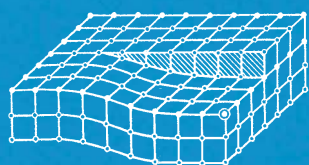


ИЗВЕСТИЯ

Волгоградского
государственного
технического
университета

ISSN 1990-5297



Серия
Проблемы материаловедения, сварки
и прочности в машиностроении

16+

№ 10 (269)
2022

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

Редакционная коллегия:

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

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,
д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

Арисова В. Н., к.т.н., доц.
(ответственный секретарь)
тел.: 8-960-893-73-96

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

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

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

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

№ 10 (269)
Октябрь
2022

УЧРЕДИТЕЛЬ
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

Адрес редакции:
Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2022

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:

Chairman

Gurevich L. M.,

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

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

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 10 (269) October 2022

FOUNDER

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

Editorial office address:

Volgograd, Lenin avenue, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

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

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

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

АВТОРСКИЙ УКАЗАТЕЛЬ

- Агафонова Г. В. 31
Адаменко Н. А. 31
Бадиков К. А. 65
Барышников А. А. 65
Богданов А. И. 7, 15, 27, 31
Ботвин Г. В. 35
Годенко А. Е. 47
Гуревич Л. М. 7, 56
Гурулев Д. Н. 56
Гусева А. А. 88
Даненко В. Ф. 56
Долгачев Ю. В. 83
Дорошенко Д. А. 31
Дробот Л. Ю. 31
Дроздов А. В. 88
Евчиц Р. Д. 7
Елсуков С. К. 77
Ефремов Д. Е. 31
Жуков Б. А. 47
Зорин И. В. 77
Казанкин В. А. 62
Казанкина Е. Н. 62
Камалов Э. Р. 7
Капиносова Е. В. 62
Красиков П. П. 72
Крохалев А. В. 42
Крохалев М. В. 15, 27
Кузнецов С. А. 15, 23, 27
Кузьмин С. В. 42
Кулевич В. П. 7, 15, 23
Липатов Е. Ю. 47
Лысак В. И. 42, 72, 77
Матлин М. М. 62
Морозов А. С. 77
Муругов Д. А. 72
Несин Д. С. 77
Нефедов Д. В. 83
Николаева М. А. 35
Петрова В. Ф. 88
Полесский О. А. 72
Попов А. В. 69
Попова О. А. 69
Проничев Д. В. 23
Пустовойт В. Н. 83
Россеин Д. В. 42
Савинов А. В. 72
Савкин А. Н. 65
Седов А. А. 65
Слаутин О. В. 15, 23, 27
Старостин Н. П. 35
Сторожева Е. И. 77
Тимофеев Е. К. 47
Фастов С. А. 77
Харламо В. О. 15, 42, 77
Черников Д. Р. 42
Чудин А. А. 72
Шморгун В. Г. 7, 15, 27

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Гуревич Л. М., Шморгун В. Г., Богданов А. И., Кулевич В. П., Евчиц Р. Д., Камалов Э. Р.</i>	
Моделирование процессов деформирования трехслойных нихром-титан-нихром композитов при прокатке.....	7
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Богданов А. И., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Харламо В. О., Крохалев М. В.</i>	
Химический состав поверхности износа титано-стальных смик при повышенных температурах.....	15
<i>Слаутин О. В., Проницев Д. В., Кулевич В. П., Кузнецов С. А.</i>	
К вопросу о коррозионной стойкости полученных сваркой взрывом биметаллов состава медь М1 +алюминий АД1 после их термообработки с использованием ультразвукового воздействия.....	23
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Богданов А. И., Кузнецов С. А., Крохалев М. В.</i>	
Структура и микромеханические свойства зоны взаимодействия в биметалле ВТ1-0+МН19 после лазерной обработки.....	27

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Богданов А. И., Ефремов Д. Е., Дорошенко Д. А., Дробот Л. Ю.</i>	
Формирование кристаллической структуры дисперсно-наполненного СВМПЭ при взрывном прессовании.....	31
<i>Ботвин Г. В., Николаева М. А., Старостин Н. П.</i>	
Взаимосвязь структуры и прочности шва при сварке полипропиленовых труб в раструб при отрицательных температурах. Часть 1. Управление тепловым процессом.....	35
<i>Черников Д. Р., Крохалев А. В., Харламов В. О., Россеин Д. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</i>	
Исследование структуры и химического взаимодействия в материалах системы «титан-железо» при взрывном прессовании.....	42

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Тимофеев Е. К., Жуков Б. А., Годенко А. Е., Липатов Е. Ю.</i>	
Методика расчета на прочность корпуса подвески насосно-компрессорной трубы.....	47
<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф., Гурулев Д. Н.</i>	
Процессы пластического течения при раскатке бойком с углом выреза 150° кольцевых заготовок.....	56
<i>Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капиносоева Е. В.</i>	
Влияние параметров контакта шероховатых поверхностей на теплопроводность стыка.....	62
<i>Савкин А. Н., Седов А. А., Бадиков К. А., Барышников А. А.</i>	
Кинетика развития трещин титанового сплава ПТ-3В в различном структурном состоянии.....	65
<i>Попов А. В., Попова О. А.</i>	
Особенности нагружения и фиксации пальца сферического шарнира штативных головок.....	69

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

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

Давление дуги с неплавящимся электродом на сварочную ванну (обзор)..... 72

*Фастов С. А., Зорин И. В., Елсуков С. К., Лысак В. И., Харламов В. О., Несин Д. С.,
Сторожева Е. И., Морозов А. С.*

Особенности формирования наплавленного металла
со структурой бейнита под влиянием повторных нагревов..... 77

Пустовойт В. Н., Долгачев Ю. В., Нефедов Д. В.

Влияние магнитного поля на кинетику изотермического распада аустенита
в области температур промежуточного превращения..... 83

Дроздов А. В., Петрова В. Ф., Гусева А. А.

Влияние степени деформации на микроструктуру
трубной заготовки бейнитной стали..... 88

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-7-15

Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Р. Д. Евчиц, Э. Р. Камалов

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ НИХРОМ-ТИТАН-НИХРОМ КОМПОЗИТОВ ПРИ ПРОКАТКЕ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследования процессов деформирования при прокатке сваренных взрывом титановых сплавов ВТ1-0, ОТ4 и ВТ20 со сплавом Х20Н80 (нихром) при температуре 600 °С. Проведено 3D-моделирование методом конечных элементов процессов деформирования в программном комплексе Simulia/Abaqus. Показана удовлетворительная сходимость результатов натурных испытаний и моделирования.

Ключевые слова: титан, нихром, сварка взрывом, трехслойный композит, прокатка, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

L. M. Gurevich, V. G. Shmorgun, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich, R. D. Evchits, E. R. Kamalov

SIMULATION OF DEFORMATION PROCESSES OF THREE-LAYER NICHROME-TITANIUM-NICHROME COMPOSITES DURING ROLLING

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studying the deformation processes during rolling of explosively welded titanium alloys VT1-0, OT4, and VT20 with Cr20Ni80 alloy (nichrome) at a temperature of 600 °C. 3D finite element modeling of deformation processes in the Simulia/Abaqus software package has been carried out. Satisfactory convergence of the results of full-scale tests and modeling is shown.

Keywords: titanium, nichrome, explosion welding, three-layer composite, rolling, deformation, simulation, finite element method.

Введение

Повышение жаро- и износостойкости титановых сплавов возможно путем создания на их поверхности функционально-градиентных интерметаллидных покрытий на основе легированных алюминидов никеля и хрома [1]. Для формирования таких покрытий на кафедре «Материаловедение и композиционные материалы» ВолгГТУ предложена технология, предусматривающая нанесение на первом этапе на поверхность титана (титанового сплава) сваркой взрывом (СВ) барьерного слоя нихрома (сплав Х20Н80), а на втором – алитирование полученной заготовки погружением в расплав алюминия [2]. При этом необходимо учитывать технологические возможности процесса СВ – минимальная толщина наносимого слоя нихрома 0,3 мм. Для получения меньшей толщины

барьерного слоя может быть применена прокатка композиционных заготовок состава титановый сплав – нихром [3].

Целью настоящей работы явилось исследование влияния прокатки на процессы деформирования сваренных взрывом трехслойных композитов нихром-титан-нихром, а также верификация полученных результатов методом 3D-моделирования.

Материалы и методы исследования

Натурные испытания проводили на триметаллических образцах состава нихром Х20Н80 + титан ВТ1-0 (или титановый сплав ОТ4, ВТ20) + нихром Х20Н80 (1+18+1 мм), полученных СВ на оптимальных режимах, гарантирующих реализацию равнопрочности при минимальном уровне химической микронеоднородности.

родности на межслойных границах [4]. Такая конфигурация заготовки обеспечивает после последующих переделов (прокатка, алитирование и термообработка) формирование защитного покрытия на основе легированных алюминидов никеля и хрома на всей поверхности титанового сплава.

Прокатку осуществляли на стане «Дуо» при 600 °С с обжатием за один проход 5–10 %. После каждого прохода производился отбор образцов для определения послойных деформаций слоев и композита в целом. Относительное обжатие композита ε_{KM} и его слоев ε_{cli} рассчитывали по формулам:

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

$$\varepsilon_{cli} = \frac{\delta_{cli}^0 - \delta_{cli}^i}{\delta_{cli}^0} \times 100 \%, \quad (1)$$

где δ_{KM}^0 , δ_{cli}^0 – исходные толщины соответственно композита и слоев в i контрольной точке; δ_{KM}^i , δ_{cli}^i – толщины соответственно композита и слоев после i -го прохода.

Нагрев пакетов осуществляли в лабораторной печи SNOL 7.2/1100. Температура прокатки была выбрана меньше температуры полиморфного превращения в Ti, так как нагрев композита до температуры, превышающей температуру $\alpha \rightarrow \beta$ превращения в Ti, сопровождается уменьшением его объема на 5,5 % и изменением пластичности. Выбранная температура не приводит к развитию интенсивной диффузии на границе титан-нихром и практически исключает возможность протекания рекристаллизационных процессов за короткий временной интервал прокатки.

Компьютерное моделирование процессов деформирования трехслойной симметричной заготовки производили в программном комплексе Simulia/Abaqus (Dassault Systèmes). В трехмерной модели прокатки (рис. 1) вращающиеся с заданной угловой скоростью валки принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми соответствовало обжатию композита на различных проходах экспериментальной прокатки.

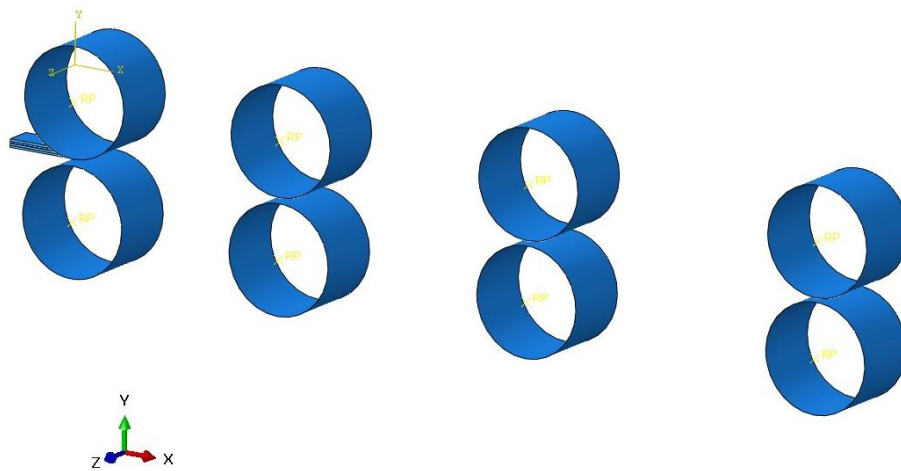


Рис. 1. Трехмерная схема моделирования прокатки трехслойного композита нихром – титан (титановый сплав) – нихром с помощью программного комплекса SIMULIA/Abaqus

Трехслойные образцы с наружными слоями из нихрома проходили через четыре последовательно установленные пары валков, что позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки. Толщины каждого из нихромовых слоев – 1 мм, слоя титана (титанового сплава) – 18 мм. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 2π радиан/с валками и поверхностями полосы слоистого композита в соответствии с [5] принимали $f = 0,2$. Диаметры прокатных валков – 200 мм.

Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. В граничных условиях были запрещены отклонения переднего торца прокатываемой полосы в вертикальном направлении, что позволяло получить практически прямолинейный прокат после прохождения каждой пары валков, но на входе в зазор прокат мог свободно изгибаться из-за разности деформационной способности слоев. Характеристики исходных образцов приведены в табл. 1.

Таблица 1

Варианты использованных условий моделирования

Номер модели	Диаметр вала, мм	Исходные размеры образцов, мм		Материалы слоев		Температура, °С
		длина	ширина	наружных	внутреннего	
1	200	150	60	X20H80	BT1-0	600
2					OT4	
3					BT20	

Величины зазоров в каждой паре валков приведены в табл. 2.

Таблица 2

Зазоры в каждой паре валков прокатного стана

Показатели прокатки	Номер пары валков			
	1	2	3	4
Зазор, мм	14,5	12,0	10,75	10,0
Относительное обжатие, %	27,5	40	46,25	50

Для учета изменения свойств материалов в процессе деформации и при изменении температуры использовали модель Джонсона–Кука.

Значения констант модели Джонсона–Кука для использованных материалов взяты из литературы [6–8] и приведены в табл. 3.

Таблица 3

Значения констант модели Джонсона–Кука для использованных материалов

Материал	Значения констант модели Джонсона–Кука				
	A, МПа	B, МПа	C	n	m
BT1-0	309	800	0,018	0,16	1,58
OT4	600	353	0,03	0,508	0,6
BT20	862	509	0,012	0,506	0,8
X20H80	1108	699	0,0085	0,5189	1,2861

Результаты исследований и их обсуждение

Замеры толщины триметалла и составляющих его слоев позволили установить следующее. Независимо от марки титанового сплава общее высотное обжатие биметалла реализовывалось как за счет изменения толщины титана, так и нихрома. В исследованном диапазоне обжатий триметалла наблюдается дробность деформации составляющих его слоев, что связано с несколькими факторами: использование симметричного пакета, наличием прочной связи на границе раздела слоев и их практически одинаковым сопротивлением деформированию при температуре прокатки.

Микроструктурные исследования показали, что увеличение степени обжатия приводит к выравниванию волнового профиля границы

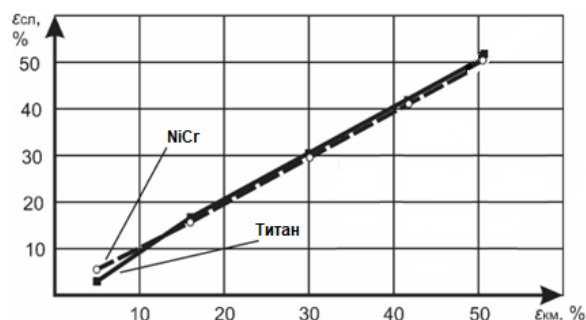


Рис. 2. Зависимость степени обжатия слоев от степени обжатия композита системы титан-нихром

соединения (за счет уменьшения амплитуды и роста длины волны), причем наиболее интенсивно это происходит при малых степенях обжатия (рис. 3). Прокатка при наличии на границе сварного соединения сплошной прослойки оплавленного металла приводит к ее фрагмен-

тированию, а, в случае наличия отдельных участков, – к их рассредоточению вдоль границы

раздела слоев. При этом нарушения сплошности соединения не происходит.

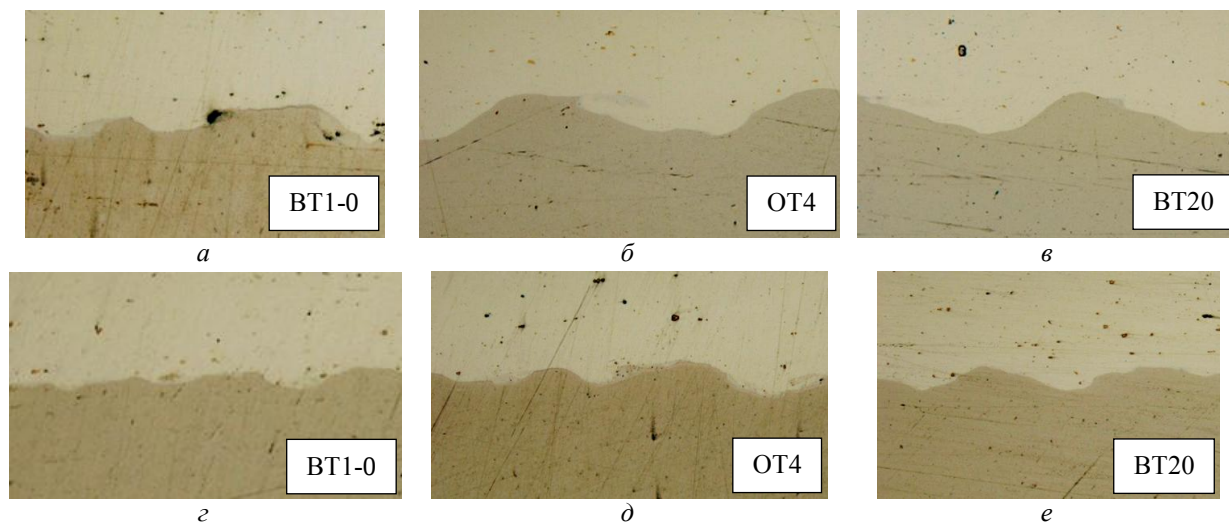


Рис. 3. Микроструктуры зоны соединения титан-нихром после сварки взрывом (а, б, в) и прокатки со степенью обжатия 30 % (г, д, е) ($\times 200$)

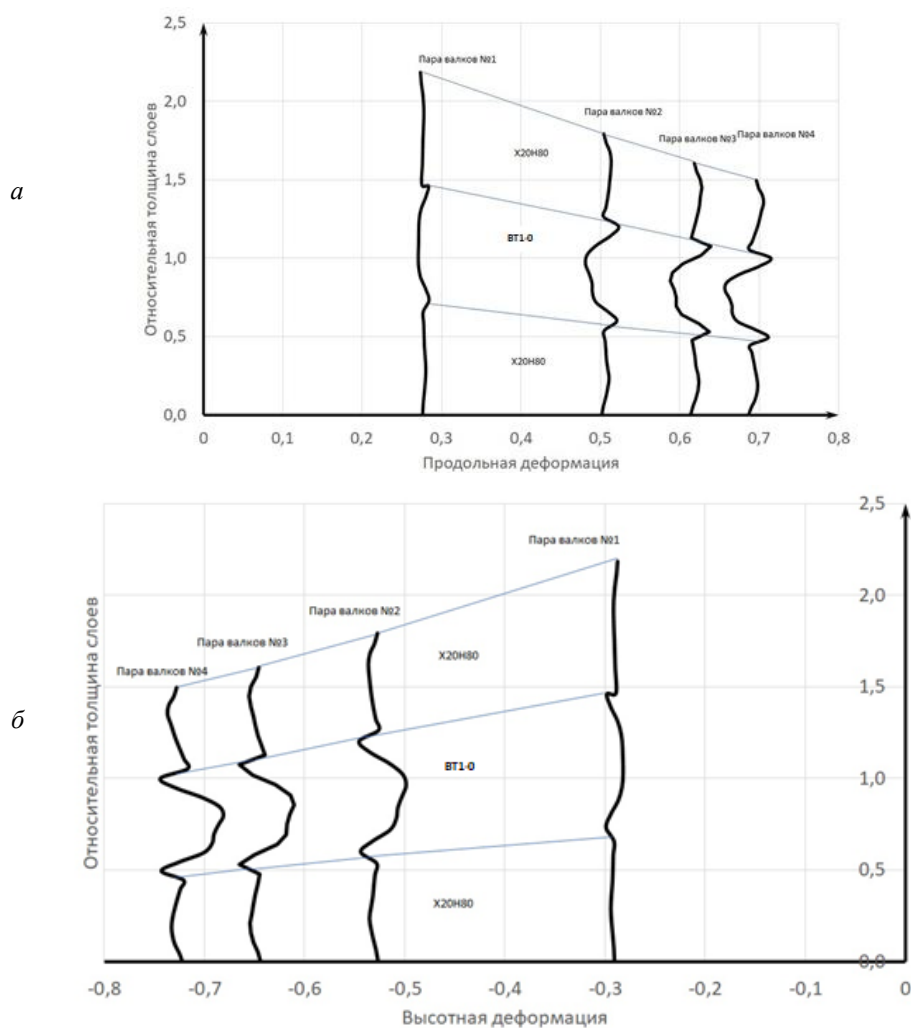


Рис. 4. Распределение продольной (а) и высотной деформаций (б) в центральном сечении образца X20H80+BT1-0+ X20H80 при последовательном прохождении четырех пар валков

По результатам моделирования определялось распределение высотной и продольной деформации вдоль вертикальной оси образца в каждом из слоев композита. Учитывая значительную разницу в толщинах слоев нихрома и титанового слоя, по оси ординат откладывали не абсолютную толщину каждого из слоев, а их отношение к исходной толщине слоя. Полученные величины продольных деформаций

приведены на рис. 4–6. Значения локальных деформаций в продольном и высотном направлениях определялись после полного прохождения образцом пары валков, что позволяло не учитывать величину упругой деформации.

Изменение толщин слоев в центральном сечении после прохождения каждой пары валков показано в табл. 4.

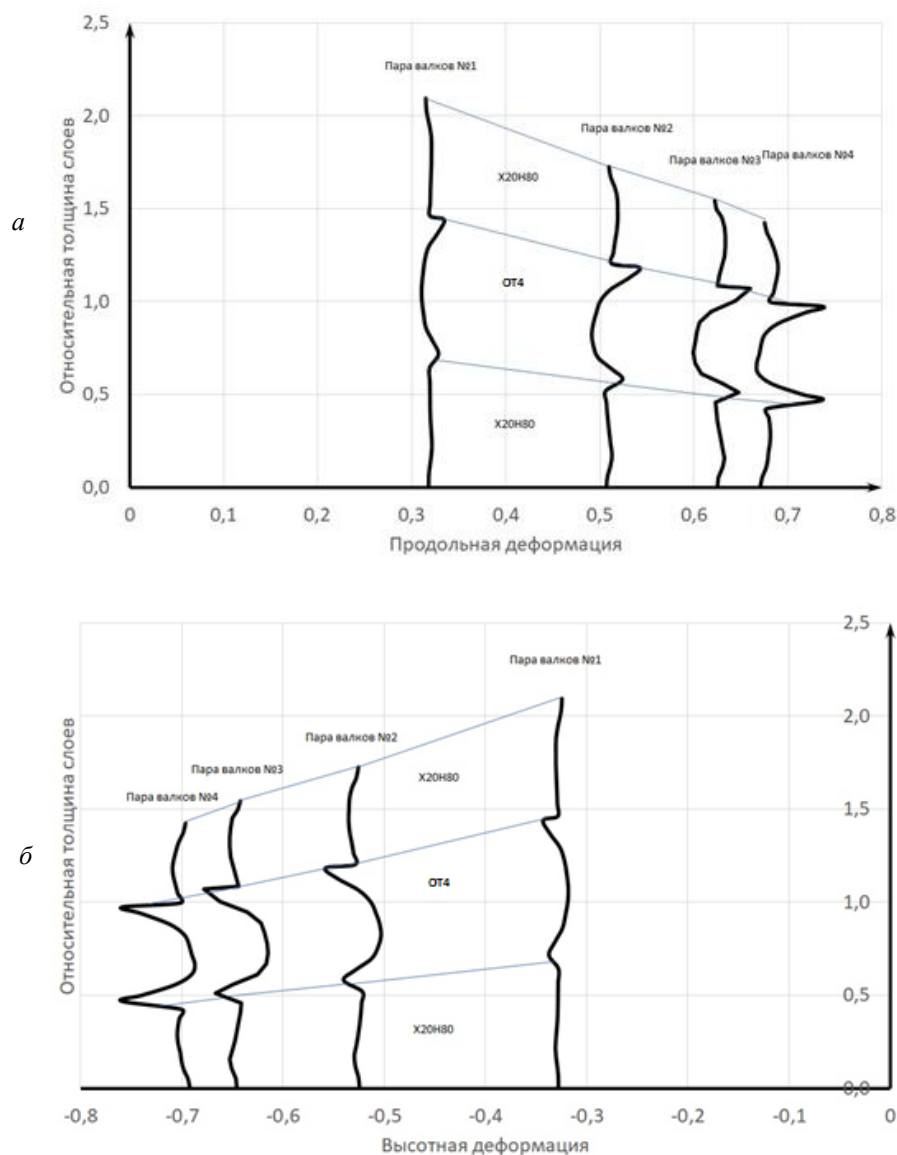


Рис. 5. Распределение продольной (а) и высотной деформаций (б) в центральном сечении образца X20H80+OT4+ X20H80 при последовательном прохождении четырех пар валков

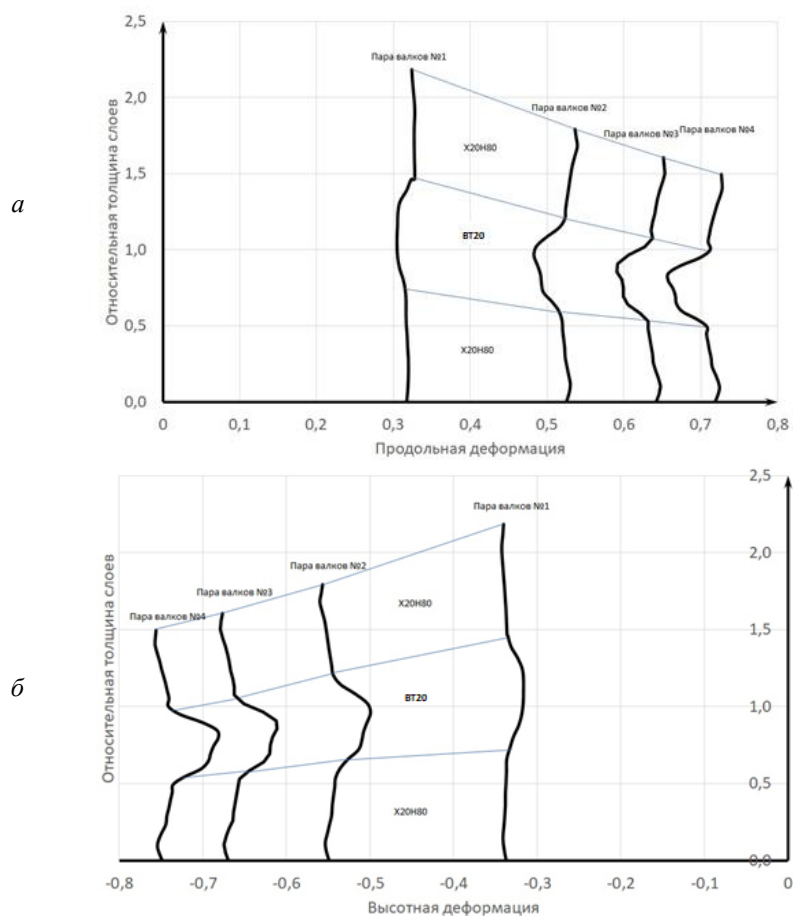


Рис. 6. Распределение продольной (а) и высотной деформаций (б) в центральном сечении образца X20H80+BT20+ X20H80 при последовательном прохождении четырех пар валков

Таблица 4

Изменение толщин слоев в центральном сечении после прохождения каждой пары валков

Номер модели	Слой	Толщина слоев после прохождения пары валков, мм				
		исходный	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
1	X20H80	1,0	0,757	0,598	0,533	0,492
	BT1-0	18,0	13,57	10,86	9,72	9,03
	X20H80	1,0	0,754	0,602	0,544	0,506
	Образец 1	20	14,621	12,06	10,797	10,028
2	X20H80	1,0	0,716	0,589	0,533	0,494
	OT4	18,0	13,07	10,83	9,71	9,03
	X20H80	1,0	0,721	0,592	0,535	0,495
	Образец 2	20	14,507	12,011	10,778	10,019
3	X20H80	1,0	0,727	0,602	0,531	0,502
	BT20	18,0	13,11	10,87	9,74	9,05
	X20H80	1,0	0,729	0,598	0,533	0,496
	Образец 3	20	14,566	12,07	10,804	10,048

В табл. 5 приведены полученные на основании данных, приведенных в табл. 4, величины обжатия слоев в центральном сечении и всего

композиата в целом после прохождения каждой из четырех пар валков.

Таблица 5

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

Номер модели	Слой	Величина обжатия слоев после прохождения пары валков			
		№ 1	№ 2	№ 3	№ 4
1	X20H80	27,30	40,20	46,70	50,80
	BT1-0	26,83	39,67	46,00	49,83
	X20H80	27,60	39,80	45,60	49,40
	Образец 1	26,90	39,70	46,02	49,86
2	X20H80	28,40	41,10	46,70	50,60
	OT4	27,39	39,83	46,06	49,83
	X20H80	27,90	40,80	46,50	50,50
	Образец 2	27,47	39,95	46,11	49,91
3	X20H80	27,30	39,80	46,90	49,80
	BT20	27,17	39,61	45,89	49,72
	X20H80	27,10	40,20	46,70	50,40
	Образец 3	27,17	39,65	45,98	49,76

Различие в величинах обжатия слоев и всего композита после прохождения каждой из четырех пар валков не превышает 1 %, что объясняется близостью механических свойств нихрома и титана (титанового сплава), а также прочностью адгезионных связей тонких слоев нихрома с титаном.

Как видно из рис. 4–6, величины высотной

и продольной деформаций в титане (сплавах) максимальны вблизи границы со слоями нихрома и убывают по абсолютной величине по мере приближения к середине толщины пластины.

На рис. 7–9 показана визуализация распределения полей напряжений в осевом сечении при прохождении конструкции через очаг деформации.

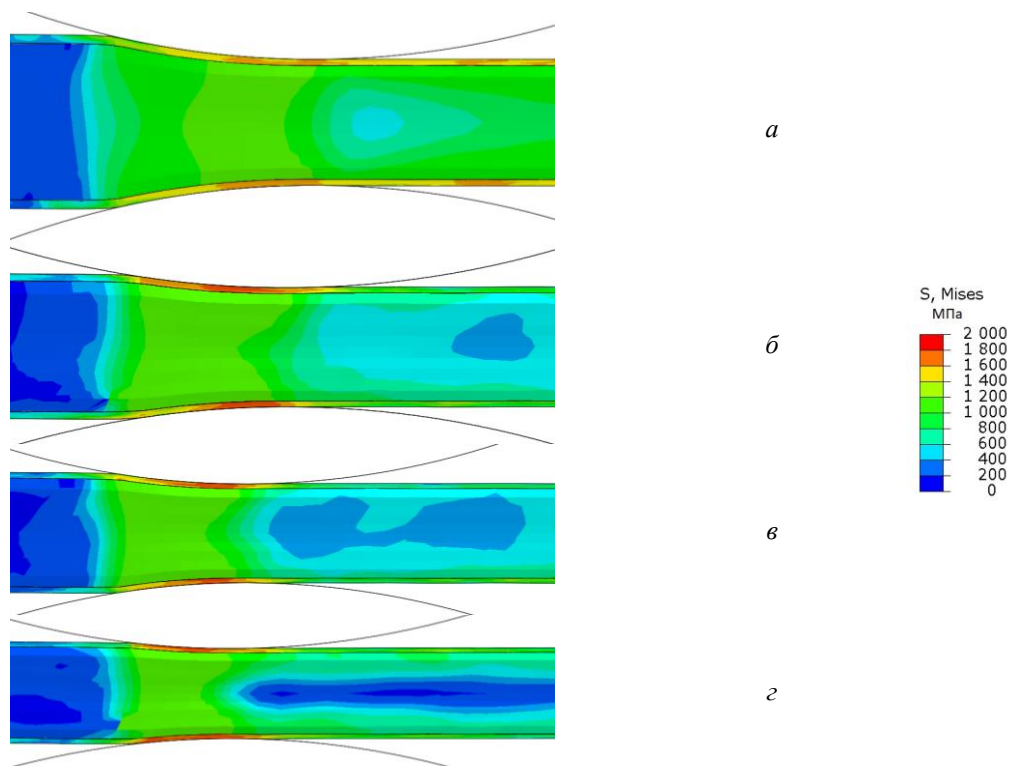


Рис. 7. Визуализация распределения полей напряжений в образце X20H80+BT1-0+X20H80 при последовательном прохождении четырех пар валков

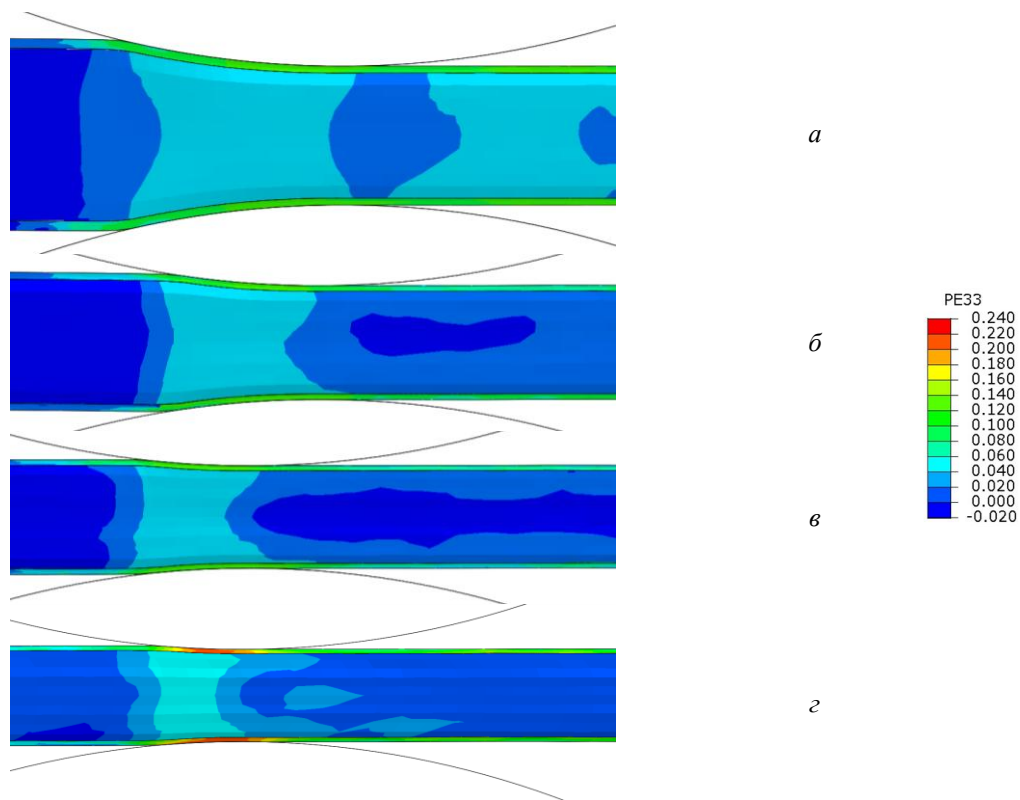


Рис. 8. Визуализация распределения полей напряжений в образце X20H80+OT4+X20H80 при последовательном прохождении четырех пар валков

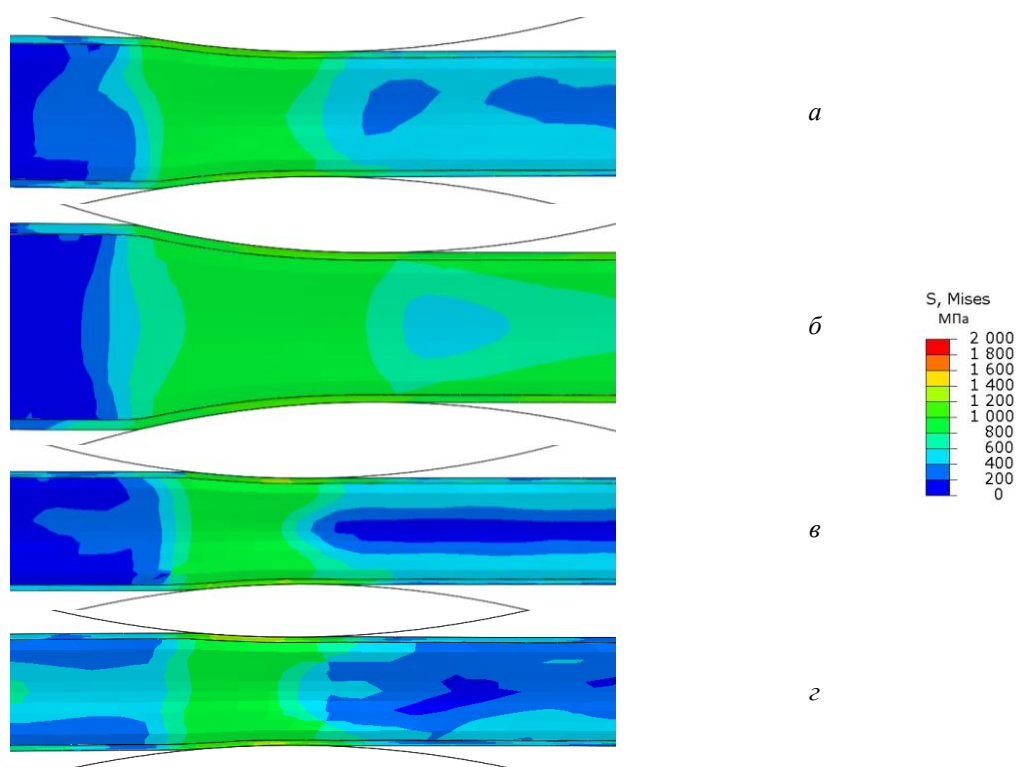


Рис. 9. Визуализация распределения полей напряжений в образце X20H80+BT20+X20H80 при последовательном прохождении четырех пар валков

При прокатке образцов всех вариантов слоистых композитов максимальные напряжения по Мизесу до 2000 МПа формируются в наружных слоях из нихрома Х20Н80. Необходимо отметить, что при прокатке образцов слоистого композита Х20Н80+ВТ20+Х20Н80 уровень напряжений в наружных слоях несколько ниже (не более 1600 МПа).

Вывод

Полученные результаты моделирования прокатки трехслойных заготовок нихром Х20Н80 + титан (титановый сплав) + нихром Х20Н80 свидетельствуют об их хорошей корреляции с результатами натурных экспериментов.

В исследованном диапазоне обжатий три-металлов наблюдается дробность деформации составляющих их слоев, что связано с несколькими факторами: использование симметричного пакета, наличием прочной связи на границе раздела слоев и их практически одинаковым сопротивлением деформированию при температуре прокатки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Слоистые интерметаллидные композиты и покрытия: монография / Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, А. И. Богданов. – Москва: Металлургиздат, 2016. – 346 с.
2. Microstructure and phase composition of diffusion coating formed in NiCr alloys by hot-dip aluminizing / В. Г. Шморгу, А. И. Богданов, В. П. Кулевич, Л. Д. Исхакова, А. Ол. Таубе // Surfaces and Interfaces. – 2021. – Vol. 23. – 10 p.
3. Шморгу, В. Г. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгу, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – № 3. – С. 3–9.
4. Седых, В. С. Особенности микронеоднородности сваренных взрывом соединений / В. С. Седых // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: сб. науч. тр. / Волгоград, ВПИ. – 1975. – С. 3–39.
5. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гиндельгорн. – М.: Металлургия, 1970. – 237 с.
6. Determination of parameters of the Johnson-Cook model for the description of deformation and fracture of titanium alloys/ Buzyurkin A.E., Kraus E.I., Gladky I.L.// Journal of Applied Mechanics and Technical Physics.- 2015.- Т. 56.- № 2.- С. 330-336.
7. Jianjun Wang, Wei-Guo Guo, Penghui Li & Ping Zhou / Modified Johnson-Cook description of wide temperature and strain rate measurements made on a nickel-base superalloy// Materials at High Temperatures, 2017.-34:3.- P. 157-165.
8. Determination of Johnson-Cook equation parameters/ M. Šlais, I. Dohnal, M. Forejt//Acta Metallurgica Slovaca.- Vol. 18.- 2012.- № 2-3.- P. 125-132.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-15-22

*В. Г. Шморгу, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, В. П. Кулевич,
С. А. Кузнецов, В. О. Харламов, М. В. Крохалев*

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТИ ИЗНОСА ТИТАНО-СТАЛЬНЫХ СМИК ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ*

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

В работе представлены результаты исследований, направленных на определение химического состава поверхности трения при абразивном изнашивании СМИК системы титан – железо в диапазоне температур 20–600 °С. Показано, что насыщение вдавливаемыми частицами твердых фаз, которые являются вторичными структурами износа или абразива, мягких металлических слоев способствует выполнению принципа Шарпи.

Ключевые слова: износостойкость, интерметаллиды, система Ti–Fe, сварка взрывом, термообработка, диффузия, состав частиц износа.

*V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. I. Bogdanov, V. P. Kulevich,
S. A. Kuznetsov, V. O. Kharlamov, M. V. Krokhalev*

CHEMICAL COMPOSITION OF THE WEAR SURFACE OF TITANIUM-STEEL SMIC AT ELEVATED TEMPERATURES

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of studies aimed at determining the chemical composition of the friction surface during abrasive wear of the titanium-iron system SMIC in the temperature range of 20 - 600°C. It is shown that the saturation of soft metal layers with indented particles of solid phases, which are secondary structures of wear or abrasive, contributes to the implementation of the Charpy principle.

Keywords: wear resistance, intermetallic compounds, Ti–Fe system, explosion welding, heat treatment, diffusion, composition of wear particles.

© Шморгу В. Г., Слаутин О. В., Богданов А. И., Кулевич В. П., Кузнецов С. А., Харламов В. О., Крохалев М. В., 2022.

* Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 0637-2020-0006 и при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного гранта № 16/472-22».

Введение

В серии работ, направленных на изучение функциональных характеристик слоистых металло-интерметаллидных композитов (СМИК) системы титан-железо, изучены их триботехнические характеристики [1; 2] и морфологические особенности поверхности трения в процессе изнашивания [3; 4]. Показано, что принцип Шарпи [5] (предусматривающий наличие мягкой составляющей, которая нивелирует динамические воздействия и твердой, которая обеспечивает общую стойкость к истиранию при трении) в них реализуется за счет многослойной структуры в виде чередующихся тонких металлических и интерметаллидных слоев [6–8].

Широкий спектр сложных процессов в трибодетактах, затрудняет построение единого подхода к описанию изнашивания тел [9], что вынуждает многих исследователей ограничиваться общей классификацией механизмов изнашивания, либо их идентификацией в различных условиях трения или изучением отдельных механизмов, не выявляя общих закономерностей разрушения поверхности, динамики изменения ее химического, фазового составов, а также идентификации образовавшихся частиц (продуктов) трения.

Поскольку исследований по определению состава поверхности трения, а также подробного изучения частиц износа, образовавшихся в результате изнашивания СМИК системы Ti-Fe при воздействии абразивных частиц в рабочем температурном диапазоне их возможного использования, до настоящего времени не проводилось, то это и послужило целью настоящей работы.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на девятислойных образцах титан ВТ1-0 + сталь 08кп (титановые слои – снаружи), полученных по комплексной технологии, подробно изложенной в работах [2–4].

Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) микроскопии. Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энерго-

дисперсионного спектрометра EDAX Trident ХМ 4. Фазовый состав оценивали с помощью рентгенофазового анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance. Микротвердость структурных составляющих определяли на приборе ПМТ-3М.

Испытание образцов СМИК на абразивный износ в диапазоне температур 20–600 °С при различном направлении воздействия абразивных частиц проводили на разработанной в ВолгГТУ лабораторной установке [10] по методике, представленной в [7–9].

Результаты и их обсуждение

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что после термообработки (ТО) титано-стальных композитов, сформировавшиеся диффузионные зоны (ДЗ) состоят из двух прослоек твердостью $6 \div 7,8$ ГПа (TiFe₂ и TiFe) и тонкой прослойки карбида титана (TiC). Твердость стальных слоев (где произошло насыщение титаном до 5 % Ti) составляла 2,5–2,9 ГПа.

Результаты испытаний на абразивный износ показали (рис. 1), что не зависимо от температуры испытания, поверхность образцов, истираемых под углом 0° (воздействие абразива параллельно слоям), имела меньшую шероховатость за счет отсутствия пересечения границ слоев частицами абразива и отделившимися частицами интерметаллидов. В свою очередь, наблюдалось закрепление частиц абразива на границах интерметаллидный-стальной слой, особенно в микропустотах, образовавшихся из-за выкрашивания тонкой прослойки карбида титана (рис. 1).

Поверхность образцов после испытаний под углом 90° к воздействию абразива имеет более развитую шероховатость, но с ростом температуры испытания (до 600 °С) она незначительно снижается (рис. 2). Поскольку частицы абразива практически не разрушаются, т.к. остальные структурные составляющие СМИК имеют несопоставимо меньшую твердость, то глубина треков зависит от пройденного ими слоя. В отличие от образцов, испытанных в направлении воздействия абразива вдоль слоев СМИК, наблюдаются фрагменты разрушения интерметаллидных слоев частицами абразива (особенно по границам с металлическими слоями) с последующим их выносом в слои твердого раствора титана в железе (Fe(Ti)).

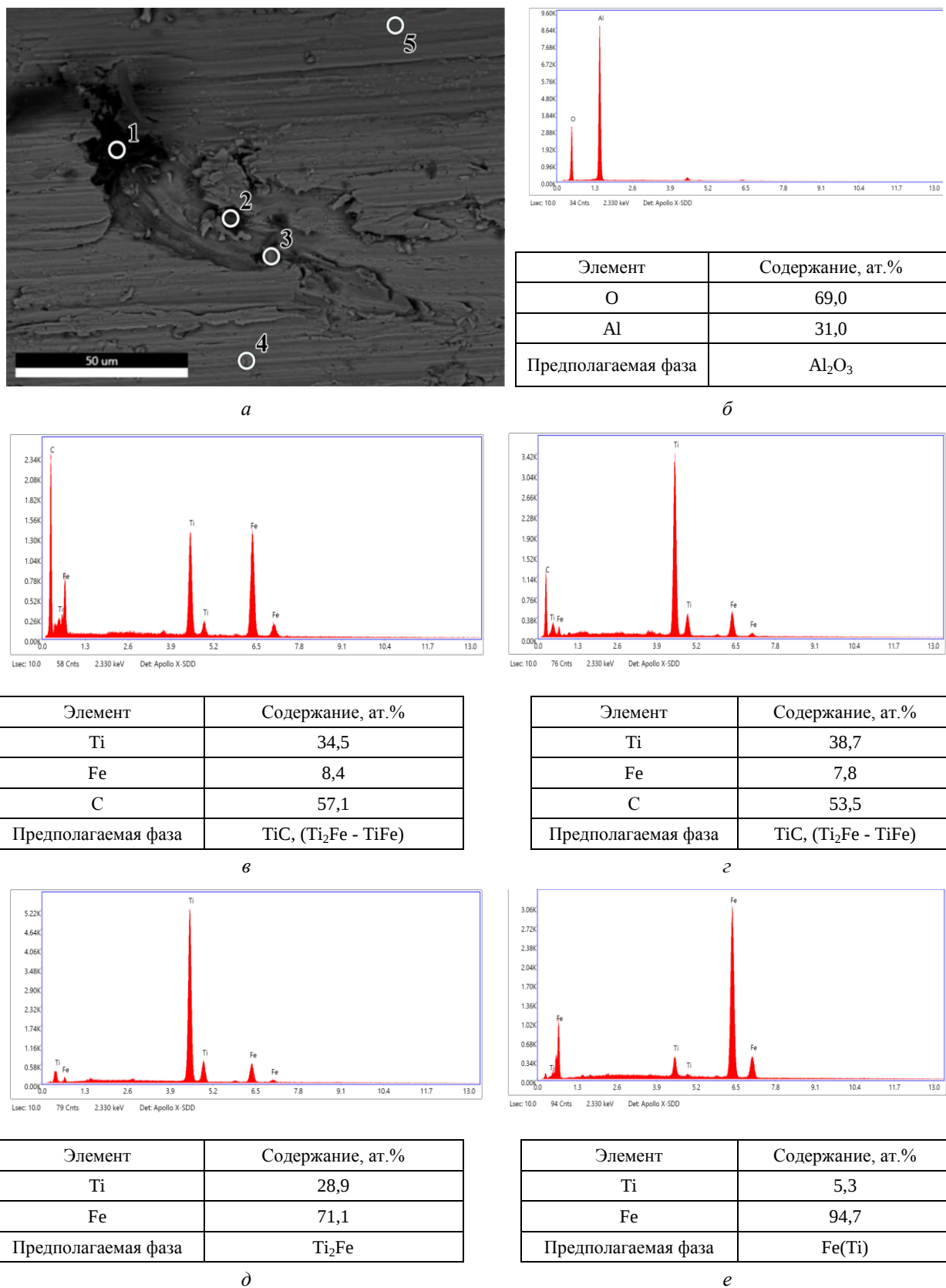


Рис. 1. Точки определения химического состава поверхности СМИК системы Ti-Fe после испытания на износ при температуре 20 °C (а) с углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев 0° и элементный состав с соответствующими спектрами для точек: 1 – б; 2 – в; 3 – г; 4 – д; 5 – е соответственно

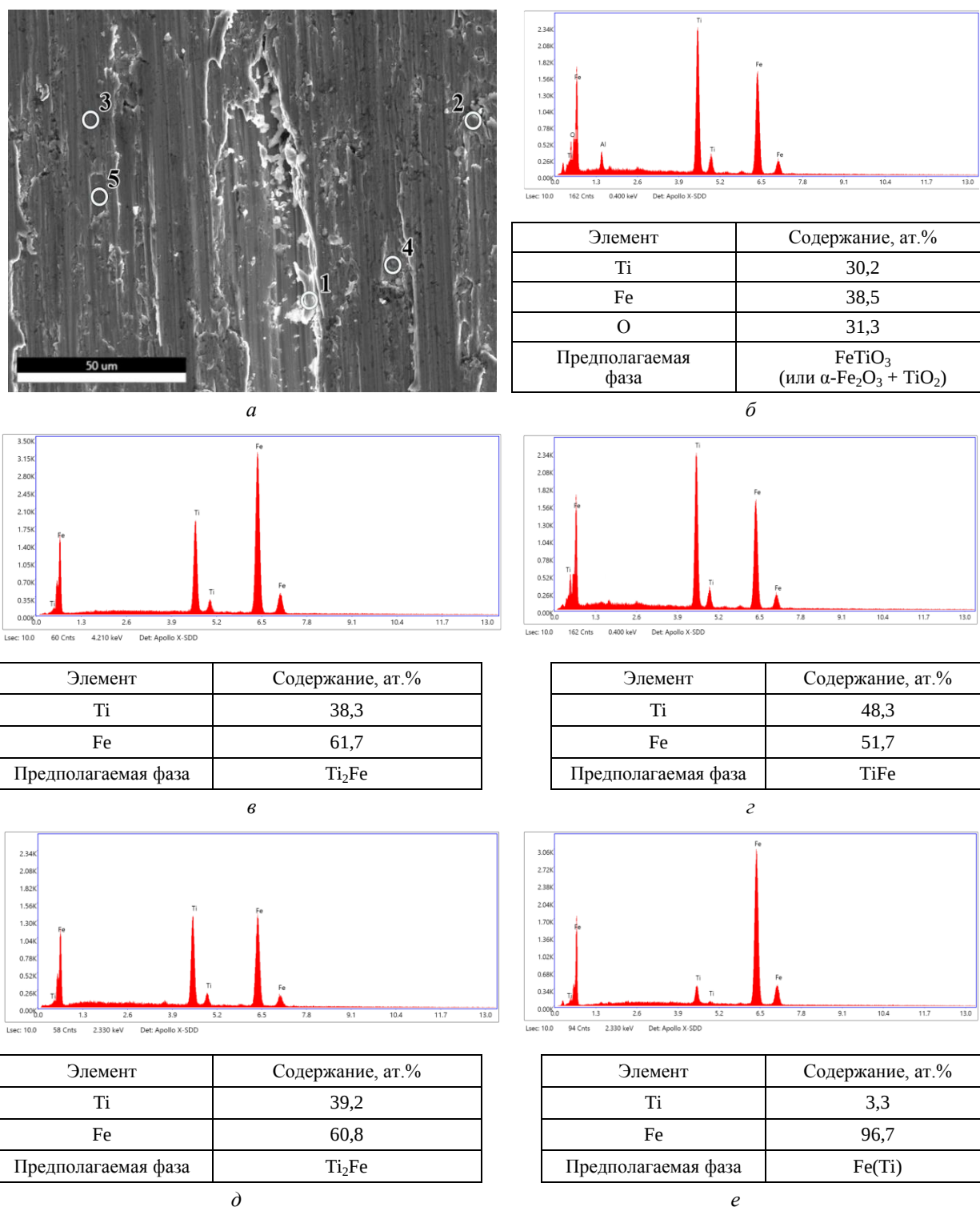


Рис. 2. Точки определения химического состава поверхности СММК системы Ti-Fe после испытания на износ при температуре 600 °C (а) под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев 90° и элементный состав с соответствующими спектрами для точек:

1 – б; 2 – в; 3 – г; 4 – д; 5 – е соответственно

Такие частицы вносят свой вклад в образовавшийся рельеф поверхности, но в отличие от треков абразива, их треки не всегда имеют строго перпендикулярное слоям направление и

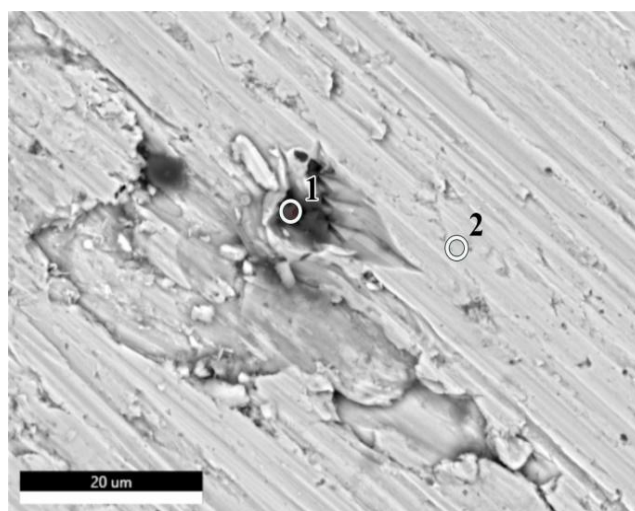
они дискретны. Поскольку частицы из интерметаллидов подвержены дроблению (рис. 2), что приводит к приданию им неправильной формы с острыми краями, они цепляются за

границы интерметаллидных слоев или вклиниваются в слои мягкого металла, т. е. Fe(Ti). Выкрошившиеся частицы TiC, также могут вклиниваться в слои СММК, преимущественно в интерметаллидные, т.к. порядок их твердости сопоставим с последними. Их закрепление и удержание в процессе износа в слоях твердого раствора на основе железа Fe(Ti) твердостью 2,5–2,9 ГПа не наблюдалось (рис. 2).

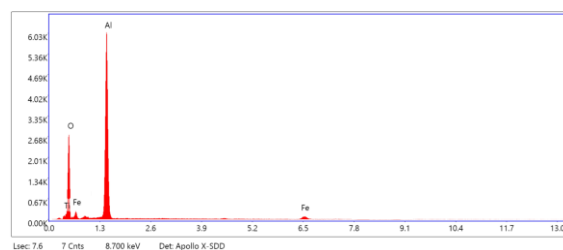
Высокотемпературные испытания показали, что при абразивном износе СММК системы Ti-Fe контактная нагрузка передается именно интерметаллидными слоями, которые становятся более вязкими и менее хрупкими с ростом температуры и успешно противостоят микрорезанию. При таких «жестких» условиях абразивного изнашивания в промежутках как между ними (в слоях Fe(Ti)), так и в них (но в меньшей степени) скапливаются и консолидируются продукты износа (TiFe и Ti₂Fe), которые образуют вторичные структуры, обеспечивающие своеобразный эффект «самозалечивания». При-

чем, образовавшиеся за счет среза абразивом частицы износа из Fe(Ti), которые имеют повышенную вязкость при высокотемпературных испытаниях, вдавливаются в риски (треки) интерметаллидных (TiFe, Ti₂Fe) слоев (рис. 2).

На поверхности образцов после испытаний на износ под углом воздействия абразива 45° геометрия треков сохраняется практически по всей длине. Причем протяженность треков с дискретной длиной от разрушившихся интерметаллидов значительно меньше. Наблюдаются частицы: абразивных фаз – как в металлических (точка 1, рис. 3, б), так и в интерметаллидных слоях, но с меньшей (в 10 и более раз) дисперсностью (точка 1, рис. 4, б); карбида TiC (точка 2, рис. 4, в) – в интерметаллидных слоях, способных за счет высокой твердости являться «удерживающей оправкой» для TiC; фрагменты металлической микростружки (по химическому составу соответствующей твердому раствору Fe(Ti)), которые удерживаются в канавках (треках), оставленных более твердыми частицами (точка 3, рис. 4, з).

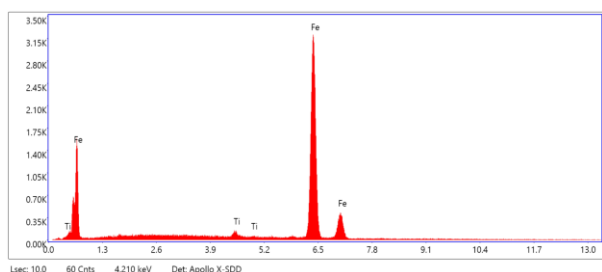


а (слой Fe)



Элемент	Содержание, ат. %
Ti	0,33
Fe	0,37
O	66,1
Al	33,2
Предполагаемая фаза	Al ₂ O ₃

б



Элемент	Содержание, ат. %
Ti	3,7
Fe	96,3
Предполагаемая фаза	Fe(Ti)

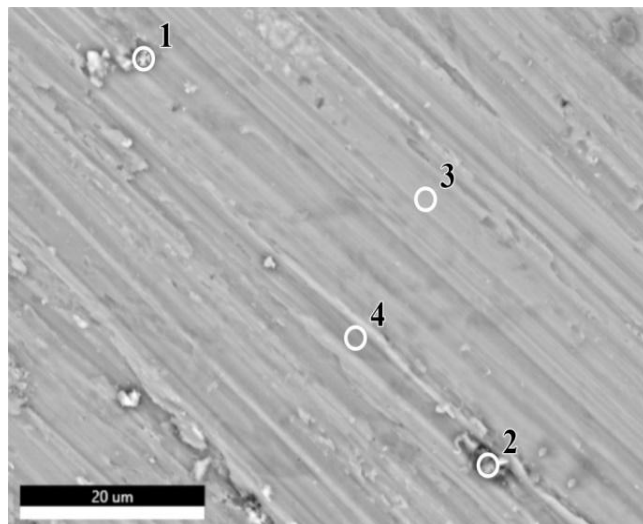
в

Рис. 3. Точки определения соотношения химических элементов на поверхности СММК системы Ti-Fe после испытания на износ при температуре 400 °С (а) под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев 45° и элементный состав с соответствующими спектрами для точек:

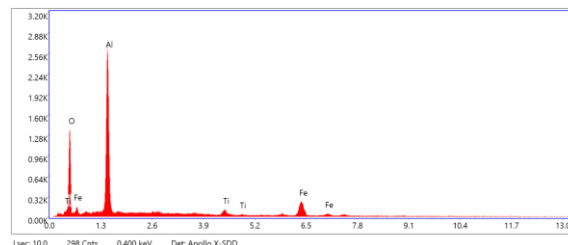
1 – б; 2 – в соответственно

Отличительной особенностью поверхности износа образцов этой серии является более равномерное изнашивание слоев, составляющих СМИК, а также почти полное отсутствие ин-

терметаллидных фаз, отделившихся в результате хрупкого скола соответствующего слоя в качестве вторичных структур износа.

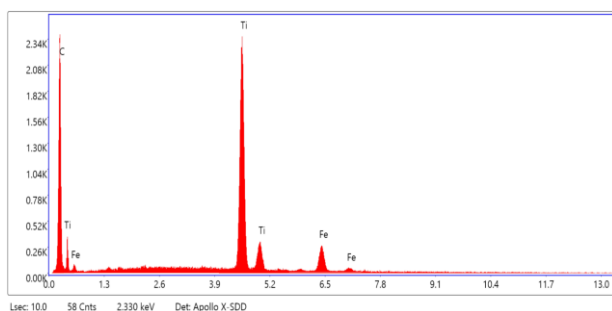


а (интерметаллидный (Ti+Fe) слой)



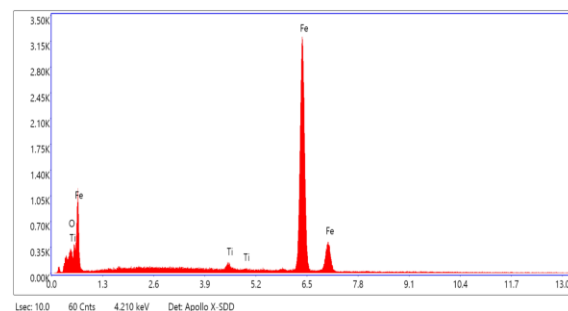
Элемент	Содержание, ат.%
Ti	0,93
Fe	1,17
O	58,2
Al	39,7
Предполагаемая фаза	Al ₂ O ₃

б



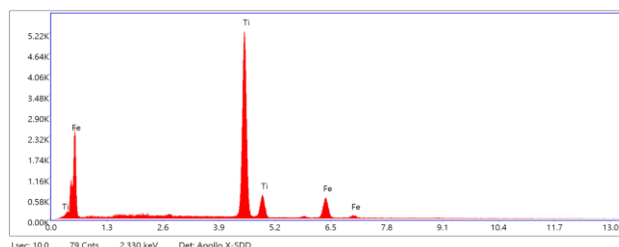
Элемент	Содержание, ат.%
Ti	39,5
Fe	3,4
C	57,1
Предполагаемая фаза	TiC

в



Элемент	Содержание, ат.%
Ti	4,9
Fe	94,4
O	0,7
Предполагаемая фаза	Fe(Ti)

г



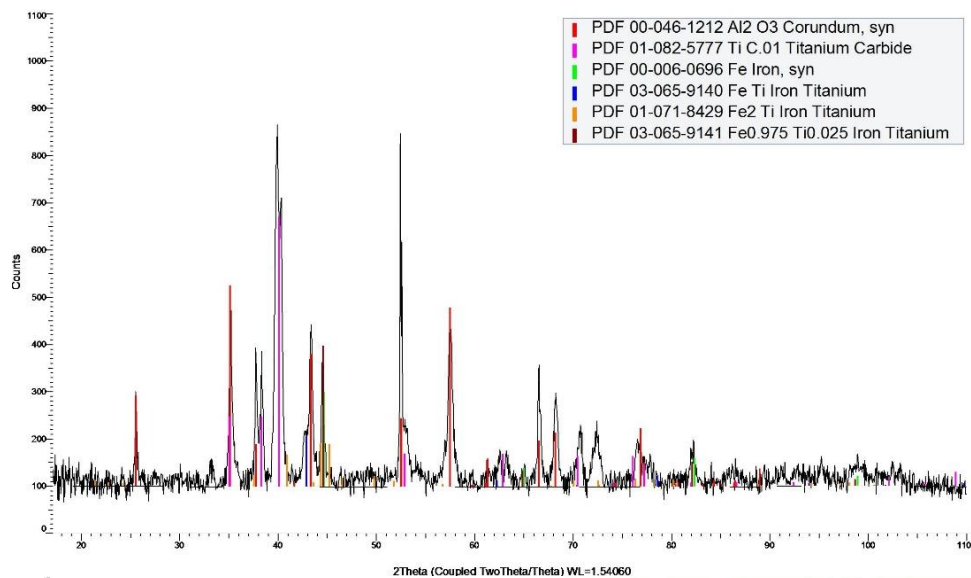
Элемент	Содержание, ат.%
Ti	51,6
Fe	48,4
Предполагаемая фаза	TiFe

д

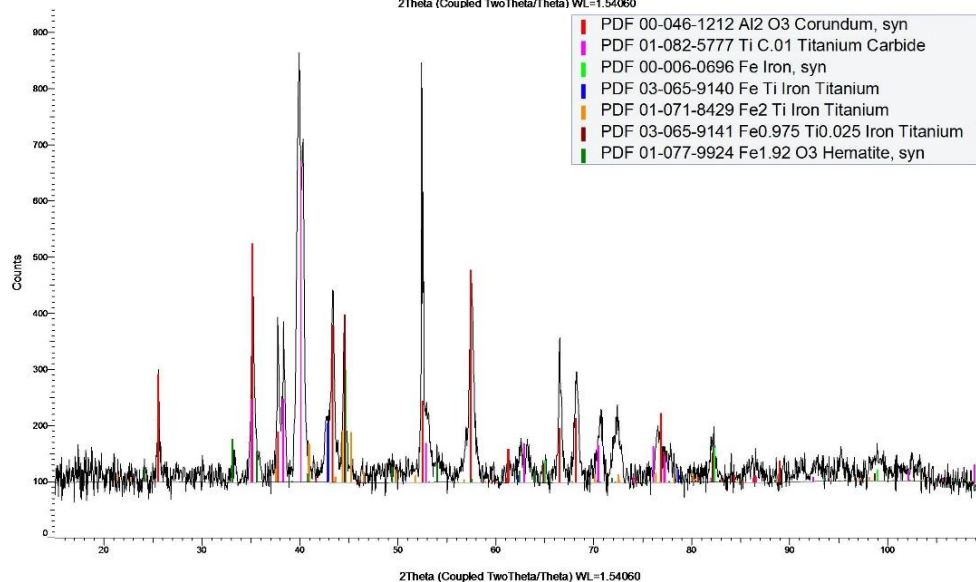
Рис. 4. Точки определения соотношения химических элементов на поверхности СМИК системы Ti-Fe после испытания на износ при температуре 400 °C (а) под углом воздействия абразива относительно металло-интерметаллидных слоев 45° и элементный состав с соответствующими спектрами для точек:

1 – б; 2 – в; 3 – г; 4 – д соответственно

a



б



в

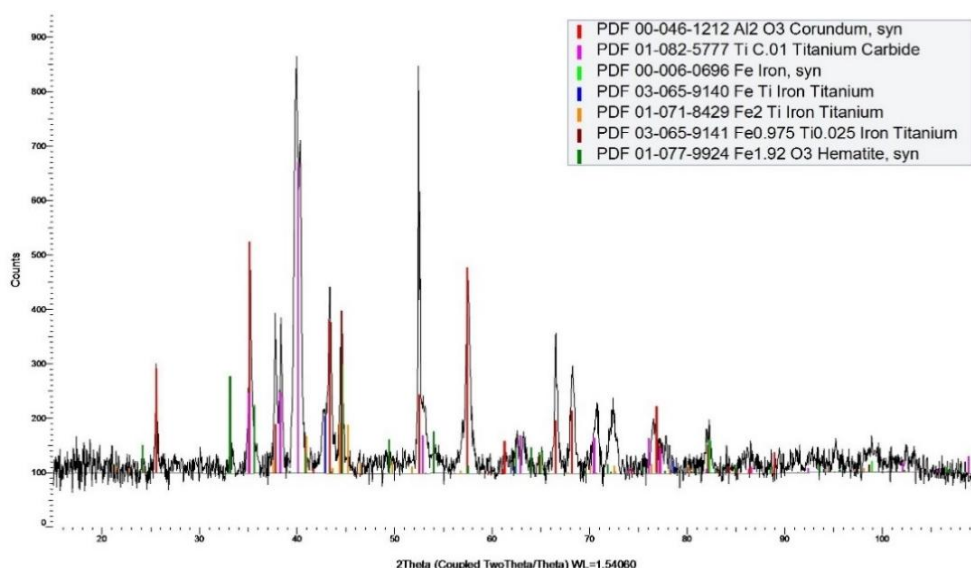


Рис. 5. Дифрактограммы, полученные с поверхности износа СМИК системы *Ti-Fe* при температуре: 20 (*a*); 400 (*б*) и 600 °C (*в*)

Анализ дифрактограмм (рис. 5), полученных с поверхности износа СМИК после абразивного износа при различных углах воздействия абразива, подтверждает результаты микрорентгеноспектральных исследований. Вид дифрактограмм и регистрируемые на них рефлексы соответствующих фаз практически идентичны для исследуемых поверхностей трения СМИК системы $Ti-Fe$ не зависимо от угла воздействия абразива. Основные рефлексы на дифрактограммах соответствуют частицам абразива – корунда Al_2O_3 и частицам карбида титана TiC в гексагональной модификации. Также присутствуют рефлексы от стальных слоев, причем центры тяжести рефлексов смещены относительно табличных значений, что свидетельствует об образовании твердого раствора на базе железа $Fe(Ti)$ (рис. 5, а).

В части интерметаллидных составляющих основной фазой является $TiFe$, но присутствуют и следовые количества интерметаллида $TiFe_2$.

Рост температуры испытаний не приводит к значительному изменению фазового состава поверхности износа (рис. 5, б, в). Однако на дифрактограммах появляются рефлексы, соответствующие оксиду железа Fe_2O_3 , образующемуся в результате окисления стальных слоев СМИК (рис. 5, б, в). Причем интенсивность регистрируемых оксидных рефлексов увеличивается с ростом температуры испытания (рис. 5, в).

Выводы

1. Насыщение вдавливаемыми частицами твердых фаз (интерметаллида, карбида титана, которые являются вторичными структурами износа или абразива) мягких металлических слоев (Fe) при трении во всех направлениях относительно слоев СМИК способствует выполнению принципа Шарпи.

2. Вид дифрактограмм и регистрируемые на них рефлексы соответствующих фаз не зависят от угла воздействия абразива при испытании на износ. С увеличением температуры испытания на дифрактограммах, полученных с поверхности износа, появляются рефлексы, соответствующие оксиду железа Fe_2O_3 , образующемуся в результате окисления стальных слоев СМИК.

Увеличение интенсивности регистрируемых оксидных рефлексов пропорционально росту температуры испытания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Оценка износостойкости слоистых металл-интерметаллидных титано-стальных композитов методом царапания / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. С. Кайгородов, В. П. Кулевич, Д. А. Евстропов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (205) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 103–105.
2. Исследование износостойкости слоистых интерметаллидных композитов системы $Ti-Fe$ / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, А. Г. Серов // Вестник машиностроения. – 2019. – № 11. – С. 61–65.
3. Морфологические особенности поверхности трения в процессе изнашивания СМИК системы $Ti-Fe$ / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов, М. В. Крохалев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–33.
4. Исследование износостойкости слоистых металл-интерметаллидных композитов системы $Ti-Fe$ / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. А. Артемьев, В. П. Кулевич, О. М. Чукова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 21–29.
5. Charpy G. Les alliages blancs, dits antifricition. Bull. Soc. d'Encouragement pour l'Industrie Nationale. 1898. Juillet. P. 670–707 (<http://cnum.cnam.fr/CGI/fpage.cgi?BSP1.97/709/80/1693/691/700>).
6. 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.
7. Комплексные технологические процессы получения слоистых интерметаллидных композитов / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин // Конструкции из композиционных материалов. – 2005. – Вып. 3. – С. 3–9.
8. Wear Resistance of $Ti-Fe$ Laminar Intermetallic Composites / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. А. Артемьев, И. В. Зорин, А. Г. Серов // Russian Engineering Research. – 2020. – Vol. 40, No. 2. – P. 122–126.
9. Легостаева, Е. В. Сравнительное исследование частиц износа и поверхности трения, формирующихся в процессе трения и износа неимплантированной и ионно-имплантированной стали 45 / Е. В. Легостаева, Ю. П. Шаркев, В. А. Кукареко // Физическая мезомеханика. – 2002 – Т. 5. – № 1. – С. 59–70.
10. Методика испытаний наплавленных сплавов на стойкость к высокотемпературному абразивному изнашиванию / А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак // Трение и износ. 2017. Т. 38. № 3. С. 247–254.

УДК 621.793.79

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-23-26

*О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, С. А. Кузнецов***К ВОПРОСУ О КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛОВ СОСТАВА МЕДЬ М1 + АЛЮМИНИЙ АД1 ПОСЛЕ ИХ ТЕРМООБРАБОТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние ультразвукового воздействия при термообработке сваренных взрывом слоистых композитов состава медь М1 + алюминий АД1 на их коррозионную стойкость в дальнейшем на основе экспериментальных данных, полученных по методике ускоренных имитационных (воздействие морского климата при периодическом или постоянном контакте с морской водой) коррозионных испытаний.

Ключевые слова: сварка взрывом, медно-алюминиевый композит, коррозия, ультразвук, интерметаллид.

*O. V. Slautin, D. V. Pronichev, V. P. Kulevich, S. A. Kuznetsov***ON THE ISSUE OF CORROSION RESISTANCE OBTAINED BY EXPLOSION WELDING OF BIMETALS OF THE COMPOSITION COPPER M1 + ALUMINUM AD1 AFTER THEIR HEAT TREATMENT USING ULTRASONIC TREATMENT****Volgograd State Technical University**

The effect of ultrasonic exposure during heat treatment of explosion-welded layered composites of composition copper M1 + aluminum AD1 on their further corrosion resistance is studied on the basis of experimental data obtained by the method of accelerated simulation (exposure to a maritime climate with periodic or constant contact with sea water) corrosion tests.

Keywords: explosion welding, copper-aluminum composite, corrosion, ultrasound, intermetallic compound.

Введение

Слоистые медно-алюминиевые композиты (СКМ) широко применяются в различных отраслях современного материаловедения [1], а наиболее распространенными, перспективными методами их получения является сварка взрывом (СВ) [1; 2] и комплексные технологии, включающие СВ с последующей обработкой давлением (ОД), например – промежуточную или финишную прокатку [3; 4]. СКМ системы Cu – Al часто подвергаются нагревам при термообработке (ТО), приводящим к формированию на межслойных границах диффузионных прослоек (ДП) [5; 6], которые в зависимости от функционала, могут оказывать как отрицательное [2], так и положительное воздействие на их свойства [4; 7]. Плюс ко всему, такие СКМ могут работать в агрессивных средах (т. е. быть подвержены коррозионному воздействию) и одновременно испытывать ультразвуковое воздействие (УЗ).

Кинетика диффузионных процессов в сваренных взрывом СКМ системы Cu – Al при их ТО подробно изучалась ранее, в том числе

с учетом: а) энергетических параметров при СВ и в зависимости от степени обжатия при ОД [7, 8]; б) конструктивных особенностей (количества и толщины медных и алюминиевых слоев в составе СКМ) [9]; в) растягивающей и сжимающей нагрузки, приложенной по нормали к границе соединения [10]; г) атмосферы в печи и роли защитных технологических обмазок различного состава при ТО [11]; д) пропускании электротока [12] и е) воздействии ультразвуковых колебаний (УЗ) [13].

Анализ литературных данных позволил установить, что вопрос изучения коррозионной стойкости полученных сваркой взрывом СКМ системы Cu – Al после их термообработки с воздействием ультразвука, в настоящее время практически не рассматривался, что и послужило целью данной работы.

Материалы и методы исследования

Исследования проводили на сваренном взрывом композите медь М1 + алюминий АД1 (6 + 7 мм), причем СВ выполняли по плоскопараллельной схеме на режиме ($V_k = 2100$ м/с, $V_c = 420$ м/с), обеспечивающем качественное

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

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

соединение слоев с минимальным уровнем физической и химической микрон неоднородности на межслойной границе.

Для получения 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 530 °С, обеспечивающей интенсивное твердофазное диффузионное взаимодействие. Установка для ультразвукового воздействия на термически обрабатываемый материал (рис. 1) была собрана на базе генератора УЗГИ-2 (6), к которому 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 (1) [14].

Входная мощность генератора, замеренная в процессе его работы, составила ~ 18 Вт. Частота колебаний, подаваемая генератором на

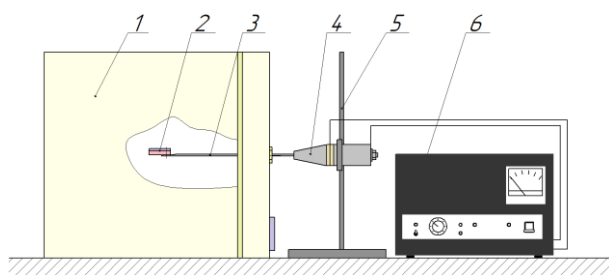


Рис. 1. Схема эксперимента:

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

пьезоэлектрический преобразователь и замеренная с помощью частотомера ЧЗ-34А, составила 20,5 кГц, а амплитуда – 5–7 мкм [14].

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

Исследования коррозионной стойкости материалов проводили по методике ускоренных коррозионных испытаний (ГОСТ 9.913-90) методом циклического погружения в 3 %-ный раствор NaCl с добавлением перекиси водорода, цикл работы – 10 минут в растворе, 50 минут на воздухе. Каждые 15 суток образцы очищали от продуктов коррозии, оценивали потерю массы (взвешивание образцов проводилось на электронных весах Vibra (компания Shinko Denshi, Япония) с точностью 0,001 г.) и проводили металлографические исследования. Количественно коррозионная стойкость оценивалась по потере массы и скорости коррозии, рассчитанной в соответствии с методикой изложенной в ГОСТ 9.913-90.

Полученные результаты

Установлено, что ультразвуковое воздействие на медно-алюминиевый биметалл в процессе ТО несколько интенсифицирует диффузионные процессы в твердой фазе на границе соединения металлов (рис. 2). Разница увеличивается с ростом продолжительности ТО и при выдержке 90 мин достигает 37 % (рис. 2), дальнейшее увеличение времени при ТО сопровождается расслоением биметалла.

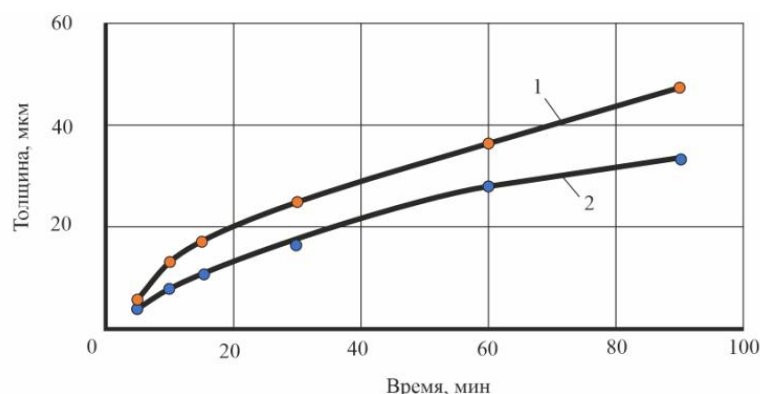
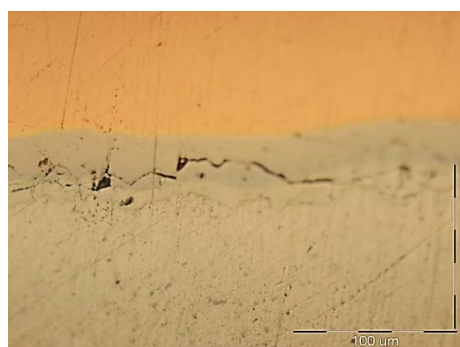


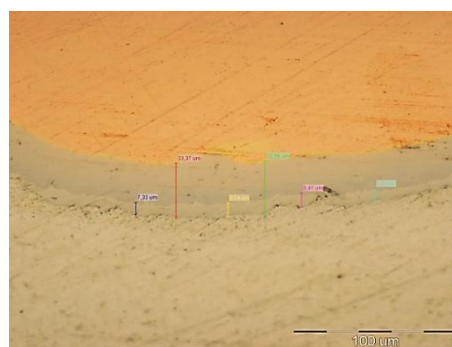
Рис. 2. Кинетика роста диффузионной зоны при 530 °С в образцах, подвергнутых ультразвуковым колебаниям через прикрепленный медный слой (1), и без воздействия УЗ (2)

Анализ экспериментальных данных, полученных с помощью оптического микроскопа, показал, что сформированная ДЗ после ТО состоит из визуально-различимых трех прослоек (рис. 3). Однако, данные электронно-оптических исследований, совместно с результатами энергодисперсионного анализа, показали присутствие четырех прослоек, соответствующих по стехиометрии интерметаллидам CuAl_2 , CuAl , Cu_3Al_2 и Cu_9Al_4 (от алюминиевого слоя к медному), при этом воздействие ультразвука не оказывает качественного влияния на фазовый состав ДП.

Исследование коррозионной стойкости материалов при воздействии среды, имитирующей влажную морскую атмосферу, показало, что образование ДП приводит к значительному (более, чем двукратному) ускорению коррозионных процессов (рис. 4), что обусловлено образованием на границе новых интерметаллидных фаз, имеющих значительно отличающиеся электродные потенциалы. Это подтверждается тем, что большая часть коррозионных поражений сосредоточена на границе соединения и ДП (рис. 5).

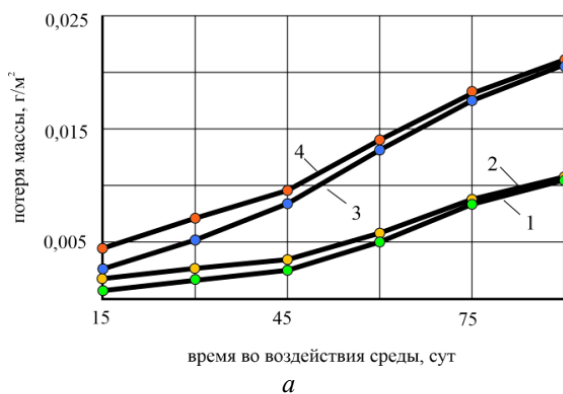


Толщина прослойки ≈ 49 мкм
а

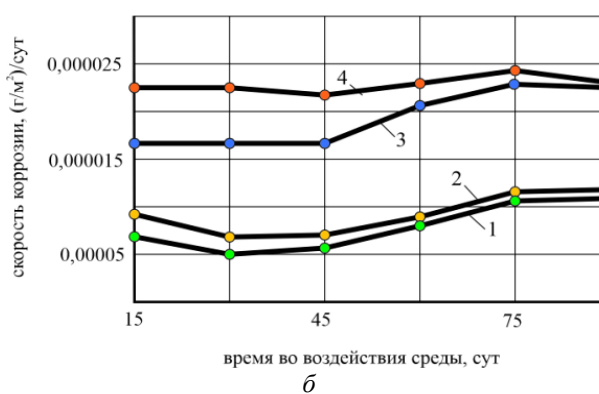


Толщина прослойки ≈ 35 мкм
б

Рис. 3. Структура диффузионной зоны ($\times 500$) на границе медно-алюминиевого композита после ТО 530°C , 90 мин с воздействием ультразвука (а) и без (б)



а

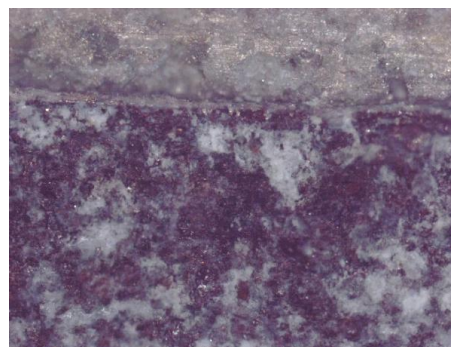


б

Рис. 4 Потеря массы (а) и скорость коррозии (б) км АД1+М1 после СВ (1, 2) и диффузионного отжига при 530°C в течение 90 минут (3, 4) без воздействия УЗ (1, 3) и после УЗ-обработки (2, 4)



а (медь внизу)



б (алюминий сверху)

Рис. 5. Коррозионное поражение на границе диффузионной прослойки с медью (а) и алюминием (б) ($\times 50$)

Таким образом, проведенные эксперименты позволили установить, что воздействие ультразвука оказывает незначительное влияние в последующем на скорость коррозии. Так, происходит некоторое ускорение диффузионных процессов в образцах, подвергнутых УЗ-воздействию при ТО. Выявленный эффект, предположительно, связан с более высоким уровнем внутренней энергии в ДЗ, сформированной непосредственно при УЗ в процессе ТО. Однако в дальнейшем, с течением времени, разница в коррозионной стойкости СКМ после ТО как с УЗ-воздействием, так и без, практически нивелируется, что подтверждается динамикой коррозионного воздействия и фактически идентичными структурами поверхности коррозионного повреждения в образцах обеих серий.

Выводы

1. Воздействие ультразвуковых колебаний на диффузионные процессы, протекающие в твердой фазе в системе СКМ системы Cu-Al приводит к интенсификации роста диффузионной прослойки и увеличению ее толщины на 35–40 % при выдержке 90 минут, но не оказывает качественного влияния на фазовый состав диффузионных прослоек, которые представляют собой слои интерметаллида CuAl_2 , CuAl , Cu_3Al_2 и Cu_9Al_4 .

2. Появление и рост диффузионных прослоек благодаря формированию новых фаз, обладающих различными электродными потенциалами, значительно ускоряет коррозионные процессы – до 2–2,5 раз, однако воздействие ультразвука при формировании диффузионных прослоек на коррозионную стойкость оказывает заметное влияние лишь на начальном этапе (до 25 %) воздействия агрессивной среды и практически отсутствует при более длительном временном диапазоне, фактически нивелируясь через 45 суток выдержки в агрессивной среде.

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. Лысак, В. И. Сварка взрывом : монография / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М., 2005. – 544 с.

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

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

5. Ларионов, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Ларионов, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – М. : Машиностроение, 1975. – 192 с.

6. Диаграммы состояния двойных металлических систем / под общей редакцией Лякишева; т. 1. – М. : Машиностроение, 1996. – 996 с.

7. Трыков, Ю. П. Структура и механические свойства слоистых интерметаллидных композитов систем Cu-Al и Ti-Fe / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, С. А. Абраменко // Вопросы материаловедения. – 2007. – № 1. – С. 49–56.

8. Трыков, Ю. П. Влияние холодной прокатки на диффузионные процессы на границе слоев биметалла медь-алюминий, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин // Сварочное производство. – 2004. – № 7. – С. 27–29.

9. Кинетика роста диффузионной прослойки в медно-алюминиевых композитах / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, С. А. Абраменко, Д. Ю. Донцов // Материаловедение. – 2009. – № 1. – С. 24–28.

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

11. Влияние технологических факторов на кинетику диффузии в медно-алюминиевом композите / Ю. П. Трыков, О. В. Слаутин, В. Н. Арисова, В. Г. Шморгун, И. А. Пономарева // Изв. вузов. Цветная металлургия. – 2008. – № 1. – С. 50–54.

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

13. 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>.

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.

УДК 669.716:621.785

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-27-30

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. И. Богданов, С. А. Кузнецов, М. В. Крохалев
СТРУКТУРА И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗОНЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
В БИМЕТАЛЛЕ VT1-0+MN19 ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние режима лазерной обработки со стороны сплава MN19 на геометрические размеры, микротвердость и фазовый состав зоны взаимодействия в биметалле MN19+VT1-0. Выявлены факторы, влияющие на характер изменения твердости.

Ключевые слова: лазерная обработка, биметалл, куприды титана, покрытия, микротвердость.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. I. Bogdanov, S. A. Kuznetsov, M. V. Krokhalev
STRUCTURE AND MICROMECHANICAL PROPERTIES OF THE INTERACTION
ZONE IN VT1-0+MN19 BIMETAL AFTER LASER PROCESSING

Volgograd State Technical University

The influence of the laser treatment mode on the side of the MN19 alloy on the geometrical dimensions, microhardness, and phase composition of the interaction zone in the MN19+VT1-0 bimetal has been studied. The factors influencing the nature of the change in hardness are revealed.

Keywords: laser treatment, bimetal, cuprates of titanium, coatings, microhardness.

Введение

При лазерном легировании в результате «жесткого» термического цикла с большими скоростями нагрева и охлаждения характерно образование перенасыщенных метастабильных структур высокой дисперсности. Отличие строения зон, легированных лазером, от строения диффузионных покрытий заключается в отсутствии слоистости [1–3]. Вследствие конвективного перемешивания расплава по мере удаления от поверхности, перехода от фаз с большей концентрацией легирующего элемента к фазам с меньшей концентрацией не происходит [4]. Все фазы в легированной зоне по глубине перемешаны примерно равномерно. В связи с изложенным следует ожидать и также «равномерного» распределения микротвердости в зоне переплава (ЗП).

В настоящей работе проанализировано влияние режима лазерного легирования на геометрические размеры, микротвердость и фазовый состав зоны взаимодействия (ЗВ) в биметалле MN19+VT1-0.

Материалы и методы исследования

Исходными для исследования служили сваренные взрывом и прокатанные образцы биметалла сплав MN19 (0,2–0,4 мм) + титан VT1-0 (2 мм).

Лазерную обработку проводили на установке ТЛ 1200 при следующих режимах: скорость перемещения лазерной головки 0,9–1,2 м/мин, диаметр пятна 4 мм. Лазерную обработку осуществляли в один проход.

Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Фазовый состав ЗВ оценивали с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance. Количественный состав зоны твердофазного взаимодействия оценивали при использовании растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D. Измерение микротвердости ЗВ осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

**Полученные результаты
и их обсуждение**

Лазерная обработка в один проход привела к формированию на поверхности титана ЗВ, включающей ЗП и зону термического влияния (ЗТВ). В ЗТВ под воздействием лазерного излучения процессы, связанные с нагревом и охлаждением, протекают в твердой фазе, вследствие чего структура ЗТВ отличается от структуры ЗП (рис. 1). На формирование структуры ЗТВ существенное влияние оказывает быстрый отвод тепла от ванны расплава в титан.



Рис. 1. Структура ЗВ и ЗТВ после однократной лазерной обработки биметалла МН19+ВТ1-0

Анализ влияния скорости перемещения лазерной головки на геометрические размеры ЗП показал, что с ее повышением уменьшается глубина ЗП, а ширина практически не изменяется.

Результаты исследования фазового состава ЗВ с помощью рентгеноструктурного анализа представлены на рис. 3. Достоверно идентифицированы следующие фазы: TiCu , Ti_2Cu , Ti_2Cu_3 , TiNi , TiCuNi . Следует отметить, что большинство фаз, образовавшихся в системе Ti-Cu-Ni , имеют близкие углы отражения 2Θ , что обусловлено наложением соответствующих рефлексов на дифрактограммах.

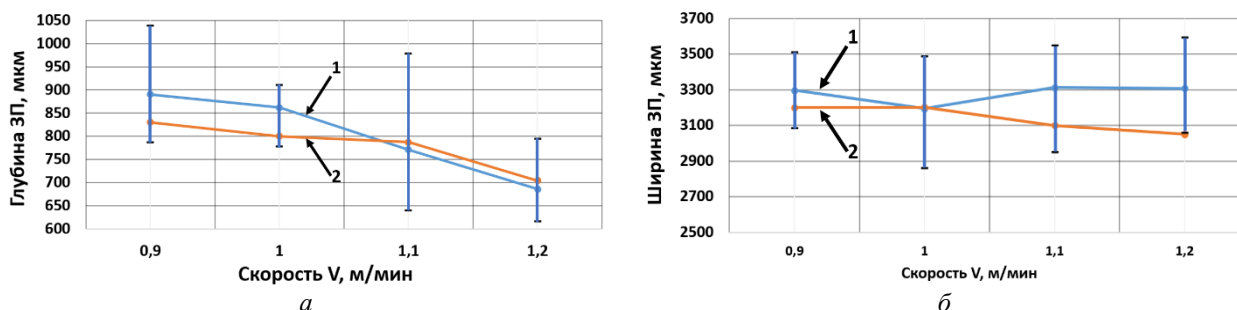
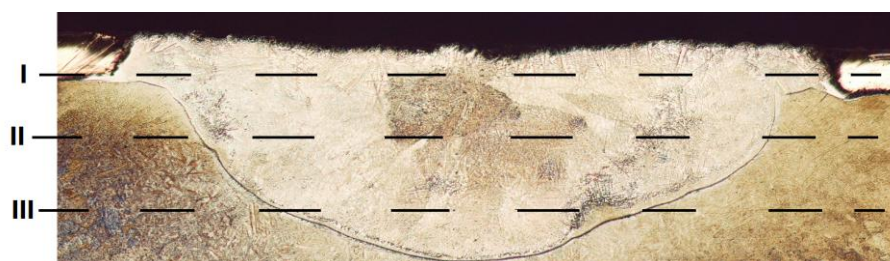
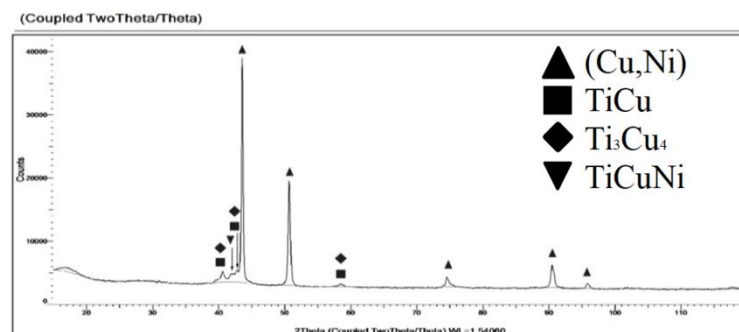


Рис. 2. Влияние скорости перемещения лазерной головки на глубину (а) и ширину ЗП (б) при толщине сплава МН19 0,2 (1) и 0,4 мм (2). Вертикальные линии – разброс значений, сплошные – средние значения

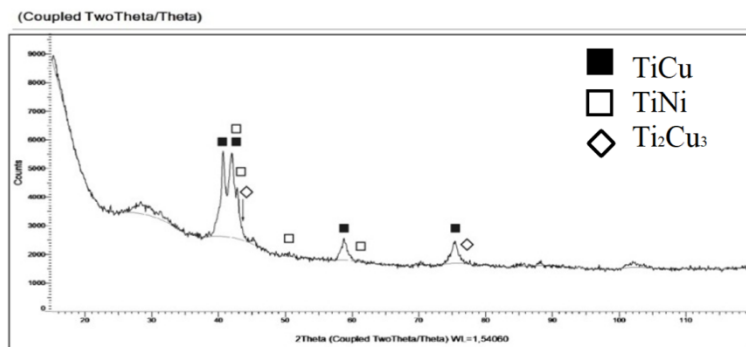


а

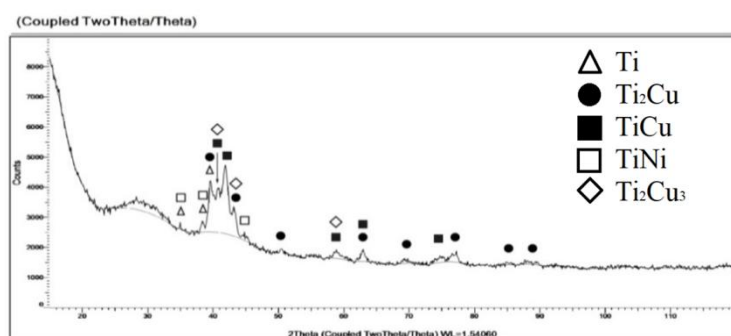


б

Рис. 3. Микроструктура ЗВ (а), сформированной после лазерной обработки биметалла ВТ1-0+МН19 ($V = 0,9$ м/мин, толщина сплава МН19 0,2 мм) и дифрактограммы (б-г) полученные после послойной съемки ЗВ в сечениях I, II и III (см. также на с. 29)



6



2

Рис. 3. Окончание

В таблице приведены результаты исследований, выполненных на микроскопе класса Versa 3D

Их анализ показывает, что зона твердофазного взаимодействия, сформировавшаяся в ре-

зультате твердофазной диффузии на границе ЗП и ЗТВ, состоит из сплошных интерметаллидных прослоек Ti_2Cu (Ni) (~ 31 ат. % Cu, 67 ат. % Ti и 2 ат. % Ni) и $TiCu$ (Ni) (~ 48 ат. % Cu, 50 ат. % Ti и 2 ат. % Ni).

Результаты точечного энергодисперсионного анализа

Точка	Элемент	Ат. %	Фаза (Изотермический срез)
Прослойка со стороны ЗП	Ti	50,04	$TiCu$ (Ni)
	Cu	47,68	
	Ni	2,28	
Прослойка со стороны титана	Ti	67,27	Ti_2Cu (Ni)
	Cu	30,62	
	Ni	2,11	

Анализ распределения твердости в поперечном сечении ЗВ показал, что у границы с титаном значения твердости ниже, чем у поверхности ЗП (рис. 4). Достаточно большой разброс значений микротвердости обусловлен

переходом от одной структурной составляющей ЗП к другой, а ее снижение, при увеличении исходной толщины сплава МН19, связано с уменьшением доли титана в ЗВ.

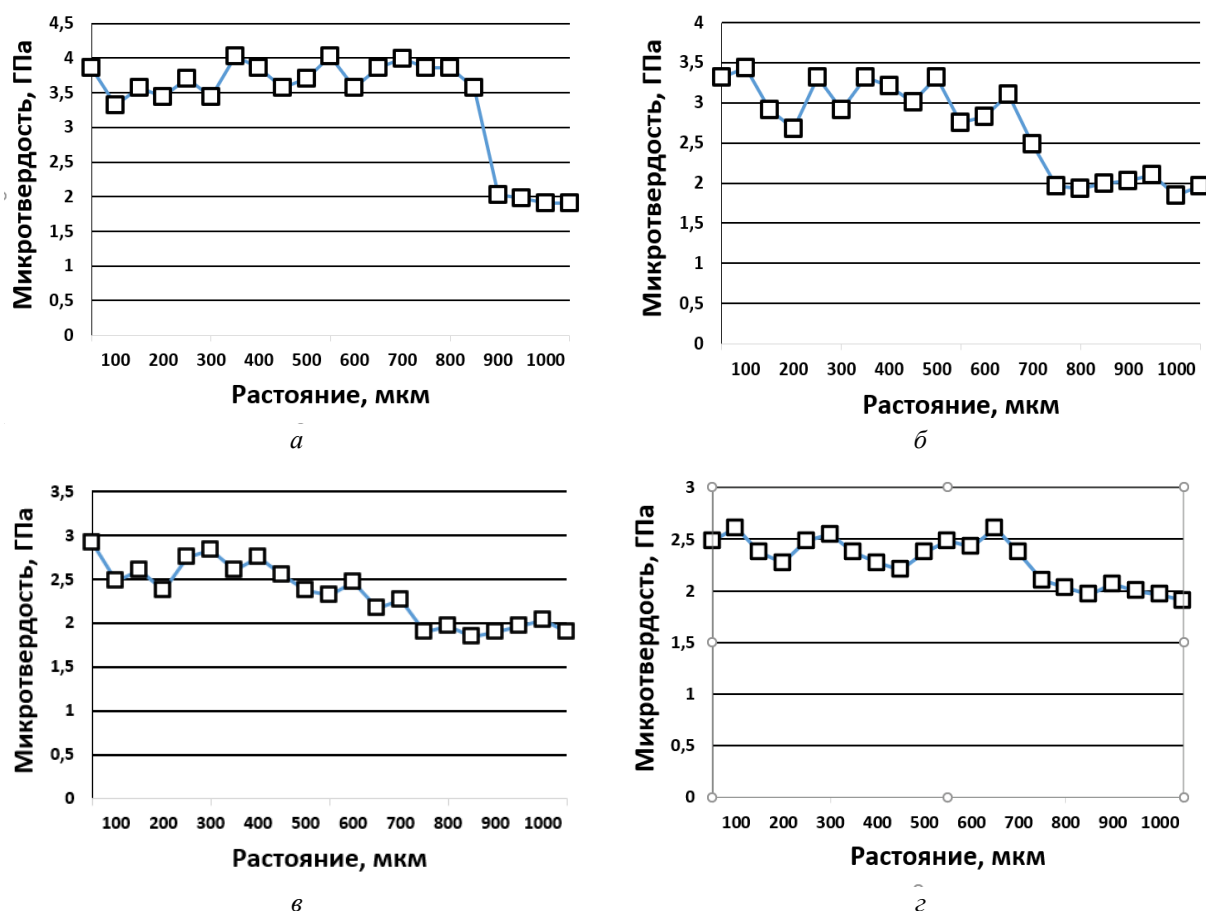


Рис. 4. Распределение микротвердости в центральной части ЗВ при толщине сплава МН19 0,2 (а, б) и 0,4 мм (в, г) при скорости перемещения лазерной головки 0,9 (а, в) и 1,2 м/мин (б, г)

Выводы

1. Предварительное нанесение тонкого слоя сплава МН19 с помощью сварки взрывом и обработки давлением на поверхность титана и последующее его проплавление лазерным лучом совместно с основой позволяет получать плотную беспористую зону переплава. С повышением скорости перемещения лазерной головки уменьшается ее глубина, а ширина практически не изменяется.

2. Основными структурными составляющими зоны взаимодействия в системе Ti-Cu-Ni, полученного с использованием высокоэнергетического воздействия (сварки взрывом) и последующей лазерной обработки являются структурно свободные интерметаллиды TiCu, Ti₂Cu, Ti₂Cu₃, TiNi, TiCuNi. У поверхности титана располагается область, сформировавшаяся в результате твердофазной диффузии и состоящая из сплошных интерметаллидных прослоек TiCu(Ni) и Ti₂Cu(Ni).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Шморгун, В. Г. Процесс структурообразования в зоне взаимодействия при лазерной обработке биметалла ВТ1-0+М1 / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Н. В. Кривченко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 26–30.
2. Шморгун, В. Г. Формирование диффузионной прослойки при лазерном нагреве композита медь–титан / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, А. Н. Романов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (229) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 11–14.
3. Шморгун, В. Г. Формирование покрытий на основе купридов титана методом сварки взрывом с последующей лазерной обработкой / В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, В. О. Харламов, А. С. Кайгородов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 6 (780). – С. 33–39.
4. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-31-35

*Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов,
Д. Е. Ефремов, Д. А. Дорошенко, Л. Ю. Дробот*

ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ДИСПЕРСНО-НАПОЛНЕННОГО СВМПЭ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Методом электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследована структура полимерного композиционного материала (ПКМ) на основе сложноперерабатываемого сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) с 3 % коксографитового порошка (КГП). Исследования проведены с целью разработки технологии взрывного прессования полимерных композиционных материалов, обладающих повышенными прочностными и антифрикционными свойствами.

Ключевые слова: взрывное прессование, сверхвысокомолекулярный полиэтилен, коксографитовый порошок, электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ.

*N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. I. Bogdanov,
D. E. Efremov, D. A. Doroshenko, L. Yu. Drobot*

FORMATION OF THE CRYSTAL STRUCTURE OF DISPERSED-FILLED UHMWPE UNDER EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

The structure of a polymer composite material (PCM) based on difficult-to-process ultra-high molecular weight polyethylene with 3 % coke-graphite powder was studied by electron microscopy and X-ray diffraction analysis. The research was carried out with the aim of developing a technology for explosive pressing of polymer composite materials with increased strength and antifriction properties.

Keywords: explosive pressing, ultrahigh molecular weight polyethylene, cokegraphite powder, electron microscopy, X-ray diffraction analysis.

Введение

Повысить прочность и износостойкость сверхвысокомолекулярного полиэтилена, обладающего уникальным комплексом прочностных и эксплуатационных свойств [1; 2], удастся введением наполнителей различной природы – кокса, графита, дисульфида молибдена, силана, металлических порошков, оксидов, нитридов, шпинелей, цеолита, различных волокон [1; 3].

Наполнитель обеспечивает физико-химическую модификацию полимерной матрицы, вызывая структурирование полимера на самых различных уровнях организации. При введении наполнителей ограничивается подвижность макромолекул, изменяются характеристики тонкой структуры полимера (степень кристалличности χ , размер кристаллитов D , степень деформации кристаллической решетки), что оказывает

влияние на прочностные свойства ПКМ [4–7].

При создании ПКМ остро стоят проблемы высокой вязкости расплава СВМПЭ, значительно снижающей технологичность матрицы, обеспечения высокой адгезии на границе раздела полимер-наполнитель, недостаточной совместимости полимера и частиц наполнителя [8].

Для улучшения адгезионного взаимодействия на границе раздела фаз, что обеспечивает повышение теплофизических и механических свойств ПКМ на основе сложноперерабатываемых полимеров активно применяют различные методы модификации структуры таких полимеров (ударно-волновая обработка, радиационное, лазерное, ультразвуковое облучение и др.) [6–7; 9–12].

Взрывное прессование (ВП) в течение долей секунды создает в материале высокие давления (до нескольких десятков ГПа) и темпера-

туры (до тысячи градусов Цельсия), что способствует протеканию структурных превращений и формированию свойства материала, в том числе недостижимые другими способами обработки [6; 7; 11–12].

В работе проведены сравнительные исследования структуры композита после взрывного прессования давлением 0,6–1,4 ГПа порошковой композиционной смеси СВМПЭ с 3 % КГП.

Материалы и методы исследования

Методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и рентгенофазового анализа (РФА) в работе исследовали исходный порошок и композиционный материал СВМПЭ и 3 % об. КГП, полученный прессованием порошковой смеси.

В качестве матрицы выбран СВМПЭ как перспективный материал для оборудования нефтехимического и энергетического комплексов. Антифрикционный наполнитель КГП обеспечивает снижение коэффициента трения и повышение износостойкости полимера [1, 2].

Реализацию ударно-волнового нагружения композиционной смеси осуществляли скользящей ударной волной через металлическую пластину-ударник давлениями 0,6 ГПа; 0,9 ГПа и 1,4 ГПа, что позволило получить плоские образцы 10х25х3 мм. Выбор параметров нагружения осуществлен на основе ранее проведенных исследований по ВП СВМПЭ [7, 10].

Микроструктуры КМ изучали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Versa 3D DualBeam.

Для проведения РФА полученных полимерных прессовок и оценки степени кристалличности полимера использовали результаты измерений, полученные на дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany), с применением фильтрованного CuK_α -излучения (длина волны 0,154 нм), с фокусировкой по Брэгг–Брентано. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводили с помощью программного обеспечения Diffraction.EVA (version 4.2.1).

Результаты исследований и их обсуждение

Исследованиями поверхности сколов после ВП давлением 0,6–1,4 ГПа (рис. 1), проведенными на сканирующем электронном микроскопе, показано, что интенсивное сжатие под воздействием высоких давлений ВП и температур приводит к локальным разогревам, уплотнению и сварке частиц композиционной смеси с образованием межчастичного контакта между ними (рис. 1, а).

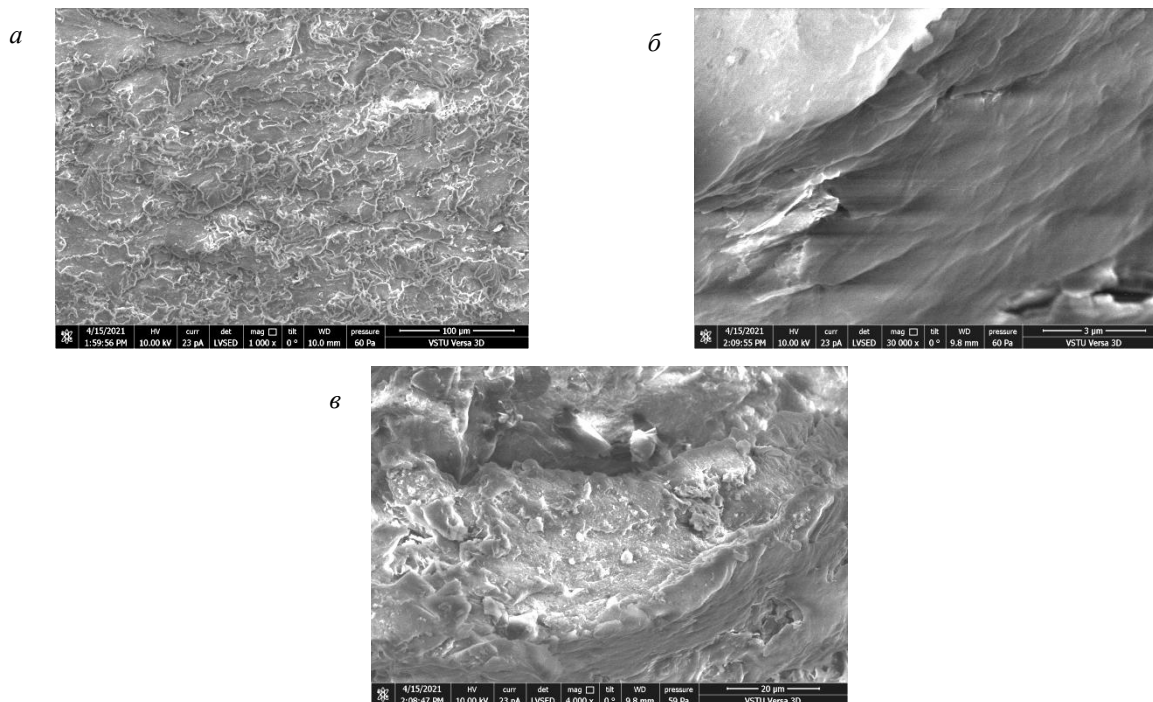


Рис. 1. СЭМ-изображения композита СВМПЭ + 3 % КГП после ВП давлением:
а – 0,9 ГПа; б, в – 1,4 ГПа

Повышение давления ВП до 1,4 ГПа вызывает ориентацию полимера вдоль ударного фронта, чему способствовало нагружение скользящей волной и интенсификация ударного воздействия (рис. 1, б). Наблюдается незначительная фрагментация с образованием более мелких частиц, что является следствием высоких напряжений, инициированных ВП (рис. 1, в).

Дифрактограммы исходного порошка (рис. 2, кривая 4) и образцов после ВП (рис. 2, кривая 1–3) свидетельствуют о гетерофазной структуре с наличием аморфного гало в интервале $2\theta=15-26^\circ$ и кристаллических рефлексов. После ВП, не зависимо от давления, сохраняется аморфно-кристаллическая структура полимера (рис. 3, кривая 1–3).

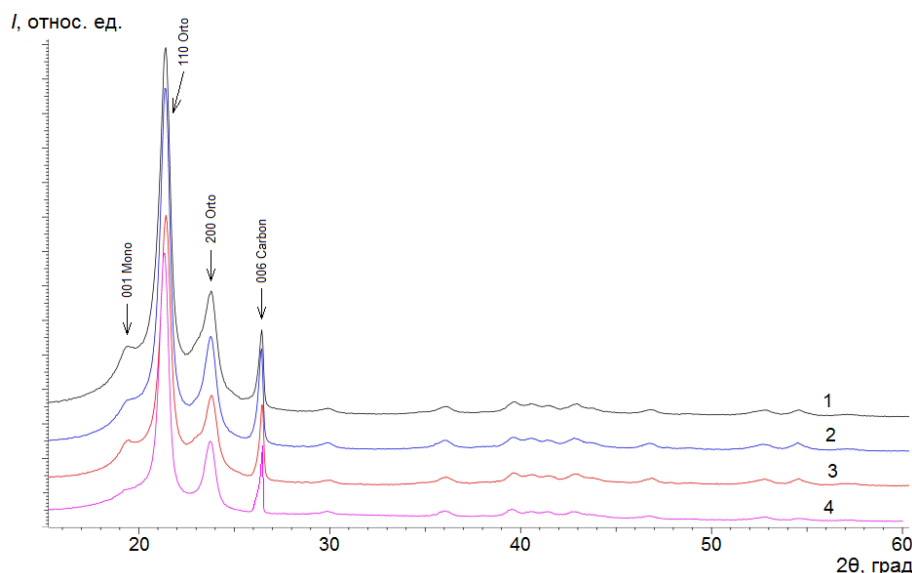


Рис. 2. Дифрактограммы исходного композиционного порошка СВМПЭ с 3 % КГП (4) и образцов ПКМ после ВП давлением: 1 – 0,6 ГПа; 2 – 0,9 ГПа; 3 – 1,4 ГПа

Наполнительно соответствует дифракционный максимум $2\theta = 26,4^\circ$, идентифицированный как углерод с гексоганальной кристаллической решеткой (006).

У СВМПЭ в исследованной композиции, как и у ненаполненного полимера [7] наблюдаются две упорядоченные фазы: орторомбическая и моноклинная. Большая часть кристаллических рефлексов моноклинной фазы скрыта под интенсивной составляющей аморфной фазы, но отчетливо выделяется рефлекс при $2\theta = 19,5^\circ$ (001), а после ВП и при $2\theta = 23,2^\circ$. Группы рефлексов орторомбической модификации лежат при $2\theta = 21,4^\circ$; $23,8^\circ$; $30,2^\circ$; $36,3^\circ$; $39,9^\circ$; $40,9^\circ$; $41,6^\circ$. В исходной смеси присутствуют обе кристаллические модификации, о чем свидетельствуют соответствующие отражения, в том числе три наиболее интенсивных $2\theta = 19,4^\circ$; $21,4^\circ$ и $23,8^\circ$ (рис. 2, кривая 4). Однако в порошке интенсивность рефлексов моноклинной фазы значительно меньше, что закономерно, так как заметное увеличение данной фазы наблюдалось ранее после деформационного воздействия, в том числе высокоэнергети-

ческих, или интенсивной механической активации [7; 13; 14] и свидетельствует об интенсивной механической активации полимера.

Термодеформационное воздействие при ВП оказывает влияние на кристалличность полимера (таблица). После ВП снижается степень кристалличности СВМПЭ с 56,4 % (исходный полимер) до 43,5–49,1 % (таблица). Минимальное значение χ 43,5 % соответствует давлению 0,9 ГПа, а его увеличение до 1,4 ГПа вызывает рост кристалличности до 49,2 %. Снижение кристалличности полимера при ВП вызвано воздействием ударно-сдвиговых нагрузок, приводящих к разрыву молекулярных цепей. Повышение кристалличности при ударном воздействии наиболее высоким давлением 1,4 ГПа скорее всего обусловлено возможностью протекания процессов перекристаллизации полимера за счет интенсификации процесса соударения частиц, приводящего к их разогреву.

Рассчитанные значения параметров тонкой структуры СВМПЭ приведены в таблице. Физическое уширение рентгеновских линий – интегральная характеристика кристаллической

структуры выше при всех давлениях ВП по сравнению с исходным полимером. Причем увеличение β обеих фаз обусловлено одновременно дроблением кристаллитов D_{001} с 16,2 до 11,6–10,8 нм; D_{110} с 15,5 до 13,8–15,0 нм и увеличением относительной деформации кристаллической решетки $\Delta d/d_{001}$ с 9,1 до 12,6–13,6; $\Delta d/d_{110}$ с 9,5 до 13,1–14,1. Наиболее интенсивно ВП влияет на моноклинную фазы, что подтверждается увеличением ее дефектности в 1,4–1,5 раз. Такие изменения тонкой структуры свидетельствуют об интенсивной деформации полимера, а снижение β при $P=1,4$ ГПа возможно связано с отжигом за счет более высокой температуры.

Необходимо отметить, что повышение давления ВП до 1,4 ГПа, сопровождающееся большим разогревом полимера, формирует наименее дефектную кристаллическую структуру с наибольшим размером кристаллитов как у орторомбической ($\beta_{001}=12,6$ мрад; $D_{001}=11,6$ нм; $\Delta d/d_{001}=18,4 \cdot 10^{-3}$) так и у моноклинной ($\beta_{110}=9,8$ мрад; $D_{110}=15,0$ нм; $\Delta d/d_{110}=13,1 \cdot 10^{-3}$) фаз. Таким образом, при низком давлении ВП преобладающими являются процессы деформации, а разогрев полимера незначителен, что может повлиять на формирование зон межчастичного взаимодействия и формирование прочностных свойств материала.

Параметры кристаллической структуры СВМПЭ

Состояние материала		$\chi \pm 1,0$	Моноклинная			(110) Орторомбическая		
			$D \pm 0,15$	$\beta \pm 0,15$	$\Delta d/d$	$D \pm 0,15$	$\beta \pm 0,15$	$\Delta d/d$
		%	нм	мрад	$\pm 0,01, \cdot 10^{-3}$	нм	мрад	$\pm 0,01, \cdot 10^{-3}$
исходный порошок		56,4	16,2	9,1	13,3	15,5	9,5	12,6
ВП	$P=0,6$ ГПа	46,6	10,8	13,6	19,7	13,8	10,7	14,1
	$P=0,9$ ГПа	43,5	10,9	13,5	19,6	14,8	9,9	13,2
	$P=1,4$ ГПа	49,1	11,6	12,6	18,4	15,0	9,8	13,1

Выявлено, что 3 % об. наполнителя не оказывает влияние на формирование кристаллической структуры СВМПЭ при ВП. Закономерность изменения степени кристалличности, дефектности тонкой структуры в зависимости от давления ВП аналогичны чистому СВМПЭ [7].

Выводы

1. Установлено, что ВП обеспечивает получение качественных композиционных компактов СВМПЭ с 3 % КГП, что позволяет рекомендовать данный перспективный метод для промышленного применения.

2. После ВП полимерной композиционной смеси СВМПЭ с 3 % КГП полимер сохраняет аморфно-кристаллическое строение с орторомбической и моноклинной фазами.

3. Выявлено, что после ВП происходит уменьшение степени кристалличности СВМПЭ, повышение дефектности как орторомбической (1,05–1,1 раз), так и моноклинной фаз (1,4–1,5 раз), увеличение дифракционного максимума моноклинной фазы (001), что свидетельствует об интенсивной активации полимера.

4. При ВП давлением 1,4 ГПа повышение температуры, разогрев полимера инициирует процессы перекристаллизации, формирует наименее дефектную кристаллическую структуру

туру $\beta_{001}=12,6$ мрад; $\beta_{110}=9,8$ мрад) с наибольшим размером кристаллитов ($D_{001}=11,6$ нм; $D_{110}=15,0$ нм)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен / Ю. А. Михайлин // Полимерные материалы – 2003. – № 3. – С. 18–21.
2. Кербер, М. Л. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие / М. Л. Кербер. – СПб.: Профессия, 2008. – 560 с.
3. Gogoleva O. V., Okhlopko A. A., Petrova P. N. Development of Self-Lubricating Antifriction Materials Based on Polytetrafluoroethylene and Modified Zeolites // Journal of Friction and Wear. – 2014. – Vol. 35, no. 5. – P. 383–388.
4. Мацевич, Т. А. Влияние степени кристалличности на термические и механические свойства полимеров / Т. А. Мацевич, М. Н. Попова, О. В. Пахнева, М. Д. Петунова, Е. С. Афанасьев, В. В. Казанцева, А. А. Корлюков, А. А. Аскадский, В. И. Кондрашенко // Конструкции из композитных материалов. – 2015. – № 4. – С. 51–61.
5. Данилаев, М. П. Формирование и характер остаточных напряжений в дисперсно-наполненных полимерных композитах с частично кристаллической структурой / М. П. Данилаев, С. А. Карандашов, А. Г. Киямов, М. А. Клабуков, В. А. Куклин, И. Н. Сидоров, А. И. Энская // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т. 25. – № 2. – С. 67–76.
6. Адаменко, Н. А. Formation of the structure and properties of polyvinylidene fluoride and composites based on it, prepared by explosive pressing / Н. А. Адаменко, Л. Н. Игнатова, Г. А. Зверев, Г. В. Агафонова, В. А. Машенко // Journal of Fluorine Chemistry. – 2021. – Vol. 249 (September). – Article 109852.

7. Адаменко, Н. А. Влияние взрывной обработки на структуру и свойства сверхвысокомолекулярного полиэтилена / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. И. Богданов, Д. А. Ан // Материаловедение. – 2022. – № 8. – С. 34–42.

8. Аскадский, А. А. Влияние степени кристалличности на модуль упругости в высокоэластическом состоянии полимеров / А. А. Аскадский, Т. А. Мацеевич // Пластические массы. – 2022. – № 3–4. – С. 11–15.

9. Sharma S., Bijwe J., Panier S., Sharma M. Abrasive wear performance of SiC-UHMWPE nano-composites – Influence of amount and size // Wear. – 2015. – V.332-333. – P.863-871.

10. Лунькова, А. А. Исследование структурных свойств высокоэффективных радиационнозащитных материалов / А. А. Лунькова // Наука и образование. – 2012. – № 31 – С. 431–450.

11. Адаменко, Н. А. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Большасов, В. М. Бузник. – Томск: Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.

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

13. Jauffres D. Polymers with high mechanical performance developed by Compaction Grande Velocity: sintering mechanisms and process/microstructure/mechanical properties relationships. INSA. – Lyon: Mechanics, 2007. – 230 p.

14. Aulov V.A., Shcherbina M.A., Chvalun S.N., Kuchkina I.O., Bakeev N.F., Makarov S.V., Pantyukhin A.A., Pavlov Yu.S. Monoclinic phase in reactor powders of ultra-high-molecular-weight polyethylene and its changes during compaction and monolithization // Polymer Science. Series A. – 2004. – V. 46. – No 6. – P. 620–626.

УДК 621.791.461

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-35-41

Г. В. Ботвин, М. А. Николаева, Н. П. Старостин

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ШВА ПРИ СВАРКЕ ПОЛИПРОПИЛЕНОВЫХ ТРУБ В РАСТРУБ ПРИ ОТРИЦАТЕЛЬНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ. ЧАСТЬ I. УПРАВЛЕНИЕ ТЕПЛОВЫМ ПРОЦЕССОМ

Институт проблем нефти и газа СО РАН, г. Якутск

e-mail: gleb-0379@mail.ru

Представлены результаты управления тепловым процессом сварки полипропиленовых труб в раструб при низких температурах окружающего воздуха для формирования заданной надмолекулярной структуры материала сварного шва. Установлено, что использование теплоизоляционной камеры с воздушной прослойкой позволяет эффективно управлять тепловым процессом охлаждения, обуславливающим структуру кристаллизующего материала.

Ключевые слова: полипропилен, сварка, отрицательные температуры, тепловой процесс, математическое моделирование, численный расчет.

G. V. Botvin, M. A. Nikolaeva, N. P. Starostin

THE RELATIONSHIP OF THE STRUCTURE AND STRENGTH IN THE SEAM WHEN WELDING POLYPROPYLENE PIPES INTO THE SOCKET AT LOW AMBIENT TEMPERATURES. PART I. THERMAL PROCESS CONTROL

Institute of Oil and Gas Problems of the Siberian SB RAS

The paper presents the results of controlling the thermal process of socket welding polypropylene pipes at low ambient temperatures for the formation of a given supramolecular structure of the weld material. It has been established that the use of a thermo enclosure with an air layer makes it possible to effectively control the thermal process of cooling, which determines the structure of the crystallizing material.

Keywords: polypropylene, welding, negative temperatures, thermal process, mathematical modeling, numerical calculation.

Введение

Применение полипропиленовых (ПП) труб для систем холодного и горячего водоснабжения позволяет коренным образом решить проблемы их защиты от коррозии, значительно повысить долговечность, минимизировать затраты на эксплуатацию. В то же время, согласно действующим нормативным документам рабо-

ты по строительству и ремонту систем горячего и холодного водоснабжения из полипропиленовых труб в регионах холодного климата могут вестись только около 140 дней в год, вследствие температурных ограничений. Контактная сварка полипропиленовых труб в раструб проводится при температуре окружающего воздуха не ниже 0 °С. В случаях необходимости прове-

дения сварки при других температурах воздуха работы рекомендуется выполнять в укрытиях (палатки, шатры и т. п.) с обеспечением подогрева зоны сварки [1].

Установление ограничения по температуре наружного воздуха, при котором допускается проводить сварочные работы, связано с недостаточным использованием возможностей существующей технологии сварки. Практически не используются методы управления температурным режимом сварки. Усовершенствованные технологии сварки полиэтиленовых труб для газопроводов с управлением тепловым процессом при низких температурах (до $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$) встык нагретым инструментом (стыковая сварка) и при помощи соединительных деталей с закладными нагревателями (муфтовая сварка) предложены в работах [2–3]. Общим в этих способах является введение дополнительной операции – предварительного подогрева специальной профильной насадкой или закладным нагревателем. Затем производится выдержка для выравнивания температур до допустимой для проведения сварки. Нагрев (оплавление) производится в регламентированном режиме. Охлаждение проводится в камере с определенными размерами или под слоем теплоизоляционного материала расчетной толщины. При таком выполнении сварки обеспечивается протекание теплового процесса по закономерностям, соответствующим изменению температуры при сварке в условиях допустимых для сварки температур воздуха [4–5].

В то же время недостаточно исследованным остается взаимосвязь надмолекулярной структуры материала сварного шва и прочности соединений, полученных сваркой по различным режимам. Можно предположить, что управление температурным режимом и обеспечение такого же температурного поля при нагреве (оплавлении) и такого же темпа охлаждения, как и при допустимых температурах наружного воздуха, позволит обеспечить надмолекулярную структуру материала сварного шва, обуславливающую необходимую прочность соединения.

Цель данной работы – изучение взаимосвязи надмолекулярной структуры и прочности сварного соединения, сформированной при температурно-временных режимах и условиях сварки ПП труб нагретым инструментом в раструб при отрицательных температурах окружающего воздуха.

В первой части работы рассматриваются способы управления тепловым процессом для

получения заданной надмолекулярной структуры материала сварного шва.

Усовершенствованная технология сварки при отрицательных температурах

Особенность протекания теплового процесса сварки ПП труб при низких температурах заключается в недостаточном нагреве периферии сварного соединения, которая, наряду с увеличением конвективного теплообмена со свободной поверхности соединения, способствует увеличению кондуктивной теплопередачи из зоны термического влияния (ЗТВ) при охлаждении. Такая динамика температурного поля в ЗТВ приводит к формированию структуры материала, обуславливающей низкую прочность соединения. В связи с этим для получения прочного сварного соединения ПП труб при температурах ниже нормативных, необходимо обеспечить протекание теплового процесса сварки по закономерностям, характерным для сварки в условиях допустимых температур воздуха.

Для сварки ПП труб нагретым инструментом в раструб при отрицательных температурах ОВ предусматривается в процесс сварки также ввести дополнительные операции (рис. 1). Для оплавления свариваемых деталей на достаточную глубину и снижения температурных напряжений в них свариваемые участки трубы и муфты предварительно подогревают с помощью сменных цилиндрических насадок с пазом под соответствующую трубу или муфту, установленными на нагревательную пластину с температурой $50\text{ }^{\circ}\text{C}$. Во избежание возникновения дополнительных напряжений, из-за неравномерно прогретых по толщине стенок свариваемых деталей, вводится операция выдержки (охлаждения) для выравнивания температуры в стенках свариваемых трубы и муфты. По завершении операции выдержки мы получаем свариваемые детали с температурой порядка $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ при любой отрицательной температуре ОВ. Далее оплавление и соединение свариваемых деталей производится по стандартной технологии сварки полимерных труб нагретым инструментом в раструб. Для снижения скорости охлаждения сварного соединения предлагается использовать теплоизоляционную камеру. Теплоизоляционная камера снижает скорость остывания за счет тепла сварного соединения. Изменяя размеры камеры, мы можем изменять и темп остывания и обеспечить скорость остывания сварного соединения, сопоставимую скорости остывания при положительных температурах ОВ.

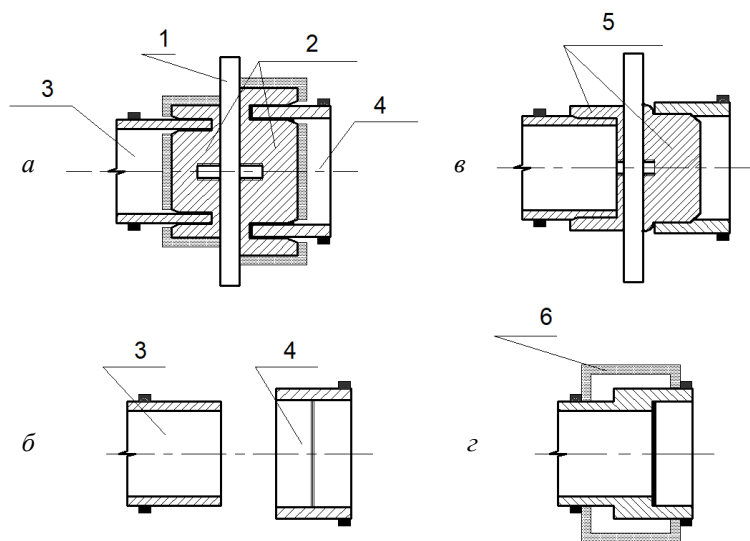


Рис. 1. Операции технологии сварки ПП труб при отрицательных температурах ОБ:
 а – предварительный подогрев; б – выдержка для равномерного распределения температур; в – оплавление; з – охлаждение;
 1 – нагревательная пластина; 2 – насадки для подогрева; 3 – труба; 4 – муфта; 5 – насадки для оплавления; 6 – теплоизоляционная камера

Дополнительными параметрами сварки будут продолжительности предварительного подогрева и выравнивания температур, а также размеры теплоизоляционной камеры. Для определения параметров сварки эффективным является использование методов математического моделирования тепловых процессов сварки, существенно сокращающих объем экспериментальных исследований.

Моделирование теплового процесса сварки

Будем предполагать, что предварительный подогрев осуществлен и в результате получено температурные поля в свариваемых концах труб и в муфте [6]. На рис. 2 приведена схема для расчета температурного поля для трех режимов сварки – нагрева (оплавления) трубы и муфты, технологической паузы и охлаждения. При оплавлении и технологической паузе расчет ведется для муфты и трубы в отдельности. При охлаждении считается, что труба и муфта контактируют по свариваемым поверхностям.

При фазовом превращении полимерных материалов не существует четко выраженной границы раздела фаз – фазовый переход происходит в интервале температур. Теплоту фазового перехода в интервале температур учитывают различными способами, самый простой из которых заключается в формальном описании доли твердой фазы в виде линейной функции [7].

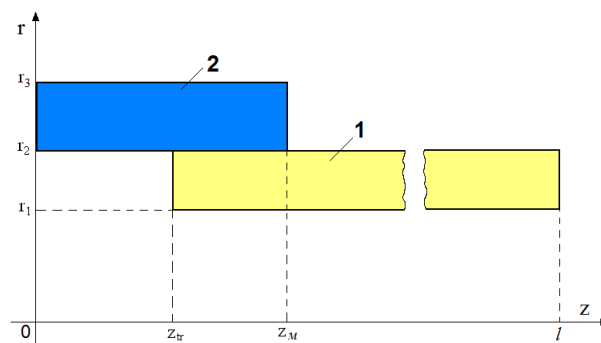


Рис. 2. Расчетная схема охлаждения полипропиленовых труб:
 1 – стенка трубы; 2 – муфта

Учет в теплоте фазового перехода образования зародышей кристаллизации и их рост с использованием кинетического уравнения изотермической кристаллизации Аврами приводится, например, в работе [8]. Однако такой учет фазового перехода достаточно трудоемкий и требует определения параметров уравнения, используя данные дифференциального сканирующего калориметра (ДСК), и оправдан в случае учета формы кристаллов. Воспользуемся более простым способом учета фазового перехода в интервале температур без разделения зародышеобразования и их роста. Тепловой процесс при сварке описывается двумерным уравнением теплопроводности в цилиндрических координатах [9–10]:

$$\left(c(T) - \rho L^{100\%} \frac{dX_c}{dT} \right) \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (1)$$

$$0 < t \leq t_m; \quad 0 < r < r_1; \quad r_1 < r < r_2; \quad r_2 < r < r_3 \quad 0 < z < l,$$

где

$$X_C(T) = \begin{cases} X_C^\infty, & T \leq T_1, \\ X_C^\infty - \frac{\int_{T_1}^T q(u) du}{L^{100\%} v_T}, & T_1 < T < T_2, \\ 0, & T \geq T_2, \end{cases} \quad (2)$$

$$c(T) = \rho^+ c^+ + X_C(T) \cdot (\rho^- c^- - \rho^+ c^+),$$

$$\lambda(T) = \lambda^+ + X_C(T) \cdot (\lambda^- - \lambda^+).$$

T – температура; t – время; t_m – расчетное время; c^-, ρ^-, λ^- и c^+, ρ^+, λ^+ – удельная теплоемкость, плотность и теплопроводность для твердой и жидкой фазы материала трубы соответственно; $L^{100\%}$ – удельная теплота фазового превращения полностью кристаллического полимера; X_C – степень кристалличности; X_C^∞ – степень кристалличности материала трубы и муфты до начала сварки; T_1, T_2 – температуры солидуса и ликвидуса; $q(T)$ – зависимость тепло-

вого потока от температуры, отнесенная к единице массы вещества, регистрируемая дифференциальным сканирующим калориметром (ДСК); v_T – скорость изменения температуры.

Используя формулу дифференцирования интеграла по переменному верхнему пределу, имеем:

$$L^{100\%} \frac{dX_C}{dT} = \begin{cases} 0, & T \leq T_1, \\ -\frac{q(T)}{v_T}, & T_1 < T < T_2, \\ 0, & T \geq T_2, \end{cases} \quad (3)$$

Формула (3) позволяет определять эффективный коэффициент теплоемкости в уравнении (1) и учитывать теплоту фазового превращения при различных расчетных скоростях изменения температуры.

Распределение температуры в трубе и муфте в начальный момент времени известно:

$$T(r, z, 0) = T_{\text{подогрев}}(r, z). \quad (4)$$

В режиме нагрева на оплавляемых поверхностях и торцах трубы и муфты и задаются условия первого рода с температурой $T_{\text{нагр}}(z)$:

$$T(r_2, z, t) = T_{\text{нагр}}(z), \quad z_{tr} < z < z_m, \quad T(r, z_{tr}, t) = T_{\text{нагр}}(z_{tr}), \quad T(r, z_m, t) = T_{\text{нагр}}(z_m). \quad (5)$$

В режиме технологической паузы – условие конвективного теплообмена:

$$\lambda_i \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_{r=r_2} = -\alpha (T|_{r_2} - T_{\text{окр}}), \quad z_{tr} < z < z_m. \quad (6)$$

В режиме охлаждения в зоне контакта внешней стенки трубы и внутренней поверхности муфты задается условие идеального теплового контакта:

$$\lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_2-0} = \lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_2+0}, \quad z_{tr} < z < z_m, \quad (7)$$

$$T(r_2 - 0, z, t) = T(r_2 + 0, z, t), \quad z_{tr} < z < z_m. \quad (8)$$

Учитывая низкую теплопроводность полипропилена, примем, что на некотором удалении от зоны сварки температура трубы не изменяется на протяжении всего времени протекания процесса. Таким образом, на торце трубы задается условие:

$$T(r, l, t) = T_{\text{окр}}, \quad (9)$$

на торце муфты:

$$T(r, 0, t) = T_{\text{окр}} \quad (10)$$

На внутренней поверхности трубы при нагреве, паузе и охлаждении задается условие идеального теплового контакта с воздухом:

$$\lambda_3 \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_1-0} = \lambda_{1,2} \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_1+0}, \quad T(r_1 - 0, z, t) = T(r_1 + 0, z, t), \quad (11)$$

при $r = 0$ условие ограниченности решения:

$$\lim_{r \rightarrow 0} \lambda r \frac{\partial T}{\partial r} = 0. \quad (12)$$

При всех режимах на не контактирующей внутренней поверхности муфты задается условие конвективного теплообмена:

$$\lambda_1 \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_2} = \alpha (T|_{r=r_2} - T_{\text{окр}}), \quad 0 < z < z_{mp}. \quad (13)$$

В режиме охлаждения в зоне контакта внутренней поверхности муфты и внешней поверхности трубы задается условие идеального теплового контакта:

$$\lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_2-0} = \lambda_i \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=r_2+0}, \quad T(r, r_2 - 0, t) = T(r, r_2 + 0, t). \quad (14)$$

На внешних не контактирующих поверхностях трубы и муфты G происходит конвективный теплообмен с окружающим воздухом:

$$\lambda_1 \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_G = -\alpha (T|_G - T_{окр}). \quad (15)$$

Задача (1), (4)–(15) решалась методом конечных разностей. Представленная расчетная схема (рис. 2), расположение трубы и муфты и математическая модель позволяют строить одну расчетную сетку, пригодную для расчета температурных полей в трубе и муфте в отдельности при нагреве и технологической паузе и для их охлаждения при приведении в контакт. Такой подход позволяет не пересчитывать температуры при приведении в контакт из-за изменения координат в пространстве и несоответствия нумераций узлов сетки. Расчет ведется для одной и той же расчетной сетки, в которой изменяются лишь граничные условия в зависимости от режима сварки – нагрева, технологической паузы и охлаждения.

Оплавление, технологическая пауза и приведение в контакт свариваемых поверхностей проводится согласно регламентируемыми нормативными документами временным параметрам [11].

Моделирование теплового процесса всех операций сварки в раструб проводилось для ПП трубы SDR 11 63×5,8 при температуре окружающего воздуха минус 40 °С. Расчеты проводились при следующих данных: $r_1=25,7$; $r_2=31,5$; $r_3=40,8$ мм; $\lambda_1=0,40$; $\lambda_2=0,20$ Вт/(кг·К); $\rho_1=862$; $\rho_2=702$ кг/м³; $c_1=6900$; $c_2=1900$ Дж/(кг·К). Длина подогреваемой области нагревательного инструмента равнялась 30 мм. Используя методику, приведенную в работе [6], расчетами с применением метода последовательного анализа получены следующие параметры предварительного подогрева: продолжительность подогрева трубы – 2 минуты, муфты – 3 минуты; продолжительность охлаждения для выравнивания температур – 40 секунд для муфты и свариваемого участка трубы. Таким образом, если муфту начать подогревать раньше на 1 минуту, то процесс подогрева с выравниванием заканчивается одновременно.

Охлаждение сварных соединений проводилось под слоем теплоизоляции (вспененный полиэтилен) расчетной толщиной 2 см. При охлаждении под теплоизоляцией с расчетной толщиной тепловой процесс протекает по закономерностям близким динамике температурного поля раструбной сварки при температуре ок-

ружающего воздуха 0 °С (рис. 3, кривая 4). Расчеты показывают, что при низких температурах ОВ увеличение толщины теплоизоляции до 3 см и его уменьшение до 1 см не приводит к существенному изменению распределения температуры по толщине стенки трубы и муфты в конце стадии охлаждения. Таким образом, использование вспененного полиэтилена в качестве теплоизоляции не позволяет управлять процессом охлаждения в широком температурном интервале. Аналогичный результат получается при использовании в качестве теплоизолятора других известных теплоизоляционных материалов. Качество сварного соединения при сварке в условиях низких температуры с использованием слоя теплоизоляции будет близко качеству сварного соединения, полученного при допустимой температуре 0 °С. Тем не менее, использование слоя теплоизоляции не позволяет улучшать качество сварного соединения при сварке в условиях низких температур.

Качество сварных соединений, полученные проведением сварки ПП труб при температурах воздуха ниже нормативных согласно расчетным технологическим параметрам, невозможно улучшить изменением толщины слоя теплоизоляции из традиционных теплоизоляционных материалов. Такое положение объясняется тем, что традиционные теплоизоляционные материалы эффективны при сохранении теплоты при стационарном тепловом процессе, при котором теплоемкость не влияет на распределение и динамику температуры. При управлении нестационарным тепловым процессом, каковым является процесс охлаждения при сварке, значение теплоемкости теплоизоляционного материала имеет существенное влияние на динамику и распределение температуры. Распределение температуры в муфте и трубе существенно меняется при малых значениях теплоемкости теплоизоляционного материала. Исходя из этого, для улучшения качества сварных соединений, полученных при низких температурах, предлагается использовать теплоизолирующие свойства воздушной прослойки, имеющей достаточно малое значение теплоемкости.

На рис. 3 представлены распределения температуры в конце стадии охлаждения (6 минут) при использовании различных способов теплоизоляции и без нее. При допустимых значениях температур ОВ 0 и 35 °С охлаждение проводится без теплоизоляции (кривые 1–2). За критерий оценки возьмем перепад температур по

радиальной переменной в конце этапа охлаждения при допустимых температурах воздуха. Так при температуре ОВ равной 0 °С перепад достигает 17 °С, а при температуре 35 °С перепад температур составляет 11 °С. Например, перепад температур по радиальной координате в конце охлаждения при допустимой температуре воздуха (23 °С) составляет примерно 13 °С (кривая 6). При температуре ОВ -40 °С охлаждение без теплоизоляции приводит к существенному снижению температур и кривые распределения температур лежат вне допустимого коридора изменения температур (кривая 3). Пе-

репад температур в конце охлаждения с использованием теплоизоляции достигает 25 °С, что может привести к формированию значительных температурных напряжений в зоне сварного соединения и отразиться на качестве последнего. Использование камеры со слоем воздуха 1 см, выполненной из теплоизоляционного материала (вспененного полиэтилена) толщиной 1 см, приводит к допустимому распределению температуры в конце стадии охлаждения (кривая 5). Для сравнения приводится распределение температуры в конце охлаждения при температуре 23 °С (кривая 6).

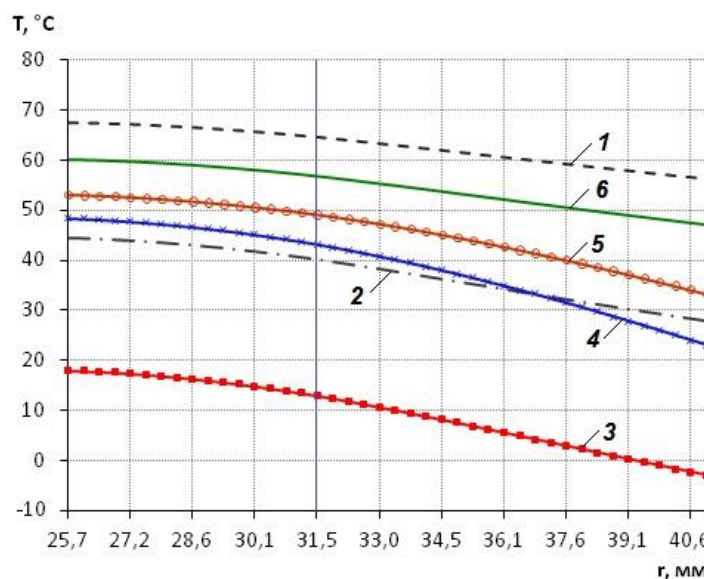


Рис. 3. Распределение температуры в стенках трубы и муфты по радиальной координате после охлаждения сварного соединения с течение 6 мин при различных условиях на внешней поверхности муфты: 1 – температура ОВ 35 °С; 2 – температура ОВ 0 °С; 3 – температура ОВ -40 °С без теплоизоляции; 4 – температура ОВ -40 °С с теплоизоляцией толщиной 2 см; 5 – температура ОВ -40 °С с камерой (1 см воздух, 1 см толщина стенки камеры); 6 – температура ОВ 23 °С

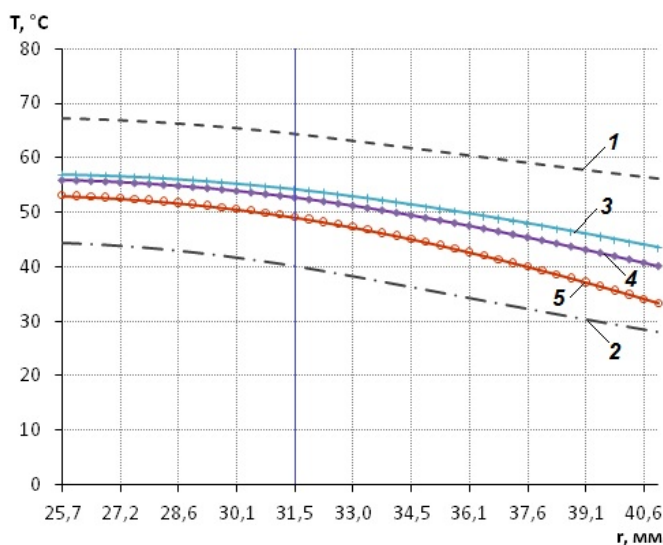


Рис. 4. Распределение температуры в стенках трубы и муфты по радиальной координате после охлаждения сварного соединения с течение 6 мин при различных вариантах камеры и температуре ОВ -40 °С (кривые 3–5): 1 – температура ОВ 35 °С; 2 – температура ОВ 0 °С; 3 – камера (3 см воздух, 2 см толщина стенки камеры); 4 – камера (2 см воздух, 2 см толщина стенки камеры); 5 – камера (1 см воздух, 1 см толщина стенки камеры)

Использование камеры позволяет регулировать динамику и распределение температуры изменением высоты камеры (толщины слоя воздуха). На рис. 4 представлены распределения температуры в стенках трубы и муфты в конце охлаждения при различных вариантах камеры. Увеличение толщины воздушной прослойки приводит к повышению температуры по всей толщине стенок (кривые 3–5). Закономерность изменения температуры по толщине стенки близка к допустимым распределениям. Перепад температур по радиальной координате в конце этапа охлаждения в теплоизоляционной камере составляет 15 °С (кривая 4), что не превышает перепады температур при допустимых температурах. С увеличением толщины прослойки воздуха кривые поднимаются вверх и сходятся к некоторой предельной зависимости. Следовательно, использование камеры с воздухом позволяет управлять охлаждением и получать распределение температуры в стенках трубы и муфты в некотором коридоре изменения, характерной для сварки при допустимой температуре окружающего воздуха.

Заключение

Разработана методика расчетного определения размеров теплоизоляционной камеры, обеспечивающих при сварке полипропиленовых труб в раструб при отрицательных температурах окружающего воздуха динамику температурного поля в сварном соединении, свойственной при сварке в условиях допустимой температуры. Управляя размерами камеры можно получить динамику температурного поля в раструбном сварном соединении, характерную для сварки при любой допустимой для сварки температуре воздуха.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. СП 40-102-2000 Свод правил по проектированию и строительству. Проектирование и монтаж трубопроводов систем водоснабжения и канализации из полимерных материалов. Общие требования.
2. Патент РФ № 2343331 RU F16L 13/00, 47/00. Способ сварки полимерных труб / Старостин Н.П., Герасимов А.И., Аммосова О.А. – №2006144681/06; заявл. 14.12.2006; опубл. 10.01.2009, Бюл. № 1.
3. Патент РФ №2450202 RU F16L47/02. Способ муфтовой сварки полимерных труб / Старостин Н.П., Ботвин Г.В., Данзанова Е.В. - №2010130131/06; заявл.19.07.2010; опубл.10.05.2012, Бюлл. № 13.
4. Старостин, Н. П. Моделирование теплового процесса сварки полиэтиленовых труб встык при низких температурах / Н. П. Старостин, О. А. Аммосова // Инженерно-физический журнал, 2016. Т. 89, № 3. С. 706-713.
5. Андреев, Б. И. Определение параметров муфтовой сварки при низких температурах / Б. И. Андреев, А. И. Герасимов, Н. П. Старостин // Сварочное производство. 2014. №10. С. 44-47.
6. Старостин, Н. П. Определение технологических параметров предварительного подогрева полипропиленовых труб при сварке в раструб в условиях низких температур / Н. П. Старостин, М. А. Васильева, Г. В. Ботвин // Вестник Международной академии холода. 2016. № 2. С. 54-59.
7. Акимов, М. П. Численное моделирование динамики температурного поля многолетнемерзлых грунтов при воздействии трубопроводов / М. П. Акимов, П. Е. Захаров, О. И. Матвеева // Математические заметки СВФУ. 2014. Т.21. № 4. С. 61–70.
8. Chebbo Z., Vincent M., Boujlal A., Gueugnaut D., Tillet Y. Numerical and experimental study of the electrofusion welding process of polyethylene pipes // Polym. Eng. Sci. Volume 55. Issue 1. pp. 123–131, January 2015
9. Авдонин, Н. А. Математическое описание процессов кристаллизации / Н. А. Авдонин. – Рига: Зинатне, 1980. – 180 с.
10. Roberto Spina, Marcel Spekowijs, Christian Hopmann. Simulation of crystallization of isotactic polypropylene with different shear//Thermochimica Acta 659 (2018) 44-54.
11. СП 40-101-96 Проектирование и монтаж трубопроводов из полипропилена «Рандом сополимер». – М.: Минстрой России, 1997. – 46 с.

УДК 669.018.25.017

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-42-46

*Д. Р. Черников, А. В. Крохалев, В. О. Харламов, Д. В. Россеин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак***ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ХИМИЧЕСКОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ
В МАТЕРИАЛАХ СИСТЕМЫ «ТИТАН-ЖЕЛЕЗО» ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: weld@vstu.ru

Рассмотрены температурные условия взрывного нагружения смесей порошков титана и железа, приводящие к химическому взаимодействию между ними на стадии прессования.

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

*D. R. Chernikov, A. V. Krokhalev, V. O. Kharlamov, D. V. Rossein, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak***STUDY OF THE STRUCTURE AND CHEMICAL INTERACTION IN MATERIALS
OF THE TITANIUM-IRON SYSTEM DURING EXPLOSIVE PRESSING****Volgograd State Technical University**

The temperature conditions of explosive loading of mixtures of titanium and iron powders, which lead to chemical interaction between them at the stage of pressing, are considered.

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

Водородная энергетика является одним из самых перспективных вариантов получения безопасной и экологически чистой энергии. Среди большого количества распространенных материалов для аккумулялирования водорода особое место занимает интерметаллическое соединение TiFe, широко известное как материал, который имеет низкую стоимость, высокие характеристики водородной емкости и возможность использования при комнатной температуре [1; 2].

Однофазный сплав-аккумулятор водорода на основе TiFe, имеет, однако, недостаток, заключающийся в трудности первого гидрирования [3] или так называемой «активации», обычно протекающей медленно при комнатной температуре. Как правило, для ускорения кинетики активации требуется некоторая форма термической обработки или модификации сплава путем легирования или интенсивной пластической активацией. При этом в ряде случаев в структуре кроме β -Ti появляется некоторое количество метастабильной фазы Ti₂Fe, которая способна сама поглощать водород и улучшает кинетику поглощения водорода материала в целом за счет образования специфического оксидного слоя богатого титаном [4].

Одним из способов получения сплавов на основе TiFe, является механическое легирование [5], при котором образование новых интер-

металлических соединений или аморфной фазы достигается за счет взаимной диффузии через границы раздела при совместной пластической деформации поверхностей соударяющихся частиц Fe и Ti. В данной работе предпринята попытка интенсифицировать этот процесс за счет применения способа получения интерметаллических соединений при помощи взрывного нагружения смесей порошков титана и железа.

Успешная реализация принципиальных возможностей взрывного получения интерметаллида зависит, однако, не только от консолидации порошкового материала, но и от успешного протекания химического взаимодействия между его компонентами в процессе ударно-волнового сжатия и последующего охлаждения [6].

В этой связи целью настоящей работы было изучение особенностей межфазного взаимодействия в материалах Ti-Fe, полученных взрывным прессованием и выявление условий, обеспечивающих возможность получения в их структуре интерметаллидов Ti₂Fe и TiFe.

В качестве объекта исследования были использованы порошковые смеси титана и железа. При этом использовались порошки железа дисперсностью 180 мкм и титана размером 100 мкм. Весовое соотношение порошков Ti/Fe, было принято равным 46,2/53,8, что соответствовало соотношению их объемного содержания в смеси, равному 50/50.

© Черников Д. Р., Крохалев А. В., Харламов В. О., Россеин Д. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., 2022.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке ВолгГТУ в рамках научного проекта № 6/464-22.

Для проведения взрывного прессования использовали схему нагружения, предусматривающую размещение порошка на поверхности стальной подложки и его нагружение нормально падающей детонационной волной через

стальную промежуточную прокладку [7] (рис. 1, а). Режим прессования обеспечивал уплотнение исходной порошковой смеси до практически беспористого состояния (рис. 1, б).

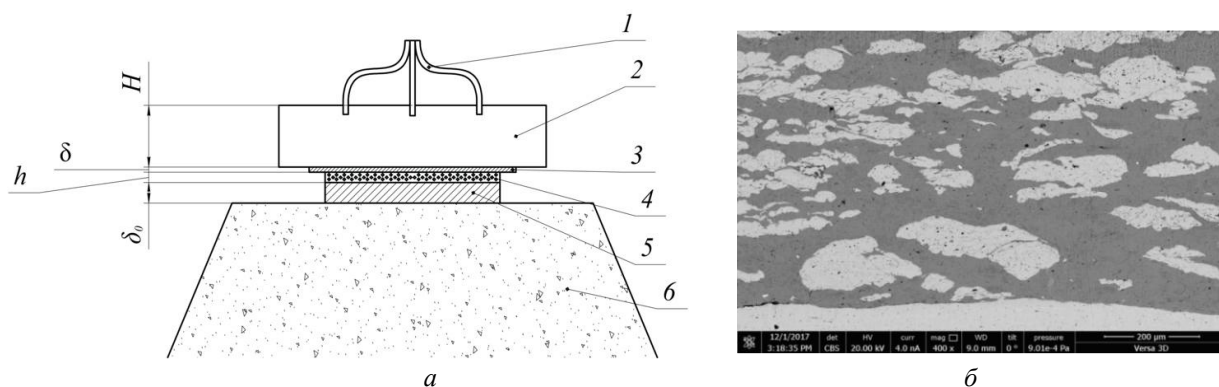


Рис. 1. Схема нагружения (а) и микроструктура прессовок (б):

1 – детонирующий шнур; 2 – контейнер с ВВ; 3 – промежуточная пластина; 4 – прессуемый порошок; 5 – стальная подложка; 6 – грунт; H – высота заряда ВВ; δ – толщина прокладки; h – слой порошка; δ_0 – толщина подложки

Микроструктура полученных с использованием взрыва спрессованных материалов изучалась средствами растровой электронной (Versa 3D LowVac) микроскопии.

По результатам расчетов, выполненных по методу (Р, ϵ) – диаграмм [8], были отобраны параметры проведения экспериментов, которые представлены в таблице.

Технологические параметры взрывного нагружения и расчетные значения условий ударно-волнового сжатия порошковой смеси

H , мм	h , мм	δ , мм	ВВ 100%	D , км/с	T , °С	P , ГПа
70	7,0	1,5	6ЖВ	4,2	777	11,5
85					831	12,5

При использовании режима нагружения, обеспечивающего давление сжатия $P = 11,5$ ГПа, произошло уплотнение порошковой смеси до образования монолитного материала. Остаточная пористость не превышала 2 %. Однако, движение частиц при уплотнении порошка, по-видимому, носило ламинарный характер и энергетического воздействия на границе фаз оказалось недостаточно для химического взаимодействия. В результате исследования микроструктуры не было найдено следов изменения начального фазового состава (рис. 2, б, в).

При более жестком режиме нагружения

($P = 12,5$ ГПа), была обеспечена локализация пластической деформации частиц в их поверхностных слоях, приведшая к ярко выраженному струйному (турбулентному) характеру течения частиц и интенсивному трению по их поверхностям. В результате, на их границах образовались слои интерметаллического соединения толщиной до 20 мкм (рис. 3).

Состав образовавшегося интерметаллида по данным рентгеноструктурного анализа соответствовал метастабильной фазе Ti_2Fe . Остаточная пористость прессованного материала не превышала 2 %.

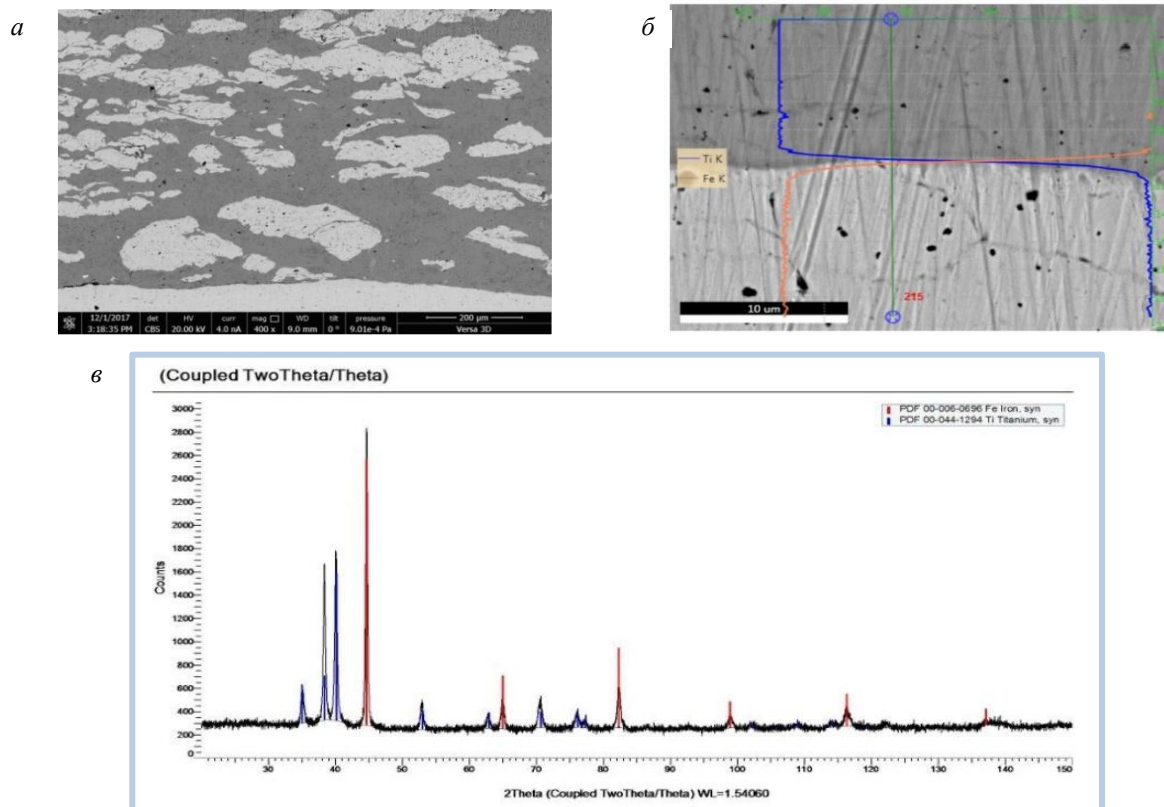


Рис. 2. Структура (*a*), химический (*б*) и фазовый состав (*в*) прессовок, полученных на режиме нагружения: $t = 777^\circ\text{C}$, $P = 11,5\text{ ГПа}$

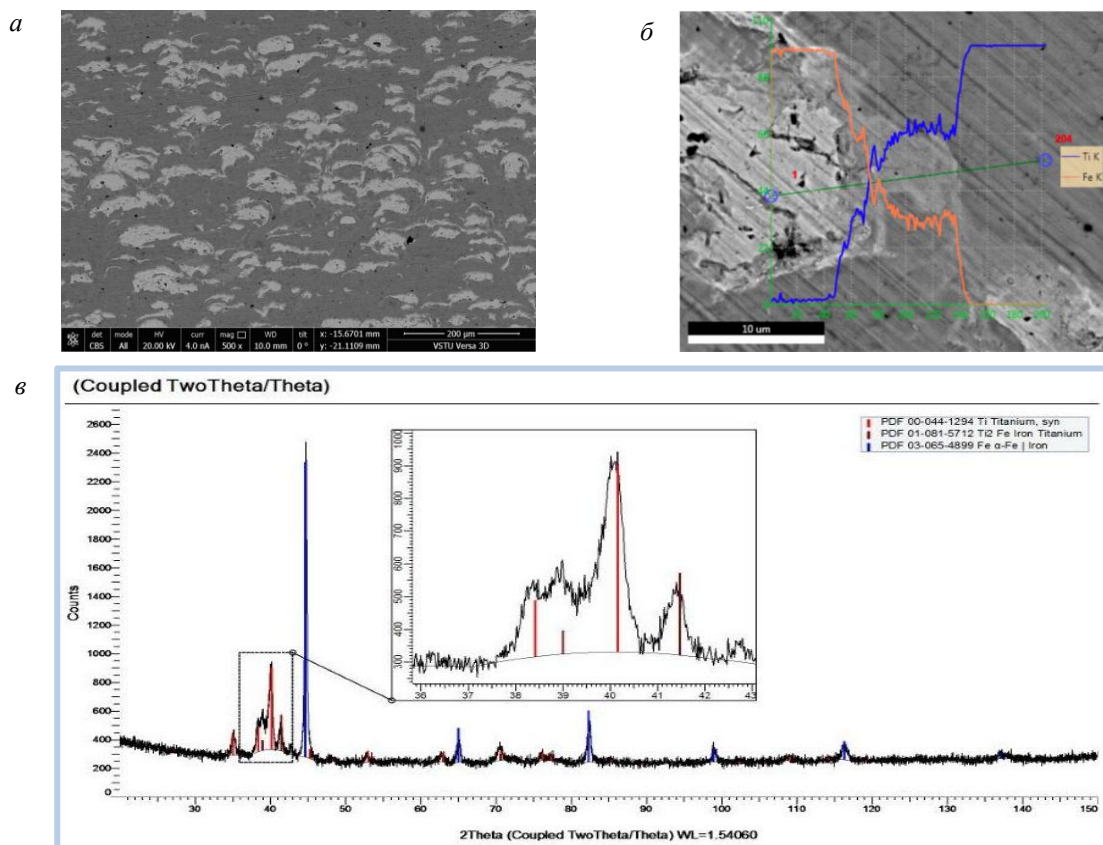


Рис. 3. Структура (*a*), химический (*б*) и фазовый состав (*в*) прессовок, полученных на режиме нагру: $t = 830^\circ\text{C}$, $P = 12,5\text{ ГПа}$

Детальное исследование микроструктуры зоны взаимодействия показало ее неоднородность с равномерными периодическими коле-

баниями состава (рис. 4). При этом отклонения составили до 7 %.

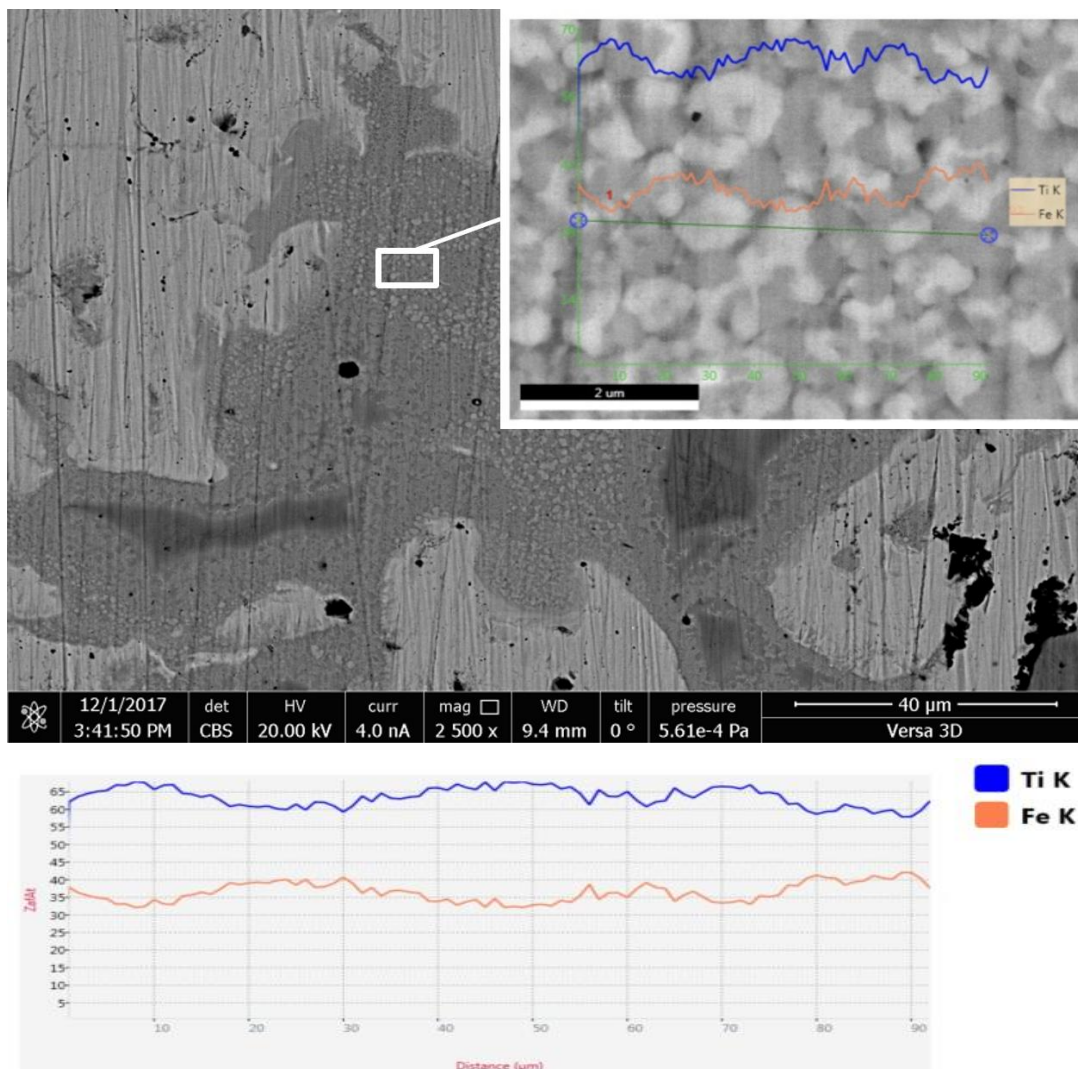


Рис. 4. Микроструктура и химический состав зоны взаимодействия Ti и Fe

Причина подобного эффекта не совсем ясна. Можно предположить, что она связана с повышенным содержанием железа в образовавшемся интерметаллиде и началом превращения метастабильной фазы Ti_2Fe в стабильную фазу $TiFe$ по спинодальному механизму. Тем самым, увеличение объемной доли интерметаллической фазы Ti_2Fe путем интенсификации силового воздействия представляется маловероятным, ввиду сопровождающего рост давления повышения температуры сжатия и ускорения распада первичного продукта химического взаимодействия Fe и Ti.

Выводы

1. На режимах взрывного прессования, обеспечивающих равномерную деформацию частиц порошка без струйных течений, смеси порошков Fe и Ti уплотняются до практически беспористого состояния и сохраняют фазовый состав, соответствующего составу исходной порошковой смеси.

2. При прессовании металлических порошков Fe и Ti на режимах с локализованной пластической деформацией и струйными течениями материала частиц, наблюдается образование термодинамически неравновесного и химически неоднородного интерметаллида Ti_2Fe .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ulate-Kolitsky E., Tougas B., Huot J. Hydrogenation of $\text{Ti}_{1-x}\text{Fe}_x$ -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.
2. Fokin V. N., Fokina E. E., Tarasov B. P. Study of the interaction with hydrogen and ammonia of titanium and its alloys with iron // Russian Journal of Applied Chemistry. – 2019. – Т. 92. – №. 1. – С. 35-44.
3. Patel A. K. et al. Microstructure and first hydrogenation properties of TiFe alloy with Zr and Mn as additives // international journal of hydrogen energy. – 2020. – Т. 45. – №. 1. – С. 787-797.
4. Park K. B. et al. Characterization of microstructure and surface oxide of $\text{Ti}_{1.2}\text{Fe}$ hydrogen storage alloy // International Journal of Hydrogen Energy. – 2021. – Т. 46. – №. 24. – С. 13082-13087.
5. Falcão R. B. et al. An alternative route to produce easily activated nanocrystalline TiFe powder // international journal of hydrogen energy. – 2018. – Т. 43. – №. 33. – С. 16107-16116.
6. Исследование структуры и химического взаимодействия между составляющими композиционных материалов системы SiC-Ti, полученных взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, А. И. Богданов [и др.] // Известия ВолГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 34–37.
7. Получение износостойких покрытий из смесей порошков карбида хрома с металлической связкой с использованием взрывного нагружения / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(65) / ВолГТУ. – Волгоград, 2010. – С. 117–122.
8. Компьютерный расчет параметров сжатия при нанесении порошковых покрытий взрывом / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолГТУ. – Волгоград, 2010. – Т. 5. – С. 110–116.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621.887.663:622.324.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-47-56

Е. К. Тимофеев¹, Б. А. Жуков^{1,2}, А. Е. Годенко¹, Е. Ю. Липатов¹

МЕТОДИКА РАСЧЕТА НА ПРОЧНОСТЬ КОРПУСА ПОДВЕСКИ НАСОСНО-КОМПРЕССОРНОЙ ТРУБЫ*

¹Волгоградский государственный технический университет

²Волгоградский государственный социально-педагогический университет

e-mail: dvr@vstu.ru¹; e-mail: zhukov.b.a@gmail.com²

В статье проведено численно-аналитическое моделирование напряженно-деформированного состояния корпуса подвески насосно-компрессорной трубы в эксплуатационных условиях на скважине. Предложена методика расчета прочности, которая основана на аналитическом методе расчета и численном методе однопараметрической безусловной оптимизации. Расчет методом конечных элементов проводился с целью проверки приемлемости использования допущений, реализованных в предложенной методике, для расчета прочности данного типа оборудования. Проведено сопоставление результатов расчета по предложенной методике и методом конечных элементов. Показано, что разработанная методика как менее трудозатратная может использоваться на начальных стадиях проектирования данного типа оборудования.

Ключевые слова: система подводной добычи, напряженно-деформированное состояние, подвеска насосно-компрессорной трубы, оптимизация, краевой эффект.

E. K. Timofeev¹, B. A. Zhukov^{1,2}, A. E. Godenko¹, E. Yu. Lipatov¹

METHOD FOR CALCULATION OF THE STRENGTH OF THE BODY OF THE TUBING HANGER

¹Volgograd State Technical University

²Volgograd State Social and Pedagogical University

The article presents a numerical-analytical simulation of the stress-strain state of the body 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. 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, stress-strain state, tubing hanger, optimization, edge effect.

Введение

Рост российской экономики в значительной степени связан с увеличением добычи, транспортировки и переработки нефти и газа. Освоение шельфовых месторождений возможно только при условии наличия чрезвычайно сложного наукоемкого оборудования. Мировой рынок производства основного оборудования для подводного освоения месторождений в настоящее время разделен между четырьмя транснациональными компаниями: TechipFMC,

OneSubsea, Aker Solutions и GE Oil and Gas. В настоящее время покупка иностранного оборудования для нашей страны стала невозможна в связи с введением США и странами ЕС экономических санкций. Возникает потребность в разработке импортозамещающего оборудования. Производство данного вида оборудования, как и всей системы подводной добычи, не налажено в Российской Федерации. В комплект данного оборудования входят конструктивные элементы, такие как подвеска насосно-компрес-

© Тимофеев Е. К., Жуков Б. А., Годенко А. Е., Липатов Е. Ю., 2022.

* Приведенное выше исследование проводилось при поддержке Фонда содействия инновациям по договору № 559ГУЦЭС8-D3/62148 от 8.10.2020 г.

сорной трубы (НКТ), требующие детальной разработки, включая моделирование напряженно-деформированного состояния современными методами с применением электронно-вычислительных машин.

Системы подводной добычи (СПД) – это металлоконструкция, установленная на морском дне, предназначенная для добычи сложных углеводородов из недр земли. В качестве одного из основных элементов СПД используются системы подвески (НКТ), обеспечивающие эксплуатацию месторождения на протяжении всей его жизни. 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. Общий вид конструкции подвески НКТ, установленной непосредственно на устье подводной скважины, показан на рис. 1.

Подвеска НКТ является конструктивно сложным, а также чрезвычайно важным элементом оборудования СПД, чья несущая способность имеет решающее значение для безопасной добычи нефти и газа в открытом море. Минимизировать риски и снизить аварийность на нефтегазовых месторождениях, связанных с отказами конструктивных элементов систем подводной добычи, поможет использование современных и эффективных методов моделирования напряженно-деформированного состояния (НДС) на начальных стадиях проектирования данного типа оборудования.

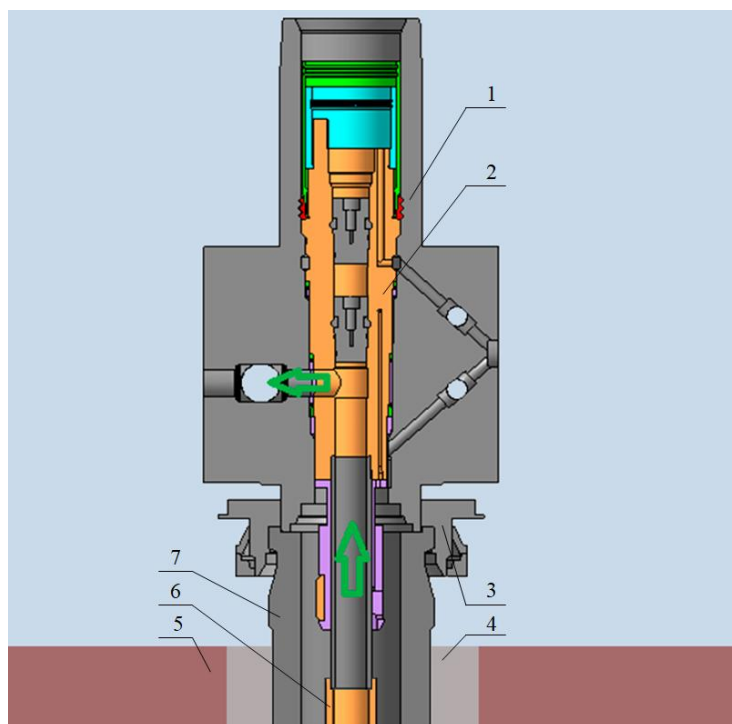


Рис.1. Общий вид конструкции подвески НКТ:
1 – корпус ПФА; 2 – корпус подвески НКТ; 3 – устьевой соединитель;
4 – цемент; 5 – почва; 6 – колонна НКТ; 7 – устьевая колонная головка

Известно, что в недрах месторождений температура возрастает с глубиной, начиная от так называемого нейтрального слоя с неизменной температурой. Продуктивные пласты имеют природную температуру, значение которой определяется закономерностями изменения температуры по разрезу месторождения. Температура на устьевом оборудовании в процессе работ по добыче может достигать 120 °С. Такое значение температуры способно оказать суще-

ственное влияние на НДС корпуса подвески НКТ, по этой причине необходимо рассматривать тепловые нагрузки совместно с нагрузками от веса НКТ и скважинного давления.

Группа ученых провела исследования [1] численным и экспериментальным методом распределения температуры по конструкции подвески НКТ и фонтанной арматуры и пришла к заключению, что необходимо предусматривать в конструкции теплоизоляцию устьевого

оборудования с целью уменьшения перегрева деталей и, как следствие, снижения тепловых нагрузок.

Авторы статьи [2] выполнили математическое моделирование напряженно-деформированного состояния подвески НКТ в эксплуатационных условиях, с учетом тепловых нагрузок, вызванных перепадом температуры. Разработанная аналитическая модель авторами может быть применима для расчета подвесок НКТ, нагруженных в эксплуатационных условиях.

Также авторы статьи [3] полагают, что помимо ошибок, допущенных на начальных стадиях проектирования, причиной выхода из строя подвески НКТ может, являться нарушение технологий изготовления корпусных деталей, а именно неправильная термическая обработка, в результате которой материал становится чувствительным к водородному охрупчиванию.

Авторы [4] провели численное моделирование напряженно-деформированного состояния корпуса подвески НКТ, а также анализ надежности и установили, что в эксплуатационных условиях наихудшим вариантом нагружения корпуса подвески НКТ, подверженного действию скважинного давления, является максимально возможный перепад температур между наружной и внутренней стенкой при минимально возможном весе колонны подвешенных труб.

Данная статья посвящена анализу напряженно-деформированного состояния корпуса подвески НКТ при его испытаниях и 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 корпуса подвески НКТ

Основным конструктивным элементом подвески НКТ является корпус. Данный конструктивный элемент служит для подвешивания и удержания при помощи конического заплечика колонны из свинчивания труб, максимальная длина которых может достигать 3 тысяч метров, а вес – 300 т. Внутри корпуса име-

ется проточный Г-образный канал, предназначенный для перенаправления добываемого флюида из скважины в корпус ПФА. Корпус представляет собой толстостенный цилиндрический сосуд переменного сечения и подвержен как растягивающей нагрузке, вызванной весом колонны свинченных труб, так и воздействию внутрискважинного деления. Общий вид корпуса с аксонометрическим разрезом вдоль продольной плоскости показан на рис. 2.

Необходимо отметить, что корпус подвески НКТ можно считать толстостенной трубой, так как толщина стенок превышает одну десятую внутреннего диаметра, этот критерий соответствует всем поперечным сечениям конструкции. Для расчета такого типа конструкции подходит аналитический метод, который широко применяется для расчета толстостенных сосудов и представляет собой частные решения дифференциальных уравнений задачи Ламе [5]. Эти решения получены в предположении, что длина толстостенной трубы существенно больше ее радиуса, материал трубы однороден, а сечения трубы в процессе деформации не подвергаются деформации. Если корпус подвески НКТ считать достаточно длинной толстостенной трубой, то плоские сечения трубы, перпендикулярные ее оси, будут оставаться в плоскости. Основания для применения в этом случае гипотезы плоских сечений те же самые, что и для растянутых или сжатых стержней. Для корпуса подвески НКТ справедлив принцип Сен-Венана, осевая деформация ϵ_z для всей трубы за исключением области, непосредственно примыкающей к ее концам, должна считаться постоянной. Это справедливо как в упругом, так и в пластическом состоянии трубы.

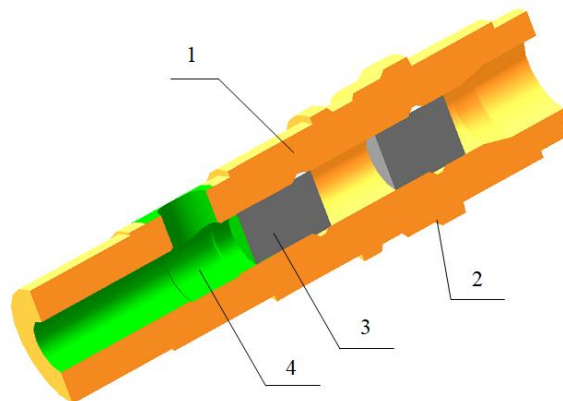


Рис. 2. Корпус подвески НКТ:
1 – корпус подвески НКТ; 2 – конический заплечик;
3 – канатная заглушка; 4 – проточный Г-образный канал

В данной методике предлагается производить расчет корпуса подвески НКТ по четырем расчетным схемам. Каждому номеру расчетной схемы соответствуют свои граничные условия. Расчетная схема № 1 соответствует испытанию корпуса подвески НКТ внутренним давлением. Расчетная схема № 2 моделирует случай испытания при совместном действии внутреннего давления p_i и осевой нагрузки N от веса НКТ. Расчетная схема № 3 отражает рабочий случай нагружения в процессе эксплуатации на скважине. В расчетной схеме

№ 4 рассматривается воздействие только осевой нагрузки от НКТ. Расчетные схемы № 1–4 показаны на рис. 3.

Поверхности обозначенные зеленым цветом на расчетных схемах, соответствуют зонам воздействия давления. При составлении аналитической модели было введено допущение об осесимметричности деформации, окружные напряжения σ_h и радиальные напряжения σ_r переменны, а осевое напряжение σ_z постоянное. Расчетное сечение корпуса подвески НКТ показано на рис. 4.

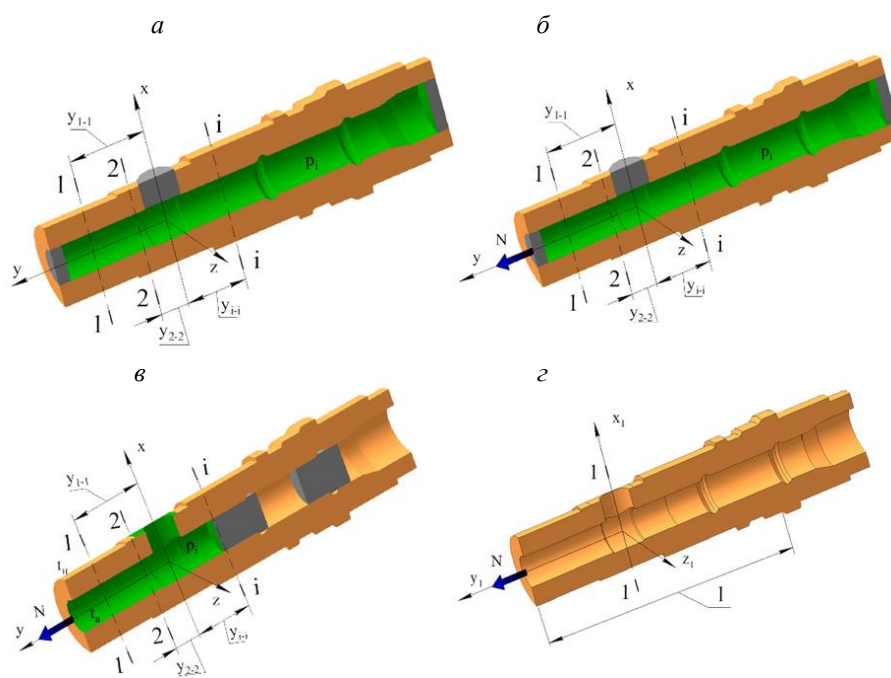


Рис. 3. Общие виды расчетных схем:
а – расчетная схема № 1; б – расчетная схема № 2; в – расчетная схема № 3; г – расчетная схема № 4

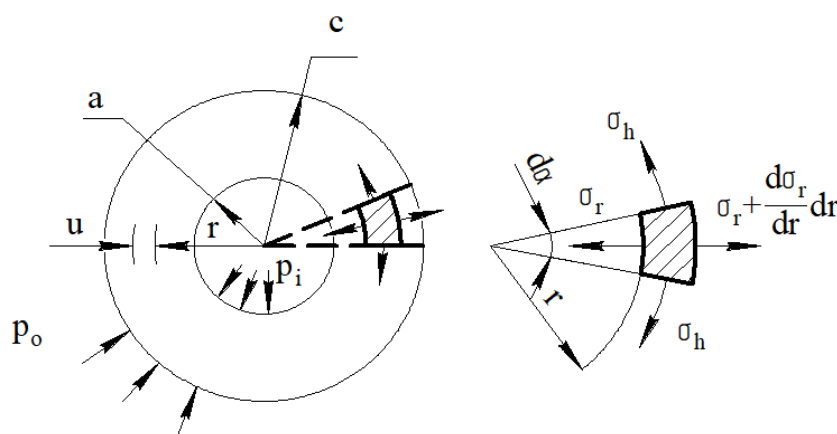


Рис. 4. Расчетное сечение корпуса подвески НКТ

Аналитическое решение задачи можно получить, используя уравнение равновесия и обобщенный закон Гука. Если задача имеет

осесимметричный характер деформации, касательные напряжения в таком случае отсутствуют и таким образом на расстоянии r от про-

дольной оси подвески НКТ условие равновесия элемента имеет вид

$$\sigma_h - \sigma_r - r \frac{d\sigma_r}{dr} = 0. \quad (1)$$

Уравнение (1) является основным соотношением равновесия в упругой области деформации. Чтобы решить данное уравнение относительно напряжений, необходимо получить второе соотношение. Для этого рассмотрены деформации.

$$\varepsilon_h = \frac{u}{r} = \frac{1}{E} [\sigma_h - \mu(\sigma_r + \sigma_z)]; \quad (2)$$

$$\varepsilon_r = \frac{du}{dr} = \frac{1}{E} [\sigma_r - \mu(\sigma_h + \sigma_z)]; \quad (3)$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \mu(\sigma_h + \sigma_r)],$$

где E – модуль упругости; $\sigma_h, \sigma_r, \sigma_z$ – главные напряжения; $\varepsilon_h, \varepsilon_r, \varepsilon_z$ – главные деформации; μ – коэффициент Пуассона.

После подстановки выражения (2) и (3) в уравнение (1) получено дифференциальное уравнение для радиального перемещения u :

$$\frac{d^2u}{dr^2} + \frac{1}{r} \frac{du}{dr} - \frac{u}{r^2} = 0,$$

для которого общим решением является функция

$$u = C_1 r + \frac{C_2}{r}. \quad (4)$$

Значения произвольных постоянных C_1 и C_2 в уравнении (4) определены по граничным условиям $(\sigma_r)_r = c = -p_0$ и $(\sigma_r)_r = a = -p_1$; подставляя функцию u в уравнение (2) и (3), выражение принимает вид:

$$\sigma_h = \frac{1}{c^2 - a^2} \left[a^2 p_1 - c^2 p_0 + \left(\frac{ac}{r} \right)^2 (p_1 - p_0) \right];$$

$$\sigma_r = \frac{1}{c^2 - a^2} \left[a^2 p_1 - c^2 p_0 - \left(\frac{ac}{r} \right)^2 (p_1 - p_0) \right],$$

где c – наружный радиус; a – внутренний радиус; r – радиус текущей расчетной точки сечения; p_1 – внутреннее давление; p_0 – наружное давление.

Если на подвеску НКТ действует только внутреннее избыточное давление (расчетная схема № 1 и № 2), то $p_0 = 0$. Радиальные и окружные напряжения вычисляются из выражений:

$$\sigma_h = \frac{p_i}{R^2 - 1} \left(1 + \frac{c^2}{r^2} \right);$$

$$\sigma_r = \frac{p_i}{R^2 - 1} \left(1 - \frac{c^2}{r^2} \right),$$

где $R = \frac{c}{a}$ – отношение наружного радиуса расчетного сечения к внутреннему.

В расчетных схемах № 1 и № 2 присутствуют технологические пробки, при воздействии испытательного давления на которые возникает осевая сила

$$N = p_i \cdot \pi \cdot a^2$$

и соответственно осевые напряжения

$$\sigma_z = \frac{N}{S} = \frac{p_i \cdot a^2}{c^2 - a^2} = \frac{p_i}{R^2 - 1},$$

где $S = \pi(c^2 - a^2)$ – площадь расчетного сечения.

Эквивалентные напряжения вычислены из условия возникновения пластической деформации по теории Мизеса

$$\sigma_{\text{экс}} = \sqrt{\sigma_h^2 + \sigma_r^2 + \sigma_z^2 - \sigma_h \sigma_r - \sigma_r \sigma_z - \sigma_h \sigma_z}.$$

В расчетной схеме № 3 реализована возможность учета термического градиента, возникающего в результате нагрева подвески НКТ в процессе добычи флюида. В этом случае возникает неоднородная деформация и соответствующие термические напряжения. Для корпуса подвески НКТ характерно приближенное логарифмическое распределение температуры.

$$T = \frac{T_i}{\ln(r_0/r_1)} \ln(r_0/r),$$

где r_0, r_1 – наружный и внутренний радиусы рассматриваемого сечения; $T_i = t_b - t_n$ – разница температур между внутренней и наружной поверхностью корпуса подвески НКТ.

Компоненты термических напряжений

$$\sigma_h^T = \frac{E \alpha T_i}{2(1-\mu) \ln(\frac{r_0}{r_1})} \left[1 - \ln \frac{r_0}{r} - \frac{r_1^2}{r_0^2 - r_1^2} \left(1 + \frac{r_0^2}{r^2} \right) \ln \frac{r_0}{r_1} \right];$$

$$\sigma_r^T = \frac{E \alpha T_i}{2(1-\mu) \ln(\frac{r_0}{r_1})} \left[- \ln \frac{r_0}{r} - \frac{r_1^2}{r_0^2 - r_1^2} \left(1 - \frac{r_0^2}{r^2} \right) \ln \frac{r_0}{r_1} \right];$$

$$\sigma_z^T = \frac{E \alpha T_i}{2(1-\mu) \ln(\frac{r_0}{r_1})} \left[1 - 2 \ln \frac{r_0}{r} - \frac{2r_1^2}{r_0^2 - r_1^2} \ln \frac{r_0}{r_1} \right];$$

где α – коэффициент линейного расширения материала корпуса подвески НКТ.

Для учета одновременного воздействия на корпус подвески НКТ термического градиента и давления используется метод линейной суперпозиции:

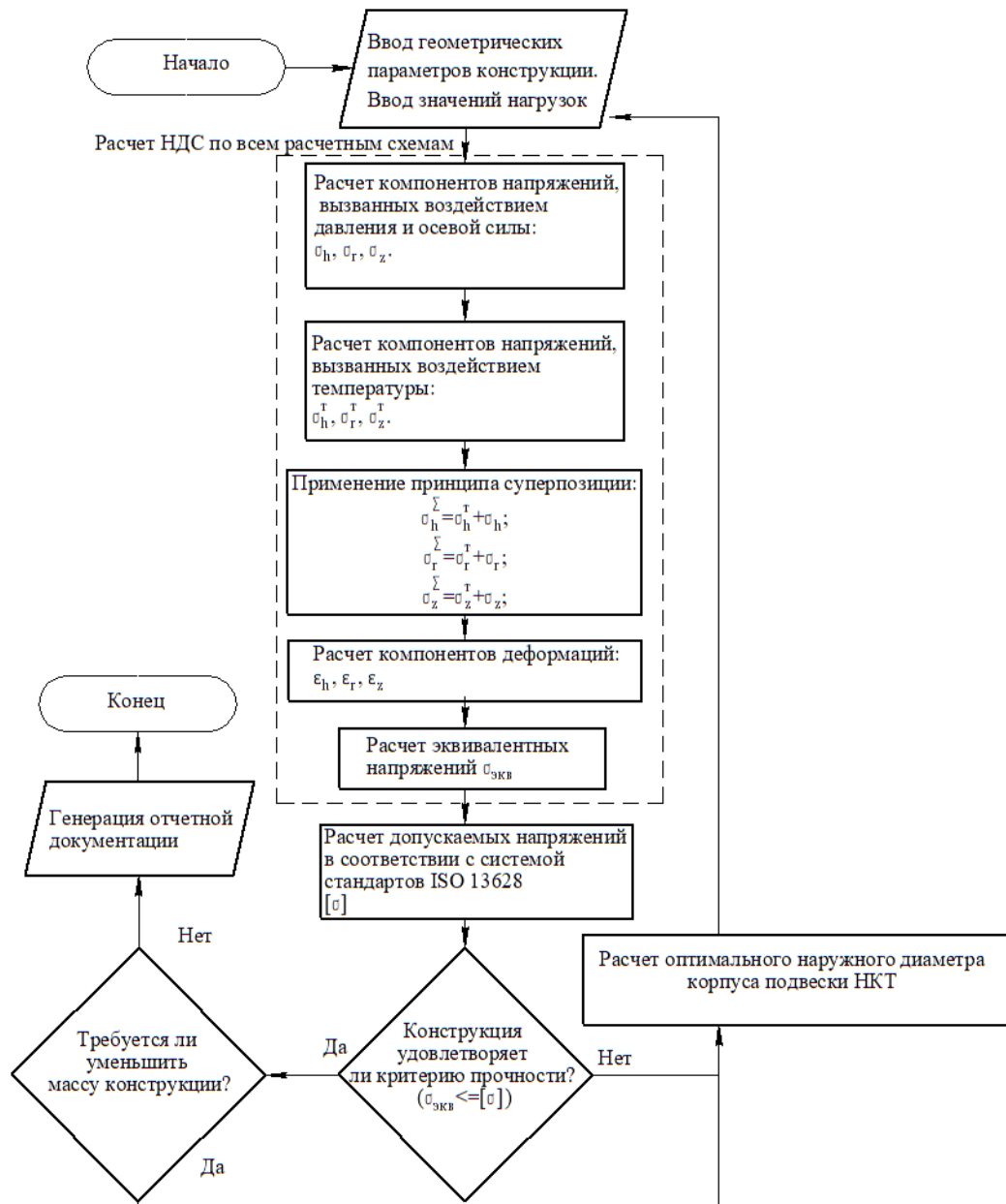


Рис. 6. Алгоритм методики расчета корпуса подвески НКТ

Численное моделирование корпуса подвески НКТ

Анализ НДС проводился в программном пакете ANSYS® Mechanical, Release 18.1 для расчетного случая, который соответствует штатной работе подвески НКТ на скважине. Задача рассматривалась в рамках упругой постановки, в качестве внешних нагрузок к корпусу подвески НКТ было приложено: давление $p = 34$ МПа в проточном Г-образном канале, осевое растягивающее усилие $N = 300$ тс от веса колонны свинченных труб, тепловые нагрузки. Общий вид расчетной схемы корпуса подвески НКТ показан на рис. 7.

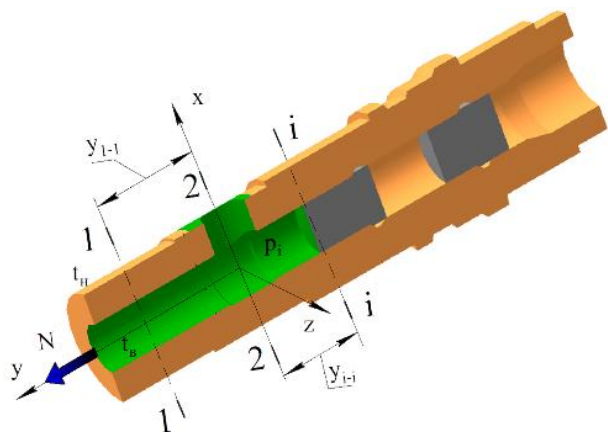


Рис. 7. Расчетная схема корпуса подвески НКТ

Место приложения давления p в расчетной схеме отмечено зеленым цветом. Следует отметить, что для учета тепловых нагрузок, вызванных перепадом температуры между внутренней и наружной стенками корпуса подвески НКТ, было реализовано решение междисциплинарной задачи, которая заключалась в проведении теплового расчета конструкции с последующим ее прочностным анализом. Решение задачи со-

стояло из двух этапов. На первом этапе в качестве тепловых нагрузок вычислялись методом конечных элементов температурные поля путем решения задачи стационарной теплопроводности, при этом граничные условия задавались как температура на внутренней поверхности корпуса подвески НКТ $t_{в}=121\text{ }^{\circ}\text{C}$ и наружной $t_{н}=2\text{ }^{\circ}\text{C}$. Поля распределения температуры показаны на рис. 8.

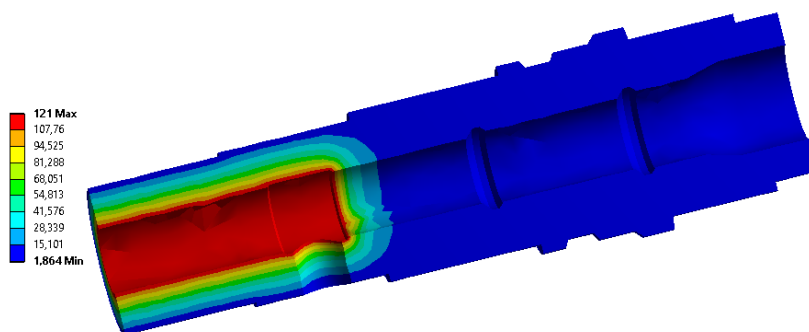


Рис. 8. Температурные поля, $^{\circ}\text{C}$

На втором этапе вычисленные температурные поля использованы в качестве граничных условий на стадии анализа НДС корпуса подвески НКТ, что позволило в конечном счете учесть помимо напряжений, вызванных воздействием давления p и осевой нагрузки, термиче-

ские напряжения, вызванные тепловым воздействием.

Поля распределения эквивалентных напряжений по конструкции корпуса подвески НКТ показаны на рис. 9.

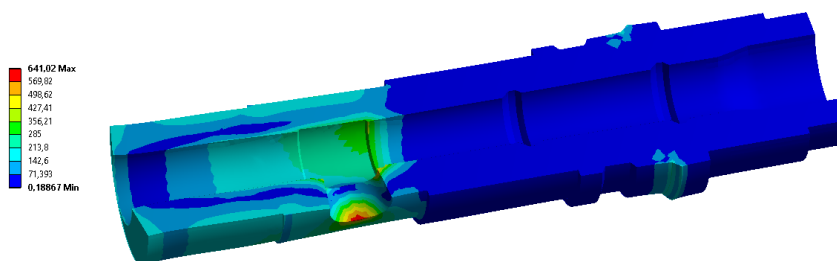


Рис. 9. Поля распределения эквивалентных напряжений, МПа

Как видно из результатов расчета, наиболее ярко выраженная концентрация напряжения наблюдается на боковом отверстии для выхода добываемого флюида в канал ПФА. В этой зоне максимальные эквивалентные напряжения составляют 641 МПа, номинальное значение напряжений вблизи зоны составляет около 236 МПа. Полученный концентратор имеет локальный характер и с точки зрения общей статической прочности не способен привести к разрушению конструкции корпуса подвески НКТ. Если использовать для изготовления корпуса трубодержателя высокопрочную марку

стали с пределом текучести 980 МПа, то допускаемые напряжения вычисляются

$$[\sigma] = \frac{2}{3} C_f \sigma_t = \frac{2}{3} \cdot 1 \cdot 641 = 653 \text{ МПа},$$

где $C_f=1$ при рабочих условиях.

Также количественная оценка эквивалентных напряжений проводилась в расчетных сечениях 1-1 и 2-2 наряду с сопоставлением результатов расчета НДС, полученных при помощи разработанной и описанной выше методики. Сопоставления результатов расчета представлены в виде графиков, показанных на рис. 10.

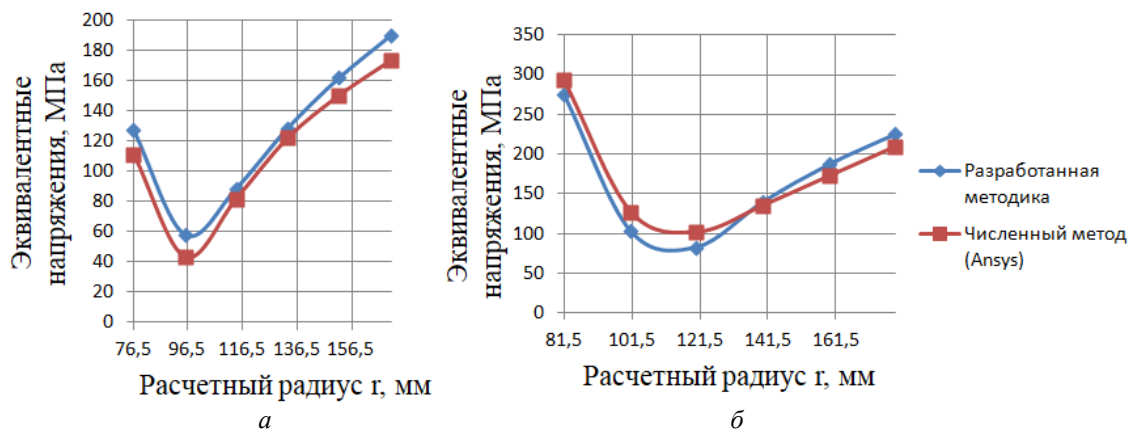


Рис. 10. Сопоставление результатов расчета:
а – сечение 1-1; б – сечение 2-2

Исходя из анализа зависимости изменения эквивалентных напряжений от расчетного радиуса r , необходимо отметить, что расхождение результатов расчета между численным методом расчета и разработанной методикой в сечении 1-1 составляет 10 % на внутреннем и наружном расчетном радиусе, это связано с тем, что при рассмотрении плоской задачи не учитывается такое явление, как деформация поперечного сечения, кроме того не учитывается влияние краевого эффекта, который возникает у торца корпуса подвески НКТ. Данный эффект возникает вследствие действия местных изгибающих напряжений в этой зоне, т. к. торец корпуса подвески НКТ нечем не подкреплён. Для сечения 2-2 максимальное расхождение составляет 16 %, что объясняется наличием в данной зоне конструктивного перехода в виде бокового отверстия для выхода добываемого флюида. Такое отверстие вызывает как местную концентрацию напряжений, так и дополнительный силовой фактор в виде изгибающего момента. Вызван данный силовой фактор смещением центра тяжести сечения 2-2 относительно общей оси симметрии конструкции корпуса.

Как можно заметить, разница результатов расчета между численным методом расчета и разработанной методикой не превышает 16 %, что говорит о приемлемости использования допущений, которые применены в разработанной методике.

Выводы

1. Проведенное компьютерное моделирование работы корпуса 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 16 %, что говорит о приемлемости использования допущений, которые применены в разработанной методике.

2. Исследование НДС корпуса подвески НКТ численным методом позволило выявить зоны локальных концентраций напряжений, что не позволяет выявлять предложенная методика. Однако такая концентрация напряжения весьма типична для зон с конструктивными переходами и не способна привести к нарушению работоспособности корпуса подвески НКТ.

3. Применение предложенной методики расчета на начальной стадии проектирования данного типа устьевого оборудования позволит уменьшить трудозатраты, связанные с разработкой численной модели конструкции с нуля. Также наряду с процедурой оценки прочности предусмотренной методикой и процедура оптимизации, которая позволит разработчикам конструкции находить оптимальные конструктивные параметры проектируемого оборудования параллельно в кратчайшие сроки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Carré, D., O'Sullivan, J. and Congo, T. E., 2009. Moho Bilondo: Subsea production system experience, Offshore Technology Conference, Houston, Texas, USA, OTC 20280.
2. 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
3. Saithala, J.R., Kharusi, A., Suryanarayana, M., Behlani, N., Nabhani, T., Implications of Failure of Alloy 718 (UNS N07718) Tubing hanger in Sour Well, Engineering Failure Analysis (2020)//Petroleum Development Oman, PO Box 81, Muscat, Soltanate of Oman.
4. Hyunjin Kim, Youngsoon Yang, Sunghye Kim. Structural Reliability Analysis of Subsea Tree Tubing Hanger.Dept.

of Naval Architecture & Ocean Engineering, Research Institute of Marine Systems Engineering, Seoul National University// Journal of the Society of Naval Architects of Korea, June 2014, p. 212-219.

5. Zhang K, Huang H, Duan ML et al (2017). Theoretical investigation of the compression limits of sealing structures in complex load transferring between subsea connector components// J Nat Gas Sci Eng 44: p. 202–213.

6. Никольс, Р. В. Конструирование и технология изготовления сосудов давления; пер. с англ. / Р. В. Никольс. – М.: Машиностроение, 1975. – 464 с.

7. 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.

8. Методы дихотомии. [Электронный ресурс]. – URL: http://www.machinelearning.ru/wiki/index.php?title=%D0%9C%D0%B5%D1%82%D0%BE%D0%B4%D1%8B_%D0%B4%D0%B8%D1%85%D0%BE%D1%82%D0%BE%D0%BC%D0%B8%D0%B8 (дата обращения 08.01.2021)

УДК: 621.735.34.041: 001.891.573

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-56-62

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. Н. Гурулев

ПРОЦЕССЫ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ РАСКАТКЕ БОЙКОМ С УГЛОМ ВЫРЕЗА 150° КОЛЬЦЕВЫХ ЗАГОТОВОК

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Моделирование пластической деформации и течения металла в стальных кольцевых заготовках при горячей раскатке на оправке проводилось методом конечных элементов. Моделировались несколько последовательных обжатий бойком с углом выреза 150°. Показано, что при использовании бойка с углом выреза 150° максимальное усилие требовалось при втором обжатии. Анализ направления течения металла при обжатии показал, что под вершиной ромбического бойка расположена застойная зона, в которой практически отсутствует перемещение металла в горизонтальном и в вертикальном направлениях. Ширина застойной зоны увеличивается при приближении к цилиндрической оправке. При первых двух обжатиях формируются два участка практически по всей толщине кольца, где пластическая деформация не превышает 2 %.

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

L. M. Gurevich, V. F. Danenko, D. N. Gurulev

PROCESSES OF PLASTIC FLOW DURING ROLLING WITH 150° ANGLE NOTCH OF RING BLANKS

Volgograd State Technical University

Finite element modeling of plastic deformation and metal flow in steel ring blanks during hot rolling on a mandrel was carried out. Several successive compressions by a striker with a notch angle of 150° were simulated. It is shown that when using a striker with a notch angle of 150°, the maximum force was required during the second compression. An analysis of the direction of metal flow during compression showed that a stagnant zone is located under the top of the rhombic striker. Movement of metal in horizontal and vertical directions is practically absent in this zone. The width of the dead zone increases as one approaches the cylindrical mandrel. During the first two compressions, two sections are formed almost over the entire thickness of the ring, where the plastic deformation does not exceed 2 %.

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

Раскатка проводится для увеличения диаметра кольцевой заготовки за счет уменьшения толщины стенок путем последовательных обжатий между двумя ковочными инструментами [1]. Технологическая схема раскатки кольца определяет полноту преобразования литой макроструктуры слитка с характерными дефектами (усадочная пористость, раковины) в плотную деформированную. Большое значение

имеет правильный выбор значений основных механических параметров раскатки: единичного обжатия и угла выреза бойков, определяющих качество получаемой заготовки. В работах [2; 3; 4] на основании экспериментальных исследований показано, что процесс раскатки вырезным ромбическим бойком протекает в условиях расчленения течения металла под верхним инструментом, при этом меняется и структура

потоков металла: встречное течение металла в вырез бойка позволяет отнести по характеру напряженного состояния эти потоки к потокам, действующим у контактной поверхности с оправкой.

В последние годы для прогнозирования течения металла в процессе обработки металлов давлением под действием деформирующих нагрузок применяются специализированные (QForm, Deform) и универсальные программные комплексы (ANSYS, SIMULIA/Abaqus, MSC Software Marc) и др. [5; 6], использование которых позволяет:

оптимизировать режимы технологических процессов, включая параметры используемого инструмента, скорости и величины режимов деформирования, с минимальным объемом натурных экспериментов;

прогнозировать сохранение или возникновение дефектов в заготовке и повреждение инструмента.

Однако оптимизации процесса раскатки на дорне (оправке) кольцевых заготовок посвящен очень ограниченный круг работ [7; 8; 9], в которых отсутствует подробный анализ изменения напряженно-деформированного состояния при раскатке на оправке стальных кольцевых заготовок инструментом с различной формой бойка.

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

Методика исследования

Моделировалось обжатие кольцевой заготовки (наружный диаметр $\varnothing 800$ мм, внутренний $\varnothing 600$ мм, ширина 300 мм) из стали 45 при температуре 900°C . Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Dassault Systemes), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Используемая схема процесса раскатки с бойком с углом выреза 150°C показана на рис. 1. Материалы элементов деформируемой системы (кольцевой заготовки) задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной

пластической деформации. Для расчета упрочнения материалов в результате пластического деформирования использовали данные [10]. Влияние скорости деформирования в связи с низким значением не учитывалось. Боек с углом выреза 150°C и оправка выполнялись как жесткое тело (*analytical rigid*), не требующее создания конечно-элементной сетки. Для снижения времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по ширине кольца – 20 мм; в поперечном сечении – 3 мм.

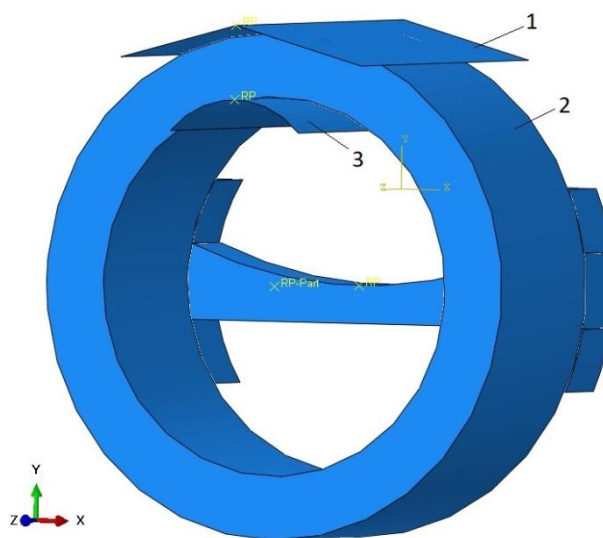


Рис. 1. Схема моделирования раскатки кольцевой заготовки:

1 – кольцевая заготовка; 2 – боек с углом выреза 150°C ; 3 – оправка

Моделировались четыре последовательных единичных обжатия раскатки с вертикальным перемещением бойка с момента касания раскатываемого кольца 8,75 мм. После завершения каждого единичного обжатия плоский боек поднимался на высоту, допускающую свободный поворот кольцевой заготовки. Угол поворота кольцевой заготовки после каждого единичного обжатия составлял в первом варианте моделирования $0,2$ радиана, а во втором $0,25$ радиана. После завершения поворота цикл повторялся.

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

Обсуждение полученных результатов

Изменение усилий, развивающихся при деформировании стальной кольцевой заготовки в

процессе четырех последовательных обжатий при углах поворота 0,2 и 0,25 радиана показано на рис. 2.

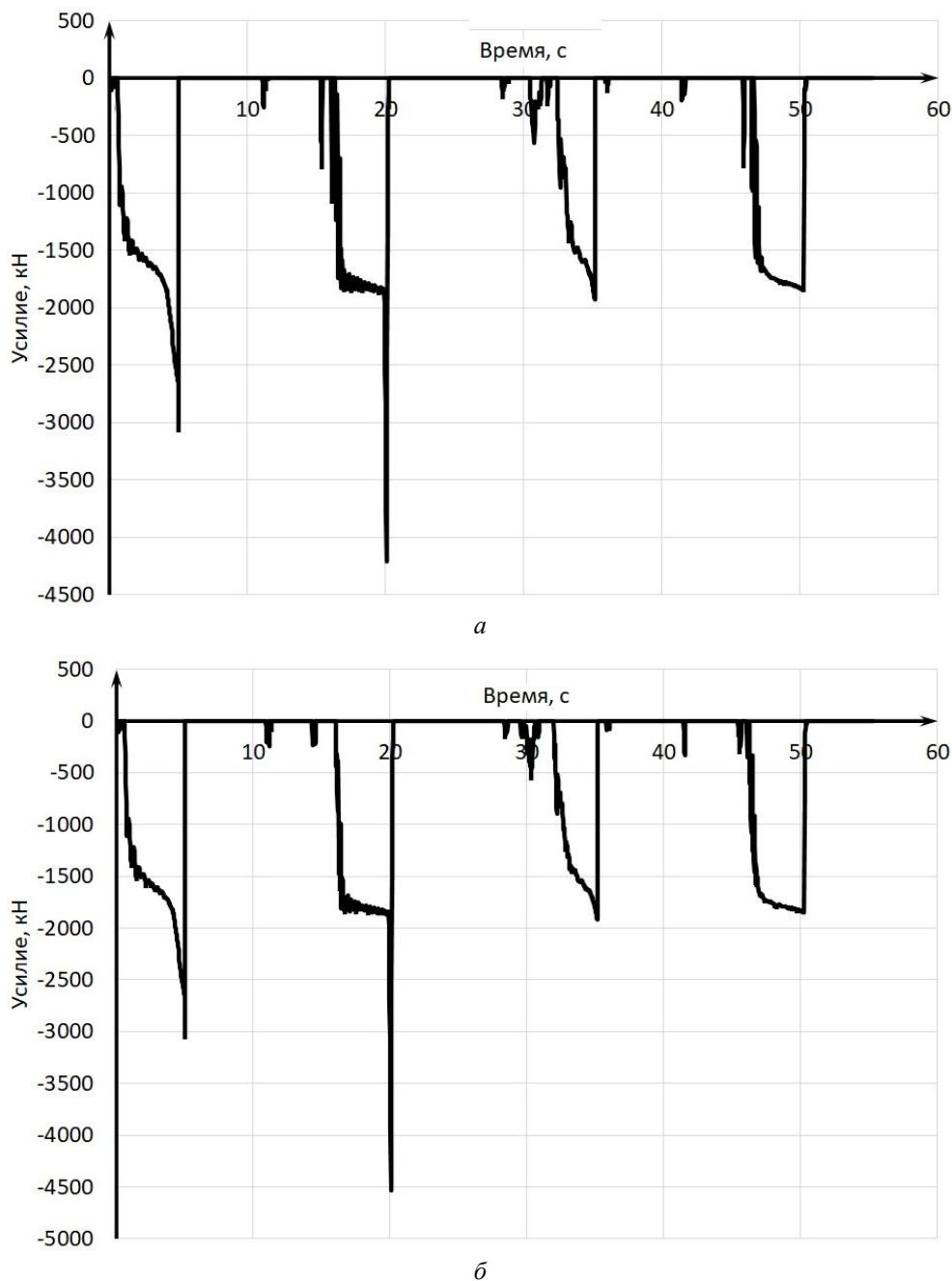


Рис. 2. Изменение усилий, необходимых для деформирования стальной кольцевой заготовки на четырех последовательных обжатиях со степенью деформирования 10 (а) и 20 % (б)

Характер изменения усилий для бойка с вырезом значительно отличается от деформации плоским бойком [9]. При использовании плоского бойка максимальные усилия наблюдались при первом обжатии, а затем на втором обжатии усилие снижается примерно на 15–

20 %, что, вероятно, связано с уменьшением длины дуги деформируемой поверхности при втором и последующих обжатиях. При использовании бойка с углом выреза 150° максимальное усилие требовалось при втором обжатии, что может быть связано с необходимостью де-

формации участка, находящегося между наклонными поверхностями бойка, к которому, по данным [2; 3 и 4], должно происходить встречное течение металла в вырез бойка. Изменение угла разового поворота привело к некоторому росту усилия на втором обжатии, усилие при третьем и четвертом цикле разового обжатия практически не изменялось.

Анализ направления течения металла при обжатии (рис. 3) показал, что под вырезом бойка расположена застойная зона, в которой практически отсутствует перемещение металла как в горизонтальном (рис. 3, а), так и в вертикальном направлении (рис. 3, б). Ширина этой застойной зоны увеличивается по мере приближения к цилиндрической оправке.

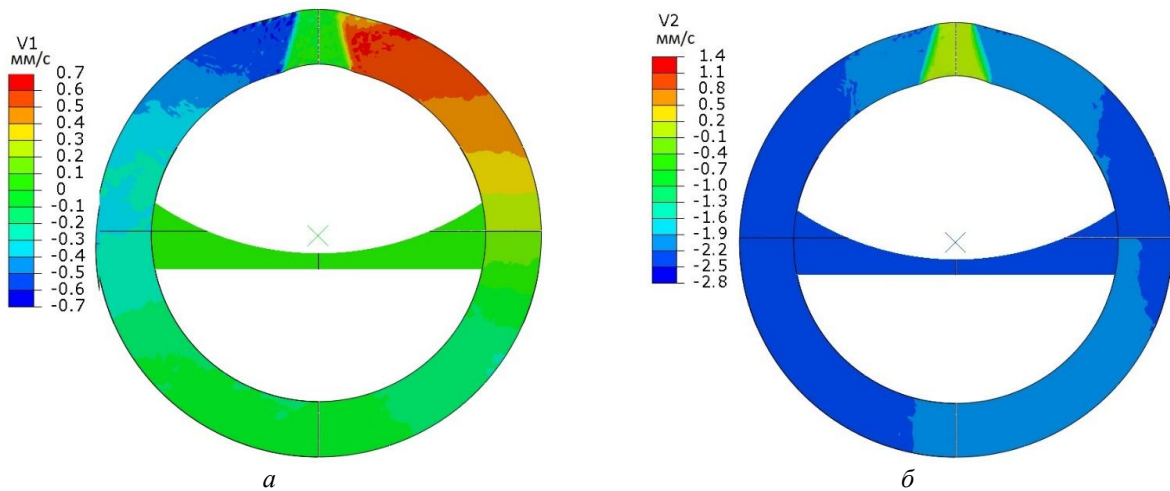


Рис. 3. Распределение скоростей смещения металла под вырезным бойком в конце первого разового обжатия: а – скорость V_1 в горизонтальном направлении; б – скорость V_2 в вертикальном направлении

Характер расположения продеформированных зон в раскатываемой заготовке радикально отличается от полученных при осадке плоским бойком [9], когда X-образные локальные зоны пластического деформирования от первого

и последующих обжатий, практически не пересекались при выбранном угле поворота после обжатия 0,2 радиана, за исключением наружной и внутренней поверхности заготовки.

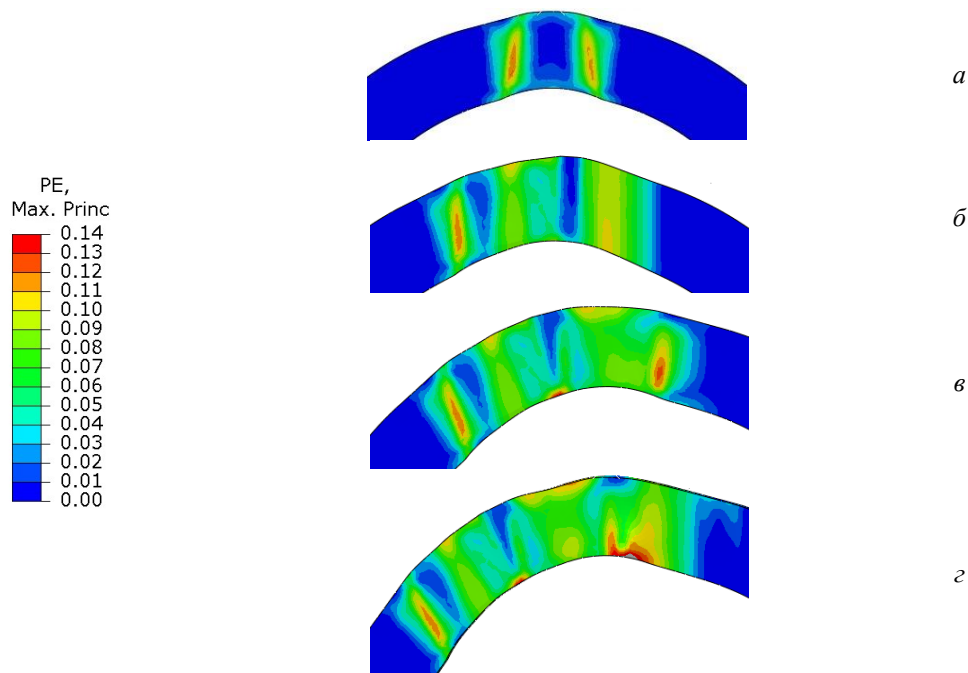


Рис. 4. Визуализация эквивалентной пластической деформации на торцевой поверхности кольцевой заготовки при величине смещения бойка с момента начала касания кольцевой заготовки 8,75 мм и угле поворота 0,2 радиана: а – после первого обжатия; б – после второго обжатия; в – после третьего обжатия; г – после четвертого обжатия

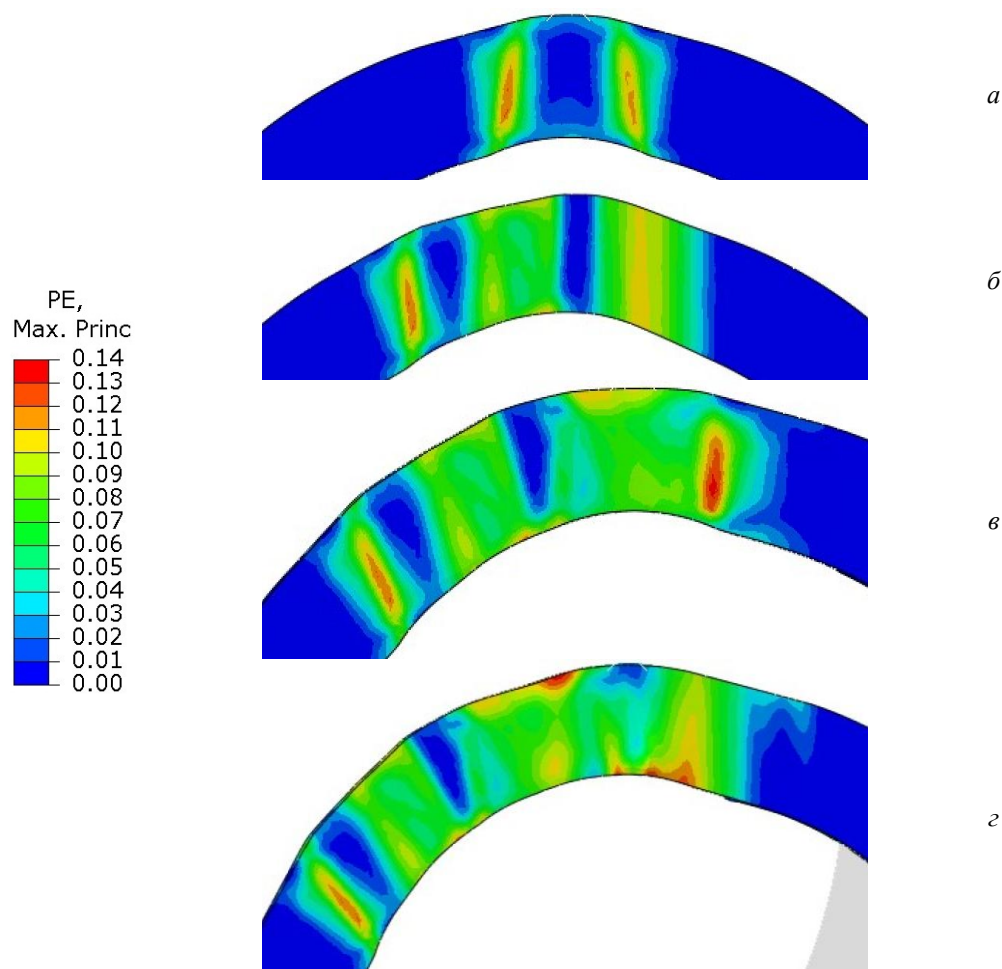


Рис. 5. Визуализация эквивалентной пластической деформации на торцевой поверхности кольцевой заготовки при величине смещения бойка с момента начала касания кольцевой заготовки 8,75 мм и угле поворота 0,25 радиана: а – после первого обжатия; б – после второго обжатия; в – после третьего обжатия; г – после четвертого обжатия

Площадь непроработанного сформировавшегося после первого обжатия участка уменьшается в процессе второго обжатия, но одновременно формируется новый недеформированный участок, размеры которого меньше первого. Таким образом, после первого и второго обжатия возникают два участка практически по всей толщине кольца, где пластическая деформация не превышает 2 %. При последующих обжатиях размеры этих недеформированных участков несколько уменьшаются, но они не исчезают. Это характерно для обоих моделированных углов поворота (0,2 радиана и 0,25 радиана) после каждого цикла обжатия. В этих участках возможно сохранение исходной литой структурой, а, следовательно, заготовка после раскатки будет иметь локальные зоны с пониженными механическими характеристиками.

Зона максимальных напряжений по Мизесу

при раскатке с использованием ромбического бойка с углом выреза 150° значительно шире, чем при применении плоского бойка [9]. При раскатке плоским бойком X-образный характер распределения эквивалентной пластической деформации при величинах обжатия соответствовал X-образному характеру распределения максимальных эквивалентных напряжений по Мизесу, превышающих предел текучести при выбранной температуре деформации. Зона формирующихся эквивалентных напряжений при раскатке бойком с вырезом 150° с каждым обжатием постепенно увеличивается (рис. 6).

При раскатке важно учитывать уширение заготовки для получения нужных размеров. На рис. 7 и 8 показаны величины осевой деформации PE33 после 1-го и 4-го единичных обжатий на торцевой поверхности и в средней части кольцевой заготовки.

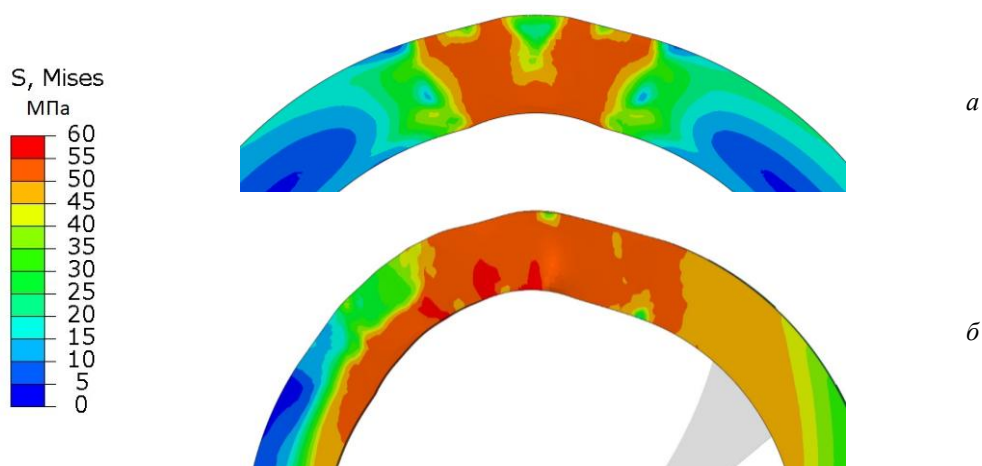


Рис. 6. Визуализация эквивалентных напряжений по Мизесу в участках кольцевой заготовки на торцевых поверхностях при угле поворота 0,2 радиана:
a – при окончании первого обжатия; *б* – при окончании четвертого обжатия

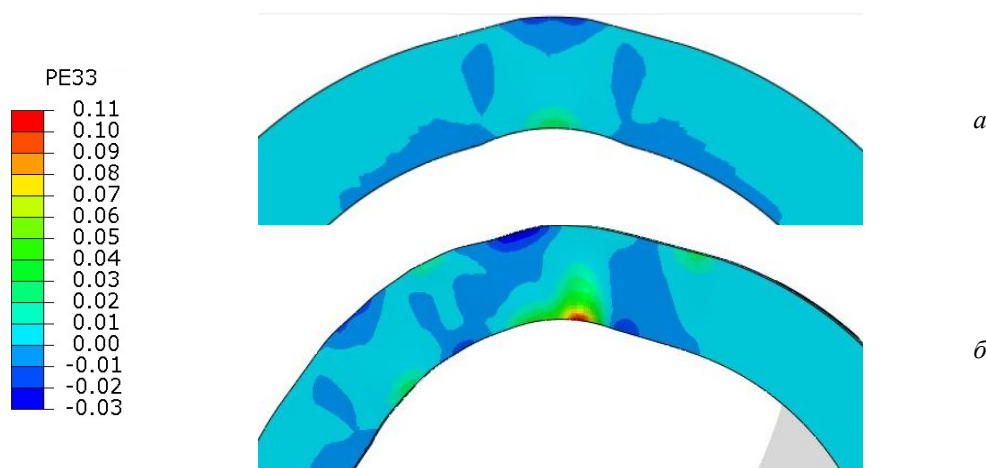


Рис. 7. Визуализация осевых (продольных) деформаций PE33 на торцевых поверхностях заготовки при угле поворота 0,2 радиана:
a – после первого обжатия; *б* – после четвертого обжатия

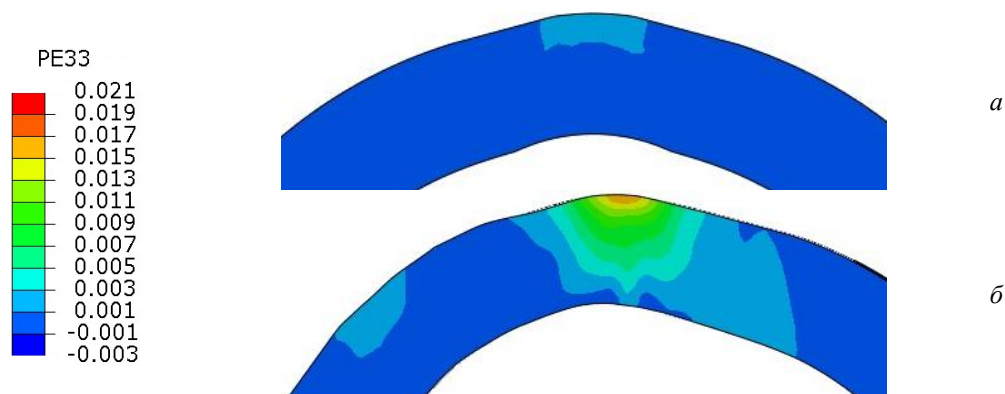


Рис. 8. Визуализация осевых (продольных) деформаций PE33 в средней части заготовки при угле поворота 0,2 радиана:
a – после первого обжатия; *б* – после четвертого обжатия

В средней части заготовки величина продольных деформаций (уширения) не превышает после четвертого обжатия 2 %, а на торцевой поверхности вблизи с поверхностью контакта с цилиндрической оправкой локальное уширение достигает 11 %.

Выводы

1. Проведенное моделирование четырех последовательных единичных обжатий двух вариантов раскатки на оправке с углами поворота после каждого обжатия 0,2 и 0,25 радиан) показало, что в обоих случаях максимальные усилия наблюдались при втором обжатии, а при последующих обжатиях усилие снижается более чем в 2 раза, что объясняется уменьшением длины дуги деформируемой поверхности.

2. Моделирование показало, что при первом и втором обжатия формируются два участка практически по всей толщине кольца, где пластическая деформация не превышает 2 %. При последующих обжатиях для обоих моделированных углов поворота (0,2 радиана и 0,25 радиана) размеры недеформированных участков несколько уменьшаются, но они не исчезают.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Константинов, И. Л. Технологияковки / И. Л. Константинов, С. Б. Сидельников. – Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2020. – 216 с.
2. Гурулев, Д. Н. Влияние формы инструмента на механические свойства кольцевой заготовки при раскатке / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – С. 84–86.
3. Гурулев, Д. Н. Влияние формы бойка на интенсивность деформации при раскатке кольцевой заготовки / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина, С. В. Палаткин, А. А. Барон, М. Ф. Ахрименко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2020. – С. 30–32.
4. Гурулев, Д. Н. Распределение потока металла кольцевой заготовки при раскатке в вырезных бойках / Д. Н. Гурулев, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – С. 45–49.
5. Гуревич, Л. М. Моделирование процессов деформирования слоистых титано-алюминиевых композитов в процессе изгиба / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, О. С. Киселев, В. Ф. Даненко, С. П. Писарев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – С. 11–15.
6. Фрункин, Д. Б. Применение системы САЕ-моделирования MSC. MARC для оптимизации технологии формообразующих операций на производстве сварных прямошовных труб большого диаметра АО "Волжский трубный завод" / Д. Б. Фрункин, Л. М. Гуревич, И. Л. Пермиков, А. С. Христофоров, П. П. Титаренко // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 8 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 103–110.
7. Алимов, А. И. Совершенствование технологии изготовления колец из титанового сплава ВТ6 путем определения рациональных режимов деформирования: автореф. дис. на соиск. учен. степ. канд. техн. наук (05.02.09) / Алимов Артем Игоревич; Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана. – Москва, 2017. – 16 с.
8. Алиев, И. С. Получение полых сложнопрофильных изделий ковкой из слитков / И. С. Алиев, Я. Г. Жбанков, С. В. Мартынов // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2019. – № 5. – С. 121–130.
9. Гуревич, Л. М. Процессы пластического течения при раскатке плоским бойком кольцевых заготовок на оправках / Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко, Д. Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 (265) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 75–82.
10. Третьяков, А. В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: справочник / А. В. Третьяков, В. И. Зюзин. – М.: Металлургия, 1973. – 224 с.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-62-64

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

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ КОНТАКТА ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ НА ТЕПЛОПРОВОДНОСТЬ СТЫКА*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: matlin@vstu.ru

В работе описаны исследования влияния параметров шероховатых поверхностей, в том числе твердости материала и вида механической обработки поверхности, на относительную фактическую площадь контакта и теплопроводность стыка.

Ключевые слова: контактная теплопроводность, фактическая площадь контакта, пластическая твердость, механическая обработка.

© Матлин М. М., Казанкин В. А., Казанкина Е. Н., Капинослова Е. В., 2022.

* Работа выполнена в рамках конкурса МК-2021 (грант Президента России № МК-84.2021.4)

M. M. Matlin, V. A. Kazankin, E. N. Kazankina, E. V. Kapinosova
**INFLUENCE OF CONTACT PARAMETERS OF ROUGH SURFACES
 ON THE CONTACT THERMAL CONDUCTIVITY**

Volgograd State Technical University

The paper describes the research of the influence of the parameters of rough surfaces, including the hardness of the material and the type of surface machining, on the relative actual contact area and contact thermal conductivity of the joint.

Keywords: contact thermal conductivity, actual contact area, plastic hardness, machining.

Прогнозирование теплопроводности стыка деталей является одним из важных аспектов проектирования соединений. Для многих соединений (например, детали авиационной техники или городской инфраструктуры) обеспечение заданной теплопроводности является основным критерием работоспособности. Как известно [1], термическое сопротивление, а значит и теплопроводность, зависят от теплопроводности межконтактной среды (прослойки газа между поверхностями) и теплопроводности непосредственного контакта. Однако, как показано в работе [2], при температуре теплоотдающего материала менее 1000 °С (наиболее распространенный случай теплового взаимодействия) можно пренебречь тепловым пото-

ком, передающимся излучением через межконтактный зазор. В связи с этим при определении теплопроводности контакта не учитывается теплопроводность межконтактной среды.

Для оценки влияния различных факторов на величину теплопроводности была использована разработанная авторами программа для определения теплопроводности стыка, позволяющая определять фактическую площадь контакта как для случая контакта деталей двойкой кривизны, так и для случая контакта шероховатых поверхностей, а затем на основе полученных значений определять значение теплопроводности контакта. Скриншот разработанной программы представлены на рис. 1. Программа имеет понятный интерфейс и удобна для пользователя.

Рис. 1. Интерфейс программы для ЭВМ для определения фактической площади контакта и контактной теплопроводности

В тоже время разработанная программа учитывает изменение теплопроводности материала при изменении его температуры. Для выбора значений теплопроводности материалов при различных температурах использовались данные работы [3].

Теплопроводность стыка определяется на основе зависимостей, описанных в работе [4], по следующей формуле

$$C_T = \frac{2 \cdot \lambda \cdot \eta}{\pi \cdot a}, \quad (1)$$

где λ – приведенный коэффициент теплопроводности материалов контактирующих деталей; a – радиус площадки микроконтакта (обычно принимается 30 мкм); η – относительная фактическая площадь контакта.

Относительная фактическая площадь кон-

такта определяется по формуле, представленной в работе [5]

$$\eta_r = \left(\frac{\alpha}{R_{max}} \right)^v \cdot b \cdot a^*, \quad (2)$$

где b и v – параметр кривой опорной поверхности; α – полное сближение в контакте; R_{max} – наибольшая высота профиля; a^* – коэффициент, показывающий соотношение упругой и остаточной составляющих сближения в контакте.

Полное сближение определяли по зависи-

мостям, разработанным авторами и приведенным в работе [5].

На рис. 2 приведен график зависимости теплопроводности стыка от уровня твердости материала контактирующих деталей. Из рисунка видно, что при увеличении уровня твердости материалов контактирующих тел теплопроводность уменьшается. Это связано с уменьшением пластической деформации и, соответственно, относительной фактической площади контакта, вызванным увеличением твердости материала.

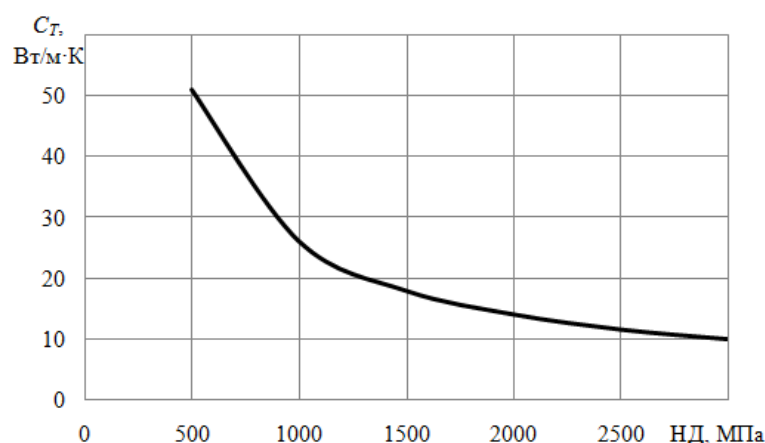


Рис. 2. График зависимости теплопроводности стыка от уровня твердости материалов контактирующих тел

Влияние обработки поверхности на теплопроводность стыка деталей

Вид обработки	Параметры опорной кривой		Радиус микро-выступов, мкм	Максимальная высота микро-выступов, мкм	Теплопро-водность стыка, Вт/К·м
	b	v			
Строгание	2	2	230	10	32,6
Фрезерование	0,55	1,65	900	10	36,9
Точение	1,4	1,95	20	10	27,3

Из таблицы видно, что величина теплопроводности стыка значительно отличается в зависимости от параметров шероховатости поверхности, при исследованных параметрах шероховатости разница составляет до 30 %. При этом в работе [6] показано, что при различных видах обработки поверхности теплопроводность может отличаться в несколько раз.

Таким образом, при прогнозировании теплопроводности стыка шероховатых поверхностей деталей необходимо иметь достоверные данные о контактной жесткости стыка, что позволит получить наиболее достоверные данные о теплопроводности стыка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, В. М. Теплообмен в зоне контакта разъемных и неразъемных соединений / В. М. Попов. – М.: Энергия, 1971. – 216 с.

2. Основы теплопередачи в авиационной и ракетно-космической технике: учебник для авиационных специальностей вузов / В. С. Авдеевский, Б. М. Еалицейский, Г. А. Глебов и др.; под общ. ред. В. С. Авдеевского, В. К. Кошкина. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1992, 327 с.

3. Лариков, Л. Н. Тепловые свойства металлов и сплавов: справочник / Л. Н. Лариков, Ю. Ф. Юрченко. – Киев, Наукова думка, 1985. – 440 с.

4. Попов, В. М. Контактное термосопротивление в узлах автомобилей с клеємеханическими соединениями / В. М. Попов, А. Н. Швырев, И. А. Коломыцева, Д. А. Тарасов // Актуальные направления научных исследований XXI века: теория и практика. – 2018. – Т. 6. – № 7 (43). – С. 97–104.

5. Матлин, М. М. Жесткость упругопластического контакта деталей машин : монография / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – М.: Машиностроение, 2015. – 217 с.

6. Буянов, А. Б. Исследование контактного теплового сопротивления в системах «СПП-Охладитель» / А. Б. Буянов, С. И. Степанов, В. И. Крылов // Известия Петербургского университета путей сообщения. – 2007. – № 4(13). – С. 107–114.

УДК 621.01:539.431

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-65-69

*А. Н. Савкин, А. А. Седов, К. А. Бадиков, А. А. Барышников***КИНЕТИКА РАЗВИТИЯ ТРЕЩИН ТИТАНОВОГО СПЛАВА ПТ-3В
В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: savkin@vstu.ru

Для титанового сплава ПТ-3В (псевдо- α структуры) проведено исследование кинетики роста трещины при внешнем циклическом нагружении с различной последовательностью амплитуд напряжений. Испытания проводились по стандарту ASTM-647 на плоских образцах типа С(Т), изготовленных из листового проката. Использовались образцы в исходном состоянии (глобулярная структура), а также после термической обработки (пластинчатая структура). Показаны микроструктуры данного сплава. Показаны результаты оценки роста усталостных трещин, которые во многом зависят от последовательностей амплитуд переменного напряжения и вида структурного состояния.

Ключевые слова: история нагружения, ускорение и замедление роста усталостных трещин при различной структуре титанового сплава.

*A. N. Savkin, A. A. Sedov, K. A. Badikov, A. A. Baryshnikov***KINETICS OF CRACK DEVELOPMENT OF PT-3V TITANIUM ALLOY
IN DIFFERENT STRUCTURAL STATES****Volgograd State Technical University**

For titanium alloy PT-3V (pseudo- α structure), the kinetics of crack growth was studied under external cyclic loading with different sequences of stress amplitudes. The tests were carried out according to the ASTM-647 standard on flat samples of the C (T) type, made from sheet metal. Samples were used in the initial state (globular structure), as well as after heat treatment (lamellar structure). The microstructures of this alloy are shown. The results of evaluation of fatigue crack growth are shown, which largely depend on the sequences of alternating stress amplitudes and the type of structural state.

Keywords: loading history, acceleration and deceleration of fatigue crack growth for different structures of titanium alloy.

Введение

Титановые сплавы находят в настоящее время широкое применение в машиностроении [1; 2]. Титановый сплав ПТ-3В относится к сплавам с псевдо- α структурой, находит широкое применение в судостроении. Конструктивные элементы, изготовленные из титановых сплавов испытывают переменные нагрузки, при длительном их воздействии в очагах концентрации напряжений могут зарождаться усталостные трещины [3; 4]. Кинетика роста усталостных трещин зависит от прочностных особенностей структуры используемого материала, геометрии конструктивного элемента, характера переменного силового воздействия, воздействия окружающей среды [5; 6]. Целью настоящей работы было изучение поведения кинетики роста усталостной трещины в титановом сплаве ПТ-3В в различном структурном состоянии при разных взаимодействиях амплитуд внешнего циклического нагружения.

**Материал, образцы, методика
испытаний**

Для испытания использовали псевдо- α титановый сплав ПТ-3В в различном структурном состоянии. Микроструктура сплава в различном структурном состоянии показана на рис. 1. Глобулярная структура (а) для данного сплава представлена в состоянии поставки и показана на электронном микроскопе Versa 3D. Структура представлена зернами размерами 180–250 нм окаймленная пластинами α -фазы, а внутри зерен на фоне β -фазы – мелкими фрагментами α -фазы. Для получения пластинчатой структуры была проведена термообработка образцов из титанового сплава, которая включала нагрев в печи до 1030 градусов в течение 30 мин и дальнейшее охлаждение на воздухе. Термическая обработка сплава ПТ-3В увеличила прочность сплава σ_B на 5 % и повысила предел текучести $\sigma_{0.2}$ на 14 %, что одновременно снизило пластичность δ на 58 %. Это естественно должно сказаться на ки-

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

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

нетику роста усталостной трещины. Пластинчатая структура (б) показана с увеличением 500 раз и представлена зернами 200–400 мкм с выделе-

ниями по границе зерен β -фазы. Механические свойства сплава при различном структурном состоянии показаны в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства титанового сплава ПТ-3В

Титановый сплав ПТ-3В	σ_B МПа	$\sigma_{0.2}$ МПа	δ %	$E \cdot 10^5$ МПа
Глобулярная структура	764	660	10.6	1.06
Пластинчатая структура	805	753	4.4	1.18

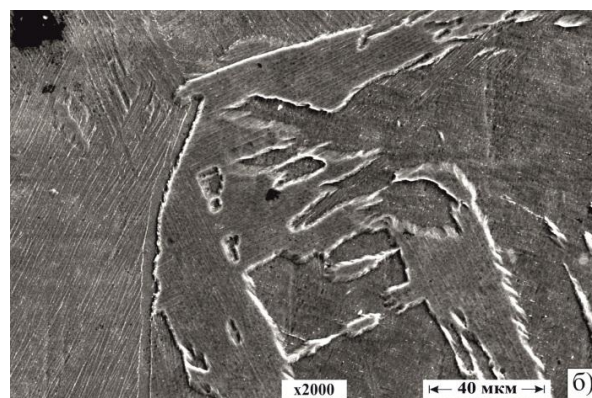
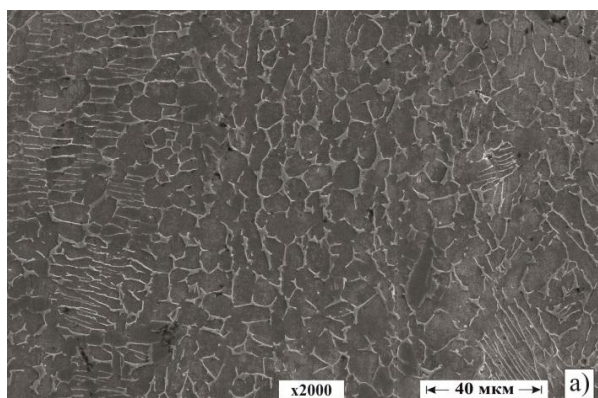


Рис. 1. Титановый сплав ПТ-3В:
а – глобулярная; б – пластинчатая структура

Испытания проводились на сервогидравлической машине Nano 25 kN фирмы Biss (Индия). Методика испытаний соответствовала требованиям ASTM E647-08. Исследования проводились на компактных образцах типа С(Т), изготовленного из листового проката толщиной 5 мм. Для выращивания трещины проводилось предварительное растрескивание с параметрами: $P_{\max}=3$ кН, $R=0.1$, $a_0=14$ мм. В режиме реального времени применялся дат-

чик открытия трещины, измеряющем расстояние между кромками образца. На рис. 2 показана схема нагружения.

Были проведены нагружения, в которых цикл перегрузки состоял из комбинации растягивающих и сжимающих полуциклов различной последовательности (перегрузка OL – недогрузка UL и наоборот). Применена асимметрия цикла блока постоянной амплитуды $R=0.7$, $P_{\max}=4$ кН. Для комбинаций UL-OL и OL-UL перегрузка составляла $ov=30\text{--}50\%$ (рис. 2).

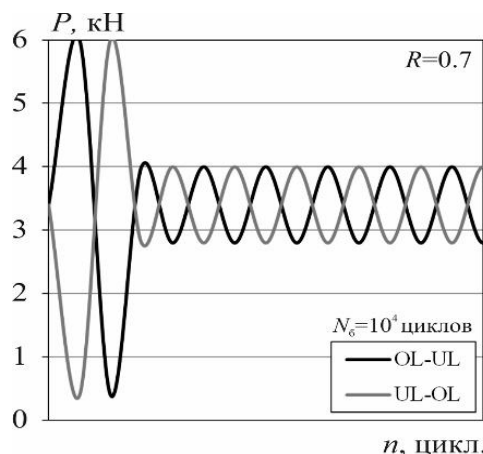


Рис. 2. Схема силового нагружения образцов титанового сплава ПТ-3В для исследования влияния взаимодействия амплитуд нагружений

Кинетика роста усталостной трещины в титановом сплаве ПТ-3В в различном структурном состоянии

Регулярное нагружение. Изучение физической природы усталостного разрушения необходимо начинать с регулярного нагружения. На кинетику развития трещин при регулярном нагружении оказывают влияние значение максимальной нагрузки $P_{\max}$, ее размах ΔP , также асимметрия цикла нагружения R . На основании зависимостей кинетики роста трещины $a\text{-lg}N$, полученных с использованием датчика раскрытия трещины, контроллер испытательной машины автоматически оценивает скорость роста da/dN и размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK в устье трещины по методике.

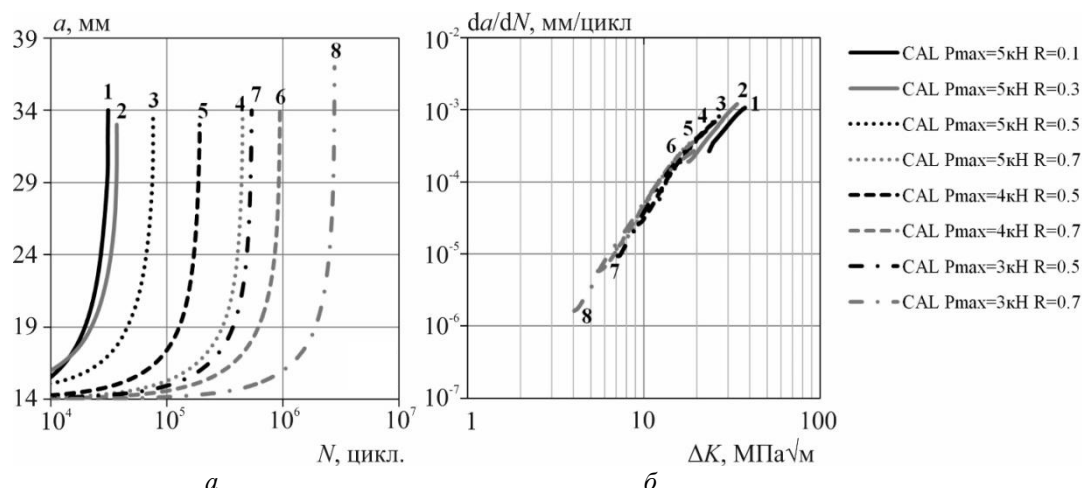


Рис. 3. Кривые роста (а) и КДУР (б) для испытаний при регулярном нагружении с различной асимметрией R для титанового сплава ПТ-3В в глобулярной структуре

В рабочих условиях многие детали конструкций подвергаются нагружениям с асимметрией R :

$$R = \frac{P_{\min}}{P_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \quad (1)$$

Скорость распространения усталостной трещины растет с увеличением R , также увеличение R вызывает сдвиг критических КИН порогового размаха ΔK_{th} и предельного значения ΔK_c влево (рис. 3). Таким образом, при увеличении R значительно снижаются ΔK_{th} и ΔK_c . Объяснение влияния R на скорость роста трещины основано на анализе эффекта закрытия трещины. Для описания закрытия трещины было введено понятие относительного коэффициента закрытия трещины U :

$$U = \frac{\Delta K_{эфф}}{\Delta K} \quad (2)$$

Испытания титанового сплава ПТ-3В в глобулярном состоянии структуры при регулярном нагружении показали, что в исследуемом диапазоне R и P_{max} , кинетика развития усталостных трещин была близка между собой (рис. 3). Параметры кривой Пэриса составили для глобулярной структуры $C=3.8 \cdot 10^{-13}$ и $n=3.35$, а кривые КДУР располагались в узком диапазоне эквидистантных кривых, связанных с различием коэффициента асимметрии R и размаха переменной нагрузки в пределах 1.2–4.5 кН. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения (КДУР) при увеличении $R=0.7$ смещаются вниз

и немного влево по сравнению с кривыми КДУР при асимметриях $R=0.3$ и 0.5 . Для пластинчатой структуры было принято $C=1.6 \cdot 10^{-13}$, а наклон КДУР оставили $n=3.35$.

Исследование кинетики роста усталостных трещин в титановом сплаве ПТ-3В при перегрузочных воздействиях UL-OL и OL-UL

В табл. 2 показаны продолжительности роста усталостных трещин в исследованной титановом сплаве ПТ-3В при различных типах перегрузочных воздействий. На основании кривых роста усталостных трещин $a-\lg N$ были построены кривые (КДУР), позволяющие оценивать динамику роста усталостных трещины при различных типах внешнего силового воздействия (рис. 2).

Кривые КДУР для испытания с перегрузкой OL-UL близки между собой и незначительно смещены вправо от кривой КДУР регулярного нагружения (рис. 4, а), причем основное отклонение наблюдается в области низких скоростей роста усталостной трещины (в околопороговой области). Кривые КДУР с перегрузками UL-OL (рис. 4, б) показывают значительное отклонение от КДУР регулярного нагружения со смещением вниз и увеличением замедления трещины. Перегрузки overload = (30–50) % в возмущающем воздействии UL-OL приводят к замедлению трещины для ов. = 30 % – в 1.9 раза, ов. = 40 % – в 9.2 раза, ов. = 50 % – в 16.6 раза по сравнению с регулярным нагружением.

Таблица 2

Влияние перегрузок ov на продолжительность роста трещин в титановом сплаве ПТ-3В при различных типах перегрузок

Величина перегрузки overload, ov %	Титановый сплав ПТ-3В			
	Глобулярная структура		Пластинчатая структура	
	Недогрузка-перегрузка	Перегрузка-недогрузка	Недогрузка-перегрузка	Перегрузка-недогрузка
	UL-OL	OL-UL	UL-OL	OL-UL
0	959940	959940	2689732	2689732
30	1820365	850086	—	—
40	8710581	1074206	—	—
50	15843169	1260127	36325222	8067000

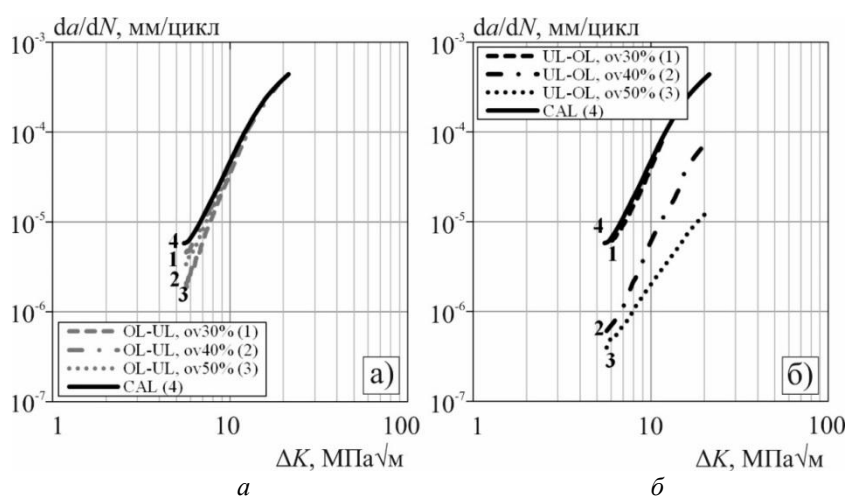


Рис. 4. КДУР для испытаний титанового сплава ПТ-3В (глобулярная структура) при перегрузочно-недогрузочных (OL-UL) (а) и недогрузочно-перегрузочных (UL-OL) (б) и возмущающих воздействиях $R=0.7$ в сравнении с регулярным нагружением (CAL) $R=0.7$ при разных значениях перегрузки $ov = 30-50$ %

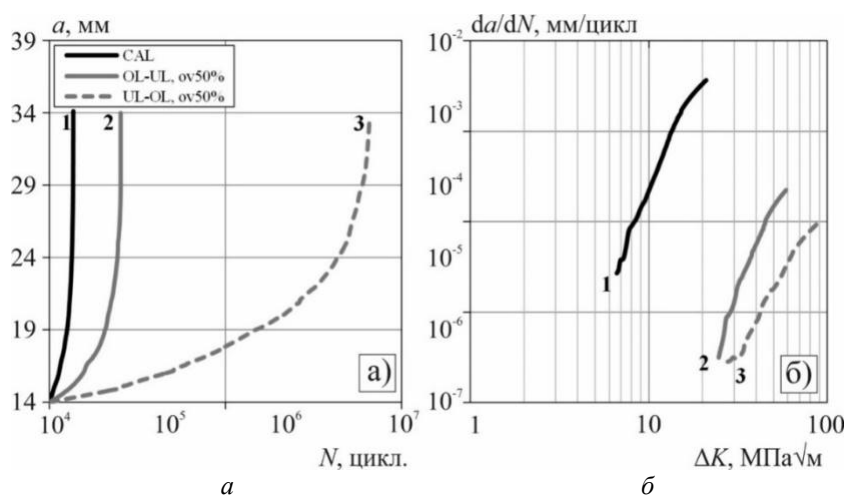


Рис. 5. Кривые роста (а) и КДУР (б) для испытаний при недогрузочно-перегрузочных (UL-OL) и перегрузочно-недогрузочных (OL-UL) возмущающих воздействиях при $P_{max}=4$ кН и $R=0.7$ в сравнении с регулярным нагружением (CAL) $R=0.7$ для пластичной структуры титанового сплава ПТ3В

Испытания на трещиностойкость образцов из исследуемого титанового сплава после термического обработки на получение пластинчатой структуры показали (табл.3), что продолжительность роста трещины при регулярном нагружении по сравнению с глобулярной структурой увеличилась в 2.5 раза. Перегрузка-недогрузка OL-UL замедляет рост трещины по сравнению с регулярным нагружением в 3 раза, а недогрузка-перегрузка UL-OL в 13.3 раза (рис. 5).

Выводы

1. При регулярном циклическом нагружении и одинаковом силовом воздействии титановый сплав ПТ-3В (псевдо- α сплав) в пластинчатом состоянии структуры в 2.8 раза замедляет рост усталостной трещины по сравнению с его глобулярной структурой, что можно объяснить более высокими прочностными свойствами сплава в пластинчатом структурном состоянии.

2. При одинаковом силовом нагружении и возмущающемся силовом воздействии OL-UL в пластинчатой структуре по сравнению с глобулярной наблюдается замедление трещины

2.4 раза больше в отношении регулярного нагружения, а при перегрузке UL-OL наоборот, глобулярная структура в 1.23 раза больше замедляет рост трещины по сравнению с пластинчатой, что можно связать с большей пластичностью глобулярной структуры по сравнению с пластинчатой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильин, А. А. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник / А. А. Ильин, Б. А. Колачев, И. С. Польшкин. – М.: ВИС-МАТИ, 2009. – 520 с.
2. Глазунов, С. Г. Конструкционные титановые сплавы / С. Г. Глазунов, В. Н. Моисеев. – М.: Металлургия, 1974. – 368 с.
3. Шаняевский, А. А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций: монография / А. А. Шаняевский. – Уфа, 2003. – 803 с.
4. Ботвина, Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов / Л. Р. Ботвина. – М.: Наука, 1989. – 230 с.
5. Дроздовский, Б. А. Трещиностойкость титановых сплавов / Б. А. Дроздовский, Л. В. Проходцева, Н. И. Новосильцева. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
6. Савкин, А. Н. Трещиностойкость алюминиевого сплава 2024-Т3 при регулярном циклическом нагружении с различными возмущающими воздействиями / А. Н. Савкин, К. А. Бадиков, А. А. Седов // Деформация и разрушение материалов, 2018. – № 6. – С. 12–19.

УДК 681. 772

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-69-71

А. В. Попов¹, О. А. Попова²

ОСОБЕННОСТИ НАГРУЖЕНИЯ И ФИКСАЦИИ ПАЛЬЦА СФЕРИЧЕСКОГО ШАРНИРА ШТАТИВНЫХ ГОЛОВОК

¹Волгоградский государственный технический университет

²Волгоградская академия МВД РФ

e-mail: apopov34@rambler.ru

Рассмотрены результаты моделирования напряженно-деформированного состояния пальца сферического шарнира штативной головки при нагружении его с учетом угла наклона оборудования. Представлены сравнения нагруженности при различных соотношениях радиусов кривизны пальца и опорной чаши. Смоделированы напряжения при наличии сопряженных радиусов кривизны в донной части шаровой области пальца. Выявлены способы повышения удерживающего момента трения для повышения надежности закрепления и удержания оборудования.

Ключевые слова: сферический шарнир, шаровая опора, шарнирное соединение.

A. V. Popov¹, O. A. Popova²

FEATURES OF LOADING AND FIXATION OF PIN OF SPHERICAL HINGE OF TRIPOD HEADS

¹Volgograd State Technical University

²Volgograd Academy of the Ministry of the Interior of Russia

The results of modeling the stress-strain state of the pin of the spherical joint of the tripod head when loading it taking into account the angle of inclination of the equipment are considered. Comparison of loading at different ratios of radii of curvature of finger and support cup is presented. Stresses are simulated at presence of conjugate radii of curvature in bottom part of ball area of finger. Methods of increasing the friction holding moment have been identified to improve the reliability of fastening and holding equipment.

Keywords: spherical joint, ball support, hinge joint.

Продолжительное статическое использование измерительного, фиксирующего и другого оборудования требует его точное наведение, надежное закрепление и удержание в пространстве в заданном положении при работе. Простейшими и самыми распространенными техническими средствами установки являются штативы, которые включают в себя основание (чаще треногу) и штативную головку. Последняя предназначена для удобного крепления оборудования под нужным углом [1].

При использовании штативов следует учитывать опрокидывающий момент, который, как правило, зависит от подбора оборудования, в частности его веса, правильной балансировки при установке ног на основание. Кроме этого, отдельно к штативной головке предъявляются дополнительные требования. Такие как плавность и диапазон регулировки угла наклона оси установленного оборудования, а также удержание его в заданном положении. Сферический шарнир, используемый для этого в большинстве конструкций штативных головок, подвергается при этом значительным нагрузкам, зависящим и от способа его фиксации [2]. Удержание в заданном положении оборудования осуществляется за счет момента трения между сферической частью пальца и опорной чашей шарнира. В случае вертикальной установки оборудования небольшой массы, таких как теодолиты, нивелиры и т.п., значения моментов трения для удержания незначительны и легко реализуются фиксирующими устройствами (удерживающим винтом или прижимной шайбой). Для несимметричного оборудования (зрительных труб, телескопов, применение супертелеобъективов для фотосъемки и т.д.) момента

трения между пальцем и чашей шарнира может быть не достаточно для его удержания, что повлечет самопроизвольное проворачивание и отклонение от заданного положения. Это повлияет на качество наведения и может потребовать повторной настройки. К тому же приводит и установка переходников и различных адаптеров в сопряжении штативной головки с установленным оборудованием за счет удлинения рычага пальца сферического шарнира. Ввиду этого вопросы по совершенствованию конструкции сферического шарнира штативных головок, а также нагружение и распределение напряжений в их элементах остается актуальным.

Анализ силового взаимодействия шаровой части пальца с чашей сферического шарнира показал, что модуль момента трения скольжения зависит от расположения оси поворота, а также центра контакта и давления звеньев. При этом имеется зависимость и от величин радиусов кривизны контактирующих поверхностей [3; 4]. Основываясь на этом было смоделировано напряженно-деформированное состояние пальца шарнира, нагруженного силой в направлении отличающемся от его геометрической оси симметрии и совпадающими радиусами кривизны шаровой части и чаши (на рисунках не показана) шарнира (рис. 1, *а*). При этом рассматривалась конструкция шарнира при фиксации прижимной шайбой. Анализ результатов показал, что напряжения на поверхности шаровой части сосредоточились в зоне экваториальной зоны, а их величина незначительна. Так как напряжение связано с упругими деформациями и внешним усилием, то по их распределению можно судить и о возникающих силах трения.

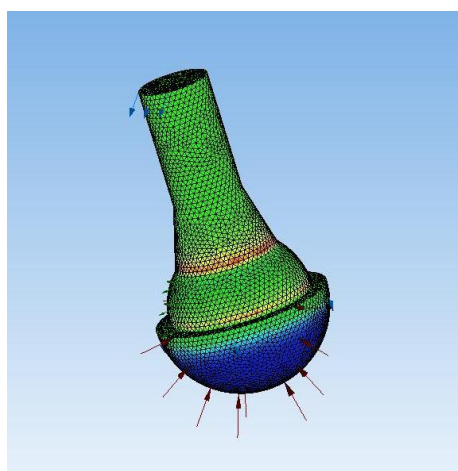
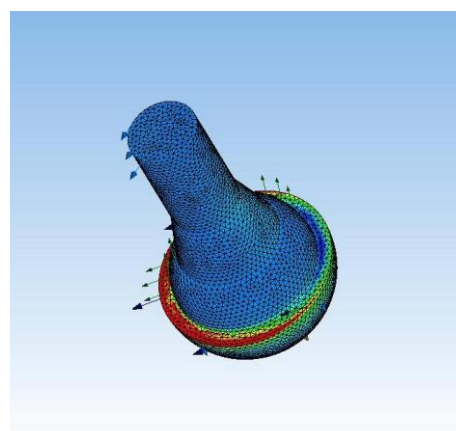
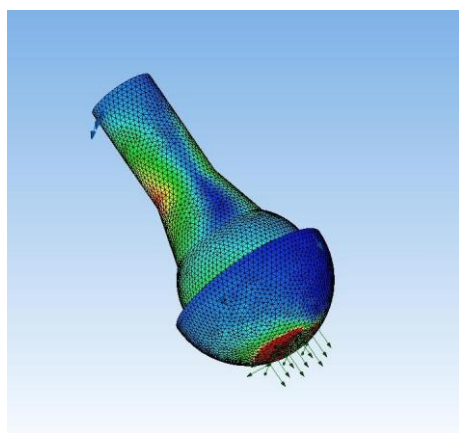
*а**б*

Рис. 1. Напряженно-деформированное состояние пальца сферического шарнира штативной головки: *а* – радиусы шаровой части и опорной чаши одинаковы; *б* – радиус опорной чаши больше радиуса шаровой части

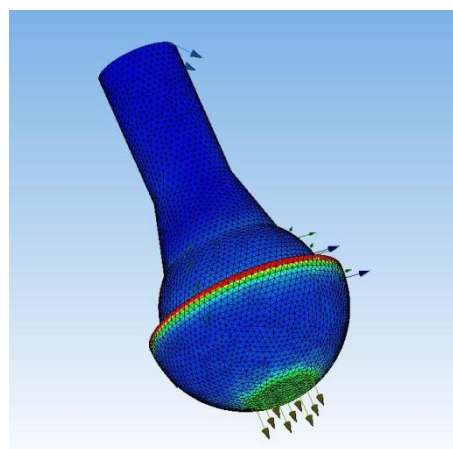
В случае увеличения радиуса кривизны чаши (может наблюдаться в результате ее износа) напряжения после нагружения распределились неравномерно по экваториальной зоне (рис. 1, б). При этом меньшие значения наиболее удалены от центра поворота, что может повлиять на величину момента трения, удерживающего палец.

Учитывая полученные результаты, проведено моделирование напряженно-деформированного состояния пальца сферического шарнира с уменьшенным радиусом кривизны в донной части шаровой области (рис. 2, а) и увели-

ченным (рис. 2, б). При этом условия нагружения и фиксации совпадали с вышеописанными. Как видно из рисунков, в первом случае значительные величины напряжений расположились в зоне донной части в месте уменьшенного радиуса, что можно соотнести с увеличением величины нормальной силы прижатия к чаше шарнира и увеличению момента трения относительно точки поворота. Наряду с этим положительным изменением наблюдаются зоны повышенных напряжений на стержне пальца. Это сказывается на величине изгиба и отклонении точки крепления оборудования.



а



б

Рис. 2. Напряженно-деформированное состояние пальца сферического шарнира штативной головки: а – с уменьшенным радиусом кривизны донной части; б – с увеличенным радиусом кривизны донной части

В случае нагружения пальца шарнира с увеличенным радиусом донной части (рис. 2, б), повышенные напряжения равномерно распределены в экваториальной зоне шаровой части и незначительный прирост заметен в месте сопряжения радиусов кривизны. Данный результат может свидетельствовать об увеличении момента трения в сопряжении не только за счет повышения нормального усилия прижатия, но и за счет увеличения рычага. Положительно скажется и добавление момента трения от контакта места сопряжения радиусов шаровой части пальца с чашей шарнира.

В качестве вывода можно представить рекомендации по повышению надежности удержания с некоторым наклоном несимметричной аппаратуры значительной массы на штативной головке со сферическим шарниром. Наибольший удерживающий момент трения в шарнирном соединении с фиксацией прижимной шайбой можно получить в случае использования

пальца с увеличенным радиусом кривизны в донной его части. При этом напряжения в экваториальной зоне при отклонении нагрузки будут распределяться равномерно, что положительно скажется на равномерности износа и увеличении срока службы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ершов, К. Г. Киносъемочная техника / К. Г. Ершов. – Л. : Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1988. – 272 с.
2. Попов, А. В. Анализ напряженного состояния сферического шарнира штативных головок при различных способах фиксации / А. В. Попов, О. А. Попова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (257) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2021. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–45.
3. Леутин, А. П. Динамические эффекты в сферических шарнирах с сухим трением / А. П. Леутин // Ученые записки ЦАГИ. – 2000. Т. XXXI, № 3–4. – С. 134–148.
4. Смирнов, Ю. П. Об эффектах трения в сферическом шарнире / Ю. П. Смирнов // Известия ТулГУ. Технические науки. – Тула, 2012. – Вып. 2. – С. 387–394.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ, ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-72-76

А. В. Савинов, О. А. Полесский, В. И. Лысак, П. П. Красиков, А. А. Чудин, Д. А. Муругов

ДАВЛЕНИЕ ДУГИ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ НА СВАРОЧНУЮ ВАННУ (ОБЗОР)*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе на основе анализа литературных данных показано влияние угла заточки и диаметра притупления рабочего участка неплавящегося электрода, характера протекания катодных процессов на коэффициент сосредоточенности дугового разряда и распределение давления дуги на сварочную ванну.

Ключевые слова: дуга с неплавящимся электродом, давление дугового разряда.

A. V. Savinov, O. A. Polesskiy, V. I. Lysak, P. P. Krasikov, A. A. Chudin, D. A. Murugov

ARC PRESSURE WITH A NON-CONSUMABLE ELECTRODE ON THE WELD POOL (REVIEW)*

Volgograd State Technical University

Based on the analysis of literature data, the paper shows the influence of the sharpening angle and the diameter of the blunting of the working section of a non-consumable electrode, the nature of the cathode processes on the arc discharge concentration factor and the distribution of arc pressure on the weld pool.

Keywords: arc with a non-consumable electrode, arc discharge pressure.

Анализ процессов формирования швов при сварке неплавящимся электродом показывает, что причины дефектов сварных соединений следует искать не только в природе силового воздействия дугового разряда, но и в характере распределения давления по поверхности материала анода. При этом практический интерес представляет не только величина пикового значения давления $p_{\max}$, но и характер его снижения по мере удаления от оси дугового разряда.

Распределение давления газового потока аргоновой дуги изучал П. Шоек, перемещая относительно дуги водоохлаждаемый анод с отверстием диаметром 0,5 мм, соединенным с микроманометром. Данная методика с применением новых технических решений была использована также в работах [1 – 6]. Однако указанная методика имеет ряд недостатков, приводящих к искажениям получаемых результатов.

Дуговой разряд переносится в отличные от реально существующих при сварке неплавящимся электродом условия, не позволяющие фиксировать изменение величины давления на поверхности анода. В случае использования медного водоохлаждаемого анода отказываются от наведения сварочной ванны, пренебрегая эффектами, связанными с паровой и жидкой фазой.

Методика, предложенная в работе [7], суть которой заключается в использовании тугоплавких вставок для определения профиля прогиба сварочной ванны, позволяет без дальнейшей математической обработки полученных результатов фиксировать толщину жидкой прослойки и форму кратера в процессе сварки.

Обработка экспериментальных данных П. А. Шоека и других исследователей позволила вывести следующую зависимость для определения радиального распределения давления p дуги на поверхности свариваемого металла:

© Савинов А. В., Полесский О. А., Лысак В. И., Красиков П. П., Чудин А. А., Муругов Д. А., 2022.

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

$$p(r) = p_{\max} \times \exp(-ar^2), \quad (1)$$

где $p_{\max}$ – максимальное давление, действующее на оси дугового разряда, a – коэффициент сосредоточенности давления.

Для сварочной дуги с неплавящимся катодом характерно нормальное распределение давления разряда. Гауссово распределение принимается большинством исследователей [8–10]. В то же время В. Н. Селяненок в работе [1] полагает, что реальному распределению лучше

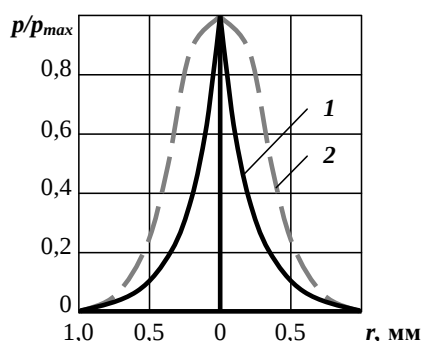


Рис. 1. Радиальное распределение давления дуги $p/p_{\max}$ на поверхность анода (газокинетического давления): 1 – В. Н. Селяненок [1]; 2 – распределение Гаусса [8]

соответствует форма симметрично отображенной экспоненциальной кривой (рис. 1).

Из уравнения (1) видно, что параметром, определяющим форму распределения давления на поверхности анодного пятна дуги, помимо $p_{\max}$, является коэффициент a , описывающий скорость нарастания и снижения функции. Однако данные, касающиеся количественных значений указанной характеристики, малочисленны и носят отрывочный характер. Это можно объяснить необходимостью проведения серии трудоемких экспериментов для каждого конкретного случая, характеризуемого заданными параметрами режима. Так, коэффициент a определяли в работе [3], где было установлено, что для стационарной дуги «вольфрам – медь» увеличение силы тока в диапазоне 100 ... 200 А приводит к уменьшению сосредоточенности давления со $1,1 \times 10^6$ до $0,8 \times 10^6 \text{ м}^{-2}$.

Автор работы [8], проинтегрировав уравнение (1), получил зависимость $F_0 = \frac{\pi}{a} p_{\max}$, которая позволила обработать результаты различных исследователей (таблица).

Влияние параметров режима горения дуги на величину коэффициента сосредоточенности [8]

Ток прямой полярности, А	Расстояние от катода, мм	Диаметр и форма катода			$p_{\max}$, Па	F_0 , 10^{-3} Н	k , 10^{-7} Н/А^2	a , 10^6 м^{-2}
		d , мм	α , град	d_{np} , мм				
100	6		45	0	400	3,6	3,6	0,35
75 ... 180	1	4	п/сф.	–	–	–	3,9	–
120 ... 260	1	4	34	0	–	–	0,46	–
120 ... 260	1	4	34	1,5	–	–	0,22	–
110 ... 210	1	4	34	–	–	–	1,5	–
125	2,25	5	–	–	210	0,66	0,42	1
100	4	–	–	–	95	1,5	1,5	0,2
100	10	–	–	–	40	0,8	0,8	0,15
100	5	–	–	–	890	3,1	3,1	0,9

Сосредоточенность дугового разряда является функцией множества переменных, таких как геометрия рабочего участка катода, параметры режима сварки и т.п. Крутизна кривой распределения и пиковое значение давления на оси дугового разряда возрастает при уменьшении расстояния от катода и переходе к более острому углу заточки электрода. Аналогичные результаты получены в работе [11], где установлено, что с ростом межэлектродного расстояния с 3 до 9 мм удельное силовое воздействие в центре активного пятна разряда увеличивается на 28 %, а коэффициент a возрастает более, чем в 2,5 раза. Форма зависимостей распределения давления изменяется таким образом, что с увеличением максимума кривые сужаются в центральной части и расширяются у основания. При этом величина силового воздействия дугового разряда (равная объему тела вращения кривой распределения) уменьшается с увеличением межэлектродного расстояния [5].

Значительное расхождение в значениях коэффициента сосредоточенности давления дугового разряда связано с неточностью измерений

и неполным соответствием кривых закону Гаусса, построенных по малому числу точек. В числе причин, вызывающих отклонения результатов различных авторов, может быть превышение допустимой скорости перемещения, что может занижить получаемые данные или разогрев газа в манометрической системе, завышающий их. Поэтому приведенные в таблице значения F_d и a , по-видимому, следует рассматривать как ориентировочные и имеющие скорее качественное, нежели количественное значение. Анализируя приведенные данные, нельзя получить полное представление о влиянии параметров рабочего участка катода на распределение давления дуги на поверхности анода.

Авторы работ [3; 4; 12] сходятся во мнении, что изменение угла заточки вольфрамового катода оказывает существенное влияние на характер распределения давления дугового разряда. Так, в работе [12] отмечается, что увеличение угла заточки с 10 до 90° ведет к увеличению коэффициента сосредоточенности a . Интерес представляет влияние геометрических параметров рабочего участка неплавящегося электрода на значения $p_{\max}$ (рис. 2). Изменение угла в диапазоне $10 \dots 60^\circ$ приводит к росту пикового значения давления с 1600 до 2300 Па, при дальнейшем увеличении угла оно уменьшается до 2050 Па. При этом давление носит более концентрированный характер, а суммарное силовое воздействие дуги снижается.

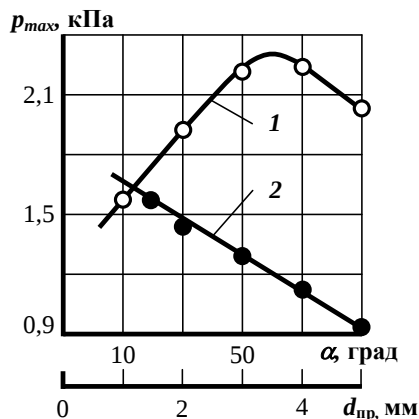


Рис. 2. Зависимость пикового давления дугового разряда $p_{\max}$ от угла заточки α (1) и диаметра притупления электрода $d_{\text{пр}}$ (2) [12]:
1 – $d_{\text{пр}} = 1,5$ мм; 2 – $\alpha = 10^\circ$; $I_d = 400$ А; $I_a = 5$ мм

С увеличением диаметра притупления электрода от $1,5$ до 4 мм происходит снижение пикового давления с 1600 до 900 Па, т.е. примерно в $1,8$ раза. При этом коэффициент сосредоточенности остается постоянным, а форма кри-

вых распределения не претерпевает качественных изменений.

Анализ результатов, приведенных в работе [4], также показывает зависимость $p_{\max}$ от геометрии рабочего участка катода (рис. 3). При малых значениях диаметра притупления распределение давления близко к гауссовому, а при $d_{\text{пр}} \geq 1,5$ мм переходит практически в прямоугольное.

Противоречие, возникающее при сравнении данных и связанное с изменением характера распределения давления на поверхности активного пятна, можно объяснить различием условий проведения эксперимента. Так, в первом случае ток дуги составлял 400 А, во втором – 210 А.

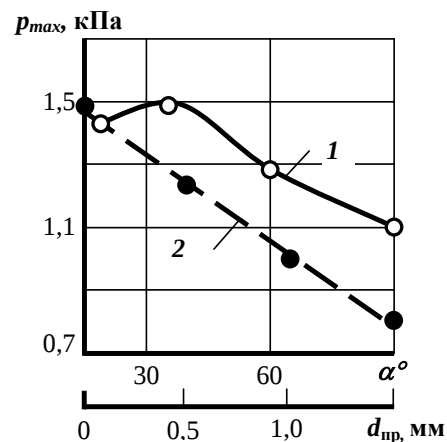


Рис. 3. Зависимость пикового давления дугового разряда $p_{\max}$ от угла заточки α (1) и диаметра притупления электрода $d_{\text{пр}}$ (2) [4]:
1 – $d_{\text{пр}} = 0$; 2 – $\alpha = 34^\circ$; $I_d = 210$ А; $I_a = 1$ мм;
материал – сталь 08X18H10T

Как уже отмечалось, силовое воздействие дуги, и пиковое давление на оси разряда связаны отношением $F_d = \frac{\pi}{a} p_{\max}$. Следовательно, в большинстве случаев снижение $p_{\max}$ на поверхности сварочной ванны означает уменьшение F_d . Однако переход от гауссовой формы к прямоугольной форме распределения давления не всегда сопровождается существенным уменьшением F_d [11].

В работе [13] для снижения величины пикового давления авторы использовали два неплавящихся электрода, подключенные к независимым источникам питания. По сравнению с максимальным значением давления дуги с одним электродом (~ 1300 Па) при $I_d = 300$ А дуговой разряд с двумя неплавящимися электродами имел одно анодное пятно, распределение дав-

ления в котором значительно меньше (рис. 4). Электрический ток, проходя по электродам, создает круговое магнитное поле. Значение индукции магнитного поля между электродами минимально в силу встречного направления векторов поля, соответственно низкое значение индукции магнитного поля в зоне горения дуги уменьшает магнитную составляющую силового воздействия дуги.

Таким образом, нарушение формирования швов вызвано острым профилем распределения газодинамического давления, создающего сильный подпор на оси ванны. Снижение p_{max} является одним из путей нормализации формирования сварных швов. При этом оптимальным представляется распределение давления дугового разряда близкое к прямоугольному, позволяющее уменьшить подпор жидкого металла на

оси сварочной ванны, сохранив в необходимых случаях на прежнем уровне F_0 . Стремление к максимально возможному силовому воздействию при условии хорошего формирования шва обусловлено определяющим значением этого параметра в процессах теплопередачи между дугой и изделием.

Возможным механизмом управления пиковым давлением и его распределением на поверхности анодного пятна является изменение геометрии рабочего участка катода и режима горения сварочной дуги. Так, увеличение размера притупления приводит к снижению p_{max} и коэффициента сосредоточенности a дугового разряда, а кривые распределения давления принимают более пологую форму [12], в некоторых случаях (при $d_{np} \geq 1,5$ мм) переходя от гауссовых к прямоугольным [4].

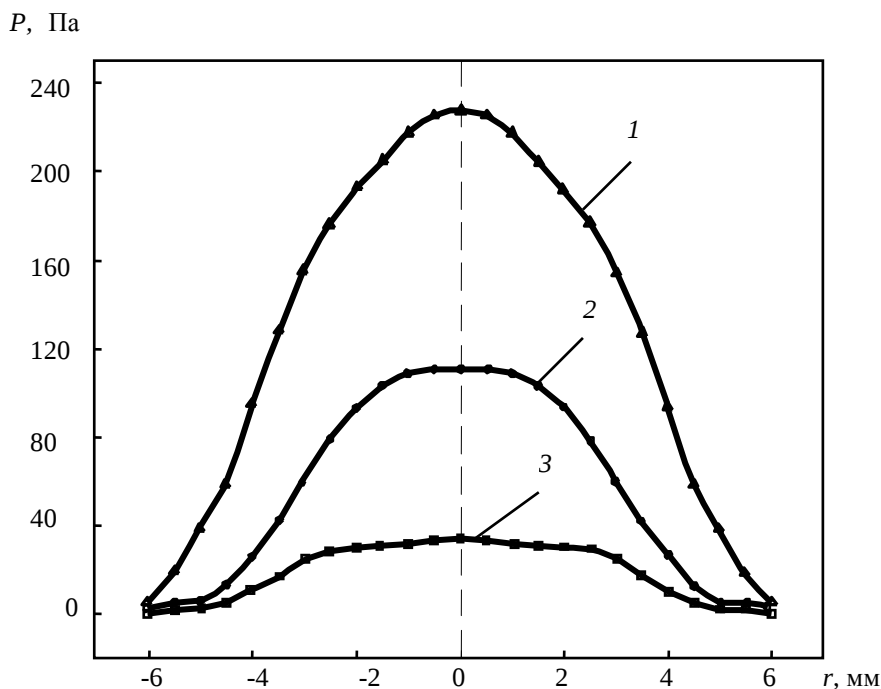


Рис. 4. Распределение давления дуги при сварке сдвоенными электродами: расстояние между электродами 4 мм, диаметр электродов 3 мм, угол заточки 30°; 1 – $I_a = 150$ А+150 А; 2 – $I_a = 100$ А+100 А, 3 – $I_a = 50$ А+50 А [13]

Управлять распределением давления дугового разряда можно при помощи изменения заточки рабочего участка катода, однако здесь наблюдается некоторое противоречие в результатах, полученных разными исследователями. Так, по одним данным увеличение α до 60° [12], а по другим – до 34° [4], приводит к возрастанию коэффициента сосредоточенности дугового разряда и пикового давления при дальнейшем уменьшении p_{max} и a . В то же вре-

мя, в работе [8] говорится о том, что увеличение угла заточки рабочего участка приводит к обратным результатам.

Одним из путей снижения пикового давления дуги и ее сосредоточенности является применение стержневых катодов с большими значениями угла α и d_{np} . Такая форма рабочего участка позволяет максимально снизить на нем плотность тока и интенсивность катодного потока плазмы дуги в случае применения элект-

тродов традиционной конструкции. Однако эффективность такого подхода невысока и ограничена сравнительно низким значением максимально допустимого I_0 , обусловленного увеличением теплового потока от дуги в электрод.

В то же время, материал и состояние анода не оказывает влияние на строение дуги [14], а, следовательно, не изменяет коэффициент сосредоточенности дугового разряда.

Наиболее рациональным решением при управлении значениями $p_{\max}$ и коэффициента a , характеризующим сосредоточенность дуги и скорость снижения давления при удалении от ее оси, является изменение характера горения дугового разряда, т.е. переход от сосредоточенного к диффузному режиму протекания катодных процессов.

Выводы

1. Управлять распределением давления дугового разряда на сварочную ванну можно изменением угла заточки и диаметра притупления рабочего участка неплавящегося электрода.

2. Материал и состояние анода не оказывает влияние на строение дуги, а, следовательно, не изменяет коэффициент сосредоточенности дугового разряда.

3. Наиболее рациональным решением при управлении значениями $p_{\max}$ и коэффициента a , является изменение характера горения дугового разряда, т.е. переход от сосредоточенного к диффузному режиму протекания катодных процессов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Селянников, В. Н. Распределение давления сварочной дуги постоянного тока / В. Н. Селянников // Сварочное производство. – 1974. – № 7. – С. 4–6.
2. Степанов, В. В. Методика измерения давления сварочной дуги / В. В. Степанов, В. Н. Селянников // Автоматическая сварка. – 1977. – № 4. – С. 1–3.
3. Селянников, В. Н. Зависимость давления сварочной дуги от параметров вольфрамового электрода / В. Н. Селянников, В. В. Степанов, Р. З. Сайфиев // Сварочное производство. – 1980. – № 5. – С. 5–7.
4. Ерохин, А. А. Влияние геометрии вольфрамового катода на некоторые характеристики сварочной дуги и проплавление металла / А. А. Ерохин, В. А. Букаров, Ю. С. Ищенко // Сварочное производство. – 1971. – № 12. – С. 17–19.
5. Барабохин, Н. С. Газодинамическое давление открытой импульсной дуги / Н. С. Барабохин, Н. В. Шиганов, И. Ф. Сошко [и др.] // – Сварочное производство. – 1976. – № 2. – С. 4–6.
6. Суздалев, И. В. Распределение силового воздействия сварочной дуги по поверхности активного пятна в зависимости от длины дуги и формы неплавящегося электрода / И. В. Суздалев, Э. И. Явно // Сварочное производство. – 1981. – № 11. – С. 11–13.
7. Буки, А. А. Определение формы кратера при автоматической сварке / А. А. Буки, В. П. Лавренко // Автоматическая сварка. – 1978. – № 6. – С. 6–7.
8. Ерохин, А. А. Силовое воздействие дуги на расплавляемый металл / А. А. Ерохин // Автоматическая сварка. – 1979. – № 7. – С. 21–26.
9. Березовский, Б. М. Влияние давления дуги и ширины шва на форму поверхности и глубину кратера сварочной ванны / Б. М. Березовский, И. В. Суздалев, О. В. Сажин // Сварочное производство. – 1990. – № 2. – С. 2–5.
10. Мандельберг, С. Л. Выбор режимов дуговой сварки, обеспечивающих получение стыковых швов без подрезов / С. Л. Мандельберг, Б. Г. Сидоренко, О. Г. Касаткин // Автоматическая сварка. – 1984. – № 12. – С. 57–60.
11. Селянников, В. Н. О формировании сварочного шва в продольном магнитном поле при аргонодуговой сварке / В. Н. Селянников, В. А. Голиков, Ю. В. Казаков [и др.] // Сварочное производство. – 1975. – № 11. – С. 5–7.
12. Суздалев, И. В. Распределение силового воздействия сварочной дуги по поверхности активного пятна в зависимости от длины дуги и формы неплавящегося электрода / И. В. Суздалев, Э. И. Явно // Сварочное производство. – 1981. – № 11. – С. 11–13.
13. X.S. Leng, G.J. Zhang and L. Wu. Experimental study on improving welding efficiency of twin electrode TIG welding method // Science and Technology of Welding and Joining. – 2006. – № 5. – С. 550–554.
14. Ерошенко, Л. Е. Аксиальное распределение температуры в дуге при сварке титана вольфрамовым электродом в аргоне / Л. Е. Ерошенко, В. П. Прилуцкий, В. Ю. Белоус [и др.] // Автоматическая сварка. – 2001. – № 3. – С. 11–14.

УДК 621.791.927.5

DOI:10.35211/1990-5297-2022-10-269-77-83

С. А. Фастов¹, И. В. Зорин¹, С. К. Елсуков¹, В. И. Лысак¹,
В. О. Харламов¹, Д. С. Несин¹, Е. И. Сторожева², А. С. Морозов²

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА СО СТРУКТУРОЙ БЕЙНИТА ПОД ВЛИЯНИЕМ ПОВТОРНЫХ НАГРЕВОВ*

¹Волгоградский государственный технический университет

²АО «ВНИКТИнефтехимоборудование»

e-mail: serheyfastov@yandex.ru / zorin.iv@vstu.ru

Приведены результаты влияния погонной энергии наплавки и повторного нагрева на структуру и свойства низколегированной стали С-Сг-Ni-Mo-Mn-Cu-Al-Ti бейнитного класса. Показано, что при увеличении погонной энергии наплавки с 10,9 до 19,3 кДж/см в структуре наплавленного металла увеличивается доля зернистого бейнита, а количество мартенсито-аустенитных составляющих снижается. Установлено, что структура наплавленного металла бейнитного класса малочувствительна к повторным нагревам от наплавки до дополнительных слоев.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, подслоя, наплавленный металл, структура, твердость, зона термического влияния.

S. A. Fastov¹, I. V. Zorin¹, S. K. Elsukov¹, V. I. Lysak¹,
V. O. Kharlamov¹, D. S. Nesin¹, E. I. Storozheva², A. S. Morozov²

FEATURES OF THE FORMATION OF A WELDED METAL WITH THE BAINITE STRUCTURE UNDER THE INFLUENCE OF REPEATED HEATING

¹Volgograd State Technical University

²AO VNIKTIneftehimoborudovanie

The results of the surfacing heat input and reheating influence on the structure and properties of low alloyed bainitic C-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu-Al-Ti steel were given. It was showed that during increasing the surfacing heat input from 10,9 kJ/cm to 19,3 kJ/cm the part of granular bainite increase and amount of martensite/austenite constituents decrease in the structure of the weld metal. It was established that the bainitic weld metal structure is low-sensitive to reheating from surfacing of additional layers.

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

Введение

Известно, что наплавка является одним из эффективных способов ремонта и увеличения срока службы изделий, работающих в различных условиях [1]. Однако вследствие различающихся химических составов металла изделия и наплавленного металла в нем или вблизи его линии сплавления с основным металлом могут возникнуть различные дефекты, наибольшую опасность из которых представляют трещины, в том числе инициируемые повторными нагревами. Одним из способов предотвращения трещин является формирование промежуточного сплава или пластичного подслоя [2], способного снижать вероятность образования дефектов за счет более высокой пластичности материала подслоя, что позволяет снижать остаточные напряжения [16]. Вместе с тем показано [3; 4], что подслоя также способен

улучшать эксплуатационные показатели наплавленного металла, в частности термическую стойкость и динамическую выносливость. Поэтому помимо запаса пластичности подслоя должен обладать и высокими показателями прочности [5]. Перспективной структурой, наиболее выгодно сочетающей эти свойства, является структура на основе бейнита и его производных (аксикулярный феррит, речный феррит и т.д. [6]). Прочностные характеристики низколегированного металла с бейнитной структурой могут достигать значений σ_b в пределах 700–1250 МПа [7; 8]. Хорошая пластичность металла с бейнитной структурой обусловлена формированием зерен с большими углами разориентации границ ($\Theta > 15^\circ$), что обуславливает повышенную энергию зарождения и развития трещины, т.к. границы с высокой степенью разориентации могут эффективно от-

клонять или даже останавливать развитие трещин [7]. Поскольку стали бейнитного класса получают прокаткой с контролем температурного режима и давления на металл [9], то наибольший интерес исследователей и технологов сварщиков связан с изучением влияния, прежде всего, скорости охлаждения в критическом интервале температур металла ЗТВ на его структурные изменения в условиях повторных нагревов при многопроходной сварке.

Структура на основе бейнита, как и любая другая структура с метастабильными фазами должна обладать высокой чувствительностью к условиям нагрева и охлаждения. Кумар и др. [10] установил, что в структуре стали системы Cr-Mn-Ni-Cu-Mo начинает преобладать реечный и гранулярный бейнит при значениях погонной энергии от 40 кДж/см и более, а доля мартенсита снижается вплоть до полного его отсутствия при погонной энергии 200 кДж/см. Снижение ударной вязкости при увеличении тепловложения связано с укрупнением первичного зерна аустенита и выпадением вторичных фаз. При малом тепловложении (около 10 кДж/см) в структуре такой стали образуется мартенсит без образования бейнита и формируется локальная зона хрупкости.

Однако влияние погонной энергии и соответственно скорости охлаждения на свойства и структуру стали не однозначно. Например, Хатчинсон и др. [11], исследуя влияние скорости охлаждения при сварке двух практически одинаковых по механическим свойствам сталей с системами легирования Mn-Al-V-N и Mn-Al-Nb , установил, что они диаметрально противоположно реагируют на скорость охлаждения металла на участке перегрева ЗТВ. Если медленное охлаждение (7,5–15 °C/с) способствует повышению ударной вязкости и снижению температуры вязко-хрупкого перехода стали, микролегированной ниобием, то охлаждение стали, микролегированной азотом и ванадием обуславливало повышение температуры $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. В результате в структуре образовывалась сетка крупных зерен феррита вдоль границ аустенита, что снижало ударную вязкость металла.

В работе [7] Ху и др., исследуя влияние погонной энергии на микроструктуру и свойства стали с системой легирования C-Mn-Si-V-Al-N , выявили ее зависимость от времени пребывания охлаждающегося металла в области температур 800–500 °C. При длительности пребывания металла в этом диапазоне 10 с формирова-

лась структура из зернистого бейнита, аксикулярного феррита и полигонального феррита, а при увеличении времени охлаждения до 120 с, структура трансформировалась в феррито-перлитную смесь с укрупнением зерна. В то же время в работе [12] Гловер и др. выяснили, что при увеличении тепловложения при сварке сталей системы C-Mn-Si-Nb и C-Mn-Si структура металла зоны термического влияния изменялась от блочного мартенсита с вытянутыми мартенситно-аустенитными составляющими (при 7,4 кДж/см) к блочному бейниту (24 кДж/см) с различными карбидами.

Наличие карбидов или иных вторичных фаз может положительно влиять на пластичность стали, в том случае, если они распределены равномерно и являются достаточно мелкими, а может и ухудшить пластические свойства в случае укрупнения карбидов и их сегрегаций по границам зерен. Тоже самое справедливо и для мартенситно-аустенитных составляющих, которые при больших скоростях охлаждения образуются в структуре бейнитных сталей вместо карбидов [16].

Вероятность снижения пластичности при выпадении вторичных фаз в течение повторных нагревов актуальна для дисперсионно-упрочняемых медесодержащих сплавов. Так Амер и др. [13] исследовал влияние скорости охлаждения в критическом диапазоне температур (800–500 °C) на структуру и свойства стали с системой легирования $\text{Mn-Cu-Ni-Al-Ti-Nb-N}$. Им показано, что при скорости охлаждения в 4,9 °C/с в структуре присутствует полигональный и квазиполигональный феррит, с некоторым количеством аксикулярного феррита и распределенных частиц $\epsilon\text{-Cu}$, а при увеличении скорости охлаждения до 60 °C/с структура состояла из реечного бейнита с мартенситно-аустенитными составляющими. Однако стоит отметить, что твердость стали в обоих случаях практически одинаковая: 197 HV для погонной энергии 5 кДж/см (60 °C/с) и 188 HV для 45 кДж/см (4,9 °C/с), что объясняется выделением частиц меди.

Анализируя вышесказанное можно сделать вывод, что бейнитные структуры отличаются повышенной чувствительностью к повторным нагревам в условиях сварки, которая в зависимости от системы легирования может привести к значительной трансформации исходной структуры металла. Поэтому целью данной работы являлось выявление влияния скорости охлаждения металла бейнитного подслоя на его

структуру в условиях действия повторных нагревов при последующей наплавке на подслоя износостойкого сплава.

Материалы и методы исследования

Для наплавки подслоя на лабораторном волочильном стане ВолгГТУ изготавливали экспериментальную порошковую проволоку ($\varnothing$ 2,5 мм), обеспечивающую наплавленный металл системы C-Cr-Ni-Mo-Mn-Cu-Al-Ti (мас. %: 0,2–0,3 C; 0,5–0,8 Ni; 0,3–0,5 Mo; 0,25–0,4 Ti; 0,4–0,6 Cr; 0,6–0,8 Mn) со значением временного сопротивления разрыву не менее 1000 МПа. Для наплавки на металл подслоя износостойкого сплава использовали порошковую проволоку ПП-Нп-25Х5МФС диаметром 2,8 мм. Наплавку

на пластину из инструментальной стали 5ХНМ толщиной 15 мм осуществляли с помощью сварочного автомата A2 MiniMaster (ESAB), оснащенного механизмом колебания электрода в плоскости поперечной направлению наплавки. Такой способ позволяет получать более «мягкий» термометформационный цикл процесса и широкие валики наплавленного металла. Параметры режима наплавки указаны в таблице. Варьирование погонной энергией (q_n) при наплавке подслоя производили аналогично предыдущей работе [14] – изменением скорости наплавки из ряда: 21 см/мин, 25 см/мин и 36 см/мин, что обеспечивало значения q_n 19,3 кДж/см, 15,1 кДж/см и 10,9 кДж/см соответственно.

Параметры режима наплавки подслоя и износостойкого сплава

Тип металла	$I_{св}$, А	$U_{л}$, В	v_n , см/мин	q_n , кДж/см	Кол-во слоев	Тип защитного газа	Размах колебаний, $A_{кол}$, мм	$N_{кол}$, Гц	Q_g , л/мин
Подслой	240... 260	25... 26	19	19,3	3	Газовая смесь 92% Ar + 18% CO ₂	7,5	0,85	20... 25
			25	15,1					
			36	10,9					
Износостойкий слой	260... 290		16	30	2	Аргон высшего сорта		1,5	

Наплавка подслоя производилась при полном остывании металла, нагретого от предыдущего прохода, до комнатной температуры. Для оценки скорости охлаждения металла подслоя при выполнении последующей наплавки износостойкого сплава предварительно в подслоя устанавливали термопары типа BP 5/20 на глубину, соответствующую 1/2 высоты подслоя. Сигнал термо-ЭДС с термопар по компенсационным проводам передавали на аналого-цифровой преобразователь ЛА-20 USB, подключенный к компьютеру. Анализ и обработку измеренного с частотой дискретизации 10 кГц сигнала в виде зависимости температуры от времени производили с помощью программного обеспечения PowerGraph 3.3.

Металлографические шлифы из наплавленного металла изготавливали на шлифовально-полировальном станке MP-1B TG inc. Выявление

микроструктуры металла производилось погружением полированной поверхности шлифа в 4 %-ный раствор HNO₃ в C₂H₅OH. Исследование структуры выполняли с помощью сканирующего электронного микроскопа VERSA-3D. Для измерения распределения твердости использовали метод Виккерса и твердомер DUROLIN-M (Metkon Metallography) при нагрузке 1000 г.

Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлена структура металла подслоя, наплавленного на различных погонных энергиях. Структура металла подслоя представляет собой смесь нескольких фаз: зернистого бейнита (ЗБ), мартенситно-аустенитной составляющей (М/АС), расположенной по границам зерен бейнита и в некоторых случаях вырожденного перлита (ВП).

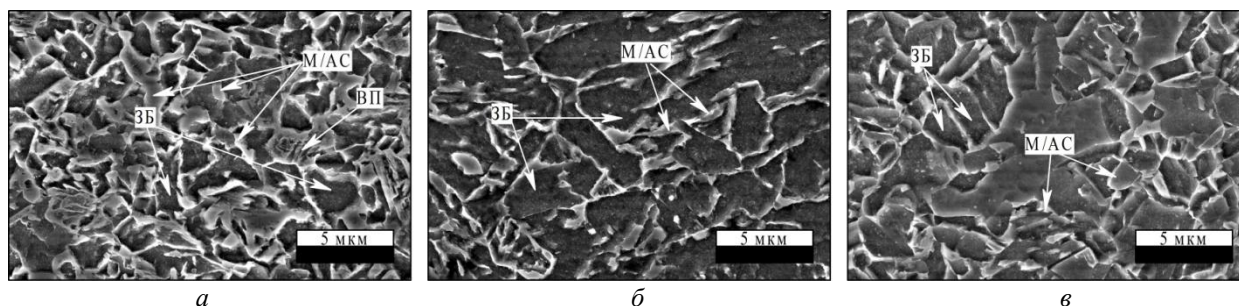


Рис. 1. Исходная структура наплавленного металла подслоя на погонной энергии:
а – 10,9 кДж/см; б – 15,1 кДж/см; в – 19,3 кДж/см

Очевидно, что доля и размер зерна ЗБ повышается с увеличением погонной энергии наплавки, что связано с большим временем охлаждения металла в процессе наплавки последующих проходов и дополнительного термического воздействия от слоев последующего износостойкого металла. Уменьшение доли М/АС также коррелирует со снижением твердости наплавленного металла подслоя. Установлено, что при наплавке первого и второго

слоев износостойкого сплава металл подслоя охлаждался в области критических температур (800–500 °C) со скоростью 12,5 °C/с и 18,5 °C/с соответственно (рис. 2). Незначительное повышение скорости охлаждения в области критических температур вероятно связано с увеличенным после наплавки объемом металла при неизменном положении точки измерения термического цикла наплавки.

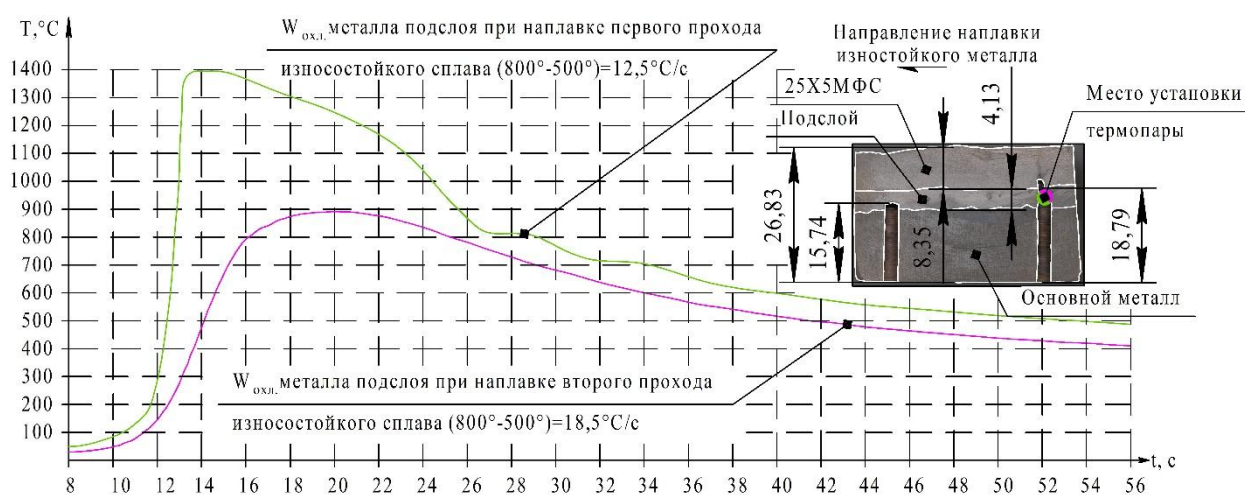


Рис. 2. Термические циклы в металле подслоя при наплавке 1-го и 2-го слоев износостойкого сплава

После наплавки износостойкого сплава структура металла подслоя, наплавленного на погонной энергии 10,9 кДж/см, сохранила свою двухфазность (рис. 3, а). Доля ЗБ в структуре металла подслоя значительно увеличилась, а сами зерна ЗБ стали крупнее. Можно предположить, что укрупнение ЗБ является следствием недостаточной высоты металла подслоя, сформированного из узких валиков малого сечения. Вследствие этого металл подслоя испытывал влияние повторного нагрева не только от первого, но и от второго наплавленного слоя износостойкого сплава. Следует отметить, что при наплавке первого слоя износостойкого сплава под-

слой находился достаточно долгое время (~14 с) выше температуры конца аустенитного превращения, что обусловило укрупнение зерна. Предположение о перегреве подслоя, наплавленного при 10,9 кДж/см также подтверждается измерениями его твердости (рис. 4, а), значения которой заметно снижаются после наплавки износостойкого слоя. Снижение твердости в зоне термического влияния (ЗТВ) основного металла, указывает на прошедший на этом участке процесс отпуска при наплавке износостойкого слоя, что также свидетельствует о недостаточной высоте подслоя, который формируется при использовании $q_n = 10,9$ кДж/см.

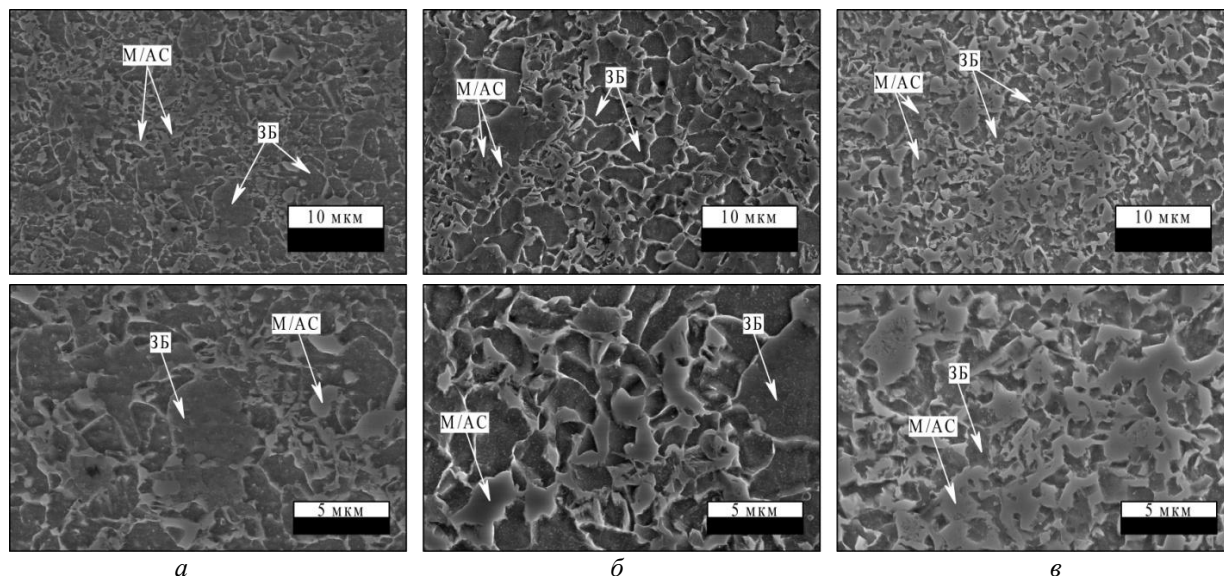


Рис. 3. Структура металла подслоя, наплавленного на погонной энергии:

$a - 10,9$ кДж/см; $б - 15,1$ кДж/см; $в - 19,3$ кДж/см после термического воздействия от наплавки износостойкого сплава

Другой характер формирования структуры наблюдается для подслоя, наплавленного на погонной энергии $15,1$ кДж/см (рис. 3, б). После наплавки износостойких слоев доля М/АС в структуре несколько возрастает, а сама фаза М/АС трансформируется из реечного типа в пластинча-

тый, но также располагается вдоль границ зерен ЗБ. Размер зерна ЗБ остается неизменным. Произшедшие изменения структуры не оказали заметного влияния на твердость металла подслоя после наплавки износостойкого сплава, которая варьируется в диапазоне от 270 до 300 HV (рис. 4, б).

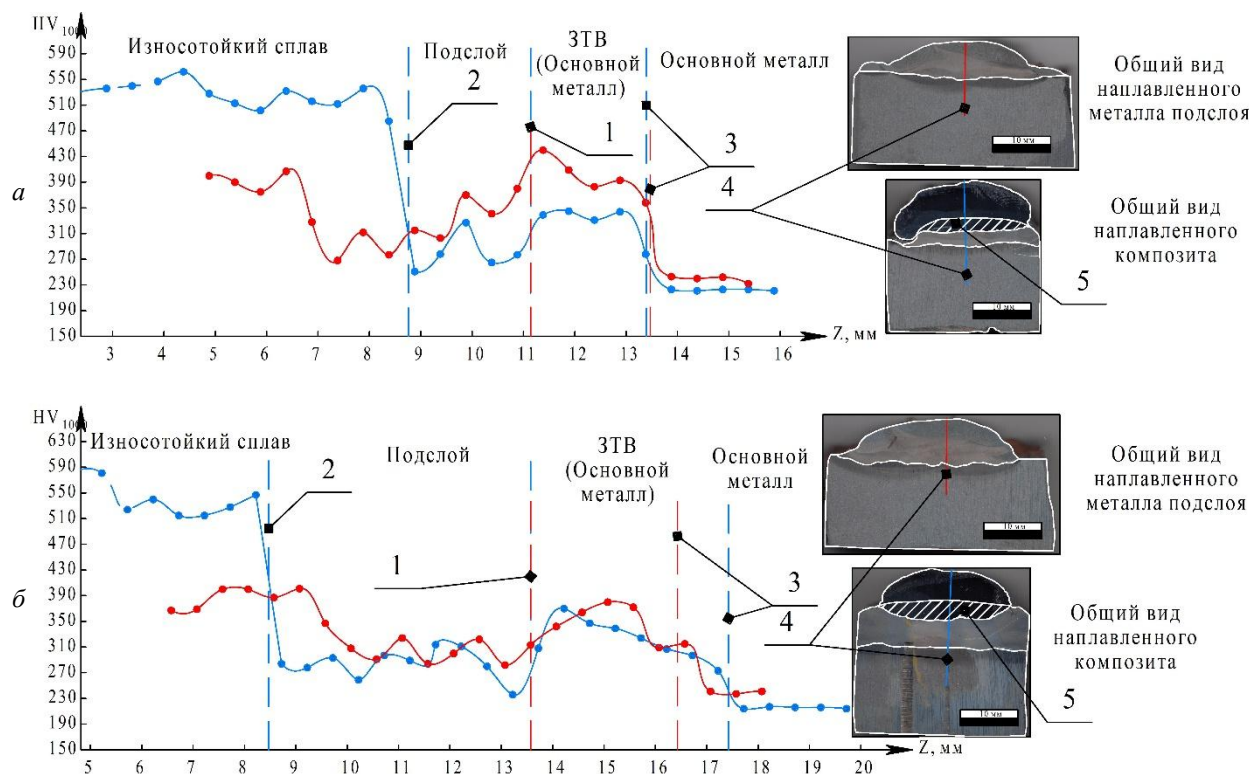
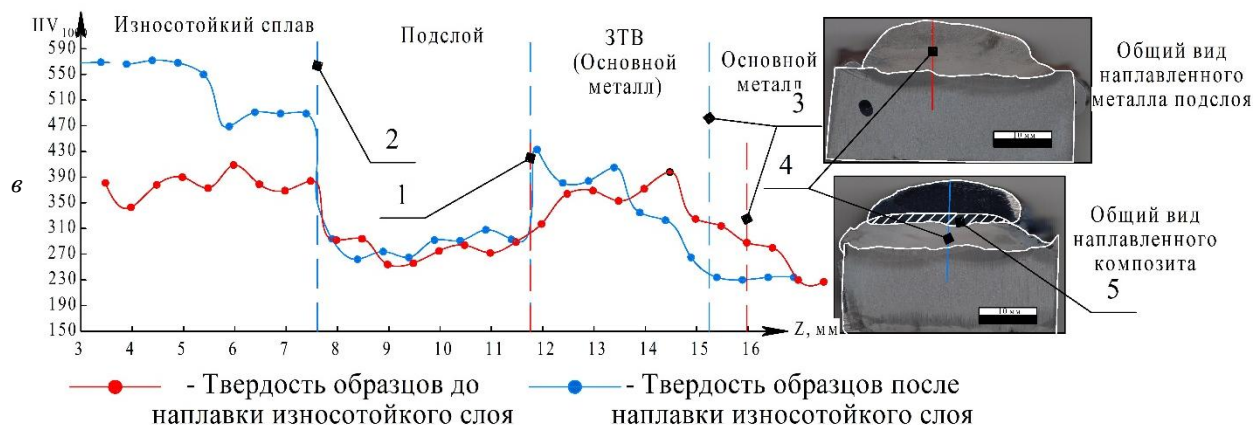


Рис. 4. Распределение твердости в металле, наплавленном на различной погонной энергии:

$a - 10,9$ кДж/см; $б - 15,1$ кДж/см; $в - 19,3$ кДж/см;

1 – условная линия сплавления подслоя и основного металла; 2 – условная линия сплавления подслоя и износостойкого слоя; 3 – условная граница ЗТВ в основном металле; 4 – линия измерения твердости; 5 – условная область переплавленного металла подслоя износостойким сплавом



Анализ структуры металла подслоя, наплавленного на высокой погонной энергии (19,3 кДж/см) показывает, что последующая наплавка износостойкого сплава не оказала на него какого-либо влияния (рис. 1, в и 3, в). Это подтверждается сопоставимыми значениями твердости металла подслоя до и после термического воздействия от слоев износостойкого сплава (рис 4, в). Для средней и повышенной погонной энергий незначительное изменение структуры и свойств металла обусловлено увеличением площади сечения наплавляемых валков, что позволяет сформировать достаточно высокий подслоя, чтобы «отодвинуть» образующуюся от наплавки износостойкого сплава зону термического влияния в верхнюю часть подслоя. Этим достигается минимизация изменений структуры и свойств металла подслоя.

Выводы

1. Экспериментально установлено, что наплавленный металл системы легирования С-Сг-Ni-Мо-Mn-Cu-Al-Ti малочувствителен к действию повторных нагревов, что позволяет прогнозировать сохранение заданной бейнитной структуры и свойств металла в случае последующей многослойной наплавки на подслоя.

2. Использование при наплавке повышенных (15 кДж/см и более) значений погонной энергии способствует увеличению площади сечения наплавляемых за один проход валков, что позволяет сформировать достаточно высокий подслоя, чтобы сместить образующуюся от наплавки износостойкого сплава зону термического влияния в верхнюю часть промежуточного слоя.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Соколов, Г. Н. Наплавка износостойких сплавов на прессовые штампы и инструмент для горячего деформи-

рования сталей : монография / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак. – Волгоград : ВолГТУ, 2005. – 284 с.

2. Якушин, Б. Ф. Новая технология формирования под-слоя при износостойкой дуговой наплавке / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев, В. Н. Куценко // Сварка и диагностика – 2010. – № 5. – С. 32–37.

3. Бабинцев, А. А. Исследование термической стойкости наплавленного металла, предназначенного для восстановления прокатных валков / А. А. Бабинцев, И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, И. И. Рябцев, Г. Н. Гордань // Автоматическая сварка – 2014. – № 5. – С. 17–21.

4. Бабинцев, А. А. Усталостная долговечность многослойных наплавленных образцов / А. А. Бабинцев, И. А. Рябцев // Сварочное производство. – 2015. – № 4. – С. 15–19.

5. Сенченков, И. К. Расчетный метод оценки стойкости наплавленного металла при одновременном действии циклических механических и термических нагрузок / И. К. Сенченков, И. А. Рябцев, О. П. Червинко, И. И. Рябцев // Технологические системы. – 2011. – № 4. – С. 89–96.

6. Caballero F. G., Roelofs H., Hasler St., Capdevila C., Chao J., Cornide J., Garcia-Mateo C. Influence of bainite morphology on impact toughness of continuously cooled cementite free bainitic steels // Materials Science and Technology. – 2012. – T.28 – №1. – С. 95-102.

7. Hu J., Du L. X., Wang J. J., Gao C. R Effect of welding heat input on microstructures and toughness in simulated CGHAZ of V-N high strength steel // Materials Science & Engineering A. – 2013. – №577. – С. 161-168.

8. Müller M., Britz D., Ulrich L., Staudt T., Mücklich F. Classification of Bainitic Structures Using Textural Parameters and Machine Learning Techniques // Metals – 2020. – №10. – С. 630.

9. Yakubtsov I. Y., Boyd J. D. Bainite transformation during continuous cooling of low carbon microalloyed steel // Material science and technology. – 2001. – № 17. – С. 296-301.

10. Kumar S., Kasyap P., Pandey C., Basue B., Nath S.K. Role of heat inputs on microstructure and mechanical properties in coarse-grained heat-affected zone of bainitic steel // CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. – 2021. – №35. – С. 724-734.

11. Hutchinson B., Komenda J., Rohrer G. S., Beladi H. Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels // Acta Materialia. – 2015. – №97. – С. 380-391.

12. Glover A. G., Mcgrath J. T., Tinkler M. J., Weatherly G. C. The influence of cooling rate and composition on weld metal microstructures in a C/Mn and a HSLA steel // Welding Journal – 1977. – №9. – С. 267-273.

13. Amer A. E., Koo M. Y., Lee K. H., Kim S. H., Hong S. H. Effect of welding heat input on microstructure and mechanical properties of simulated HAZ in Cu containing microalloyed steel // Journal of Materials Science. – 2010. – №45(5). – С. 1248–1254.

14. Фастов, С. А. Исследование влияния погонной энергии на структуру наплавленного металла бейнитного класса / С. А. Фастов, И. В. Зорин, В. О. Харламов, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 2 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2022. – С. 58–62.

15. Branza T., Deschaux-Beaume F., Sierra G., Lours P., Study and prevention of cracking during weld-repair of heat-resistant cast steels // Journal of Materials Processing Technology. – 2009. – №209. – С. 536-547.

16. Ramirez M. F.G., Hernandez J. W.C., Ladino D. H., Masoumi M., Goldenstein H. Effects of different cooling rates on the microstructure, crystallographic features, and hydrogen induced cracking of API X80 pipeline steel // Journal of Materials Research and Technology – 2021. – №14. – С. 1848-1861.

УДК 669.1:66.04

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-83-88

В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев, Д. В. Нефедов

**ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КИНЕТИКУ
ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА
В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР ПРОМЕЖУТОЧНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ**

Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону

e-mail: yuridol@mail.ru

В статье рассмотрены особенности влияния магнитного поля на процесс бейнитного превращения. Получены данные о микроструктуре и твердости различных марок конструкционных сталей, характеризующие кинетику изотермического распада аустенита в области температур промежуточного превращения. Наложение внешнего магнитного поля стимулирует бейнитный распад, что отражается в увеличении частоты зародышеобразования и диспергировании продуктов превращения. Показано, что совокупность структурных изменений при воздействии магнитным полем обуславливает снижение склонности к хрупкому разрушению.

Ключевые слова: аустенит, бейнит, магнитное поле, изотермическая выдержка, промежуточное превращение, кинетика, твердость.

V. N. Pustovoyt, Yu. V. Dolgachev, D. V. Nefedov

**EFFECT OF A MAGNETIC FIELD ON THE KINETICS
OF ISOTHERMAL DECOMPOSITION OF AUSTENITE IN THE REGION
OF INTERMEDIATE TRANSFORMATION TEMPERATURES**

Don State Technical University, Rostov-on-Don

The article considers the features of the influence of a magnetic field on the process of bainitic transformation. Data on the microstructure and hardness of various grades of structural steels are obtained, which characterize the kinetics of the isothermal decomposition of austenite in the region of intermediate transformation temperatures. The application of an external magnetic field stimulates bainite decomposition, which is reflected in an increase in the frequency of nucleation and dispersion of the transformation products. It is shown that the combination of structural changes under the influence of a magnetic field causes a decrease in the tendency to brittle fracture.

Keywords: austenite, bainite, magnetic field, isothermal exposure, intermediate transformation, kinetics, hardness.

Введение

Как известно [1; 2], бейнитное (промежуточное) превращение переохлажденного аустенита сочетает в себе элементы перлитного и мартенситного превращений, для него характерно диффузионное перераспределение углерода в аустените, предваряющее сдвиговое образование α -фазы. Промежуточное превращение протекает в температурной области между перлитным и мартенситным превращениями, когда самодиффузия железа и диффузия леги-

рующих элементов практически невозможна, а диффузия углерода еще достаточно высока. Это определяет особенности бейнитного превращения: образование в аустените микрообъемов обогащенных и обедненных углеродом. Образующийся бейнит, представляет собой структуру, состоящую из α -твердого раствора, претерпевшего мартенситное превращение и несколько пересыщенного углеродом, и частиц карбидов. Практический интерес имеют получаемые при этом механические свойства

стали [3; 4], например, структура нижнего бейнита, по сравнению с продуктами распада аустенита в перлитной области (сорбит, троостит) обуславливает более высокую твердость и прочность при сохранении достаточно высокой пластичности.

Наложение внешнего магнитного поля при термической обработке сталей оказывает влияние на термодинамику и кинетику фазовых превращений [5–7], что соответственно отражается на их структуре и механических свойствах, однако большинство работ по этой теме, главным образом, посвящено мартенситному превращению. Имеющиеся данные [8] о влиянии магнитного поля на бейнитное превращение получены в весьма сильном постоянном

поле (~ 10 МА/м), которое затруднительно реализовать в промышленных условиях. В данной работе ставится цель провести исследования изменений в структуре и свойствах, характеризующих кинетику промежуточного превращения, при воздействии магнитным полем напряженностью $1\div 2$ МА/м, создание которого в установках для термической обработки промышленного типа не представляет технических трудностей [9–11].

Методика проведения исследований

Исследование проводилось на образцах из сталей 30ХГСА, 45Х и 65Г. Химический состав образцов контролировался на оптико-эмиссионном спектрометре Magellan Q8 (таблица).

Среднее содержание элементов в образцах

Марка стали	Массовая доля, %							
	C	Si	Mn	Cr	S	P	Cu	Ni
30ХГСА	0,33	1,02	0,89	0,95	0,010	0,0211	0,20	0,18
45Х	0,44	0,22	0,66	1,05	0,007	0,0010	0,10	0,23
65Г	0,65	0,20	0,97	0,21	0,009	0,0012	0,08	0,13

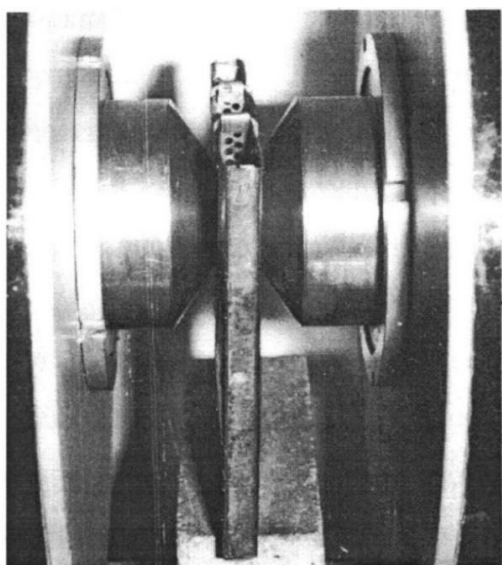


Рис. 1. Фрагмент экспериментальной установки для изотермической обработки в магнитном поле

Проводилась термическая обработка образцов по заданному режиму: нагрев до температуры аустенитизации (30ХГСА до 900°C , 45Х – 860°C , 65Г – 840°C) в расплаве технически чистого олова и последующее охлаждение в изотермической микроэлектропечи с расплавом олова расположенной между полюсами электромагнита (рис. 1), где осуществлялась

различная по времени выдержка при температурах 375°C (для сталей 45Х и 30ХГСА) и 320°C (для стали 65Г), а затем изотермический распад прерывался охлаждением в воде. После такой обработки структура исследуемых образцов представляет собой бейнит, мартенсит и остаточный аустенит, с различным соотношением объемных долей.

Обработку образцов без поля проводили тем же способом, но при отключенном электромагните и зашунтированном межполюсном зазоре во избежание влияния остаточной намагниченности магнитопровода на результаты термической обработки. Внешнее магнитное поле напряженностью до 2 МА/м создавалось электромагнитом ФЛ-1 открытого типа конструкции физического факультета МГУ.

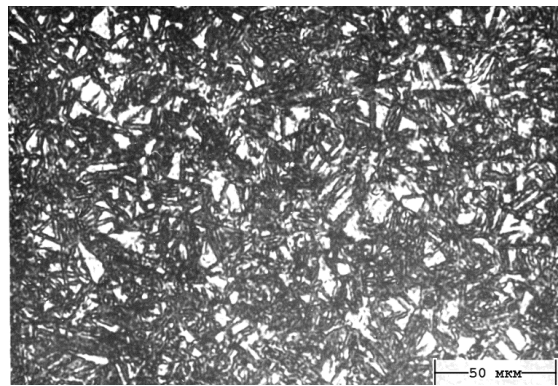
Регистрация микроструктур производилась с помощью цифрового окуляра Eakins с разрешением 18 Мп. Полученные снимки подвергались качественному и количественному анализу линейным методом определения объемной доли структурных составляющих, а также с помощью аналитического ПО SIAMS 800 на $16 \div 25$ полях зрения.

Значения твердости получены с помощью твердомера ТР-5006, а микротвердости – микротвердомера ПМТ-3 с использованием нагрузки 100 г.

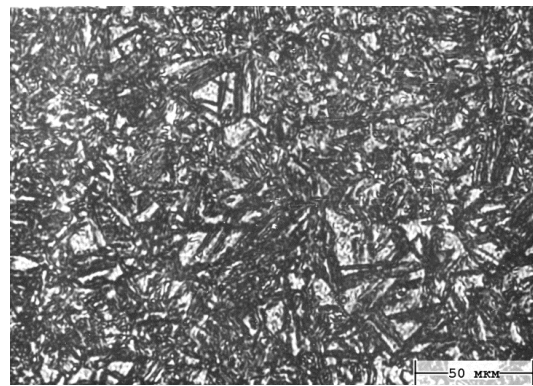
Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктуры различных образцов с результатами количественной обработки в программе SIAMS приведены на рис. 2. Наблюдение

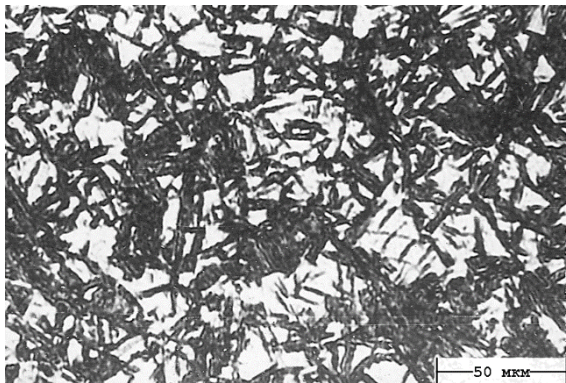
изображений микроструктур уже позволяет сделать вывод о том, что наложение магнитного поля стимулирует бейнитный распад. При обработке в магнитном поле видно, что структура оказывается более дисперсной (рис. 2, б, г, е).



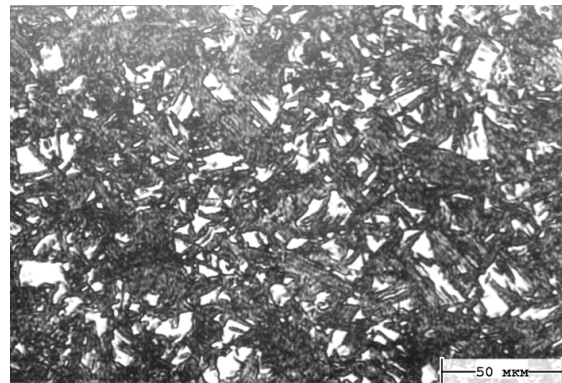
а бейнит: 80,6 %



б бейнит: 87,8 %



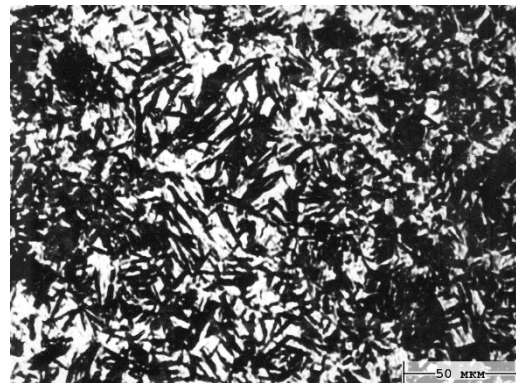
в бейнит: 61,8 %



г бейнит: 85,3 %



д бейнит: 51,3 %



е бейнит: 75,1 %

Рис. 2. Микроструктуры сталей 30ХГСА (а, б – выдержка 40 с), 45Х (в, г – 80 с) и 65Г (д, е – 120 с) при изотермической выдержке без поля (а, в, д) и в магнитном поле (б, г, е) напряженностью 1,64 МА/м

Анализ микроструктуры, полученной при разных временах изотермической выдержки, позволил построить кинетические кривые превра-

щения. Рассмотрение рис. 3 однозначно свидетельствует об инициирующем действии магнитного поля в процессе бейнитного превращения.

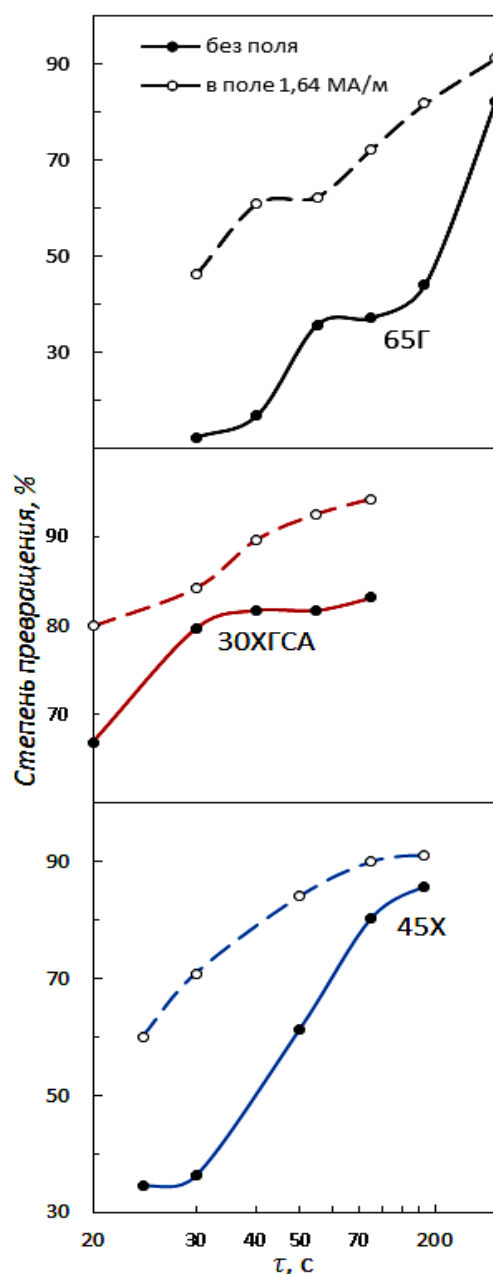


Рис. 3. Кинетические кривые бейнитного превращения

Можно полагать, что при промежуточном превращении, происходящие изменения в кинетике при использовании магнитного поля, являются результатом воздействия поля на процессы зародышеобразования ферромагнитной α -фазы. Формальная оценка экспериментальных данных, иллюстрирующих ускорение процесса образования нижнего бейнита, может быть выполнена с использованием соотношения работы [12], описывающего увеличение частоты зарождения n_H/n_0 :

$$\frac{n_H}{n_0} = \exp\left(\frac{W_{кр}^0 - W_{кр}^H}{kT}\right) \quad (1)$$

где n – скорость зарождения центров ферромагнитной фазы; $W_{кр}$ – энергия образования равновесного зародыша; индексы «0» и «H» соответственно обозначают условия обработки без поля и во внешнем магнитном поле.

При этом энергия образования центра новой фазы может быть получена из положений классической теории образования зародышей при мартенситном превращении Л. Кауфмана и М. Коэна с учетом работы образования ферромагнитно-упорядоченных кластеров [12], которые присутствуют в аустените:

$$W_u = \frac{952,7 \cdot \theta^2 \cdot \sigma^3}{(\Delta f + \Delta f^*)^4}, \quad (2)$$

где θ – параметр, учитывающий влияние энергии упругих деформаций; σ – поверхностное натяжение; Δf – удельная «химическая» движущая сила; Δf^* – свободная энергия образования одного ферромагнитного кластера [12].

Вычисления проводились для температуры 600 К, напряженности магнитного поля $H = 1,6$ МА/м, энергия образования равновесного зародыша $W_{кр}$ определялась с учетом соответствующего напряженности поля среднего размера ферромагнитного кластера $\sim 1,8$ нм [7] для которого получена величина $\Delta f^* = 0,72$ МДж/м³ и при удельной химической движущей силе $\Delta f = 150$ МДж/м³. Расчет по формуле (1) дает для бейнитного превращения $n_H/n_0 \approx 1,454$.

Таким образом, экспериментально установленное увеличение темпа превращения аустенита в магнитном поле объясняется изменением скорости зарождения центров продуктов превращения. Следует отметить, что этот эффект возрастает из-за усиления магнитного расслоения исходного γ -твердого раствора, если внешнее поле включается при температуре, соответствующей стабильному существованию аустенита. В этом случае, флуктуации дальнего ферромагнитного порядка приводят к локальной анизотропной деформации атомной решетки, что снижает в этих микрообъемах энергию образования зародыша критического размера и делает возможным мультипликативное зарождение центров α -фазы.

Развиваемые представления подтверждают данные об изменении твердости (рис. 4), а также результаты измерения микротвердости бейнита (рис. 5). Результаты исследования твердости образцов (рис. 4), также свидетельствуют о том, что наложение магнитного поля стимулирует бейнитный распад. На построенном графике зависимости твердости от времени вы-

держки при температуре изотермического превращения (рис. 4) можно наблюдать более интенсивное понижение твердости при наложении магнитного поля, что свидетельствует о повышении скорости процесса бейнитного распада. Однако на последних этапах процесса можно наблюдать некоторое увеличение твердости, которое не обнаружено при проведении обработки без магнитного поля.

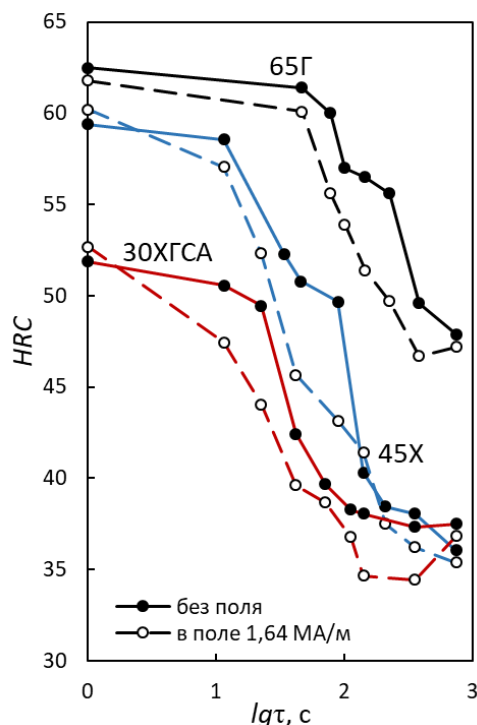


Рис. 4. Изменение твердости после закалки в зависимости от времени предварительной выдержки при температуре изотермического превращения

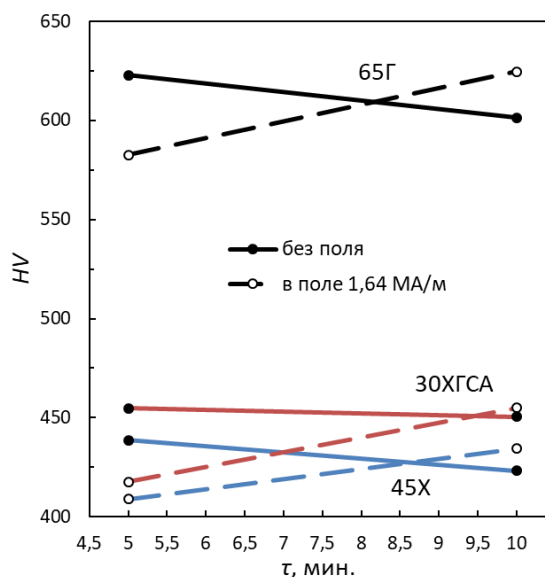


Рис. 5. Микротвердость бейнита в зависимости от времени изотермической выдержки

Можно увидеть некоторое торможение в изменении твердости в интервале времени выдержки около середины превращения (для сталей 65Г и 45Х). Это, видимо, связано с выделением карбидной фазы. Следует отметить, что при воздействии магнитного поля этого эффекта не наблюдается. По всей видимости, интенсивное развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ перехода подавляет процесс непосредственного карбидообразования из матричной фазы. Вместе с тем на последних стадиях изотермической выдержки в магнитном поле наблюдается повышение твердости (см. рис. 4) и микротвердости бейнита (см. рис. 5), которое связано с процессами дисперсионного твердения и карбидообразования.

Диспергирование структуры при обработке в магнитном поле является результатом мультипликативного зарождения бейнита под действием поля. Согласно [13] предел текучести стали со структурой бейнита в зависимости от размеров кристаллов α -фазы описывается уравнением Холла-Петча. Совокупность структурных изменений при воздействии магнитным полем в интервале бейнитного превращения предполагает перспективность такой обработки для реализации прочности присущей обычной обработке с повышенным запасом пластичности.

Выводы

Воздействие магнитным полем в процессе распада переохлажденного аустенита в температурной области образования нижнего бейнита приводит к изменению кинетики превращения, морфологии продуктов реакции и процесса карбидообразования, что оказывает влияние на механические свойства стали. Наложение магнитного поля напряженностью $1,6 \div 1,7$ МА/м способствует увеличению темпа бейнитного превращения, что связано с уменьшением работы образования центров α -фазы на флуктуациях ферромагнитного порядка в аустените. На последних стадиях изотермической выдержки в магнитном поле наблюдается повышение твердости и микротвердости бейнита, которое связано с интенсификацией процесса дисперсионного твердения. Оценка сравнительной эффективности термической обработки в магнитном поле предполагает достижения структурного состояния с пониженной склонностью к хрупкому разрушению.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Bhadeshia, H. Bainite in steels: theory and practice / H. Bhadeshia. – Boca Raton: CRC Press, 2019. – 616 p.

2. *Лахтин, Ю. М.* Материаловедение / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. – Москва: Альянс, 2011. – 527 с.
3. *Рахштадт, А. Г.* Пружинные стали и сплавы / А. Г. Рахштадт. – Москва: Металлургия, 1982. – 400 с.
4. *Гриднев, В. Н.* Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах / В. Н. Гриднев, В. И. Трефилов. – Киев: Наук. думка. – 1988. – 261 с.
5. *Закалка стали в магнитном поле* / М. А. Кривоглаз, В. Д. Садовский, Л. В. Смирнов, Е. А. Фокина. – Москва: Издательство «Наука», 1977. – 120 с.
6. *Счастливцев, В. М.* Мартенситное превращение в магнитном поле / В. М. Счастливцев, Ю. В. Калетина, Е. А. Фокина. – Екатеринбург: УрО РАН, 2007. – 322 с.
7. *Пустовойт, В. Н.* Магнитная гетерогенность аустенита и превращения в сталях / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев. – Москва: Ай Пи Ар Медиа, 2022. – 190 с.
8. *Low-temperature nanostructured bainite transformation: The effect of magnetic field* / B.Q. Dong, T.P. Hou, K.M. Wu // Materials Letters. – 2019. – V. 240. – P. 66–68.
9. *Pustovoyt, V. N.* Use of the Superplasticity Phenomenon of Steel for "Internal" Magnetic Correcting a Product / V.N. Pustovoyt, Yu. Dolgachev, Yu.M. Dombrovskii // Solid State Phenomena. – 2017. – Vol. 265. – P. 745–749.
10. *Pustovoyt, V. N.* Distortion-free heat treatment of thin rods in magnetic field / V.N. Pustovoyt, Y.V. Dolgachev // Materials Performance and Characterization. – 2018. – Vol. 7. – No 6. – P. 1–6.
11. *Пустовойт, В. Н.* Технология бездеформационной закалки в магнитном поле тонкостенных деталей кольцевой формы / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев // Вестник Донского государственного технического университета. – 2011. – Т. 11. – № 7(58). – С. 1064–1071.
12. *Пустовойт, В. Н.* Энергетические особенности образования зародышей мартенсита и кинетика гамма-альфа перехода при действии внешнего магнитного поля / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев, В. М. Рожкова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5(160) / ВолгГТУ. – 2015. — С. 131–135.
13. *Honeycombe, R. W. K.* Ferrite and bainite in alloy steels / R.W.K. Honeycombe, F.B. Pickering // Metallurgical Transactions. – 1972. – V. 3. – №. 5. – P. 1099–1112.

УДК 669.15-194.591

DOI: 10.35211/1990-5297-2022-10-269-88-92

А. В. Дроздов¹, В. Ф. Петрова¹, А. А. Гусева²

ВЛИЯНИЕ СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ ТРУБНОЙ ЗАГОТОВКИ БЕЙНИТНОЙ СТАЛИ

¹Волгоградский государственный технический университет

²АО «Волжский трубный завод»

e-mail: tm@vstu.ru

В работе приведены результаты исследования влияния степени деформации на формирование микроструктуры трубной заготовки из стали 40ХМФА. Установлено, что горячая деформация вызывает измельчение зерна аустенита. Показано, что при увеличении степени деформации размер зерна конечной микроструктуры уменьшается с 205 до 45 мкм, что будет приводить к увеличению ударной вязкости.

Ключевые слова: горячая деформация, микроструктура, размер зерна, ударная вязкость, неметаллические включения, бейнитная сталь.

A. V. Drozdov¹, V. F. Petrova¹, A. A. Guseva²

INFLUENCE OF THE DEGREE OF DEFORMATION ON THE FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE OF A PIPE BLANK OF BAINITE STEEL

¹Volgograd State Technical University

²Volzhsky Pipe Plant

The paper presents the results of a study on the influence of the degree of deformation on the formation of the microstructure of a pipe blank made of 40HMFA steel. It has been established that hot deformation causes austenite grain refinement. It is shown that with an increase in the degree of deformation, the grain size of the final microstructure decreases from 205 μm to 45 μm, which will lead to an increase in impact strength.

Keywords: hot deformation, microstructure, grain size, impact strength, non-metallic inclusions, bainitic steel.

Введение

Высококачественная сталь 40ХМФА используется для производства замков буровых труб. Буровые замки предназначены для соединения буровых труб в колонну, они работают в условиях комбинированных нагрузок, при одновременном воздействии циклических,

изгибающих и ударных нагрузок. Поэтому ударная вязкость занимает особое положение среди других механических характеристик в связи со сложным условием нагружения.

Горячая деформация сталей играет одну из главных ролей в формировании конечной микроструктуры и механических свойств изделия [1].

Одним из факторов, влияющим на снижение ударной вязкости является загрязненность стали неметаллическими включениями. Концентрация напряжений при деформации зависит от упругих свойств самих неметаллических включений. Чем больше их модуль упругости, тем выше напряжение около них. Поэтому наибольшие напряжения создаются около прочных недеформирующихся включений типа окислов (Al_2O_3 и SiO_2). Такие включения усиливают концентрацию около них остаточных напряжений, что может привести к развитию хрупкого разрушения, приводящее к снижению показателя ударной вязкости [2].

Фрактографические исследования в работе [3] показали, что неметаллические включения сульфидной природы, располагаясь по границам зерен, ослабляют междендритные связи, в результате чего в местах залегания образуются микропоры, снижающие ударную вязкость.

Безусловно, большое влияние на снижение ударной вязкости будут оказывать параметры микроструктуры.

Размер зерна существенно влияет на ударную вязкость, поскольку процесс течения металла зависит от среднего расстояния, на которое перемещаются дислокации, прежде чем они будут заблокированы у границ зерен [4; 5].

В работах показано [6–9], что пластическая деформация вызывает измельчение зерна аустенита, в результате чего увеличивается доля высокоугловых границ зерен и повышается ударная вязкость материала.

В ходе производства в условиях АО «ВТЗ» горячекатаных трубных заготовок, предназначенных для последующего изготовления буровых замков, выявлена проблема, связанная с несоответствием ударной вязкости при температуре испытания 20 °С. Полученные результаты испытания на ударный изгиб не соответствуют критерию $KCU \geq 88$ Дж/см² согласно

ГОСТ 4543–2016 [10], и составляют 68, 77, 84 Дж/см². Стоит уточнить, что данный критерий не является физической величиной, а относится к нормативным требованиям.

Целью работы является установление влияния степени деформации на формирование микроструктуры бейнитной стали.

Материал и методика исследования

Объектом исследования послужили образцы, вырезанные в поперечном направлении по сечению заготовки (составляли ½ диаметра) из темплетов трубных заготовок диаметром 140 (образец № 1) и 90 мм (образец № 2) после прокатки и отпуска при температуре 670–690 °С.

Химический состав исследуемых образцов был получен спектральным методом с помощью оптико – эмиссионного спектрометра Foundry – Master UVR.

Определение загрязненности неметаллическими включениями проводились с использованием методов оптической микроскопии (микроскоп МЕТАМ ЛВ-41) при увеличении 100 крат на нетравленных шлифах. Подсчет загрязненности неметаллическими включениями проводился по ГОСТ 1778–70 Метод III [11]. Загрязненность шлифов оценивали отдельно по оксидным и сульфидным включениям.

Исследовали микроструктуру после шлифования, полирования и травления в 4% спиртовом растворе азотной кислоты (HNO_3) с использованием оптического микроскопа Leica DMi8 при увеличении 100 и 1000 крат. Размер зерна определяли линейным методом по ГОСТ 5639–82 [12] с помощью программного обеспечения ImageJ.

Результаты исследований и их обсуждение

Был проведен анализ химического состава стали исследуемых образцов двух плавок (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав исследуемых образцов

Номер образца	Содержание элементов, [%]									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ni	Cu
По ГОСТ 4543–2016	0,37-0,44	0,17-0,37	0,40-0,70	$\geq 0,025$	$\geq 0,025$	0,80-1,10	0,20-0,30	0,10-0,18	$\geq 0,30$	$\geq 0,30$
1	0,42	0,18	0,40	0,005	0,006	0,99	0,23	0,13	0,12	0,17
2	0,40	0,23	0,49	0,006	0,007	1,07	0,24	0,13	0,14	0,18

Существенных отклонений в химическом составе не обнаружено, он соответствует заявленной марке стали по ГОСТ 4543–2016.

Проведенная оценка загрязненности неметаллическими включениями показала, что исследуемые образцы находятся в допустимых, в рамках заказа, пределах (табл. 2). Полученный результат свидетельствует о выполнении требований нормативной документации и о получении стали необходимой чистоты по неметаллическим включениям.

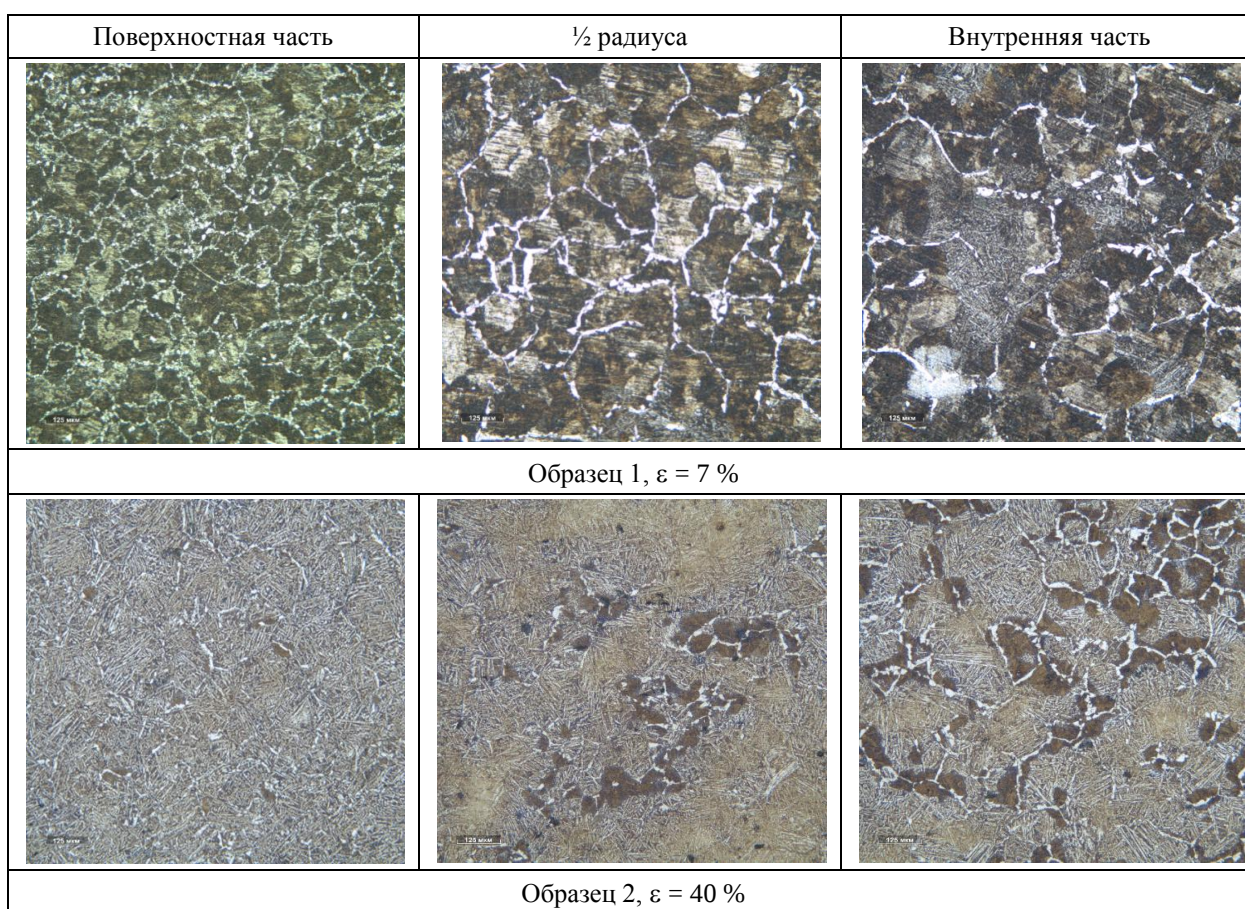
Исследование микроструктуры образцов в состоянии поставки показало наличие в них трех условных зон, различающихся по размеру зерна (рис. 1).

Результаты оптической микроскопии показывают, что микроструктура образцов представляет собой сорбит отпуска и ферритную оторочку по границам зерен. Формирование микроструктуры определяется протеканием рекристаллизации и фазовых превращений по выходу из валков.

Таблица 2

Результаты оценки загрязненности неметаллическими включениями

№ образца	Максимальный балл					
	Оксиды строчечные	Оксиды точечные	Силикаты хрупкие	Силикаты пластинчатые	Силикаты недеформир	Сульфиды
Требования заказа	Не более					
	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0	3,0
1	2,5	2,5	1,5	2,0	3,0	1,5
2	1,5	3,0	2,0	3,0	3,0	2,0

Рис. 1. Микроструктура исследуемых образцов по сечению заготовки, $\times 100$

В образце 1 средний размер зерна (рис. 1) уменьшается от центра заготовки (205 мкм) к $\frac{1}{2}$ радиуса (165 мкм) и становится минимальным в поверхностной части заготовки (75 мкм), что вероятно связано с разными теплофизическими условиями, возникающими при прокатке. На обрабатываемой поверхности металл соприкасается с холодным инструментом, что тормозит процесс собирательной рекристаллизации, и зерно не успевает вырасти в поверхностной части заготовки по сравнению с внутренней частью.

Этой же причиной можно объяснить и уменьшение размера зерна в образце № 2, где средний размер зерна уменьшается от центральной части заготовки (110 мкм) к $\frac{1}{2}$ радиуса (85 мкм) и становится минимальным на поверхности заготовки (45 мкм). Дополнительно на размер зерна в данном образце влияет более высокая степень деформации, вызывающая активную первичную рекристаллизацию.

В микроструктуре образца 2 (рис. 1) по границам зерен также присутствует ферритная оторочка. В поверхностной части сорбитная составляющая имеет игольчатую структуру, а в центральной и внутренней части наблюдаются как игольчатая, так и превращенная равноосная структура (рис. 2).

Процессы превращения мартенситной игольчатой фазы в ферритные поля в поверхностной части заготовки не успевают произойти в полной мере из-за быстрого отвода тепла холодным инструментом, о чем свидетельствует, игольчатая структура сорбитной составляющей. В центральной и внутренней части заготовки превращения мартенситной игольчатой фазы проходит более активно в связи с меньшим теплоотводом, о чем свидетельствует увеличивающаяся доля «темных» отпущенных участков во внутренней части заготовки (рис. 1).

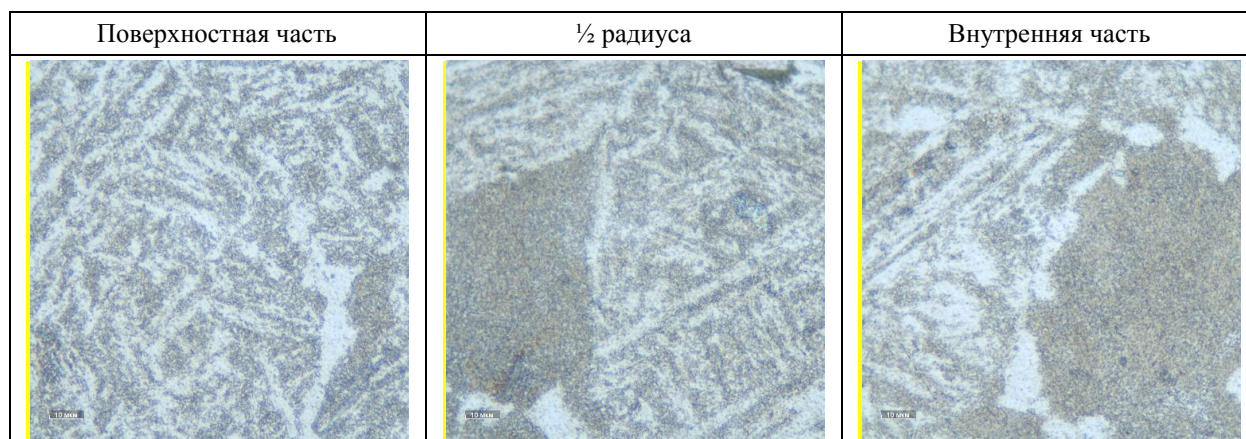


Рис. 2. Микроструктура образца 2, $\times 1000$

Выводы

1. Исследование химического состава стали 40ХМФА показало его соответствие ГОСТ 4543–2016.
2. Загрязненность неметаллическими включениями находится в допустимых пределах и, очевидно, не оказывает влияния на ударную вязкость.
3. Толщина исходной заготовки и степень деформации оказывают существенное влияние на размер зерна и формирующуюся структуру.
4. Установлено, что более высокая степень деформации и интенсивный теплоотвод от поверхности заготовки, приводит к торможению процессов превращения мартенситной игольчатой фазы в поверхности, более деформированного образца № 2 и формированию сорбитной составляющей в виде «иголок». В центральной

и внутренней части заготовки рекристаллизационные процессы в мартенситной игольчатой фазе начинают более активно развиваться в связи с меньшим теплоотводом, и рекристаллизованных сорбитных участков во внутренней части заготовки больше.

5. Размер зерна уменьшается с 205 мкм, в заготовке с малой степенью деформации, до 45 мкм с большей степенью деформации, что будет приводить к увеличению ударной вязкости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Хасан, Ск. Мд. Термомеханическая обработка стали с бескарбидным бейнитом / Хасан, Ск. Мд., Чакрабарт Дебалай, Сингх Шив Брат // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2021. – № 7. – С. 9–18.
2. Гольдштейн, М. И. Специальные стали / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.

3. Зайцев, А. И. Комплексные неметаллические включения и свойства стали / А. И. Зайцев, В. С. Крапошин, И. Г. Родионова [и др.]. – М. : Metallurgizdat, 2015. – 276 с. ISBN 978-5-902194-85-9.
4. Солнцев, Ю. П. Хладостойкие стали и сплавы : учебник для вузов / Ю. П. Солнцев. – СПб. : ХИМИЗДАТ, 2017. – 480 с.
5. Sang, Y. Sh., Byoungchul, H., Sunghak, L. Correlation of microstructure and charpy impact properties in API X70 and X80 line-pipe steels // Materials Science and Engineering: A, № 1-2, 2007, pp. 281-289.
6. Zhang, F., Boyd J. D. Hot Workability of Steels and Light Alloy-Composites, Canadian Institute of Mining. Montreal; Metallurgy and Petroleum. 1996.
7. Gong, I., Tomota Y, Koo M. S., Adachi Y. Effect of ausforming on nanobainite steel // Scr. Mater. 2010. V. 63(8). P. 819 - 822
8. Tian, L., Ao, Q., Li, S. Bainite transformation affected by pred formation and stress in G5SSiMoV steel // J. Mater, 2014. V. 29(24). P.2994 - 3001.
9. Рудской, А. И. Математическое моделирование ударной вязкости структурно-неоднородных металлов / А. И. Рудской, Н. Г. Коласников, А. И. Боровков [и др.] // Научно – технические ведомости СПбГПУ. – 2011. №1. – С. 232–240.
10. ГОСТ 4543–2016 Металлопродукция из конструкционной легированной стали. – Взамен ГОСТ 4543–71; введ. 01.10.2017. – М. : Стандартинформ, 2019 год.
11. ГОСТ 1778–70 Металлографические методы определения неметаллических включений. – Взамен ГОСТ 1778–62; введ. 01.01.72. – М. : Стандартинформ, 2011 год.
12. ГОСТ 5639–82 Методы выявления и определения величины зерна. – Взамен ГОСТ 5639–69; введ. 01.01.83. – М. : ИПК Издательство стандартов, 2003 год.

Ответственный за выпуск Вера Николаевна АРИСОВА

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

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» (ВолГТУ)

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

Темплан 2022 г. Поз. № 6ж. Дата выхода в свет 01.11.2022 г. Формат 60 x 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 11,0. Уч.-изд. л.
11,19. Тираж 100 экз. Свободная цена. Заказ № 483.

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