 и HRC < 50.

$$\sigma_{HR} = 2,9392HB; \quad (4)$$

$$\sigma_{HR} = (15 \dots 30)HRC. \quad (5)$$

Таким образом, известные зависимости для определения предела контактной усталости, приведенные в конкретных исследованиях, по-разному оценивают контактную усталость.

Описанный ниже метод [7] предусматривает определение коэффициента пластической нормальной контактной податливости испытуемого материала путем внедрения сферического индентора

$$i = \frac{h_1 - h_2}{F_1 - F_2}, \quad (6)$$

где h_1 и h_2 остаточные глубины отпечатков на поверхности детали; F_1 и F_2 – соответствующие им контактные нагрузки.

При этом предел контактной выносливости σ_{HR} испытуемого материала можно определить по следующей зависимости

$$\sigma_{HR} = a(iR_{np})^b, \quad (7)$$

где R_{np} – приведенный радиус кривизны в контакте индентора с поверхностью испытуемого [8]; a , b – коэффициенты контактной прочности, зависящие от химического состава испытуемого материала и схемы нагружения его поверхности при эксплуатации.

Необходимо отметить, что появлению микротрещин, приводящих к усталостному контактному разрушению, предшествуют локальные пластические деформации. Коэффициент i нормальной контактной податливости характеризует сопротивление материала возникновению и развитию пластической деформации и, таким образом, чем выше для данного материала коэффициент i нормальной контактной податливости, тем необходимо и большее контактное напряжение для возникновения ло-

кальных пластических деформаций, а следовательно, такой материал имеет и более высокий предел контактной выносливости. Метод предусматривает выбор нагрузок на индентор в диапазоне, соответствующем измерению твердости, что существенно упрощает определение величины коэффициента i пластической нормальной контактной податливости, поскольку при этом существует линейная связь между нагрузкой и глубиной остаточного отпечатка [9] и коэффициент i может быть найден по конечным значениям самих нагрузок и глубин остаточных отпечатков, поскольку коэффициент i остается неизменным в широком диапазоне используемых нагрузок.

Зависимость (7) для определения предела контактной выносливости в новой форме устанавливает взаимосвязи между всеми существенными параметрами, определяющими величину предела контактной выносливости: коэффициент i пластической нормальной контактной податливости, кривизна испытуемой поверхности (она входит вместе с радиусом сферического индентора в приведенный радиус кривизны R_{np}), коэффициенты a и b контактной прочности, зависящие от химического состава испытуемого материала и схемы нагружения его поверхности при эксплуатации.

Экспериментальную проверку описанной методики проводили на образцах, изготовленных из сталей различного уровня прочности и твердости (таблица). В качестве схемы нагружения испытуемой поверхности была выбрана распространенная схема "качение с проскальзыванием", которая соответствует режиму работы зубьев зубчатых колес. В качестве индентора для сталей 1–3 использовали стальной закаленный шарик, а для сталей 4–10 твердосплавный шарик диаметром 5 мм.

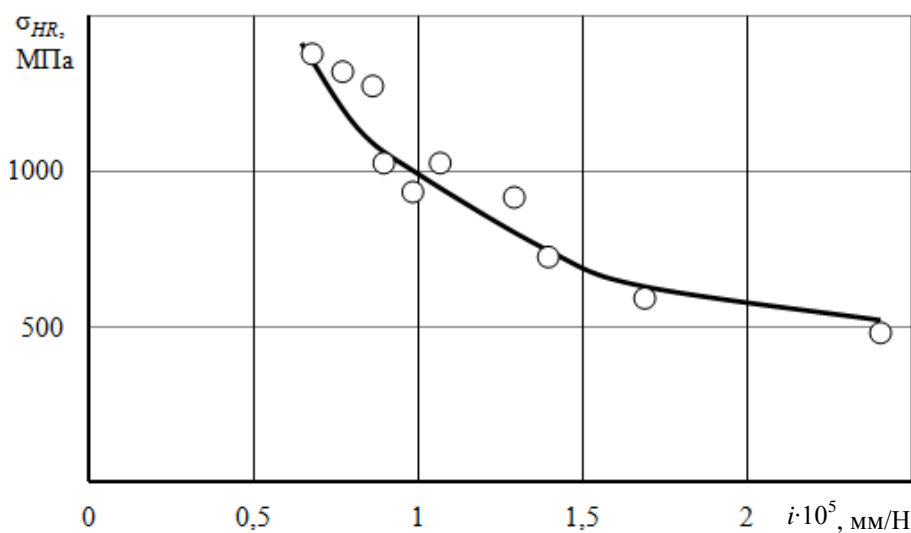
Для исследованных сталей и схемы нагружения формула (7) принимает вид

$$\sigma_{HG} = 0,358 \cdot (i \cdot R_{np})^{-0,75}. \quad (8)$$

На рисунке расчет по формуле (8) сопоставлен с экспериментальными данными, приведенными в таблице. Из рисунка видно, что наибольшая погрешность определения предела контактной выносливости исследованных сталей, по формуле (8) в большинстве случаев не превышает (5...6) %, что вполне приемлемо для использования в инженерной практике.

Стали, использованные в экспериментальной проверке

Номер образца	Марка стали	Термообработка	Твердость, МПа	Предел выносливости, согласно [1], МПа
1	45	Нормализация	HB 2200–2500	510
2	40XH	Нормализация		670
3	35XM	Улучшение		770
4	40XH	Объемная закалка	HRC45–55	1140
5	35XM			960
6	У7	Закалка ТВЧ	HRC45–50	1050
7	40X			960
8	20XH2M	Цементация и закалка	HRC56–60	1380
9	12XH3A			1288
10	25XГМ	Нитроцементация и закалка	HRC58	1334



Зависимость предела контактной выносливости σ_{HR} от коэффициента пластической нормальной контактной податливости i испытуемой стали: линия – расчет по формуле (8); значки – данные, полученные согласно стандарту [1] (см. таблицу)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- ГОСТ 25.501–78 «Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы испытания на контактную усталость»; (ИУС 3-1988); дата актуализации 01.01.2021.
- А.с. 1037126, М. Кл. 4 G 01 N 3/00. Способ оценки усталостной прочности материала / В. С. Муратов, М. С. Кенис. – Оpubл. 23.08.83, Бюл. 31.
- Трубин, Г. К. Контактная усталость материалов для зубчатых колес / Г. К. Трубин. – М. : Машгиз, 1962. – 404 с.
- Сахонько, И. М. Контактная выносливость закаленной стали в зависимости от геометрических параметров соприкасающихся тел / И. М. Сахонько // Контактная прочность машиностроительных материалов. – М. : Наука, 1964. – С. 52–59.
- Общий каталог фирмы SKF. – 1129 с.
- Фирсов, В. Т. Прогнозирование контактно-усталостной прочности сталей различной твердости / В. Т. Фирсов, А. В. Ширяев // Вестник машиностроения. – 1989. – № 5. – С. 14–15.
- Патент 2123175 РФ, МПК 6 G 01 N 3/00, 3/32, 3/48. Способ определения предела контактной выносливости материала / М. М. Матлин. – Оpubл. 10.12.1998.
- 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.
- ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74 (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-20232-273-59-61

*А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов***ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ВЫБОРА КОНСТРУКТИВНЫХ РЕШЕНИЙ ПРИ 3D ПЕЧАТИ ВЫХОДНЫХ ЗВЕНЬЕВ КИНЕМАТИЧЕСКИХ ПРИВОДОВ СО СФЕРИЧЕСКИМИ ПРЕОБРАЗУЮЩИМИ МЕХАНИЗМАМИ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: apopov34@rambler.ru

Работа посвящена экспериментальной проверке остаточной деформации выходных звеньев сферических механизмов, изготовленных при помощи 3D печати. Рассмотрены варианты конструкции с различным усилением мест установки шарниров. Показаны результаты эксперимента по нагружению звеньев, выполненных с различной степенью заполнения. На основе полученных данных, выявлены оптимальные варианты проектирования и изготовления.

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

*A. V. Popov, I. V. Notov, A. A. Rozhnov***EXPERIMENTAL JUSTIFICATION OF SELECTION OF DESIGN SOLUTIONS IN 3D PRINTING OF OUTPUT LINKS OF KINEMATIC DRIVES WITH SPHERICAL TRANSFORMING MECHANISMS****Volgograd State Technical University**

The work is devoted to an experimental test of the residual deformation of the output links of spherical mechanisms made using 3D printing. Versions of design with different reinforcement of hinge units are considered. The results of the experiment on loading links made with different degree of filling are shown. Based on the obtained data, optimal design and manufacturing options for kinematic drives have been identified.

Keywords: spherical mechanism, stepless drive, articulated joint.

Проектирование современных механических приводов, основанных на новых схемах механизмов, требует детального анализа нагруженного состояния их звеньев. Для сферических преобразующих механизмов это актуально ввиду кинематических и динамических особенностей компоновочных схем.

Ранее авторами были исследованы напряженно-деформированные состояния звеньев сферических механизмов с двумя и тремя степенями свободы. Особое внимание было уделено распределению нагрузки в шарнирных элементах соединений кольцевидных звеньев [1; 2], а также их конструктивному исполнению [3]. Учитывая сложные условия нагружения звеньев и шарниров при неортогональном взаиморасположении последних, авторами были отдельно изучены вопросы распределения напряжений при различных конструктивных решениях этих элементов механизмов [4]. Однако, использование сферических механизмов в качестве генератора механических колебаний в регулируемых приводах, обнаруживает дополнительные условия, влияющие на неравно-

мерность выходного движения [5]. Экспериментальная проверка деформации выходных звеньев (наружных колец) показала смещение осей вращения попарно расположенных шарниров (в том числе и при неортогональном расположении) [6], что может повлиять на передаточную функцию механизма, а, следовательно, и точность регулирования, что актуально для кинематических приводов. Элементы таких приводов не подвержены значительным нагрузкам, и, как следствие, допускают изготовление их при помощи 3D печати.

Для проверки влияния деформаций звеньев на кинематические характеристики преобразования движения трехмерные виртуальные модели механизма в системе КОМПАС-3D были конвертированы для печати на 3D принтере в масштабе 1:1 с внесением ряда уточнений параметров и конструктивных особенностей. Далее с точностью 0,05 мм из конструкционного пластика PLA были изготовлены звенья механизма (рис. 1) с учетом полученных ранее рекомендаций и корректив геометрических размеров.

© Попов А. В., Нотов И. В., Рожнов А. А., 2023.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного проекта № 25/472-22.

Внутреннее кольцо 1 с местами установки внутренних шарниров 2 и 3 изготовлены без изменений с учетом только компоновочных условий сборки, промежуточное кольцо 4 выполнено составным для установки и фиксации подшипника качения (на рис. не показан). Ввиду того, что деформации изгиба указанных элементов незначительны и не влияют на углы поворота ведомого звена они изготовлены в единственном варианте исполнения. Наружные кольца 5 выполнены в двух вариантах увеличения жесткости шарниров, обоснованных в работе [6].

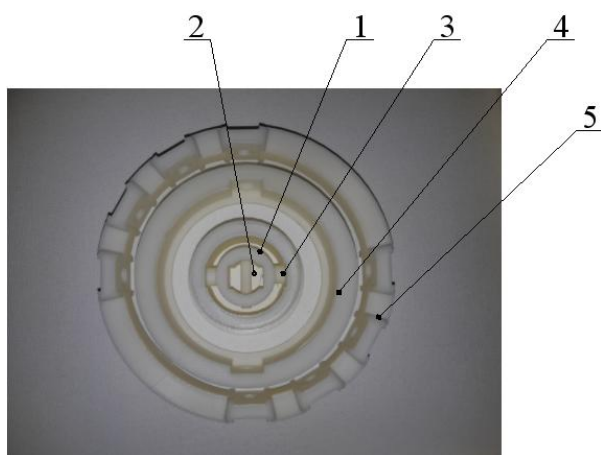


Рис. 1. Звенья сферического механизма, полученные 3D печатью:
1 – внутреннее кольцо; 2, 3 – места установки внутренних шарниров; 4 – промежуточное кольцо; 5 – наружное кольцо

На рис. 2 показаны изготовленные образцы наружных колец с вариантами усиления мест шарнирных соединений в осевом направлении кольца (вариант А) и одновременно в осевом и радиальном направлении (вариант Б). Для каждого варианта исполнения наружных колец механизма изготовлено по три образца с различной плотностью заполнения объема детали конструкционным пластиком: 40, 60 и 80 % без учета стенок детали соответственно.

Определение остаточной деформации образцов наружных колец сферического механизма производилось следующим образом. К закрепленному кольцу по оси качания цапф в точке установки шарнира прикладывалась нагрузка равная 117 Н. Эксперимент состоял из

десяти повторений нагрузки. Длительность приложения усилия составляла 10 секунд.

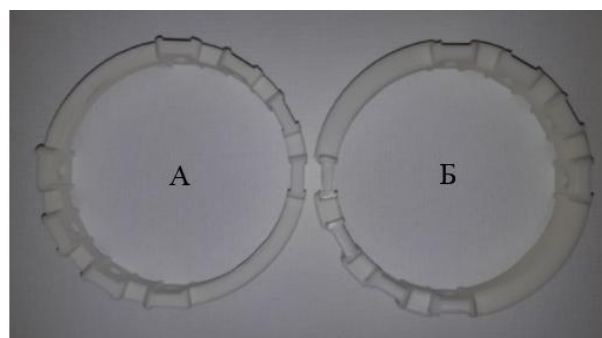


Рис. 2. Наружные кольца сферического механизма:
А – усиление шарниров в осевом направлении кольца; Б – усиление шарниров в осевом и радиальном направлении кольца

После проведения циклов нагружений кольцо устанавливалось и фиксировалось за радиально противоположный шарнир и при помощи индикаторной измерительной головки производилось измерение остаточной величины деформации изгиба в направлении действия нагрузки (рис. 3).

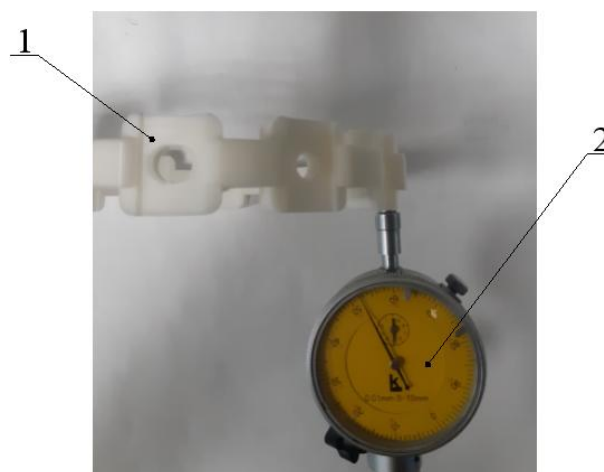


Рис. 3. Схема установки на кольцо 1 индикаторной головки 2

Полученные при эксперименте результаты измерений были усреднены и сведены в таблицу. Здесь же приведены массы для сравнения массогабаритных показателей вариантов конструкции звеньев при различном заполнении объема конструкционным пластиком.

**Результаты измерения остаточной деформации вариантов исполнения
наружных колец сферического механизма**

Наименование детали	Заполнение материалом, %	Масса детали, г	Остаточная деформация, мм
Вариант А	40	86	3,3
	60	92	2,6
	80	98	1,8
Вариант Б	40	100	1,9
	60	115	1,2
	80	130	0,3

Анализ результатов, полученных при экспериментальном исследовании остаточной деформации звеньев сферических механизмов для кинематических приводов показывает, что изготовление при помощи 3D печати с усилением шарниров одновременно в осевом и радиальном направлении (вариант Б) наружного кольца при заполнении более 40 % остаточная деформация звена остается в допустимых пределах (не более 2 мм) и не влияет на преобразование движения в целом. Для конструкции звена варианта А усиления шарнира заполнение 3D печати следует обеспечить не менее 80 %, так как остаточная деформация звена, а, следовательно, отклонение осей противоположащих шарниров превысит допустимую величину, что приведет в искажению передаточной функции преобразующего сферического механизма.

В качестве вывода можно отметить, что оптимальным и обоснованным решением будет выполнение конструкции звена по варианту Б и заполнением 40 %, что одновременно обеспечит жесткость звена и износостойкость мест установки шарниров на фоне сокращения расхода материала и времени выращивания детали при 3D печати.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Попов, А. В.* Выбор конструкции и особенности напряженно-деформированного состояния шарнирных элементов преобразующего сферического механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 62–64.
2. *Попов, А. В.* Исследование распределения напряжений в шарнирном элементе ведущего кольца сферического преобразующего механизма / А. В. Попов, А. А. Рожнов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (239) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–30.
3. *Попов, А. В.* Сравнительный анализ распределения напряжений в элементах различного конструктивного исполнения шарнирного соединения сферического механизма / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (253) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 59–61.
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. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 39–42.
5. *Нотов, И. В.* Оценка неравномерности работы импульсного вариатора с двумя сферическими преобразующими механизмами / И. В. Нотов // XII Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики (г. Уфа, Республика Башкортостан, 19–24 августа 2019 г.) : сб.тр. В 4 т. Т. 1. Общая и прикладная механика / Ин-т проблем сверхпластичности металлов РАН, Башкирский гос. ун-т, Уфимский гос. авиационный технический ун-т, Уфимский гос. нефтяной технический ун-т, Ин-т механики им. Р. Р. Мавлютова УФИЦ РАН [и др.]. – Уфа, 2019. – С. 589–590.
6. *Попов, А. В.* Экспериментальное исследование влияния конструктивных элементов на деформацию и нагрузочную способность наружных колец сферических механизмов / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 66–69.

УДК 621.01:539.431

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-62-65

*А. Н. Савкин, А. А. Седов, К. А. Бадиков, А. А. Барышников***МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН
ПРИ БИГАРМОНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: savkin@vstu.ru

Выполнен анализ кинетики роста усталостной трещины при бигармоническом нагружении с низкочастотными и высокочастотными внешними гармоническими колебаниями нагружения. Проведена оценка влияния высокочастотных составляющих на рост усталостной трещины при различных асимметриях и размахах внешнего нагружения. Был использован алгоритм учета влияния последовательностей высокочастотных и низкочастотных циклов нагружения, основанный на учете изменения напряжений вблизи устья развивающейся трещины и ее влияния на изменение порогового значения коэффициента интенсивности напряжений в этой точке. Проведен сравнительный анализ продолжительности роста трещины расчетом «цикл-за-цикл» и полученных экспериментальных данных.

Ключевые слова: усталостные испытания, бигармоническое нагружение, моделирование кинетики роста усталостной трещины.

*A. N. Savkin, A. A. Sedov, K. A. Badikov, A. A. Baryshnikov***SIMULATION OF THE KINETICS OF FATIGUE CRACK
GROWTH UNDER BIHARMONIC LOADING****Volgograd State Technical University**

The kinetics of fatigue crack growth under biharmonic loading with low-frequency and high-frequency external harmonic loading oscillations is analyzed. The effect of high-frequency components on the growth of a fatigue crack is evaluated for various asymmetries and ranges of external loading. An algorithm for taking into account the influence of sequences of high-frequency and low-frequency loading cycles, based on taking into account the change in stresses near the mouth of a developing crack and its influence on the change in the threshold value of the stress intensity factor at this point, would be used. A comparative analysis of the duration of crack growth by the cycle-by-cycle calculation and the obtained experimental data was carried out.

Keywords: fatigue testing, biharmonic loading, simulation of fatigue crack growth kinetics.

Введение

Усталостное разрушение металлических материалов обусловлено в основном действием динамических, повторных и знакопеременных нагрузок. Бигармонические нагрузки распространены в машиностроении (элементы автомобильных рам, кузовов, лопатки двигателей, сварные соединения), авиастроении (фюзеляж, нервюры крыла), строительстве (фермы и опоры мостов, мачт) [1; 2]. Усталостная долговечность в результате бигармонического нагружения может быть в 1.5–4 раза ниже [3]. Представляет интерес изучение вклада в долговечность материала при таком нагружении кинетики роста усталостной трещины. Целью работы является изучение кинетики роста усталостных трещин при бигармоническом нагружении при разном соотношении низкочастотной и высокочастотной составляющей нагрузки и изменением асимметрии цикла и размаха прикладываемой нагрузки.

Материал, методика исследования

Испытания на трещиностойкость проводились при комнатной температуре при нормальных условиях окружающей среды, частота основного вида нагружения составляла – 10 Гц. Использовалась сервогидравлическая испытательная машина BISS Nano-25kN. Исследования были выполнены на компактных образцах типа С(Т) по стандарту ASTM E647. Направление проката было перпендикулярно направлению развития усталостной трещины в процессе испытания. До проведения основного испытания на образцах выполнялось предварительное растрескивание до трещины 13 мм.

Образцы были изготовлены из стали 09Г2, представлены в нормализованном состоянии, толщиной 5 мм. Длина и ширина образцов составляла – 62.5×60 мм. Максимальное значение прикладываемой нагрузки P_{max} составляло 7 кН, асимметрия находилась в диапазоне 0–0.6. Примеры нагружений приведены на рис. 1.

© Савкин А. Н., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. А., 2023.

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

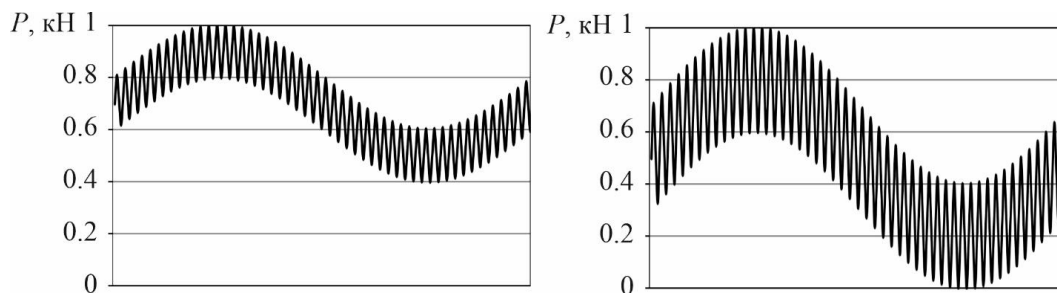


Рис. 1. Примеры используемого бигармонического нагружения при испытаниях

Часть испытаний проводилась при отношении ω_1/ω_2 равным 1/50, т. е. в одном низкочас-

тотном блоке содержалось 50 высокочастотных циклов, а другом – 1/250.

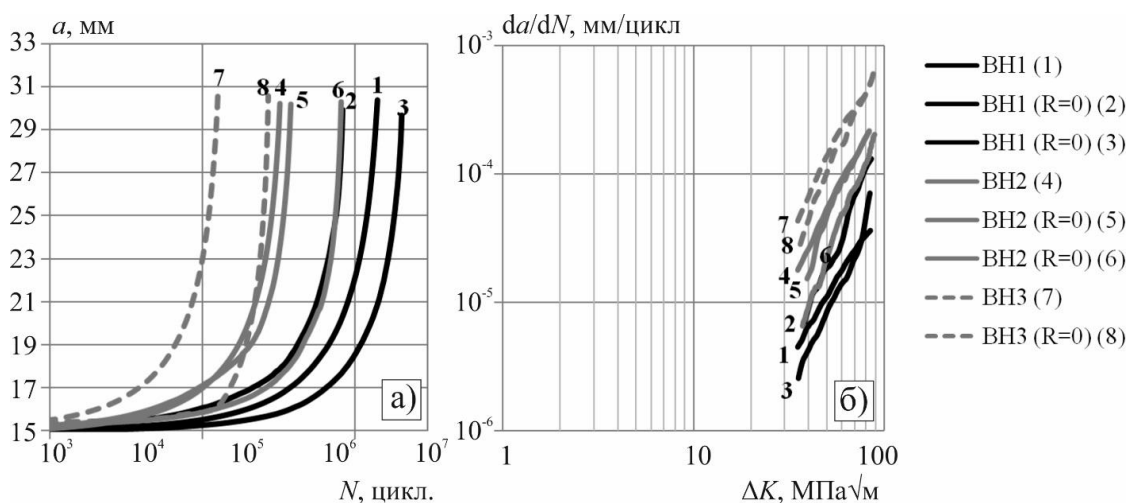


Рис. 2. Кривые роста (а) и КДУР (б) для испытаний при бигармоническом нагружении

На рис. 2, а показаны кривые роста трещин при бигармоническом нагружении (ВН). Номера кривых соответствуют номерам испытаний в таблице. Все КДУР (кинетические диаграммы усталостного разрушения) (рис. 2, б) имеют тенденцию к параллельности в представленных координатах $\lg(da/dN) - \lg\Delta K$ для всего комплекса испытаний, что свидетельствует, что кинетику роста усталостных трещин можно описать известным уравнением Пэриса [4] по формуле (1):

$$da/dN = C \cdot \Delta K^n, \quad (1)$$

где da/dN – скорость распространения трещины; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений (КИН) на возрастающем полцикле нагружения, C, n – постоянные.

На рис. 2, б показаны результаты проведенных испытаний, номера позиций также соответствуют номерам в таблице. Испытания показали, что все кривые КДУР имеют тенденцию к параллельности в логарифмических координатах $(\lg(da/dN) - \lg(\Delta K))$. Но с увеличением асимметрии блока нагружения R они снижаются в сторону меньших скоростей роста трещины и размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK , а, следовательно, к увеличению продолжительности ее роста. Влиянием асимметрии и параметрами внешнего нагружения определяется положение КДУР. Верхние кривые соответствуют ускоренному процессу роста трещины, нижние – замедлению скорости и увеличению продолжительности роста трещины.

**Программы исследований бигармонического нагружения
(результаты экспериментов и расчетов)**

	Нагружение	P_{\max} , кН	ω_1/ω_2	$\Delta P/P_{\max}$	R	N_z , цикл.	N_p , цикл.
1	ВН1	7	1/50	0.2	0.4	1403423	2284000
2	ВН1 (R=0)		1/50	0.2	0	829409	2531000
3	ВН1 (R=0)		1/250	0.2	0	2025528	2752000
4	ВН2		1/50	0.4	0.2	321488	352100
5	ВН2 (R=0)		1/50	0.4	0	378987	410400
6	ВН2 (R=0)		1/250	0.4	0	810917	420600
7	ВН3		1/50	0.6	0	125830	111800
8	ВН3 (R=0)		1/250	0.6	0	269682	112000

Из анализа кривых видно, что наименьшей продолжительностью роста обладают испытания 7 и 8. Это связано с наибольшим размахом амплитуды из представленных результатов и высокой асимметрией $R=0.6$. Среднюю часть занимают испытания 4,5 и 6 с асимметрией $R=0-0.4$ и размахом нагрузки $\Delta P = 0.4$ кН. Наибольшая продолжительность у группы испытаний 1,2 и 3 с асимметрий $R=0-0.4$. На скорость роста трещины влияет асимметрия и размах нагрузки, чем они выше, тем меньше продолжительность роста трещины. При одинаковом размахе нагружения большей скоростью роста обладают испытания с большей асимметрией. Если проанализировать скорость роста внутри отдельной группы, например, ВН1 и ВН2, которые отличаются только величиной асимметрии, то наибольшей долговечностью обладает испытание ВН1 с большей асимметрией. Испытания 2 и 3 обладают одинаковой асимметрией, но разным соотношением ω_1/ω_2 .

Моделирование продолжительности роста трещины при бигармоническом нагружении с учетом последовательности амплитуд нагружения

К сожалению, в настоящее время в отечественной практике методы оценки кинетики роста усталостных трещин при бигармоническом типе нагружений практически отсутствуют, какие-либо новые экспериментальные исследования усталостной долговечности элементов конструкций при таком типе нагружений не проводятся. Среди методов расчета бигармонического нагружения можно выделить как наиболее подходящие метод суперпозиции ли-

нейного накопления (суммирования) усталостного повреждения [5; 6]. Тем не менее, большое количество работ [7–10] показало влияние на скорость роста трещины и других параметров нагружения: коэффициента асимметрии цикла R , максимальное значение КИН цикла, геометрии детали, последовательности нагружения. Влияние последовательности приобретает особое значение для определения кинетики роста усталостной трещины в околопороговой области ($10^{-5}-10^{-7}$) мм/цикл. Эффекты замедления роста трещины при перегрузках различной интенсивности, особенно важны для достоверного прогнозирования долговечности при нерегулярных (в том числе эксплуатационных) нагружениях. Большая часть существующих моделей объясняет феномен замедления трещин эффектом их закрытия. В то же время чувствительность к последовательности нагружения наблюдается при высоких значениях асимметрии цикла, когда закрытие минимально. С целью построения физически обоснованной модели авторами [11; 12] предлагается теория хрупкого разрушения в околопороговой области роста трещины. Подход основан на связи напряжения раскрытия в окрестности вершины трещины с изменением порогового значения размаха коэффициента интенсивности напряжений [13; 14].

Проведенный расчет для бигармонического нагружения показан в таблице. Сравнительный анализ расчетных N_p и экспериментальных значений N_z продолжительности роста усталостной трещины показан на рис. 3. Коэффициент корреляции составил $r = 0.84$.

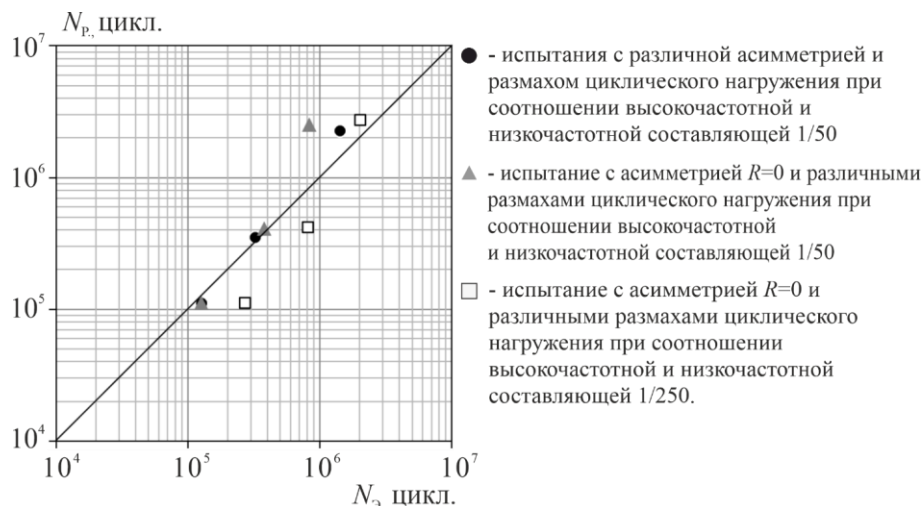


Рис. 3. Расчет продолжительности роста трещины с учетом взаимодействия последовательностей нагрузок по модели пластичности

Вывод

Таким образом можно сделать выводы:

1) Модель поциклового расчета продолжительности роста усталостной трещины при бигармоническом нагружении, учитывающая «закрытие» трещины с использованием эффективного КИН и последовательности циклов нагружения по модели пластичности и поциклового изменения порогового КИН позволяет оценить продолжительность роста трещины при данном типе нагружения.

2) Проведен сравнительный анализ экспериментальных продолжительностей роста трещины с расчетными по предложенной модели. Полученное соответствие сравниваемых данных показывает перспективность предложенного метода.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Терентьев, В. Ф. Усталость металлических материалов / В. Ф. Терентьев. – М. : Наука, 2003. – 254 с.
2. Воробьев, А. З. Сопротивление усталости элементов конструкций / А. З. Воробьев, Б. И. Олькин, В. Н. Стебнев. – М. : Машиностроение, 1990. – 240 с.
3. Benasciutti, D. Spectral methods for lifetime prediction under wideband stationary random processes/ D. Benasciutti, R. Tovo // Int J Fatigue. – 2005. - № 27(8). – P. 867-877.
4. Paris, P.C. Critical Analysis of Crack Propagation Laws / P.C. Paris, F. Erdogan / Journal of Basic Engineering; Transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D. – 1963. – Vol. 85. – P. 528-534.
5. Стрижиус, В. Е. Метод расчета на усталость элементов авиаконструкций при бигармоническом нагруже-

нии / В. Е. Стрижиус / Научный вестник МГТУ ГА. – 2012. – № 175. – С. 55–61.

6. Заверюха, Г. Г. Исследование скорости развития трещин в полосе с надрезом при бигармоническом нагружении / Г. Г. Заверюха // Ученые записки ЦАГИ, Том 4. – 1983. – № 2. – С. 95–104.

7. Панасюк, В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов / В. В. Панасюк. – Киев : Наукова думка, 1991. – 416 с.

8. Fühning, H. Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading / H. Fühning, T. Seeger. // Engineering Fracture Mechanics. – 1979. – Vol 11. – P. 99–122.

9. Minakawa, K. On crack closure in the near-threshold region / K. Minakawa, A. J. McEvily. // Scripta Metallurgica. – 1981. – Vol 15. – P. 633–636.

10. Morris, W. L. A simple model of stress intensity range threshold and crack closure stress / W. L. Morris, M. R. James, O. Buck // Engineering Fracture Mechanics. – 1983. – Vol 18. – P. 871–877.

11. McEvily, A. J. On crack closure in fatigue crack growth // ASTM International. – 1988. – P. 35–43.

12. Sunder, R. A unified model of fatigue kinetics based on crack driving force and material resistance / R. Sunder // International journal of fatigue. – 2007. – №29. – P. 1681-1696.

13. Savkin, A.N. Effect of Overload on Near-Threshold Fatigue Crack Growth Rate in a 2024-T3 Aluminium Alloy: 2 Fatigue Crack Growth Simulation for Calculating the Fatigue Life under Alternating / A.N. Savkin, R. Sunder, A.V. Andronik, A.A. Sedov // Russian Metallurgy (Metally). - 2019. - Vol. 2019, № 4 (April). – P. 542-547.

14. Савкин, А. Н. Влияние последовательности нагружения на кинетику роста трещины: теория, модель, эксперимент / А. Н. Савкин, Р. Сундер, Д. С. Денисевич, А. А. Седов, К. А. Бадиков // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2018. – № 4. – С. 246–255. DOI: 10.15593/pern.mech/2018.4.22

УДК 621.01

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-66-68

*М. М. Матлин, А. В. Попов, И. А. Тимофеев, А. Д. Тимофеева, И. В. Нотов***ОБЗОР КИНЕМАТИЧЕСКОЙ И ДИНАМИЧЕСКОЙ ТОЧНОСТИ
СФЕРИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mr.timofeev1995@mail.ru

В данной статье изучены перспективы использования сферических механизмов и рассмотрены кинематическая и динамическая точности сферических механизмов и возможные пути решения компенсации или устранения ошибок.

Ключевые слова: сферические механизмы, кинематическая точность, динамическая точность.

*М. М. Matlin, A. V. Popov, I. A. Timofeev, A. D. Timofeeva, I. V. Notov***REVIEW OF THE KINEMATIC AND DYNAMIC ACCURACY OF SPHERICAL MECHANISMS****Volgograd State Technical University**

This article explores the prospects for using spherical mechanisms and considers the kinematic and dynamic accuracy of spherical mechanisms and possible ways to solve compensation or eliminate errors.

Keywords: spherical mechanisms, kinematic accuracy, dynamic accuracy.

Среди параллельных механизмов важное место занимают сферические механизмы. Большинство применений сферических манипуляторов можно найти в ориентирующих устройствах. Сферический параллельный механизм, как правило, состоит из базовой платформы и подвижной платформы. Эта подвижная платформа и основание соединены тремя равноудаленными опорами, каждая из которых состоит только из вращающихся шарниров. Оси всех суставов пересекаются в общей точке, которая называется центром вращения [1]. Сферический параллельный механизм обеспечивает 3 степени свободы чистых вращений. Эти механизмы были предметом многих статей, посвященных структуре, проблемам положения и скорости, моделированию рабочего пространства, анализу особенностей. Однако не все важные проблемы были решены. Они касаются проблемы точности.

Автоматизация производства обеспечивается применением робототехнических комплексов и систем. Одной из важных характеристик оценки качества функционирования робототехнических комплексов является точность позиционирования. Задача обеспечения этой точности должна решаться на стадии проектирования машин и оборудования [2].

Погрешность позиционирования выходного звена при многократном отводе его в заданную точку для сферического механизма выражается в угловых единицах. Погрешность позиционирования определяется систематической (неточность системы управления и отклонения от номинальных размеров звеньев) и случайной составляющими (зазоры в соединениях, ослабление креплений, колебания температуры, вибрации робота, вызванные соседним оборудованием, остаточные вибрации и т. усталостные деформации звеньев). Точность позиционирования определяется погрешностью позиционирования выходного звена (захвата) при многократном подведении его к заданной точке и выражается в угловых или линейных размерах.

Систематические ошибки могут быть частично или полностью компенсированы. При проектировании и эксплуатации следует учитывать снижение случайных ошибок. Большинство робототехнических систем состоят из пространственных механизмов, в том числе механизмов параллельной структуры. Современные системы управления позволяют вносить соответствующие поправки. Также негативное влияние вибраций в основании робота на точность позиционирования можно уменьшить организационными мерами (т. е. согласованием цикла манипуляции с циклом оборудования, вызвавшего вибрацию) [3]. Целью сопоставления циклов является установление временного интервала между воздействием и завершающей стадией цикла манипуляции. Это позволяет приглушить вибрации до того, как позиционирование будет завершено. Существенное влияние на точность оказывают остаточные колеба-

ния определяют систематической (неточность системы управления и отклонения от номинальных размеров звеньев) и случайной составляющими (зазоры в соединениях, ослабление креплений, колебания температуры, вибрации робота, вызванные соседним оборудованием, остаточные вибрации и т. усталостные деформации звеньев). Точность позиционирования определяется погрешностью позиционирования выходного звена (захвата) при многократном подведении его к заданной точке и выражается в угловых или линейных размерах.

ния выходного звена, возникающие из-за недостаточной жесткости приводов звеньев и неустойчивости системы управления. Характер остаточных колебаний зависит от динамических свойств манипулятора.

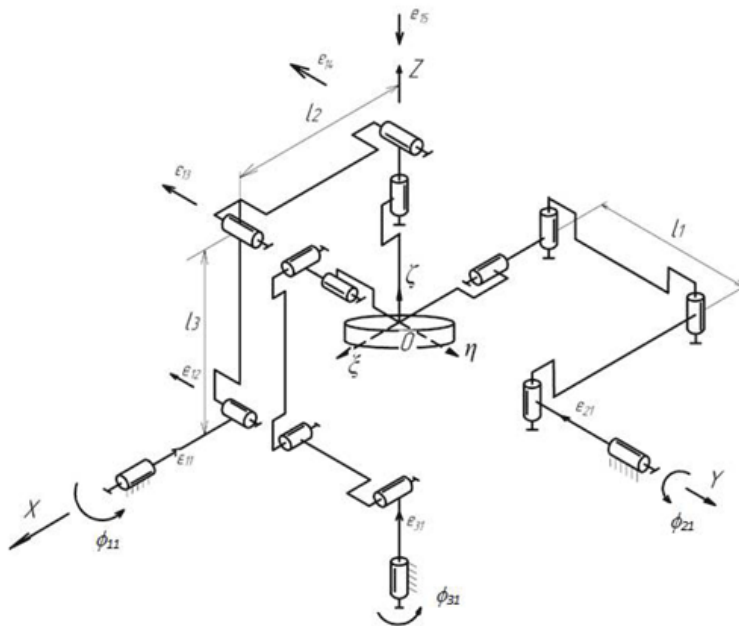
При создании роботов стремятся выполнять звенья с равномерным, постоянным сечением по длине. В этом случае нет необходимости описывать связи через распределение длины по массе, моментам инерции и жесткости. В этом случае упрощается задача динамической точности, так как в этом случае уравнения Лагранжа описывают механические системы с сосредоточенными параметрами.

В большинстве случаев погрешность позиционирования определяют из решения задач на положение механизма. Однако такой подход не является универсальным, так как неточности при изготовлении звеньев механизмов неизбежны, температура рабочей среды непостоянна, механизм может располагаться на подвижном основании, могут присутствовать внешние воздействия, неустойчивость движения. происходит при заданном законе движения.

Интересным является подход, учитывающий определение правильности нахождения исполнительного органа с учетом указанных выше ограничений и возможности их компенсации.

Сферические механизмы с 3-мя степенями свободы параллельной конструкции используются в устройствах для ориентирования, в испытательных стендах, медицинских робототехнических комплексах, для обработки сферических поверхностей, в смесителях, для выполнения вращательных движений [4].

В таком механизме (рисунок) каждое входное звено цепи соединено с поворотным двигателем. Выходным звеном является платформа, вращающаяся в точке O вокруг трех координатных осей. Выходными координатами являются углы поворота платформы, при этом угол поворота α вокруг оси x , угол поворота β вокруг оси y и угол поворота γ вокруг оси z . Обобщенными координатами являются углы φ_{11} , φ_{21} и φ_{31} поворота входных звеньев соответственно первой кинематической цепи, второй и третьей кинематической цепи.



Механизм параллельного манипулятора с тремя степенями свободы

При оценке динамической точности позиционирования хвата исследуются небольшие колебания вокруг устойчивого положения равновесия [5].

Уравнения движения манипулятора с тремя степенями свободы будут описываться системой дифференциальных уравнений:

$$\frac{d}{dt} \left(\frac{\partial T}{\partial \dot{\varphi}_i} \right) - \frac{\partial T}{\partial \varphi_i} = - \frac{\partial \Pi}{\partial \varphi_i}, i = 1, \dots, 3,$$

где T – кинетическая энергия системы, Π – потенциальная энергия системы.

Задача определения отклонения координат входного звена при выводе его из положения равновесия решается численно. Уменьшение

динамической погрешности может быть достигнуто увеличением жесткости привода или введением демпфирующих устройств.

С позиций динамики при свободных колебаниях выходного звена или при его остановке дается численная оценка погрешности позиционирования, позволяющая оценить технологические требования к точности операций и предложить решения по ее снижению. В этом случае повышение точности манипулирования с позиции динамики может быть осуществлено за счет оптимального подбора жесткости привода или введения дополнительных демпфирующих устройств. В управлении минимизация погрешности переходного процесса обеспечивается выбором коэффициентов обратной связи [6].

Таким образом, можно сделать вывод о том, что комплексный подход позволяет оценить и определить погрешность позиционирования выходного звена с позиций кинематики, динамики и управления. Такой подход позволит при синтезе механизмов предложить подходы к компенсации или полному устранению ошибок. При кинематической оценке возможно определять отклонения в выходном звене с ис-

пользованием теории точности. Это позволяет определять отклонения в выходном звене в любой точке рабочей зоны и предлагать конструктивные решения по их компенсации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Алепко, А. В.* Механизмы параллельной структуры: обзор современного состояния, область применения манипуляторов в промышленности и анализ перспектив развития / А. В. Алепко, Д. М. Яковенко, В. В. Дубовсков // *Фундаментальные исследования*. – 2016. – № 2–1. – С. 13–17.
2. *Хомченко, В. Г.* Робототехнические системы : учеб. пособие / В. Г. Хомченко. – Омск, 2016. – 195 с.
3. *Шандров, Б. В.* Технические средства автоматизации : учебник для студ. высш. учеб. заведений / Б. В. Шандров, А. Д. Чудаков. – М. : Издательский центр «Академия», 2007. – 368 с.
4. *Gogu, G.*: Structural Synthesis of Parallel Robots, Part 1: Methodology (Solid Mechanics and Its Applications), edited by: Gladwell, G. M. L., 706 pp., Springer, Vol. 149, https://doi.org/10.1007/978-1-4020-5710-6_1, 2008.
5. *Сидоренко, В. В.* Малые колебания в механических системах / В. В. Сидоренко. – Москва, 2004. – 37 с.
6. *Габитов, А. А.* Анализ обеспечения точности позиционирования промышленных роботов / А. А. Габитов, А. В. Каляшина // *Казанский национальный исследовательский технический университет им. А. Н. Туполева*. – Казань, 2019. – С. 50–58.

ВОПРОСЫ СВАРКИ И МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ

УДК 621.791.011: 621.791.015

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-69-76

Р. А. Рзаев¹, Л. М. Гуревич²

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЛИСТОВ ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО И МЕДНОГО СПЛАВОВ

¹ Астраханский государственный университет

² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: radmir.82@mail.ru

В статье рассматривается влияние параметров режимов сварки трением с перемешиванием на образование внешней поверхности и микроструктуры сварного соединения листов из алюминия (АД1) и чистой меди (М1). Изменение скорости вращения сварочного инструмента от 600 до 1000 об/мин и интервала скорости сварки от 20 до 100 мм/мин позволяет контролировать количество вводимой энергии, позволяющей перевести свариваемые материалы в пластическое состояние. В работе рассматриваются термодиклы, измеренные под заплечиком сварочного инструмента со стороны листов алюминия и меди. Максимальная температура составляла 900 К на чистой меди. Параметры режимов сварки влияют также на образование интерметаллидных слоев. Если толщина интерметаллидного слоя не превышает 4–5 мкм, то наблюдаются повышенные значения механической прочности сварного разнородного соединения.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, разнородные соединения, интерметаллиды, алюминиевый сплав, медный сплав.

R. A. Rzaev¹, L. M. Gurevich²

RESEARCH OF THE INFLUENCE FRICTION STIR WELDING ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS WITH ALUMINUM AND COPPER ALLOYS

¹ Astrakhan State University

² Volgograd State Technical University

The article considers the influence of the parameters modes of friction stir welding on the formation of the outer surface and microstructure of the welded joint of sheets made of aluminum (AD1) and pure copper (M1). Changing the rotation speed of the welding tool from 600 to 1000 rpm and the range of welding speed from 20 to 100 mm/min allows you to control the amount of input energy, which allows you to transfer the welded materials into a plastic state. The paper considers thermal cycles measured under the shoulder of the welding tool from the side of aluminum and copper sheets. The maximum temperature was 900 K on pure copper. The parameters of welding modes also affect the formation of intermetallic layers. If the thickness of the intermetallic layer does not exceed 4-5 μm, are observed then increased values of the mechanical strength of the welded dissimilar joint.

Keywords: friction stir welding, dissimilar joints, intermetallic compounds, aluminum alloy, copper alloy.

Широко применяемые в промышленности медные и алюминиевые сплавы относятся к уникальным конструкционным материалам благодаря комплексу свойств, таких как хорошая коррозионная стойкость, пластичность, податливость, теплопроводность и электропроводность [1; 2].

Решение проблемы соединения таких мате-

риалов между собой сваркой в твердой фазе позволяет снизить массу и затраты на изготовление сварных узлов, уменьшить объемы использования благородных металлов. Из-за больших различий в физических и химических свойствах, образование качественных соединений меди с алюминием или их сплавов обычно связано с трудностями различного характера [3; 4].

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является относительно новым методом получения неразъемных соединений материалов, запатентованным в Великобритании в 1991 г. [5], но на такой способ сварки имеются более раннее отечественное авторское свидетельство [6]. Сварка трением с перемешиванием является процессом соединения материалов в твердом состоянии и выполняется вращающимся инструментом со специальным профилем рабочей поверхности, перемещающимся в направлении сварки. Трение инструмента о поверхность деталей вызывает тепловыделение, которое совместно с силовым воздействием обеспечивает пластическую деформацию, сложное течение пластифицированного металла, перемешивание соединяемых металлов с формированием сварного шва.

СТП получил широкое распространение в авиационной и космической промышленности для соединения листов из алюминиевых сплавов, однако есть попытки использовать его для соединения разнородных материалов, способных образовывать интерметаллиды, например алюминиевых и медных сплавов [7; 8]. Несмотря на то, что при СТП процесс ведут при нормальной температуре, вследствие вводимой механической энергии в результате трения температура отдельных участков сварочного инструмента в нескольких секундах достигает сотен градусов. Чаще всего уровень этих температур лежит выше критического порога образования соответствующих интерметаллидов, поэтому получение качественных сварных швов при СТП возможно при использовании дополнительных приемов, позволяющих получить дисперсные включения интерметаллидов, равномерно распределенных в сварном шве [9–14].

Методика исследования

В исследованиях использовали образцы листов толщиной 3 мм из алюминия АД1 и меди М1. Сварку образцов выполняли на вертикально-фрезерном станке модели БТ80Ш, позволяющем ступенчато регулировать параметры режима сварки (в том числе угла отклонения инструмента от вертикали) и оснащенном набором сварочных инструментов для сварки листов заданной толщины.

Микроструктурный анализ проводили оптической световой микроскопией (ОМ) на микроскопе «Leica DMI 5000 M», оснащенном фотокамерой с увеличениями $\times 50 - \times 1000$. Состав интерметаллидных фаз изучали с помощью электронной микроскопии на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе FEI Versa 3D. Вырезку шлифов осуществляли методами электроэрозионной обработки на электроискровом проволочно-вырезном станке «АРТА-120» и влажной абразивной резки на отрезном станке «АТМ BRILLANT 220». Для горячей запрессовки образцов в полимер использовали пресс «АТМ OPAL 460». Шлифовку образцов проводили на машине «АТМ SAPHIR 560» с использованием абразивной шкурки с зернистостью от Р300 до Р1200. Ручную полировку осуществляли на алмазных пастах с размером частиц от 14/7 до 1/0 мкм, нанесенных на поверхность сукна. Для травления рабочей поверхности подготовленных микрошлифов использовали для меди водный раствор соляной кислоты и хлорида железа (III), а для алюминия водный 5 % раствор плавиковой кислоты.

Механические свойства сваренных соединений оценивали при одноосном растяжении по ГОСТ 1497–84.

Обсуждение полученных результатов

В процессе СТП образования сварного соединения заплечик сварочного инструмента (СИ) нагревает, а пин перемешивает свариваемые материалы. При движении сварочного инструмента возникает термический и деформационный источник формирования сварного шва: до 80 % вводимой теплоты генерируется заплечиком, а деформационным каналом является пин, генерирующий до 20 % тепла.

Скорость сварки влияет на формирование поверхности сварного шва, так как заплечик инструмента захватывает поверхностный слой и перераспределяет вдоль образца (рис. 1). При увеличениях скорости сварки происходит уменьшение количества вводимой погонной мощности, в результате свариваемые материалы не достигают температуры сверхпластичности и на поверхности наблюдаются крупные кусочки меди и дефект в виде туннеля.



а



б



в

Рис. 1. Внешний вид сварного шва (скорость сварки 25 мм/мин, угол наклона $\alpha=3^\circ$):
 а – $\omega=800$ об/мин; б – $\omega=900$ об/мин; в – $\omega=1000$ об/мин

Из рис. 1, в видно, что при скорости вращения инструмента $\omega = 1000$ об/мин происходит перегрев металла и выдавливания пластифицированного материала в виде грата, в результате из-за нехватки материала возникает туннельный дефект, приводящий к утонению свариваемых образцов и снижению механических свойств. Течение материала переходит из ламинарного течения в зоне термомодеформационного воздействия (ЗТДВ) к турбулентному в зоне сварного ядра (ЯСШ) (рис. 2).

Зона термомодеформационного влияния формируется преимущественным образом из-за того, что в процессе СТП развиваются рекристаллизационные процессы, свойственные горячей пластической деформации разнонаправленных потоков материалов [0; 15]. ЯСШ состоит из почти равновеликих объемов свариваемых металлов (рис. 2, б), структура ядра имеет вид множества вихреподобных образований (рис. 2, г, е), сформировавшихся в результате сдвигово-поворотных воздействий СИ [160, 17]. Четкую межзонную границу можно наблюдать в области перехода от ЯСШ к меди,

так как СИ изначально был смещен на 0,5 мм в сторону меди и большую часть времени контактирует именно с медью (рис. 2, д). Приведенные в статье экспериментальные результаты по СТП меди с алюминием были получены при линейной скорости сварки 25 мм/мин.

Появление интерметаллидных включений не всегда является причиной ухудшения механических свойств разнородных сварных соединений. Дисперсные интерметаллидные образования могут являться упрочнителями швов, если их размеры не превышают 1–3 мкм. При «поверхностном» (под заплечиком СИ) формировании интерметаллидных включений могут являться концентраторами напряжений, способствующими образованию трещин и инициирующими начало разрушений при нагружении. Заглубление заплечика СИ на 0,5–1,5 мм позволяет подавить образование трещин. Смещение оси СИ в сторону менее пластичного металла в пределах 0,5–2,0 мм усиливает эффект диспергирования интерметаллидов и равномерного их распределения по объему ЯСШ [18].

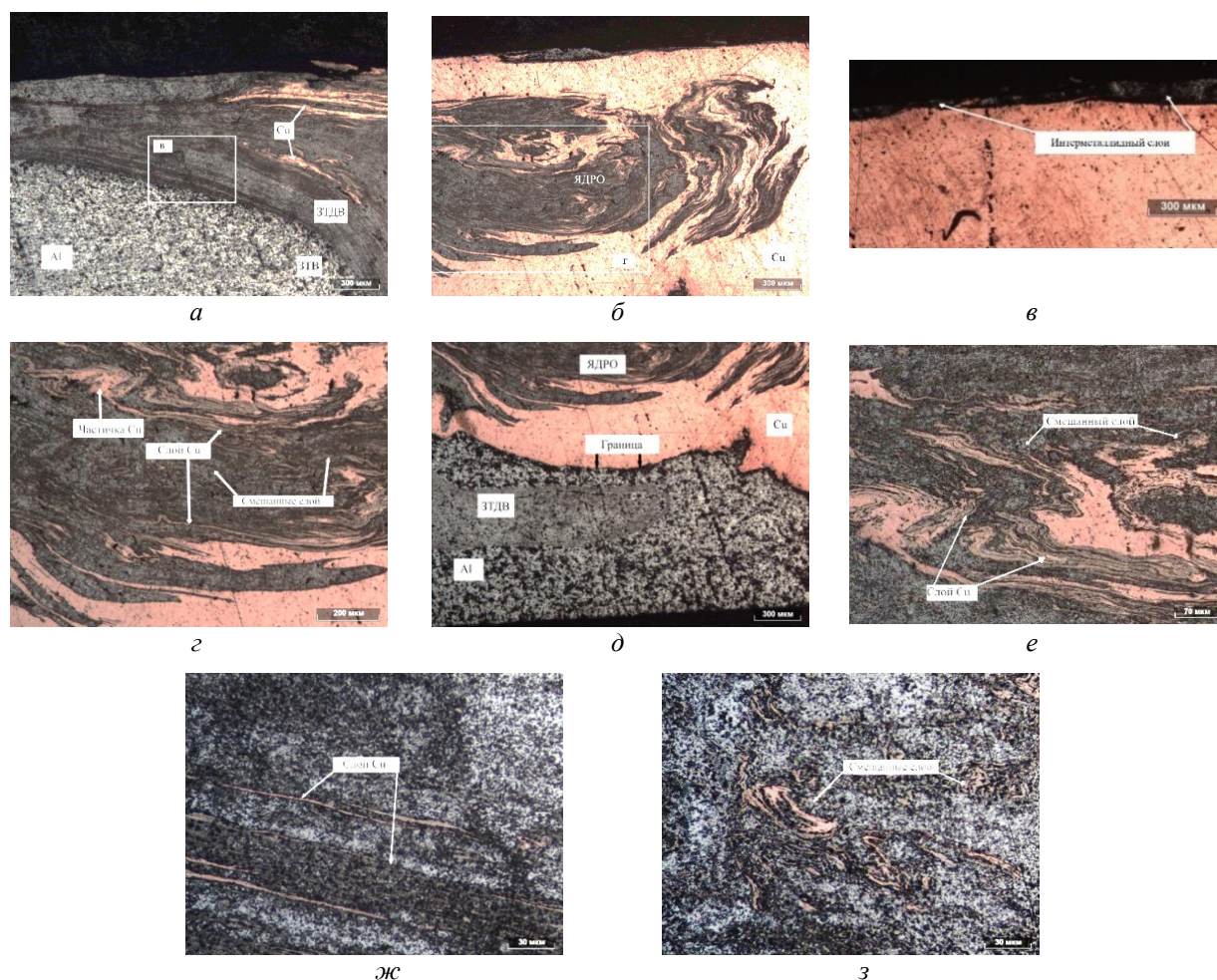


Рис. 2. Участки сварного шва:

a – со стороны алюминия; *б* – ядро; *в* – ламели в алюминии и ЗТДВ; *г* – центральная зона ядра; *д* – дно (корневая зона) сварного шва; *е* – ламели в ядре со стороны меди и ЗТДВ; *ж* – ЗТДВ в алюминии ближе к ЯСШ; *з* – ЗТДВ в алюминии ближе к ЗТВ

При длительном термомеханическом воздействии СИ на краях и в местах статического застоя микротоков разнородных металлов, возникают прослойки интерметаллидов (ИМП) (рис. 3). Маленькая толщина ИМС (до 3 мкм) не ухудшает механические свойства шва, а толстый промежуточный слой из-за хрупкости интерметаллидов алюминия и меди оказывает отрицательное влияние на адгезионную прочность разнородного соединения.

Проведено исследование строения интерметаллидных прослоек, показанных на рис. 3. На изображении в обратных электронах отчетливо видна слоистая структура без каких-либо дефектов. Возникновение подслоев вызвано раз-

личием диффузионной подвижности атомов алюминия и меди в условиях концентрационной и реактивной диффузии. Обычно, различие в интенсивности окраски изображения в обратных электронах связано с варьированием содержания химических элементов с высоким атомным номером. Это подтверждается результатами энергодисперсионного анализа (табл. 1), по которому при варьировании окраски от темносерой (Spot 6) до светлосерой (Spot 8) содержание меди повышается от 35 до 94 ат.%. Соответственно химический состав в слоях, соответствующих Spot 6 и Spot 7, химический состав соответствует формированию интерметаллидных фаз.

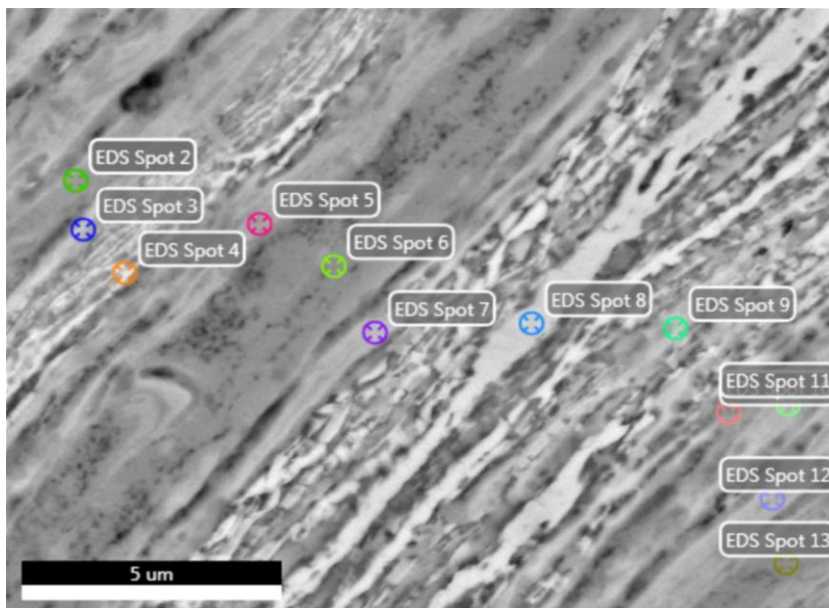


Рис. 3. Участок ЯСП со стороны меди с интерметаллидными слоями (900 об/мин, 25 мм/мин, 3°)

Таблица 1

Химический состав в точках Spot 6 - Spot 8 (рис. 3)

Содержание элементов, ат. %			
AlK	Ошибка	CuK	Ошибка
Spot 6			
65,2	7,7	34,8	2,9
Spot 7			
48,4	8,7	51,6	2,6
Spot 8			
6,0	15,2	97,4	2,4

Исследование температуры сварки (рис. 4) проводилось двумя термопарами, расположен-

ными в алюминии и меди на одинаковом расстоянии от зоны контакта.

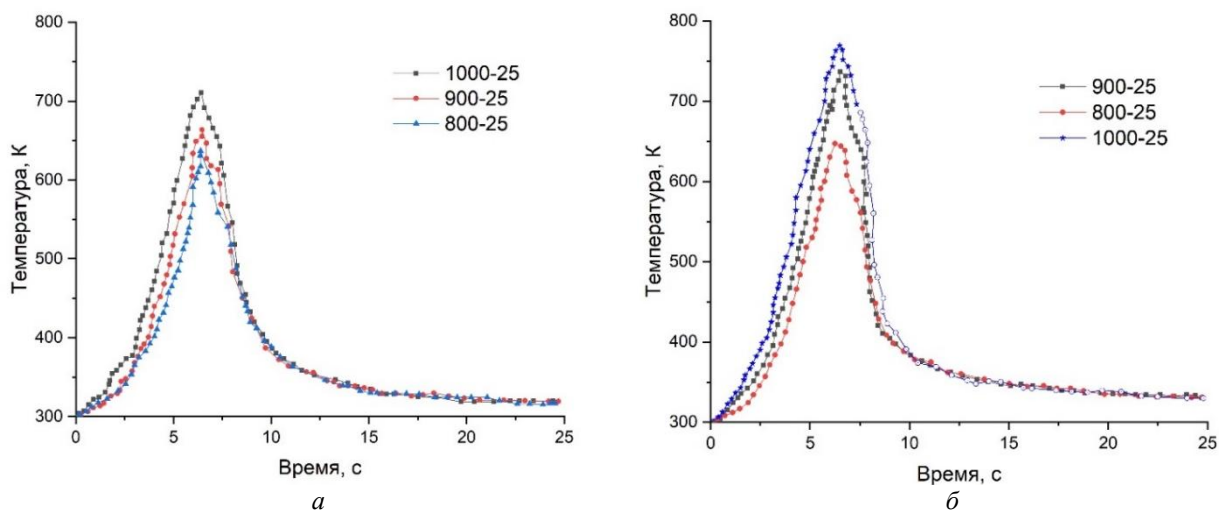


Рис. 4. Термоциклы СП со стороны алюминия (а) и меди (б) при параметрах сварки: частота вращения 800 об/мин, скорость сварки 25 мм/мин, угол наклона СИ 3°; 900 об/мин, 25 мм/мин, 3°; 1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°

Температурные кривые различны в алюминии и меди. Пиковая температура в меди примерно на 60 К выше, чем в алюминии. Кроме этого, в меди зафиксирована более высокая скорость охлаждения. Максимальная температура достигла 769 К, что ниже, чем точка эвтектики в сплавах системы «алюминий – медь» (821 К). Между тем температура выше 623 К (температура образования интерметаллидов) существовала не более 50 с, кратковременное воздействие высокой температуры в зоне соединения помогала подавить возникновение интерметаллидов. По данным [19] величина латентного периода при 573 К составляет 5 минут, а толщина формирующейся интерметаллидной прослойки в соединении медь-алюминий при нагреве 673 К в течение 5 минут составляет 2,2 мкм.

Толщина образовавшейся после СТП прослойки согласуется с температурным циклом

процесса, а именно с низкой пиковой температурой (889 К) и коротким временем выдержки, при которых было реализовано твердофазное взаимодействие материалов за счет перемешивания, и диффузии свариваемых материалов.

На рис. 5 показан поток алюминиевых полос в медь, сформировавшийся при движении инструмента за счет облегчения процесса миграции при высокой температуре. При этом наблюдались как ламинарные потоки материала, так и турбулентные вихревые участки. В результате формировалась сложная вихревая «луковичная» структура, заполненная нерегулярными частицами, богатыми медью. Формирование такой структуры связано с тем, что перегретый деформируемый материал вовлекается в движение при высокоскоростном вращении и перемещении пина инструмента, что приводит к сильному перемешиванию друг с другом тонких прослоек алюминия и меди.



Рис. 5. Макрошлиф сварного разнородного соединения АД1 и М1 (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°)

Структура зоны перемешивания обнаруживается на всем протяжении сварного шва (рис. 5). Отшелушивающая роль пина инструмента способствовала образованию различных частиц меди в локальной области зоны перемешивания. Наблюдается туннельный дефект в ядре и на поверхности сварного шва алюминия и меди.

В ядре и зоне термомодеформационного влияния со стороны меди возникает непровар. На рис. 6 наблюдаем толстый промежуточный слой, который оказывает вредное влияние на механическую прочность разнородного соединения, потому что трещины имеют тенденцию инициировать и распространяться через толстый промежуточный слой. Рис. 6 показывает

макрошлиф границы раздела сварного шва и диспергированные частицы, которые были обнаружены примыкающими к границе раздела, что отличается от образца, приведенного на рис. 3.

На рис. 6 видно хорошо сформировавшийся слой с высоким содержанием меди в точке Spot 3 и большое количество алюминия в точке Spot 2 (табл. 2). Максимальная толщина ИМС в ядре со стороны алюминия составляла 8,4 мкм. Такая толщина ИМП согласуется с температурной историей в этом исследовании, а именно высокой максимальной температурой (рис. 4) и длительным временем выдержки, при которой было лучшее смешивание материала и большая скорость диффузии алюминия и меди.

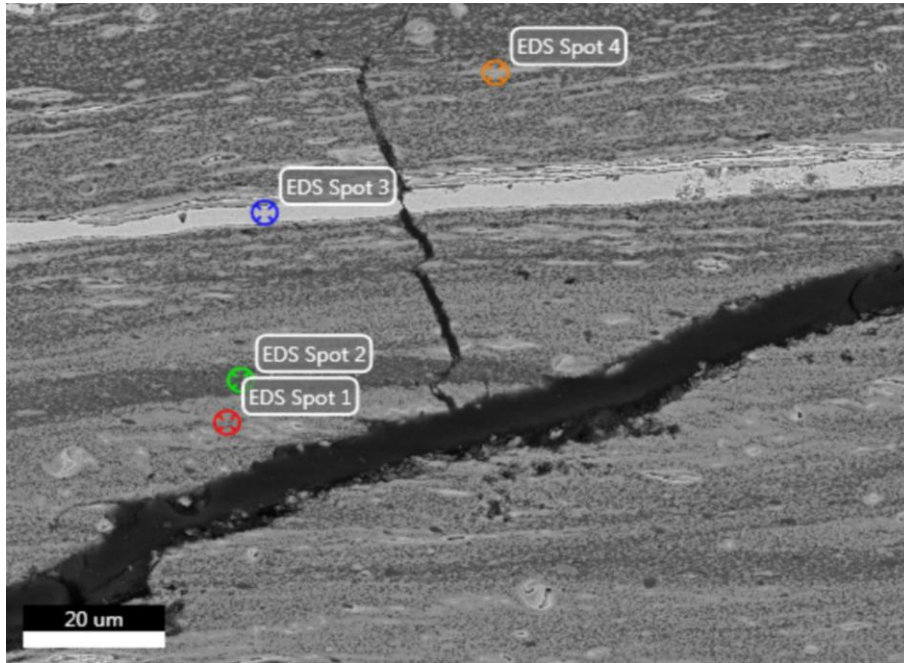


Рис. 6. Интерметаллидные прослойки в ЯСШ со стороны алюминиевого сплава (1000 об/мин, 25 мм/мин, 3°)

Таблица 2

Химический состав в точках Spot 2 и Spot 3 (рис. 6)

Содержание элементов, ат. %			
AlK	Ошибка	CuK	Ошибка
Spot 2			
94,2	3,6%	5,8	6,4%
Spot 3			
1,1	73,4%	98,9	2,4%

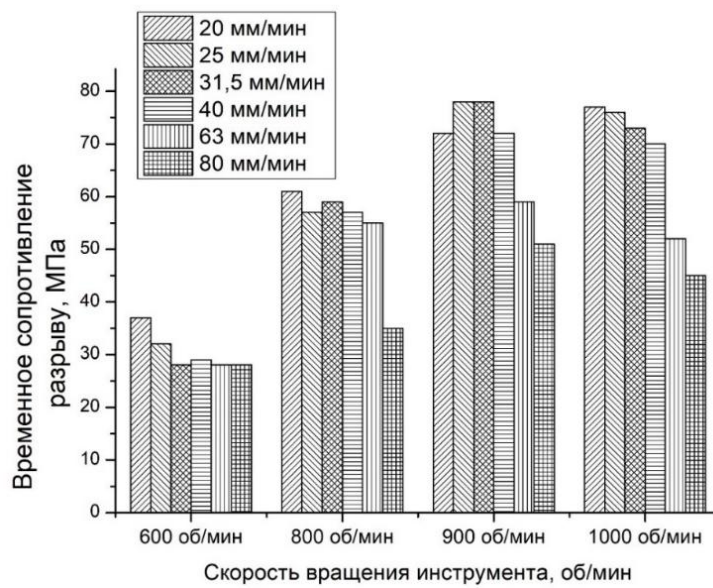


Рис. 7. Зависимость временного сопротивления на разрыв от скорости вращения и сварки ($\alpha=3^\circ$)

Определено влияние технологических параметров (скорости вращения СИ от 600 до 1000 об/мин и скорости его линейного перемещения от 20 до 120 мм/мин) на прочностные характеристики и построены гистограммы изменения предела прочности (рис. 7), из которых видно, что практически при всех скоростях вращения инструмента максимальная прочность сварного соединения наблюдалась при скорости сварки (скорости линейного перемещения СИ) около 25 мм/мин.

Выводы

Для стыковых соединений медь М1 – алюминий АД1 оптимальными режимами СТП являются: скорость вращения сварочного инструмента 900 об/мин, скорость сварки 25 мм/мин, угол наклона 3°, медь расположена на набегающей стороне, а часть пина СИ смещена в сторону медной детали на 1 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Heidarzadeh, A. Mironov, S. Kaibyshev R., Çam, G.* Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution// *Progress in Materials Science.* – 2021.- Vol. 117. –pp. 100752- 100831.
2. *Kai, C., Xun, L., Jun, N.* A review of friction stir based processes for joining dissimilar materials// *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology.* -2019, -pp. 1709-1731.
3. *Рябов, В. П.* Сварка разнородных металлов и сплавов / В. П. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко, Л. Г. Стрижевская. – М. : Машиностроение, 1984. – 239 с.
4. *Трыков, Ю. П.* Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М. : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
5. *Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Church, M.G.* Templesmith and C. Dawes: Int. Patent PCT/GB92/02203 and GB Patent 9125978.9,1991.
6. А.с. 195846 СССР. Кл. МПК В 23 К. Способ сварки металлов трением / Ю.В. Клименко; опубл. 01.01.1967. Бюл. № 10.
7. *Rzaev, R., Chularis, A., Smirnov, V., Semenova L.* The Influence of the Friction Stir Welding Parameters on the Formation of Welded Joint of Aluminum and Copper Alloys// *Materials Today: Proceedings.* -2019. -pp. 534-542.
8. *Mehta, K.P., Badheka, V.J.* A review on dissimilar friction stir welding of copper to aluminum: process, properties, and variants, *Mater.* -2016. -pp. 233-254.
9. *Chung-Wei, Y., Shiau-Jiun, J.* Weibull Statistical Analysis of Strength Fluctuation for Failure Prediction and Structural Durability of Friction Stir Welded Al–Cu Dissimilar Joints Correlated to Metallurgical Bonded Characteristics// *Department of Materials Science and Engineering.* -2019. –pp. 205.
10. *Zhang, Q.Z., Gong, W. B., Liu, W.* Microstructure and mechanical properties of dissimilar Al–Cu joints by friction stir welding// *Nonferrous Metall.* -2015. -pp. 1779-1786.
11. *Kumar, N., Dhuria, G. K., Singh, R.* Evaluation of tensile strength in friction stir welded aluminum alloy 6101-T6 and commercially pure copper joints. -2018. -pp. 19230-19236.
12. *Nima, E., Yannik, H., Alexander, H., Dennis L. and Stefan B.* Optimization of Process Parameters for Friction Stir Welding of Aluminum and Copper Using the Taguchi Method // *Department for Cutting and Joining Manufacturing Processes.* -2019. -pp. 63.
13. *Zhou, L., Li, G.H., Zhang, R.X., Zhou, W.L., He, W.X., Huang, Y.X., Song X.G.* Microstructure evolution and mechanical properties of friction stir spot welded dissimilar aluminum-copper joint// *Journal of Alloys and Compounds.* -2019. - pp. 372-382
14. *Abdollah-Zadeh, A., Saeid, T., Sazgari, B.* Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints// *Journal of Alloys and Compounds.* - 2008. -pp. 535–538.
15. *Hu, Z.L., Dai, M.L., Pang, Q.* Influence of Welding Combined Plastic Forming on Microstructure Stability and Mechanical Properties of Friction Stir-Welded Al-Cu Alloy// *ASM International.* -2019. -pp. 4036-4042.
16. *Чуларис, А. А.* Особенности формирования и строения структуры швов соединений, выполненных сваркой трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Р. А. Рзаев, А. Г. Валишева // *Физика и химия обработки материалов.* – 2018. – № 6. – С. 35–47.
17. *Чуларис, А. А.* О возможности диспергирования в условиях сварки трением с перемешиванием / А. А. Чуларис, Ю. Г. Людмирский, Р. А. Рзаев, С. В. Нескромный // *Современные тенденции развития науки и технологий.* – 2016. – № 7–2. – С. 97–102.
18. *Рзаев, Р. А.* Макрокинетика формирования сварных соединений при сварке трением с перемешиванием / Р. А. Рзаев, А. А. Чуларис, Д. И. Меркулов // *Сварка и диагностика.* – 2017. – № 5(65). – С. 43–48.
19. *Лариков, Л. Н.* Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. П. Рябов, В. М. Фальченко. – М. : Машиностроение, 1975. – 192 с.

УДК 665.632

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-77-83

*В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, В. О. Харламов, А. И. Богданов***АНАЛИЗ КОРРОЗИОННЫХ ОТЛОЖЕНИЙ НА ТРУБЕ ИЗ СТАЛИ 20
ПОСЛЕ РАБОТЫ В РАЗЛИЧНЫХ АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты энергодисперсионного рентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов для изучения химического и фазового состава отложений на трубах из стали 20, работающих в различных средах нефтеперерабатывающего оборудования.

Ключевые слова: сталь 20, агрессивная среда, коррозия, отложения, энергодисперсионный рентгеноспектральный анализ, рентгеноструктурный фазовый анализ.

*V. N. Arisova, L. M. Gurevich, V. O. Kharlamov, A. I. Bogdanov***ANALYSIS OF CORROSION DEPOSITS ON PIPE FROM STEEL 20
AFTER WORKING IN VARIOUS AGGRESSIVE ENVIRONMENTS****Volgograd State Technical University**

The results of energy-dispersive X-ray spectral and X-ray diffraction analyzes for studying the chemical and phase composition of deposits on pipes made of steel 20, operating in various environments of oil refining equipment, are presented.

Keywords: steel 20, aggressive environment, corrosion, deposits, energy dispersive X-ray analysis, X-ray diffraction phase analysis.

Оборудование нефтехимических и нефтеперерабатывающих предприятий эксплуатируется в условиях комплексного воздействия агрессивных сред, содержащих сероводород, меркаптаны, соединения хлора и другие коррозионно-активные компоненты, температур и давлений. Воздействие агрессивных сред, особенно при повышенных температурах, приводит к образованию различного вида отложений, скорость и глубина зарастания которых зависят от состава сред, минеральных веществ, высокопредельных углеводородов и, в дальнейшем, к деградации материалов конструкций – сталей разных классов, что является причиной отказов и аварий технологического оборудования [1–7]. Знание минерального состава отложений в трубах позволяет научно обоснованно выбирать составы технологических растворов для промывания трубопроводов аппаратуры и технологических трубопроводов.

Целью настоящей работы являлось исследование составов отложений в трубопроводах нефтеперерабатывающего оборудования из стали 20, работающих в средах содержащих сероводород, углеводороды, а также нефтяных фракций, получаемых путем перегонки мазута в вакуумной колонне.

Материалы и методика проведения исследований

Исследовались отложения на стенках трубопроводов нефтеперерабатывающего оборудования из стали 20, работающих в следующих средах:

- среда, содержащая H_2S , C_nH_{2n} , H_2O , S;
- среда тяжелого вакуумного газойля - нефтяной фракции, получаемой путем перегонки мазута в вакуумной колонне. Основным способом получения вакуумного газойля является вакуумная дистилляция нефтепродуктов, преимущественно мазута. Его подвергают атмосферной перегонке, а остаток пускают на вакуумную перегонку. В результате образуется широкая фракция вакуумного газойля, свободная от смол и асфальтенов, содержащая минимальное количество металлов. Массовая доля серы в вакуумном газойле не превышает 3 % [8; 9].

Проводились следующие виды анализов отложений:

- энергодисперсионный – для определения элементного состава;
- рентгеноструктурный – для определения фазового состава.

Определение химического состава энергодисперсионным анализом проводилось на раст-

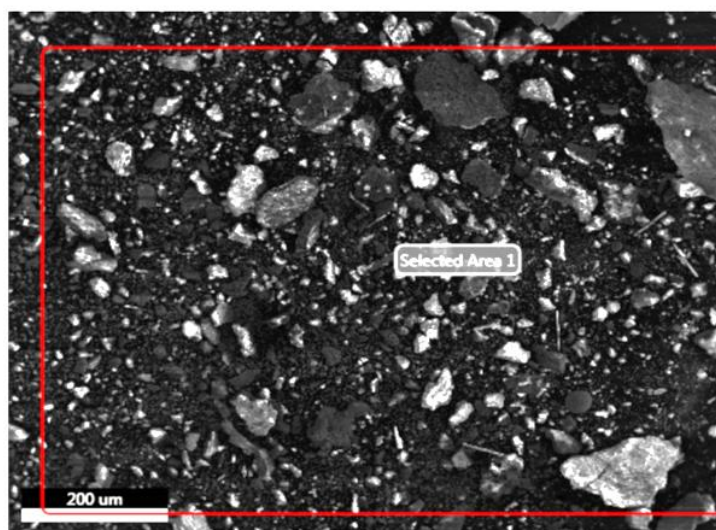
ровом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam с энергодисперсионным спектрометром «EDAX Apollo X» с помощью программного обеспечения, дающего автоматическую расшифровку химического состава.

Рентгенофазовый анализ осуществлялся на рентгеновском дифрактометре «Bruker D8 Advance» в излучении медного анода. В результате дифракции рентгеновских лучей на атомной кристаллической структуре, каждая фаза, присутствующая в образце, дает свои рентгеновские отражения, индивидуальные для этой фазы. Анализ дифрактограмм и расшифровка фазового состава проводились с помощью программного

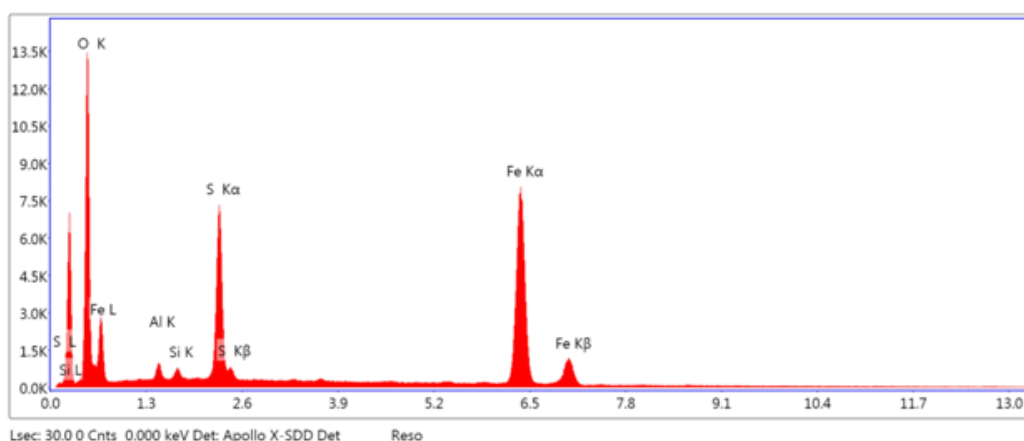
обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1) с использованием лицензионной базы данных Powder Diffraction File-2 (The International Center for Diffraction Data).

Результаты исследований

На рис. 1 приведен внешний вид отложений в трубопроводе (а), работающем в среде, содержащей H_2S , C_nH_{2n} , H_2O , S, и спектрограмма отложений (б). Химический состав определялся по всей площади, ограниченной красным прямоугольником (рис. 1, а). Отложения состоят из отдельных кристаллитов со значительным варьированием их размеров.



а



б

Рис. 1. Вид отложений в трубопроводе из стали 20, работающем в среде H_2S , C_nH_{2n} , H_2O , S (а) и спектрограмма ограниченного участка площади (б)

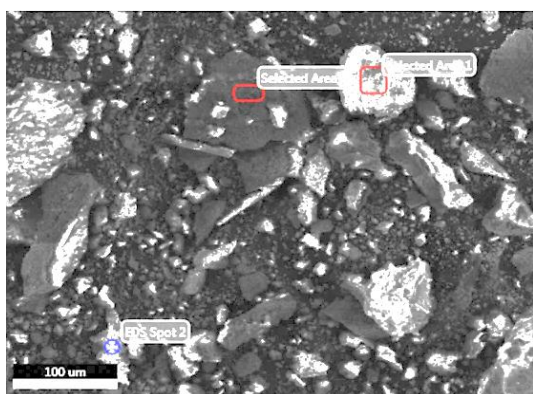
Химический элементный состава, определенный на выбранной площадке, приведен в табл. 1.

Таблица 1

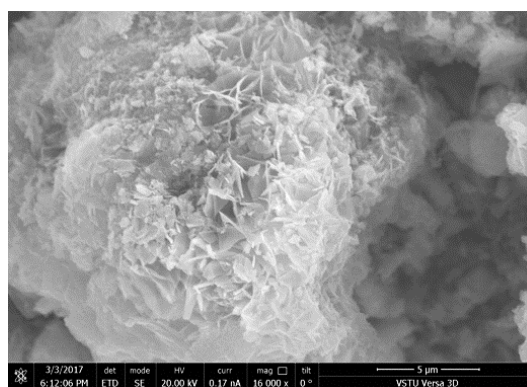
Химический состав отложений, приведенных на рис. 1

Химический элемент	Содержание элемента	
	% ат.	возможная ошибка, % ат.
O	61,51	6,93
S	9,61	3,79
Fe	27,69	1,72
Al	0,88	12,18
Si	0,32	16,11

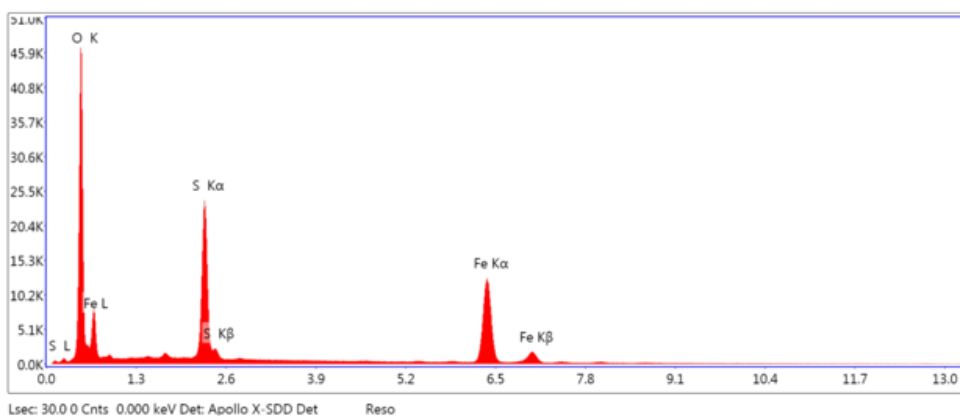
На рис. 2 показаны результаты исследований отдельных частиц отложений.



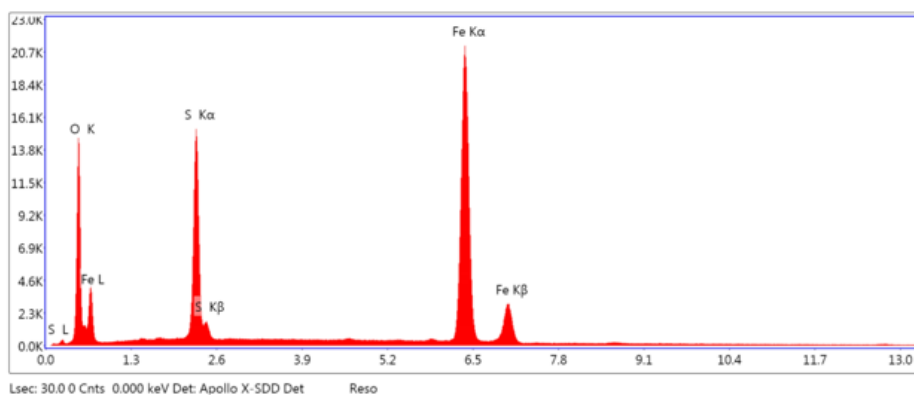
а



б

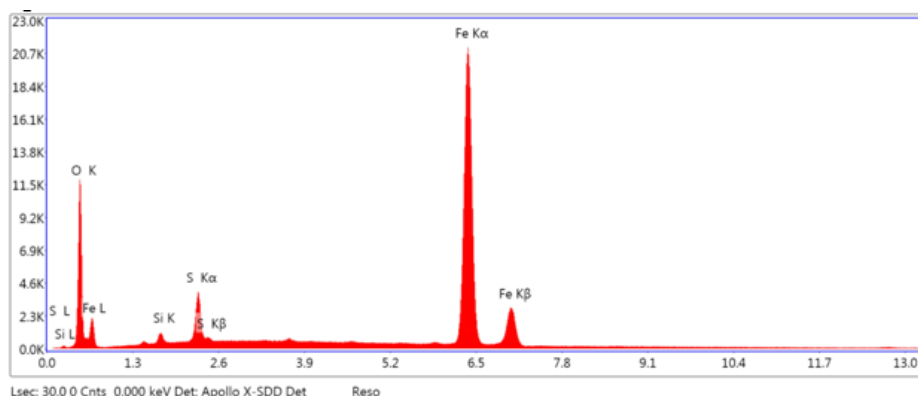


в



з

Рис. 2. Частицы, в которых определялся химический состав (а), вид светлой частицы при увеличении $\times 16000$ (б), спектрограммы частиц: area 1 – в; area 2 – з; spot 2 – д (См. также с. 80)



д

Рис. 2. Окончание

В табл. 2 приведен химический состав отдельных частиц.

Таблица 2

Химический состав отдельных частиц отложений, приведенных на рис. 2

Химический элемент	Содержание элементов, % ат.		
	1-я частица area 1	2-я частица area 2	3-я частица spot 2
O	73,76±4,94	43,66±3,2	38,62±2,59
S	11,1±0,33	13,32±0,51	4,15±0,19
Fe	15,14±0,25	43,03±0,67	56,36±0,88
Si	–	–	0,87±0,09

Как следует из табл. 2, в 1-й частице большое количество кислорода 73,76 % ат., во 2-й и 3-й частицах его значительно меньше – 43,66 и 38,62 %, соответственно, при увеличении железа до 43,03 и 56,36 %. Содержание серы в первых двух частицах примерно одинаково, а в третьей частице существенно меньше.

Анализ результатов показал образование отличных по химическому составу частиц, что свидетельствует о формировании различных фазовых составляющих. Наиболее вероятно, что первая частица представляет собой гидросульфат

железа, а вторая и третья окисульфиды. Окончательно определить фазовый состав отложений позволяет только рентгеноструктурный анализ.

На рис. 3 приведена дифрактограмма отложения с автоматической идентификацией фаз в программе Diffrac.EVA, а в таблице 3 их массовая доля в отложениях, рассчитанная на основе кварцевого числа. Дифрактограмма, полученная при рентгеноструктурном анализе имеет значительное количество характеристических рефлексов, связанное с большим набором присутствующих фаз.

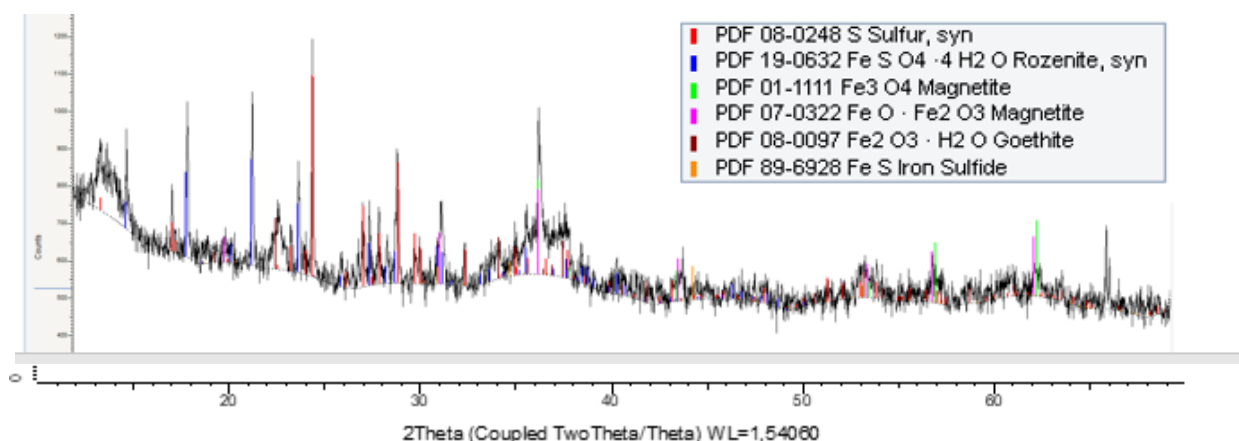


Рис. 3. Дифрактограмма отложений

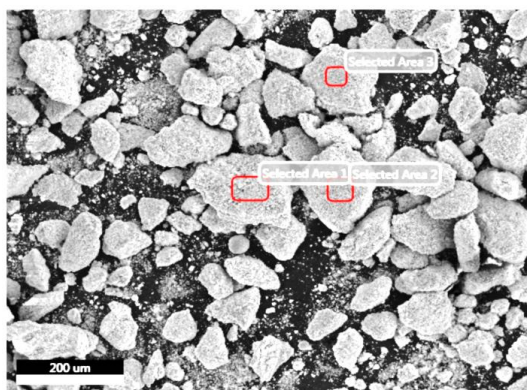
Таблица 3

Фазовый состав отложений и их количественное отношение

Фаза	FeSO ₄ *3H ₂ O	Fe ₂ O ₃	FeO	FeS	S	γ-Fe ₂ O ₃ *H ₂ O
Кол-во, %	до 45–50	15–20	5–8	12–15	5–7	до 3–5

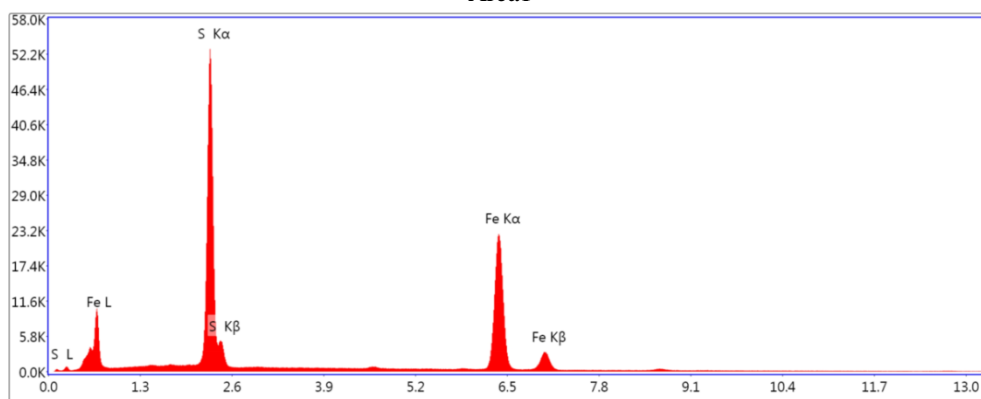
Основными фазами по данным рентгеноструктурного анализа являются FeSO₄ *3H₂O, Fe₂O₃ и FeS, что хорошо коррелирует с результатами энергодисперсионного анализа.

На рис. 4 приведен внешний вид отложений в трубопроводе из стали 20, работающей в среде тяжелого вакуумного газойля, с отмеченными участками определения химического состава (а) и полученные в них спектрограммы (б).



а

Area1



Area2

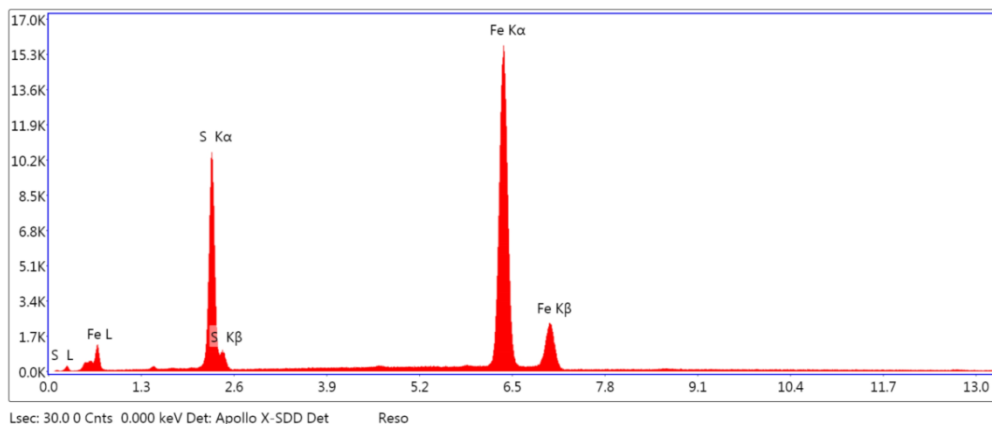


Рис. 4. Вид отложений на трубе, работающей в среде тяжелого вакуумного газойля (а), и спектрограммы выделенных участков на трех отложениях (б) (См. также с. 82)

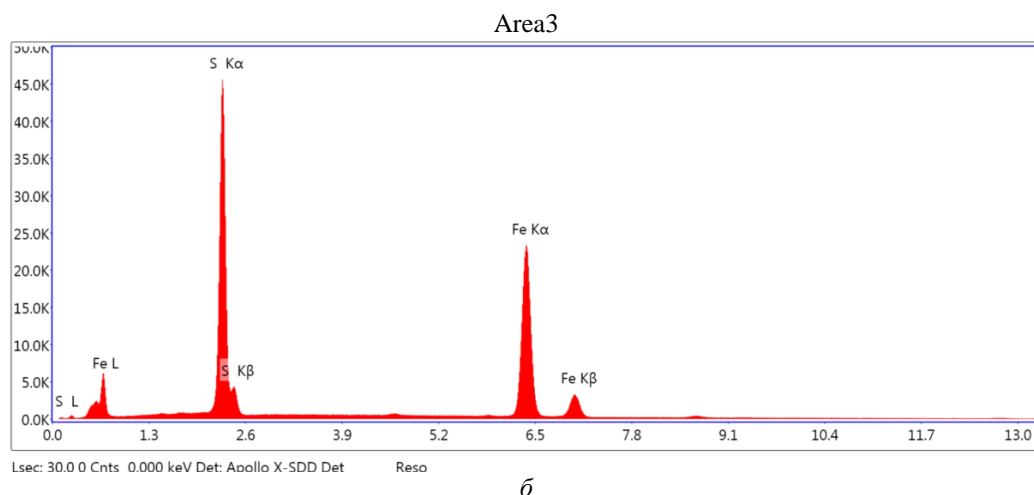


Рис. 4. Окончание

В табл. 3 приведен химический состав отложений (рис. 3, а).

Таблица 2

Химический состав отдельных частиц отложений, приведенных на рис. 3, а

Химический элемент	% атомные		
	1-я частица area 1	2-я частица area 2	3-я частица area 3
S	48,74	40,17	44,76
Fe	51,26	59,83	55,24

Как следует из результатов рентгеноспектрального анализа – отложения однородны и содержат только Fe и S.

Рентгеноструктурный анализ показал (рис.

5), что отложения состоят из одной фазы – FeS. При малых углах наблюдается аморфное гало, которое могут давать высокомолекулярные углеводороды, содержащиеся в газойле.

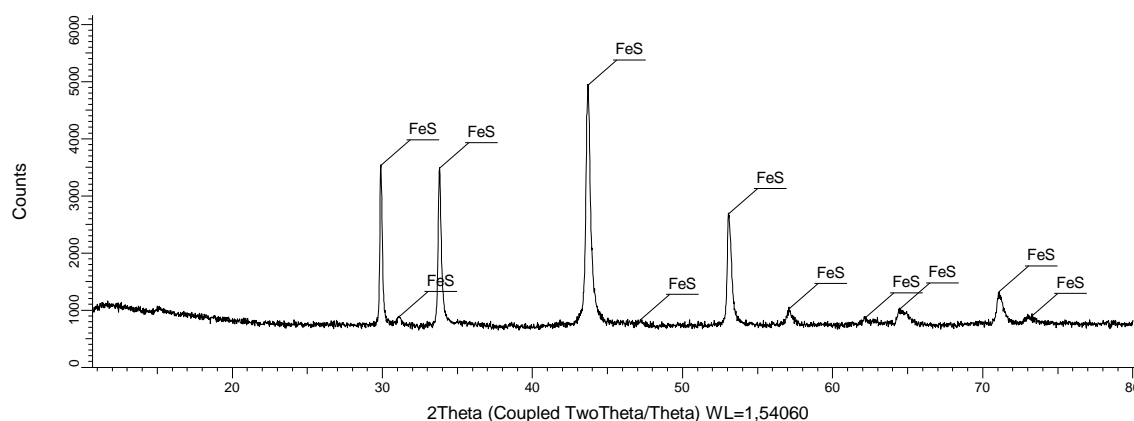


Рис. 5. Дифрактограмма отложений на трубе, работающей в среде тяжелого вакуумного газойля

Заключение

Проведенные рентгеноспектральный и рентгеноструктурный анализы являются эффективными методами определения химического и фазового состава отложений, образующихся на стенках стальных труб нефтеперера-

батывающего оборудования. Установленный химический и фазовый состав отложений на трубах из стали 20, работающих в определенных средах, позволяет установить возможные реактивы для промывки труб и устранения выявленных отложений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Вартапетян, А. Р.* О проблеме образования нетипичных сероорганических отложений в теплообменном оборудовании установок первичной переработки нефти / А. Р. Вартапетян, А. А. Зуйков, А. Н. Монахов, И. И. Федоров // Научно-технический вестник ОАО «НК «РОС-НЕФТЬ». – № 4. – 2016. – С. 82–86.
2. *Хуторянский, Ф. М.* Новые источники коррозии и отложений / Ф. М. Хуторянский, А. Л. Цветков // Экспозиция Нефть Газ. – № 3, 2014. – С. 78–79.
3. *Мазгаров, А. М.* Технологии очистки сырой нефти и газоконденсатов от сероводорода и меркаптанов / А. М. Мазгаров, А. И. Набиев. – Казань, Казанский ун-т, 2015. – 38 с.
4. *Алагаров, Ф. Ф.* Проблемы борьбы с твердыми отложениями при добыче нефти / Ф. Ф. Алагаров, Н. А. Рзазаде. – Баку, 1995. – С. 26–32.
5. Effect of fluid viscosity on asphaltene deposition rate during turbulent flow in oil wells/Gholamreza Vakili-Nezhaad, Nebeel Al-Rawahi, G.A. Mansoori, Amin Fatiemi//American J. of Chemical Engineering. – 2013. Vol.1. - № 2. – P. 45-49.
6. *Escobedo Joel, Mansoori G. Ali.* Heavy-organic particle deposition from petroleum fluid flow in oil wells and pipelines//Pet. Sci. – 2010. - №7. P.502-508.
7. *Шахтинский, Т. Н.* Теплообмен со стенкой трубы в условиях осаждения твердой фазы / Т. Н. Шахтинский, Г. И. Келбалиев, Л. В. Носенко // Теоретические основы химической технологии. – 1997. Т. 31. – № 1. – С. 11–21.
8. *Окунев, А. Г.* Каталитическая гидропереработка тяжелого нефтяного сырья / А. Г. Окунев, Е. В. Пархомчук, Лысыков [и др.] // Успехи химии. – 2015. – Т. 84. – № 9. – С. 981–999.
9. *Везилов, Р. Р.* Технология переработки тяжелого газойля каталитического крекинга / Р. Р. Везилов, С. А. Обухова, Исякаева [и др.] // Нефтепереработка и нефтехимия. Научно-технические достижения и передовой опыт. – 2011. – № 9. – С. 5–8.

УДК 544.6.018.47:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-83-88

*В. Т. Фомичев, А. В. Савченко, Г. П. Губаревич***ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА НА СТРУКТУРУ
ОСАДКОВ МЕДНО-НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА****Волгоградский государственный технический университет**

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

Проведены исследования структуры и физико-механических свойств медно-никелевого сплава в зависимости от параметров импульсного тока. Установлено, что импульсный ток способствует получению более качественных мелкокристаллических осадков сплава медь-никель с очень плотной упаковкой зерен, по сравнению с постоянным током. При электроосаждении покрытий Cu-Ni нестационарным электролизом напряженность получаемых осадков значительно меньше, чем при постоянном токе.

Ключевые слова: медь, никель, сплав, импульсный ток, нестационарный электролиз, скважность импульсов, напряженность покрытия.

*V. T. Fomichev, A. V. Savchenko, G. P. Gubarevich***INFLUENCE OF PULSED CURRENT ON THE STRUCTURE
OF COPPER-NICKEL ALLOY DEPOSIT****Volgograd State Technical University**

The structure and physico-mechanical properties of the copper-nickel alloy were studied depending on the parameters of the pulsed current. It has been established that the pulsed current contributes to obtaining better fine-grained deposits of the copper-nickel alloy with a very dense packing of grains, in comparison with direct current. During the electrodeposition of Cu-Ni coatings by non-stationary electrolysis, the intensity of the resulting deposits is much less than with direct current.

Keywords: copper, nickel, alloy, pulsed current, non-stationary electrolysis, pulse duty cycle, coating strength.

Введение

Электролитический способ осаждения металлических покрытий из сплавов создает неограниченные возможности для получения широкой номенклатуры сплавов, различных по составу и свойствам.

Медно-никелевый сплав представляет собой коррозионно-устойчивый материал, обладающий высокими механическими свойствами и значительной химической стойкостью в разном температурном интервале.

Теоретическая часть

Наиболее перспективными электролитами для осаждения меди и никеля являются пирофосфатные на основе пирофосфата калия [1; 2] вследствие своей высокой устойчивости в работе, неядовитости, несложности приготовления. Исследования показали [3], что такие электролиты дают мелкозернистые, беспористые осадки медно-никелевых сплавов различного состава. Состав покрытия зависит от относительной концентрации меди и никеля в электролите. Увеличение общей концентрации меди и никеля в электролите почти не влияет на состав сплава, но приводит к снижению выхода по току [4].

Изучение катодной поляризации показало, что парциальные поляризационные кривые никеля при совместном его осаждении с медью смещены в область более положительных значений потенциалов на 70–140 мВ по сравнению данными, полученными при выделении одного лишь никеля. Парциальные поляризационные кривые выделения меди смещены в область отрицательных потенциалов на 100–200 мВ по сравнению с отдельным ее выделением [5].

При совместном разряде на катоде двух металлов, образующих твердый раствор, имеет место торможение процесса разряда ионов более электроположительного металла («отрицательная деполяризация»), если последний выделяется на катоде с большим перенапряжением, и облегчается разряд ионов второго компонента, выделяющегося на катоде с меньшим перенапряжением [6].

Применение периодически изменяющегося тока может оказывать значительное влияние на электродный процесс. В этом случае, по сравнению с постоянным током, нарушается обычный ход образования и роста кристаллов, происходит периодическое перераспределение центров кристаллизации и растущих граней кристалла, что может приводить к изменению структуры катодного отложения в случае сопряженных систем [7]. Периодическое изменение потенциала электрода, а следовательно, и заряда поверхности может влиять на адсорбционные и поверхностные явления, что отразится на кинетике разряда ионов. В свою очередь, чередование на электроде процессов раз-

ряда и ионизации, связанное с колебаниями потенциала в процессе электролиза, может приводить к изменению состава катодного отложения в случае сопряженных систем [8].

Таким образом, представляется возможность путем изменения параметров периодического тока управлять составом продуктов катодной реакции и ее ходом.

Результаты экспериментального исследования

Целью данной работы было исследование структуры и физико-механических свойств медно-никелевого сплава в зависимости от параметров импульсного тока.

Исследования влияния амплитудной плотности тока на структуру и физико-механические свойства медно-никелевого сплава, полученного из пирофосфатного электролита следующего состава (г/л): $K_6Ni(P_2O_7)_2$ – 50, $K_6Cu(P_2O_7)_2$ – 50, $K_4 P_2O_7 \times 3H_2O$ – 66, $KNaC_4H_4O_6$ – 25, $NaNO_3$ – 20, проводились путем сравнения экспериментальных данных, полученных импульсным током с данными для постоянного тока.

Для соблюдения постоянства исходных условий каждое последующее измерение было проведено из новой порции раствора. Во всех опытах средняя плотность тока (I_{cp}) составляла 2 А/дм².

Изучение микроструктуры сплава, полученного при различных электрических режимах электролиза и температуре 60 °С, производилось с помощью комплекса металлографических и электронномикроскопических исследований [9; 10].

Представляло интерес изучить микроструктуру различных видов шлифов сплава Cu – Ni. Толщина слоя покрытия составляла 25 мкм. Осаждение сплава производилось на отполированную поверхность медных прутиков.

Данные рис. 1 позволяют сделать вывод, что поверхность сплава, полученного импульсным током, более мелкозернистая, с очень плотной упаковкой зерен, чем при электролизе с постоянным током. Эти данные также показывают, что с увеличением скважности (g) импульсов от 1,1 до 10 при постоянных плотности тока (I) и частоте тока (f) равной 10 Гц, осадки сплава становятся более мелкокристаллические.

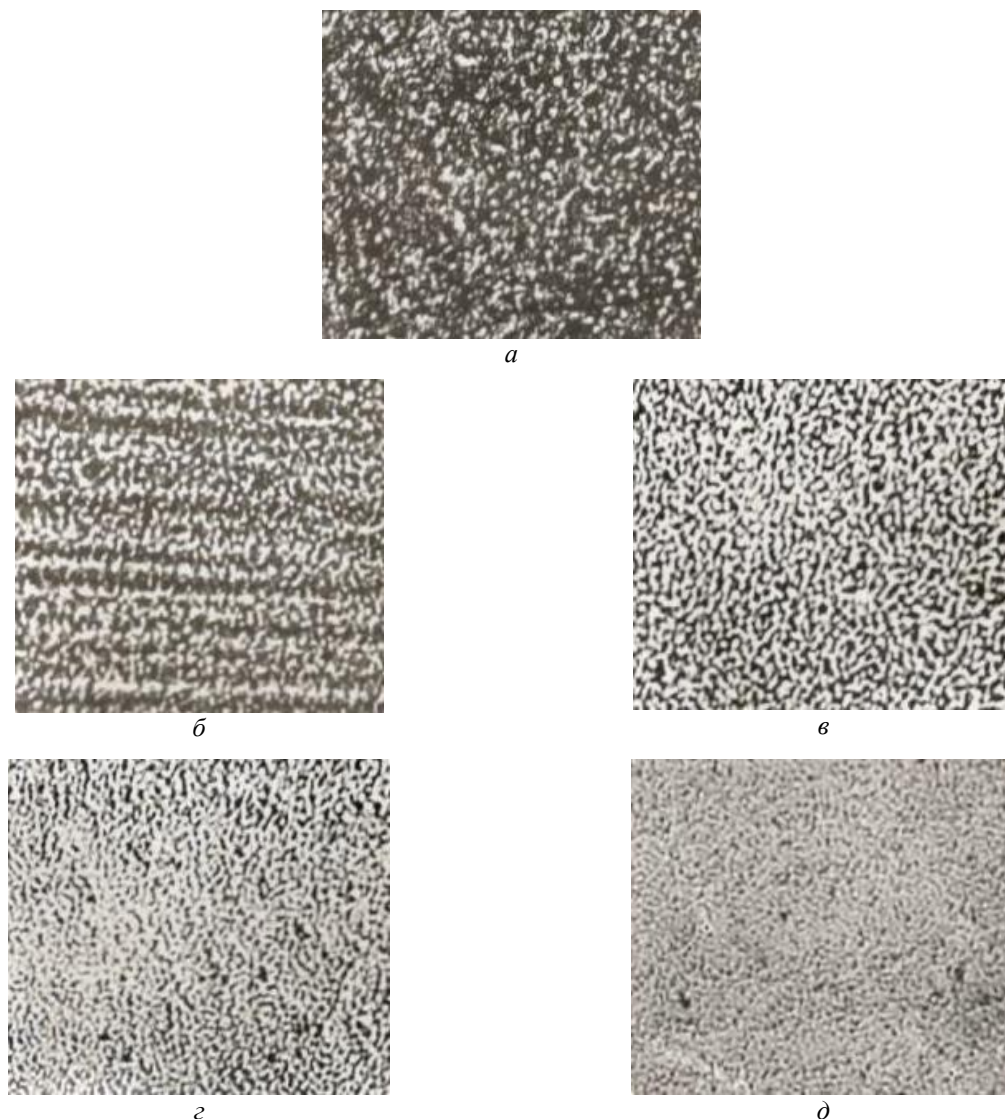


Рис. 1. Микроструктура поверхности сплава медь-никель (300-кратное увеличение), полученные из электролитов состава, г/л: $K_6Ni(P_2O_7)_2 - 50$, $K_6Cu(P_2O_7)_2 - 50$, $K_4P_2O_7 \times 3H_2O - 66$, $KNaC_4H_4O_6 - 25$, $NaNO_3 - 20$; при электролизе: *a* – на постоянном токе; *б–д* – импульсном токе частотой 10 Гц, скважности импульсов *б*- 1.1; *в*- 3; *г*- 6; *д*- 10. Температура раствора 60 °С. Средняя плотность тока 2 А/дм²

На рис. 2 представлены данные электронно-микроскопических исследований поверхности сплава Cu – Ni. При сопоставлении данных рис. 2 видно, что морфология поверхности осадка сплава, полученного в режиме постоянного тока (рис. 2, *a*), характеризуется совокупностью крупных зерен, а поверхность сплава в случае импульсного тока (рис. 2, *б–д*) образована более мелкими зернами, причем с увеличением скважности импульсов зернистость осадков уменьшается.

Таким образом, микроструктура сплава Cu – Ni, полученного из электролита одного и того же состава, изменяется в зависимости от электрического режима при всех прочих одинаковых условиях электролиза.

Импульсный ток способствует получению

более плотных, мелкокристаллических осадков сплава. Уменьшение зерен сплава Cu – Ni в случае импульсного тока объясняется увеличением катодной поляризации [11]. С увеличением амплитудной плотности тока поляризация электрода достигает больших значений, и это сказывается на величине кристаллов сплава.

Причины, вызывающие возникновение внутренних напряжений в электролитических осадках, могут быть самые разнообразные. Это изменение параметров кристаллической решетки, изменение расстояний между кристаллами осадка, изменение размера кристаллов осадка, образование химических соединений металла с примесями, входящими в состав электролита [12; 13]. В ряде случаев внутренние напряже-

ния электролитических металлов снижаются при электролизе с наложением переменного то-

ка на постоянный или при электролизе током переменного направления [14].

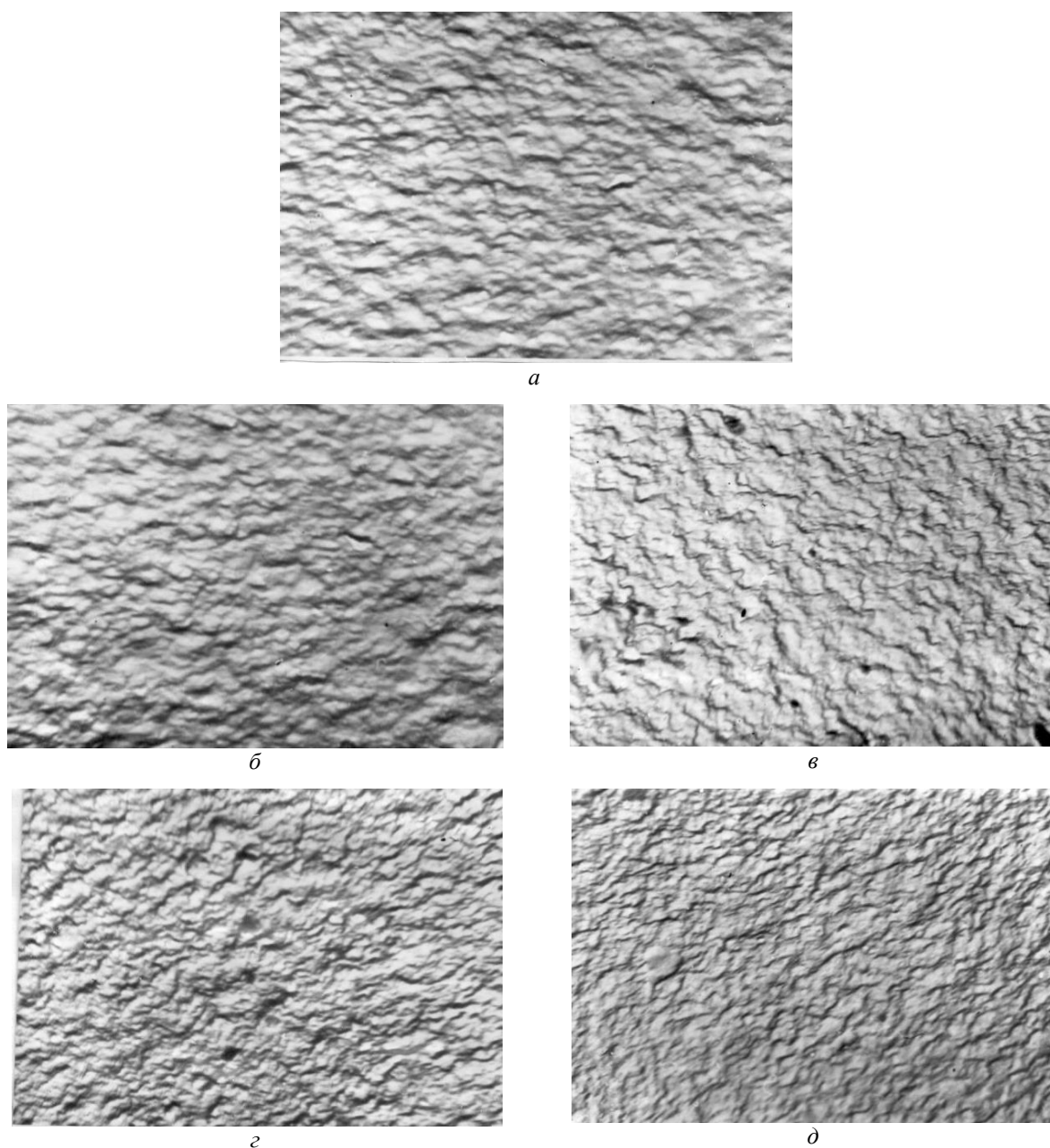


Рис. 2. Электронномикроскопические фотографии поверхности сплава медь-никель (21000-кратное увеличение), полученные из электролитов состава, г/л: $K_6Ni(P_2O_7)_2$ – 50, $K_6Cu(P_2O_7)_2$ – 50, $K_4P_2O_7 \times 3H_2O$ – 66, $KNaC_4H_4O_6$ – 25, $NaNO_3$ – 20; при электролизе:

а – на постоянном токе; *б–д* – импульсном токе частотой 10 Гц, скважности импульсов *б* – 1.1; *в* – 3; *г* – 6; *д* – 10. Температура раствора 60 °С. Средняя плотность тока 2 А/дм²

Внутренние напряжения сплава Cu – Ni определялись методом деформации гибкого катода в процессе осаждения сплава, в качестве катода использовалась прямоугольная лента из латунной фольги размером 80×10 мм².

Во всех случаях осадки сплава Cu – Ni имели внутренние напряжения сжатия.

Представленные на рис. 3 экспериментальные данные показывают, что внутренние напряжения осадков сплава как в случае постоянного тока – (кривая *б*), так и импульсного тока (кривые 1–5) с увеличением продолжительности электролиза ($t = 5–20$ мин) уменьшаются, а при дальнейшем увеличении времени элект-

тролиза ($t = 25-30$ мин) остаются практически постоянными.

При скважности импульсов $g = 1,1$ и $1,5$ внут-

ренние напряжения осадков сплава выше, а при скважностях $g = 3; 6; 10$ значительно ниже по сравнению с постоянным током.

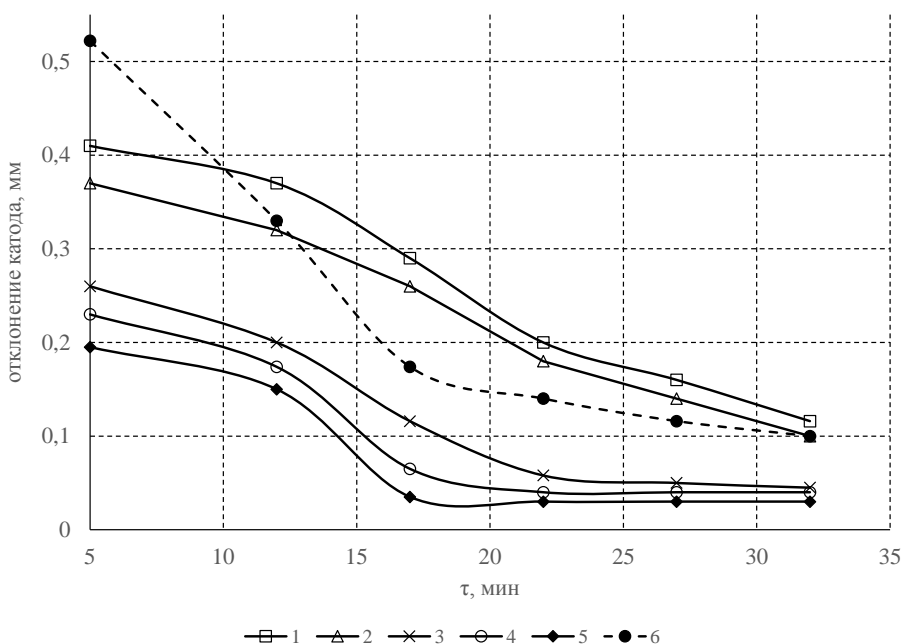


Рис. 3. Зависимость внутреннего напряжения от продолжительности электролиза. Частота импульсного тока 10 Гц. Скважность импульсов: 1 – 1.1; 2 – 1.5; 3 – 3; 4 – 6; 5 – 10; 6 – постоянный ток. Температура раствора 60 °С. Средняя плотность тока 2 А/дм²

Таким образом, импульсный электролиз оказывает существенное влияние на структуру и физико-механические свойства электролитического сплава Cu – Ni.

Уменьшение параметров кристаллической решетки, образование более мелкокристаллических осадков, повышение ориентации кристаллов и твердости, уменьшение внутренних напряжений электролитических осадков с увеличением скважности импульсов по сравнению с электроосаждением сплава постоянным током при всех прочих одинаковых условиях можно объяснить нестационарностью процесса, изменением характера электрокристаллизации сплава.

Выводы

1. Электроосажденный сплав Cu – Ni представляет из себя однофазное кристаллическое состояние с кубической гранцентрированной решеткой как в случае импульсного тока, так и при электролизе постоянным током.

2. Импульсный ток способствует получению более качественных мелкокристаллических осадков сплава Cu – Ni, с очень плотной упаковкой зерен, по сравнению с постоянным током. С увеличением амплитудной плотности тока зернистость осадков сплава уменьшается.

3. Напряженность осадков сплава Cu – Ni при некоторых параметрах импульсного тока (при скважностях $g = 3; 6; 10$) значительно меньше, чем при постоянном токе. С увеличением амплитудной плотности тока внутренние напряжения уменьшаются.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Вячеславов, П. М. Электролитическое осаждение сплавов / П. М. Вячеславов. – Л. : Машиностроение, 1986. – 112 с.
2. Мельников, П. С. Справочник по гальваническим покрытиям в машиностроении / П. С. Мельников. – М. : Машиностроение, 1979. – 296 с.
3. Патент SU №4846387/26, 03.07.1990. Способ электроосаждения сплава медь-никель // Патент СССР №1756384, 23.08.1992. Бюл. № 31 / Качурина О. М., Втюрин А. П., Петряев С. В.
4. Пурин, Б. А. Электроосаждение металлов из пирофосфатных электролитов / Б. А. Пурин. – Рига: Зинатне, 1975. – 196 с.
5. Севастьянов, Н. В. Электроосаждение и физико-механические свойства сплава медь-никель из сульфосалицилатно-аммиачного электролита / Н. В. Севастьянов // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Машиностроение, 2015. – № 6. – С. 112–120.
6. Rode, S., Henninot, C., Matlosz, M. Complexation Chemistrie in Nickel and Copper Nickel alloy Plating from Citrate Baths//J. of The Electrochemical Society. 2005. Vol.152. P. 248-254.

7. Bradley P., Roy S., Landolt D. Pulse Plating of Copper-Nickel Alloys from a Sulfamate Solution. // J. of the Chemical Society, Faraday Transactions, 1996, Vol.92, P. 4015-4019.

8. Chassaing, E., Vu Quang, K. Mechanism of Copper-Nickel alloy electrodeposition // J. of applying electrochemistry. 1987. Vol.17. P. 1267-1280.

9. Ясевич, В. И. Исследование электроосаждения медно-никелевого покрытия на контакт-деталях герконов / В. И. Ясевич, С. М. Карабанов, О. Г. Локштанова, Л. В. Шишкина // Вестник РГРТУ, 2008. – № 3. – С. 89–92.

10. Гамбург, Ю. Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов / Ю. Д. Гамбург. – М. : Янус-К, 1997. – 296 с.

11. Севостьянов, Н. В. Кинетика электродных процессов осаждения медно-никелевых сплавов из сульфосали-

цилатно-аммиачного электролита / Н. В. Севостьянов, С. Н. Виноградов // Теоретическая и экспериментальная химия жидкостных систем. – Иваново, 2009. – С. 117–119.

12. Ковенский, И. М. О природе внутренних напряжений в электролитических осадках / И. М. Ковенский, В. В. Поветкин // Журн. прикл. химии. – 1989. – № 1. – С. 1283–1290.

13. Кутыгин, Е. Н. Расчет внутренних напряжений электролитических осадков / Е. Н. Кутыгин, В. А. Зыбин, В. Т. Фомичев // Защита металлов. – 1982. – Т. 18. – № 4. – С. 661–664.

14. Hanwei Hey, Shoya Jia. Direkt Electrodeposition of Cu-Ni-W Alloys for the Liners for Shaped Charges // J. Mater. Sci. Technol. 2010. V. 26. №5. P. 429-432.

УДК 544.6.018.47:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2023-2-273-88-92

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

**КИНЕТИКА ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ ХРОМА
ИЗ МАЛОКОНЦЕНТРИРОВАННОГО САМОРЕГУЛИРУЮЩЕГОСЯ ЭЛЕКТРОЛИТА
С КОМПЛЕКСНОЙ ОРГАНО-НЕОРГАНИЧЕСКОЙ ДОБАВКОЙ**

Волгоградский государственный технический университет

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

Проведены исследования силы тока и водородного потенциала в прикатодном слое при электроосаждении хрома из малоцентрированного саморегулирующегося электролита с комплексной добавкой. Высказано предположение о каталитическом влиянии предложенной органической добавки на электроосаждение металлического хрома.

Ключевые слова: хром, электролиз, водородный показатель, органическая добавка, катализ.

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

**KINETICS OF CHROMIUM ELECTRODEPOSITION FROM
A LOW-CONCENTRATION SELF-REGULATING ELECTROLYTE
WITH AN ORGANIC-INORGANIC ADDITIVE COMPLEX**

Volgograd State Technical University

The current strength and hydrogen potential in the near-cathode layer during chromium electrodeposition from a low-concentration self-regulating electrolyte with a complex additive have been studied. An assumption was made about the catalytic effect of the proposed organic additive on the electrodeposition of metallic chromium.

Keywords: chromium, electrolysis, hydrogen index, organic additive, catalysis.

Введение

Одной из сложнейших задач электрохимии является выявление механизма электролитического восстановления хромовой кислоты. Сложность связана с тем, что при растворении оксида хрома (VI) в воде образуются различные анионы изополикислот CrO_4^{2-} , $\text{Cr}_2\text{O}_7^{2-}$, $\text{Cr}_3\text{O}_{10}^{2-}$, HCr_2O_7^- , HCrO_4^- , причем соотношение их концентраций зависит от концентрации и кислотности растворов [1; 2]. Кроме того, в процессе электролиза на катоде протекают одновременно несколько сопряженных реакций [3], восстановление хромат-ионов происходит лишь в при-

сутствии некоторых посторонних анионов, таких как сульфаты, хлориды, фториды [4].

Теоретическая часть

Растворы хромовой кислоты обладают высокой химической активностью по отношению к металлам, в ходе взаимодействия с которыми на их поверхности возникает оксидный слой.

Известно [5; 6], что добавки в стандартный электролит хромирования органических веществ различной природы, имеющих в своей структуре ароматические циклы и карбоксильные группы, увеличивают выход металличе-

го хрома по току. По данным этих работ, трехвалентные ионы хрома, образующиеся либо в процессе восстановления хромат-ионов, либо при окислении органики, входят в состав металлоорганических ионов. Входя в состав коллоидной пленки, и образуя мостиковые структуры между поверхностью катода и хромат-ионами, ускоряют процесс восстановления последних.

Каталитические добавки, вводимые в раствор хромовой кислоты, особенно органического происхождения, могут активно влиять на состояние поверхности, изменяя протекание электрохимических процессов.

Активными катализаторами процесса хромирования также являются хлорид-ионы [7; 8]. Хлориды по сравнению с сульфатами способны ускорять фазовые превращения Cr^{3+} .

Для выяснения механизма электродных процессов потенциодинамическим методом изучалась динамика катодной реакции, снимались осциллограммы – изменения потенциала во времени при прохождении через электролитическую ячейку тока заданной величины, проводилось измерение pH при электродном слое.

Результаты экспериментального исследования

Целью данного исследования явилось определение величины pH_s в приэлектродном слое.

В качестве базового раствора в работе был использован малоконцентрированный саморегулирующийся электролит хромирования с суль-

фатом стронция и комплексной органико-неорганической добавкой, состоящей из вещества группы ароматических соединений и хлорид-ионов [9]. Использование сульфата стронция позволило поддерживать постоянную концентрацию сульфат-ионов.

Измерение pH_s проводили с помощью стеклянного электрода с плоской мембранной из стекла и твердым внутренним контактом [10].

Известно [11], что потенциостатическая поляризационная кривая восстановления хромат-ионов в присутствии добавок сульфат-ионов имеет две восходящие ветви, между которыми имеется зона с отрицательным сопротивлением, обусловленным блокированием поверхности катода продуктами промежуточного восстановления ионов хрома (VI) [12].

Как видно из экспериментальных данных рис. 1, ход кривой изменения pH_s повторяет форму поляризационной кривой, отражающей те электрохимические превращения, которые совершаются с ионом хрома (VI) при присоединении электронов. Для анализа процессов удобно разделить кривые на три участка: первый – от 0 до -0,8 В, где ток возрастает, а величина pH_s изменяется от -2 до 4-5; второй – от -0,8 до -1,0 В, величина pH_s при этом снижается до 0,5 – (-0,5) и третий – новое повышение тока от -1,0 В и величины кислотности до 2-4 при потенциале электрода равным -1,3 В в зависимости от состава раствора электролита.

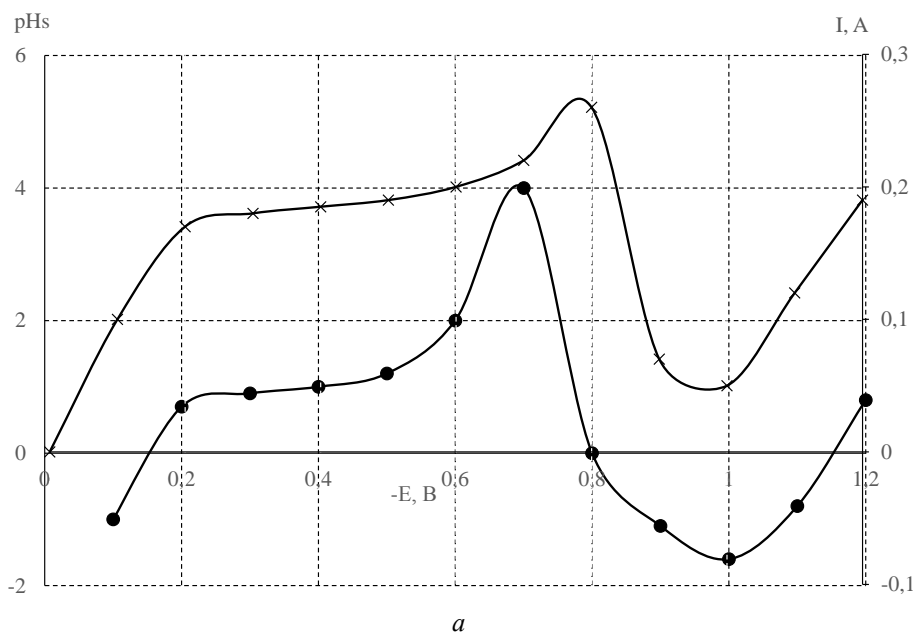


Рис. 1. Зависимость силы тока I и величины водородного показателя прикатодного слоя pH_s от потенциала E при электровосстановлении хромат-ионов из растворов состава, г/л: а – $CrO_3 - 150 + SrSO_4 - 7$; б – $CrO_3 - 150 + SrSO_4 - 7$ + органико-неорганическая добавка – 3. Температура раствора 25 °С (см. также с. 90)

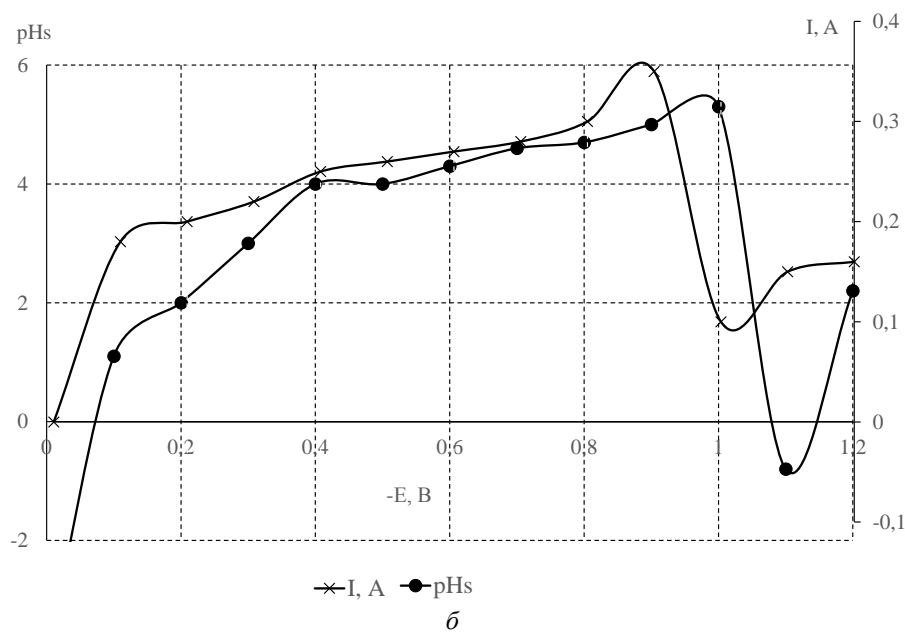


Рис. 1. Окончание

На первом участке поляризационной кривой идет восстановление иона хрома (VI) до хрома (III) с образованием хром-хроматов и их адсорбцией на поверхности катода, в следствии происходящего, изменяется соотношение хромат-ионов и образующихся продуктов, сопровождающееся повышением pH_s . При достижении первого максимума тока зона $(0,6-0,78 \text{ В})$ связана с началом разложения воды и добавочным подщелачиванием приэлектродного слоя, что отмечается резким повышением pH_s (рис. 1, а) именно в этой области потенциалов, создается катодная пленка, обладающая свойствами бифункциональной электрохимической системы [13], по отношению к электроду она ведет себя как электролит, а по отношению к электролиту – как электрод. Вместе с этим в присутствии сложных анионов, где $pH = 5,9-6,1$ происходит гидролиз металлоксидных соединений.

В результате резко снижается ток по потенциалопределяющим ионам. За счет преимущественной диффузии ионов водорода практически при неизменном значении потенциала электрода величина pH_s резко снижается, даже до отрицательных значений.

Согласно [14], в зависимости от величины pH на катоде адсорбируются различные по составу хромат-ионы. При $pH = 4$ активно адсорбируются гидрохромат-ионы, бихромат-ионы незначительно. С ростом pH и концентрации хромового ангидрида адсорбируются би- и монохромат-ионы, при $pH 7,5$ образуется монослой из монохромат-ионов. В пределах 7–11 наблю-

дается конкурирующая адсорбция хромат и гидроксид-ионов. Выделение металлического хрома происходит из хромат-ионов, которые в заметных количествах появляются при $pH > 4$.

Введение в раствор исходного электролита органической добавки рис. 1, б увеличивает ток восстановления в зоне потенциалов первого участка. Как и в исходном растворе электролита, на поляризационной кривой наблюдаются две волны (0,2 В и 0,9 В). Максимум тока увеличивается и смещается на 0,1 В в отрицательную область. Вместе с этим увеличивается диапазон потенциалов, при которых величина pH_s достигает значений 4-5. Снижение pH_s наступает при более отрицательном потенциале, чем в электролите без добавки. заметных количествах появляются при $pH > 4$.

Таким образом, объясняется факт падения тока, однако объяснение резкого спада величины pH_s , синхронного падению тока, нет.

Добавка ионов хлора совместно с органической добавкой (рис. 2, а и рис. 2, б) приводит к резкому подавлению реакции восстановления хромат-ионов в диапазоне потенциалов до $-0,5 \text{ В}$. При сравнении рис. 2, а и рис. 2, б следует отметить, что именно потенциал $-0,5 \text{ В}$ на всех кривых является точкой перегиба поляризационной кривой, после которой ток восстановления резко возрастает. Органическая добавка в составе электролита активизирует процесс, снижает торможение восстановления хромат-ионов. Добавка ионов хлора резко блокирует поверхность катода за счет более высо-

кой адсорбционной способности, что приводит к незначительному изменению величины pH_s от потенциала. Это позволяет сделать вывод, что органическая добавка активизирует процессы, приводящие к накоплению ионов гидроксила в

прикатодном пространстве. Хлорид-ионы подавляют этот процесс. Наиболее вероятно, что совместно с хромат-ионами идет восстановление ионов водорода, что было экспериментально доказано в исследованиях [15; 16].

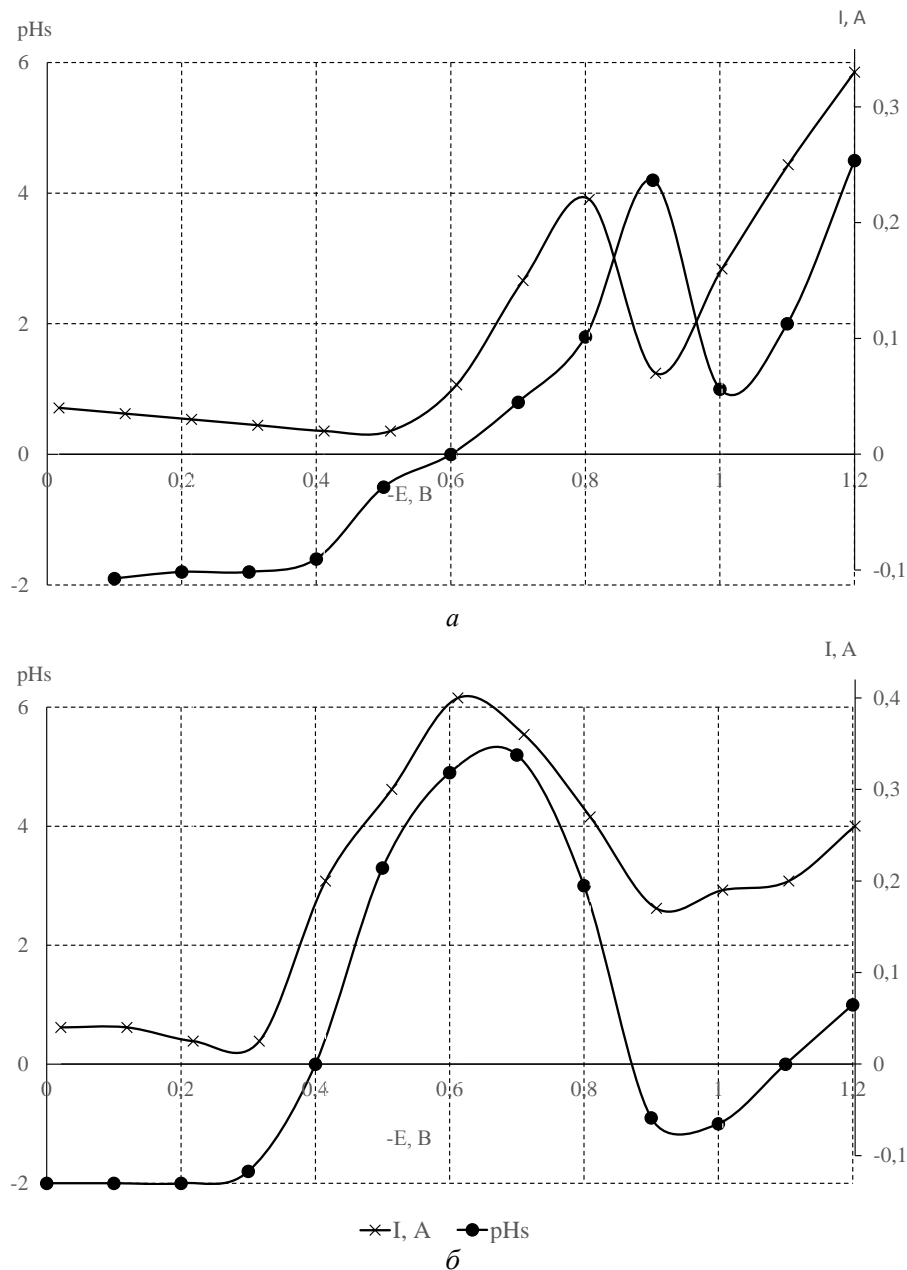


Рис. 2. Зависимость силы тока I и величины водородного показателя прикатодного слоя pH_s от потенциала E при электровосстановлении хромат-ионов из растворов состава, г/л: $a - CrO_3 - 150 + SrSO_4 - 7 + Cl^- - 2$; $b - CrO_3 - 150 + SrSO_4 - 7 + Cl^- - 2 +$ органической добавки. Температура раствора $25^\circ C$

Совместное действие органики с галоид-ионами, в частности с хлором снижает водородное перенапряжение на хроме, так как с увеличением катодного потенциала ионы хлора десорбируются. Органические молекулы в кислом растворе присоединяют молекулы во-

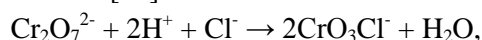
дорода и становятся положительно заряженными. При адсорбции последних возникает E потенциал положительного знака, что приводит к замедлению реакции. В случае анионов (сульфо-кислоты) при адсорбции дают потенциал E отрицательного знака, что приво-

дит к снижению водородного перенапряжения.

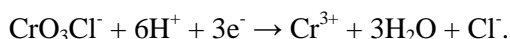
Учитывая, что в состав малоconцентрированного саморегулирующего электролита хромирования входят органические анионы, можно сделать вывод, что в случаях рис. 2, а и 2, б наблюдается перезарядка величины потенциала E , в результате чего добавка ионов хлора в количествах больших 0,5 г-ион/л приводит к значительному торможению реакции восстановления хромат-ионов, и вследствие чего практически до потенциала -0,5 В остается неизменным значение величины pH_s . Увеличение концентрации хлорид-ионов до 0,95 г-ион/л смещает потенциал электрода в область более положительных значений (-0,32 В), что приводит к увеличению скорости восстановления хромат-ионов и, как следствие, резкое смещение величины pH_s от -2 до 5.

Все это позволяет сделать вывод, что сравнительно малые количества комплекса добавок могут влиять на процесс и механизм восстановления хромат-ионов. Особенно это касается первых стадий восстановления – Cr (VI) до Cr (III).

В концентрациях до определенной границы хлорид-ионы могут связывать хромат-ионы в комплексы [14]:



с дальнейшим восстановлением:



В данной системе можно ожидать каталитическую активность образующихся комплексов иона Cr (III) с лигандами SO_4^{2-} , Cl^- , Org^- (обобщенные продукты органической добавки).

Сопутствующим явлением является изменение величины pH_s , как отклика на совокупность химических и электрохимических стадий процесса восстановления, протекающих в слое, непосредственно примыкающем к поверхности катода.

Выводы

1. Изучение величины pH прикатодного слоя показывают, что добавка органического вещества увеличивает диапазон потенциалов, при которых величина pH_s достигает значений 4–5. Снижение величины pH_s наступает при более отрицательном потенциале, чем в электролите без добавки.

2. Введение ионов хлора (0,45 г-ион/л) совместно с органическими веществами подавляет процесс накопления гидроксид-ионов, стимулируемый органической добавкой за счет образования триоксихлорхромат-ионов.

Увеличение концентрации хлорид-ионов до 1 г-ион/л приводит к увеличению скорости восстановления хромат-ионов и резкому смещению величины pH_s от -2 до 5.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бурдыкина, Р. Н. О механизме электровосстановления хромовых анионов / Р. Н. Бурдыкина, И. А. Фаличева // Электрохимия. – 1987. Т. 23. – Вып. 8. – С. 1080–1086.
2. Иванова, Н. Д. Исследование процесса катодного восстановления окисно-гидроокисных соединений низших валентностей хрома / Н. Д. Иванова, С. В. Иванов // Электрохимия. – 1982. – Т. 16. – № 3. – С. 344–348.
3. Ваграмян, А. Т. О современной теории электроосаждения хрома из хромовой кислоты / А. Т. Ваграмян, З. А. Соловьева // Итоги науки ВИНТИ. Сер. Электрохимия. – 1966. – Т. 1 – С. 166–208.
4. Hoare, I. P. On the mechanisms of chromium // J. Electrochem. Soc., - 1979. - V. 126. - №2. - P. 190-199.
5. Фомичев, В. Т. Хромирование из электролита на основе хромовой кислоты с органическими добавками / В. Т. Фомичев, А. М. Озеров, Е. В. Москвичева // Тез. докл. 6-й Всесоюзной конф. по электрохимии. – М., 1982. – Т. 1. – С. 318.
6. Иванов, В. П. Влияние органической добавки на рассеивающую способность электролита хромирования / В. П. Иванов, В. М. Дзыцок // Прогрессивные технологии и вопросы экологии в гальванотехнике : тез. докл. 24–25 мая 1990. – Пенза. – 1990. – С. 12–13.
7. Ткаченко, Н. Д. Усовершенствование технологии хромирования с применением неорганических и органических композиций. – В кн.: Разработка и применение антикоррозионных металлических покрытий / Н. Д. Ткаченко, И. А. Болотина, И. Д. Захаров, В. В. Орленко. – Днепропетровск, 1981. – С. 223–224.
8. Соловьева, З. А. Влияние добавок хлорид-ионов на скорость восстановления хромовой кислоты / З. А. Соловьева, А. Е. Лапшина, А. Т. Ваграмян // Защитные металлические и оксидные покрытия, коррозия металлов и исследования в области электрохимии. – М. : Наука, 1965. – С.299–304.
9. Фомичев, В. Т. Хромирование в саморегулирующем электролите с органической добавкой / В. Т. Фомичев, Г. П. Губаревич, А. М. Озеров // Прикладная электрохимия : межвуз. темат. сб. научн. трудов. – Казань, 1990. – С. 30–33.
10. Савельев, С. С. Измерение кислотности приэлектродного слоя с помощью стеклянного электрода, оснащенного сетчатым адаптером / С. С. Савельев // Электрохимия. – 1975. – Т. 11. – № 7. – С. 1207–1210.
11. Ваграмян, А. Т. Три аномалии при электроосаждении хрома / А. Т. Ваграмян, Д. Н. Усачев // Изв. АН СССР. – 1959. – № 7. – С. 1207–1210.
12. Bennouna, A., Durand, B., Vittori, O. Influence des ions chlore sur la reduction elektrochechromique du chrome (VI) // Elektrochimica Acta. – 1986. – V. 31. – № 7. – P. 831–835.
13. Иванова, Н. Д. Модель бифункциональной электрохимической системы / Н. Д. Иванова, И. Н. Карнаухов, А. И. Карасевский, Е. И. Болдырев // Украин. хим. журн. – 1988. – Т. 54. – В.9. – С. 928–932.
14. Faldini, S. B., Agostinho, S. M. The effect of chloride ions on the electrochemical reductions of Cr(VI) to Cr(III) of rotating electrode // J. Electroanal. Chem. – 1990. – V. 284. – P. 173–183.
15. Ток, Л. Д. О роли водорода в процессе электроосаждения хрома / Л. Д. Ток, Ф. Ф. Ажогин, И. М. Барабанова, М. А. Шлугер // Прикл. электрохимия. Успехи и проблемы гальванотехники. – Казань. – 1982. – С. 23–25.
16. Фомичев, В. Т. Полярографическое исследование восстановления хромат-ионов в присутствии органических веществ / В. Т. Фомичев, З. А. Кучера // Сборник VSCN. – Прага, 1978. – С. 75–85.

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 2023 г. Поз. № 4ж. Дата выхода в свет 16.02.2023 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,7.
Уч.-изд. л. 9,74. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 44.

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