

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:

Анциферов В. Н., академик РАН, д-р физ.-мат. наук, проф.,
Научный центр порошкового материаловедения (г. Пермь, Россия)
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)
Камаев В. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, ВолгГТУ
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники
(БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., чл.-корр. РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет
(МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik
(г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, главный научный сотрудник,
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)
Полянчиков Ю. Н., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Пустовойт В. Н., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, Донской государственный технический университет
(г. Ростов-на-Дону, Россия)
Ревин А. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Русинов В. Л., чл.-корр. РАН, Химико-технологический институт Уральского федерального университета
(ХТИ УрФУ, г. Екатеринбург, Россия)
Рыбин В. В., чл.-корр. РАН, д-р физ.-мат. наук, проф.,
Санкт-Петербургский политехнический университет (г. Санкт-Петербург, Россия)
Трюэль Жан-Луи, д-р экон. наук, проф., Университет «Париж-12», Сорбонна, Франция,
вице-президент Международного клуба экономистов «Круг Кондратьева»
Тхай Куанг Винь, д-р философии, Институт информационных технологий (г. Ханой, Вьетнам)
Федянов Е. А., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Фролов В. А., д-р техн. наук, проф., МАТИ – Российский государственный технологический университет
им. К. Э. Циолковского (г. Москва, Россия)
Шаритов В. М., д-р техн. наук, проф.,
Московский государственный технический университет (МАМИ, г. Москва, Россия)
Шаховская Л. С., д-р экон. наук, проф. ВолгГТУ
Шеин А. Г., д-р физ.-мат. наук, проф. ВолгГТУ
Яковлев И. В., д-р техн. наук,
Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)

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.

*Анциферов В. Н., академик РАН,
д.ф.-м.н, проф., (Научный центр
порошкового материаловедения,
г. Пермь)*

*Лысак В. И., чл.-корр. 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)*

*Трыков Ю. П., д.т.н, засл. деятель
науки РФ, проф.*

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

Журнал распространяется
по подписке.

Индекс журнала по каталогу
Агентства «Роспечать»
для Российской Федерации –
80811(ОК+ЭК). По вопросам
подписки обращаться
в издательство.

Тел. издательства ВолгГТУ:
(8442) 24-84-06
Факс (8442) 24-84-06
otr@vstu.ru

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

№ 2 (181)
Апрель
2016

УЧРЕДИТЕЛЬ:
ФГБОУ высшего образования
«Волгоградский государственный технический университет»

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

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

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

Editorial board:

Anziferov V. N., Academician of RAS, D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof., The Department for Powder Material Science (Perm, Russia)

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)

Kamaev V. A., D. Sc. (Engineering), Prof., Honored Scientist of the Russian Federation, VSTU

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., Corresponding Member 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)

Polyanchikov Y. N., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

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

Revin A. A., D. Sc. (Engineering), Prof. of VSTU

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

Sheyin A. G., D. Sc. (Physical and Mathematical Sciences), Prof. of VSTU

Yakovlev I. V., D. Sc. (Economy), Lavrentyev Institute of Hydrodynamics of SB RAS (Novosibirsk, Russia)

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.

Anziferov V. N., Academician of RAS,

D. Sc. (Physical and Mathematical
Sciences), Prof. (The Department
for Powder Material Science, Perm)

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

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

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

Trykov U. P., D.Sc. (Engineering),
Honored Scientist

of the Russian Federation, Prof.

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).
Concerning subscription turn to the
editorial office.

Tel. Of VSTU editorial office:

(+7 8442) 24-84-06

Fax: (+7 8442) 24-84-06

otr@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 2 (181)
April
2016

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. 38
Адаменко Н. А. 34, 38
Аксенов Н. В. 41
Андроник А. В. 53
Антонов А. А. 132
Арисова В. Н. 17
Артемов А. А. 132
Бадиков К. А. 53
Банников А. И. 60
Белов А. А. 141
Бровер А. В. 120
Бровер Г. И. 120
Бурлакова М. О. 91
Волкова Н. В. 141
Габельченко А. И. 141
Габельченко Н. И. 141
Гевлич С. О. 91
Гоник И. Л. 106
Грибенюк Н. А. 51
Гуревич Л. М. 7, 17, 25, 60, 64, 78, 88
Гурулев Д. Н. 106
Давидян Л. В. 95
Даненко В. Ф. 78
Долгачев Ю. В. 114
Домбровский Ю. М. 95, 99, 102
Дробот Л. Ю. 38
Евстропов Д. А. 12, 29, 64
Зюбан Н. А. 109
Иноземцев А. В. 7
Казанкин В. А. 83
Казанкина Е. Н. 83
Казуров А. В. 34
Кайгородов А. С. 12
Корнилов Ю. А. 120
Космацкий Я. И. 68
Красиков П. П. 135
Крохалев А. В. 44, 46
Кузьмин С. В. 44, 46
Кулевич В. П. 21, 29
Лапин И. Е. 135
Лепешкин А. Р. 75
Лысак В. И. 44, 46, 132, 135
Матлин М. М. 83
Мозгунова А. И. 83
Мухин В. Н. 126
Назаров В. В. 75
Новиков Р. Е. 25, 60, 64, 88
Палаткина Л. В. 106, 109
Пацелов А. М. 7
Писарев С. П. 25, 34, 41, 88
Плечистов В. А. 106
Полесский О. А. 135
Пономарева И. А. 17
Попов А. В. 51
Проничев Д. В. 12
Прохновский М. В. 38
Пустовойт В. Н. 95, 114
Пушкин М. С. 7
Рогозин В. Д. 41
Руцкий Д. В. 109
Савин Д. В. 34
Савинов А. В. 135
Савкин А. Н. 53
Савченко В. В. 21
Седов А. А. 53
Серов А. Г. 60
Слаутин О. В. 7, 12, 29
Соколов Г. Н. 132
Степанов М. С. 95, 99, 102
Субботин М. А. 97
Тараненко В. Ю. 97
Тескер Е. И. 97
Тришкина И. А. 126
Тупицин М. А. 44, 46
Умаров В. Ф. 109
Харламов В. О. 7, 44, 46
Чубуков М. Ю. 109
Чудин А. А. 135
Шморгун В. Г. 12, 21, 29
Щербин Д. В. 17

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Пушкин М. С., Иноземцев А. В., Пацелов А. М., Харламов В. О.</i>	
Образование интерметаллидов при сварке взрывом и последующем нагреве...	7
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Кайгородов А. С., Евстропов Д. А.</i>	
Оценка износостойкости покрытий системы Cu-Ti методом царапания.....	12
<i>Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Щербин Д. В.</i>	
Воздействие температурно-временных условий процесса на свойства магниево-алюминиевого композита.....	17
<i>Шморгул В. Г., Кулевич В. П., Савченко В. В.</i>	
Механизм контактного плавления в системе Al-Cu.....	21
<i>Гуревич Л. М., Писарев С. П., Новиков Р. Е.</i>	
Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с интерметаллидными включениями.....	25
<i>Шморгул В. Г., Слаутин О. В., Евстропов Д. А., Кулевич В. П.</i>	
Влияние температурно-временных условий процесса контактного плавления в системе Ti-Cu на кинетику роста зоны взаимодействия.....	29

II. ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Казуров А. В., Адаменко Н. А., Писарев С. П., Савин Д. В.</i>	
Исследование электросопротивления фторопластовоалюминиевых композиционных материалов, полученных взрывным прессованием.....	34
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Прохновский М. В., Дробот Л. Ю.</i>	
Исследование теплофизических свойств композитов полиарилата с фторопластом-4.....	38
<i>Рогозин В. Д., Писарев С. П., Аксенов Н. В.</i>	
Компьютерный анализ процесса ударно-волнового нагружения порошка.....	41
<i>Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А.</i>	
Влияние формирования прочных межфазных границ на уплотнение порошковых смесей при взрывном прессовании.....	44
<i>Харламов В. О., Крохалев А. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А.</i>	
Антифрикционные свойства и технологический процесс изготовления деталей узлов трения взрывным нанесением порошков на стальные подложки..	46

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Попов А. В., Грибенюк Н. А.</i>	
Динамические и прочностные характеристики привода на основе модернизации механизма беннетта.....	52
<i>Савкин А. Н., Бадиков К. А., Андроник А. В., Седов А. А.</i>	
Влияние характера переменного нагружения на кинетику и продолжительность роста усталостных трещин.....	53
<i>Гуревич Л. М., Банников А. И., Новиков Р. Е., Серов А. Г.</i>	
Моделирование нагрева зубьев пилы и заготовки при высокоскоростном резании.....	60
<i>Гуревич Л. М., Новиков Р. Е., Евстропов Д. А.</i>	
Трехмерное моделирование процесса прокатки слоистых композитов с включениями интерметаллидов.....	64

<i>Космацкий Я. И.</i> Влияние профилировки инструмента на эсп процесса прессования труб.....	68
<i>Назаров В. В., Лепешкин А. Р.</i> Особенности формоизменения и разрушения прямоугольной пластины с круговым отверстием.....	75
<i>Гуревич Л. М., Даненко В. Ф.</i> Оптимизация параметров пластического обжатия стальных канатов с целью повышения физико-механических и служебных свойств.....	78
<i>Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i> Контактная жесткость деталей двойкой кривизны близкой твердости.....	83
<i>Гуревич Л. М., Новиков Р. Е., Писарев С. П.</i> Моделирование сжатия титано-алюминиевых композитов с мягкой прослойкой.....	88
<i>Бурлакова М. О., Гевлич С. О.</i> Исследование релаксации напряжений сосудов давления из кремнемарганцевых сталей с целью снижения энергозатрат.....	91
 IV. ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ	
<i>Пустовойт В. Н., Домбровский Ю. М., Степанов М. С., Давидян Л. В.</i> Изменение температуры стали в режиме микродугового нагрева.....	95
<i>Тескер Е. И., Тараненко В. Ю., Субботин М. А.</i> Методология и практические рекомендации по определению требуемых показателей качества поверхностно-упрочненных зубчатых передач, приводов и трансмиссий.....	97
<i>Домбровский Ю. М., Степанов М. С.</i> Ванадирование стали с нагревом в микродуговом режиме.....	99
<i>Степанов М. С., Домбровский Ю. М.</i> Химический и фазовый состав поверхностных покрытий при микродуговом диффузионном насыщении стали хромом и молибденом.....	102
<i>Палаткина Л. В., Гурулев Д. Н., Гоник И. Л., Плечистов В. А.</i> Изменение свойств дендритных кристаллов в чугунах при термическом воздействии.....	106
<i>Руцкий Д. В., Чубуков М. Ю., Зюбан Н. А., Палаткина Л. В., Умаров В. Ф.</i> Идентификация неметаллических включений и особенности их распределения в удлиненных сдвоенных слитках.....	109
<i>Пустовойт В. Н., Долгачев Ю. В.</i> Зарождение мартенсита в условиях сверхпластичности аустенита и воздействия внешнего магнитного поля.....	114
<i>Бровер А. В., Бровер Г. И., Корнилов Ю. А.</i> Влияние локальной пластической деформации на структурообразование при лазерной обработке материалов.....	120
<i>Мухин В. Н., Тришкина И. А.</i> Сравнение устойчивости хромомолибденовых сталей к воздействию температур, превышающих регламентные.....	126
<i>Антонов А. А., Артемьев А. А., Соколов Г. Н., Лысак В. И.</i> Исследование процесса аргонодуговой наплавки плавящимся электродом с подачей присадочной проволоки.....	132
<i>Савинов А. В., Полесский О. А., Лапин И. Е., Лысак В. И., Чудин А. А., Красиков П. П.</i> Проплавающая способность дуги переменного тока с прямоугольной формой импульсов.....	135
<i>Габельченко Н. И., Волкова Н. В., Белов А. А., Габельченко А. И.</i> Корректировка режима термообработки отливок из стали 110Г13Л с целью получения стабильной аустенитной структуры.....	141

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 621.791.12:539.25

Л. М. Гуревич¹, О. В. Слаутин¹, М. С. Пушкин^{2,3}, А. В. Иноземцев², А. М. Пацелов², В. О. Харламов¹

ОБРАЗОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ НАГРЕВЕ*

¹Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия

²Институт физики металлов им. М. Н. Михеева УРО РАН, Екатеринбург, Россия

³Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б. Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия
e-mail: mv@vstu.ru

Исследуются зоны расплава, формирующиеся на поверхности раздела при сварке взрывом для соединения Cu-Ti. Интерес представляют интерметаллические частицы, образующиеся в этой среде. Для изучения этих частиц был проведен рентгеноструктурный анализ, а также нагрев до 500 °С и 700 °С.

Ключевые слова: сварка взрывом, нагрев, поверхность раздела, выступы, всплески, волны, интерметаллид, взаимная растворимость.

L. M. Gurevich¹, O. V. Slautin¹, M. S. Pushkin^{2,3}, A. V. Inozemtsev², A. M. Patselov², V. O. Kharlamov¹

FORMATION OF INTERMETALLICS DURING EXPLOSIVE WELDING AND SUBSEQUENT HEATING

¹Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

²M.N. Miheev Institute of Metal Physics, Ural Branch, Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg, Russia

³The Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Yeltsin, Ekaterinburg, Russia

The melted zones, that were formed at the interface of Cu-Ti joint during the explosive welding, have been investigated. Subject of interest are the intermetallic particles formed in this medium. Heating of the samples up to 500 and 700 °C together with the subsequent X-ray diffraction analysis were conducted to study these particles.

Keywords: explosive welding, heating, interfaces, cusps, waves, intermetallic, relatively solubility.

Введение

В настоящей работе, являющейся продолжением [1], исследуется структура поверхности раздела, формирующаяся в результате сварки взрывом и последующего нагрева. Как и в [1] проведено исследование сварного соединения медь-титан, исходные элементы которого имеют достаточно высокую взаимную растворимость. Основное внимание уделялось биметаллу, полученному на режиме (З) [1], при котором волнообразная граница наиболее совершенна. В [1] была исследована структура поверхности раздела для различных режимов сварки взрывом (СВ), как вблизи нижней границы (НГ) свариваемости, так и при удалении от нее. Исследования определили условия возникновения на поверхности раздела всплесков, по морфологии похожих на воде, выявили режимы формирования квазиволновой структуры поверхности раздела и обнаружили зоны локального расплавления, имеющих вихревую структуру и содержащих кластеры и интерметалличе-

ские частицы Cu₃Ti. Микрогетерогенная структура зон локального расплавления при СВ существенно влияет на прочность соединений независимо от типа взаимной растворимости исходных элементов. В зависимости от внешних условий, расплавление либо обеспечивает сцепление контактирующих материалов (склеивание), либо приводит к образованию зон риска [1].

Целью настоящей работы являлось выявление стабильности структуры сварного соединения при нагреве, а также отслеживание развития интерметаллидов: рост, появление огранки, изменение фазового состава.

При исследовании соединений, имеющих достаточно высокую взаимную растворимость исходных элементов, объектами исследования являлось:

- структура зоны локального расплавления;
- возможность образования интерметаллидов;
- влияние интерметаллидов на структуру волнообразной поверхности раздела;
- вероятность формирования переходных состояний.

© Гуревич Л. М., Слаутин О. В., Пушкин М. С., Иноземцев А. В., Пацелов А. М., Харламов В. О., 2016

* Работа выполнена в рамках Комплексной программы Уральского Отделения РАН, проект № 15-17-2-18 и по программе государственного задания ФАНО России (тема «Деформация», № 01201463327, а также при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-32-00235\16).

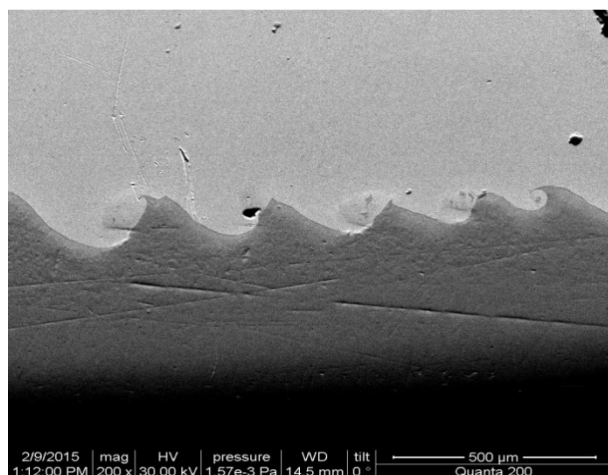
Материалы и методики исследования

Сварку взрывом проводили Волгоградский государственный технический университет (Волгоград) и ОАО «Уральский завод химического машиностроения» (Екатеринбург). Схема сварки взрывом приведена в [2]. В качестве исходных материалов выбраны листы меди и титана, имеющие ограниченную растворимость. Параметры использованных режимов сварки в координатах угол соударения γ – скорость точки контакта V_k приведены в [1]. Были получены двухслойные композиты медь-титан (режим (3) $V_k=2300$ м/с², $\gamma=13^\circ$) и трехслойные композиты медь-титан-медь (остальные режимы). Металлографический анализ проводили в ВолгГТУ и Институте физики металлов УрО РАН с использованием оптического микроскопа Olympus BX61 и Epiquant (снабженного вычислительным комплексом SIAMS), просвечивающих электронных микроскопов JEM 200CX и CM-30 Super Twin, сканирующего электронного микроскопа Quanta

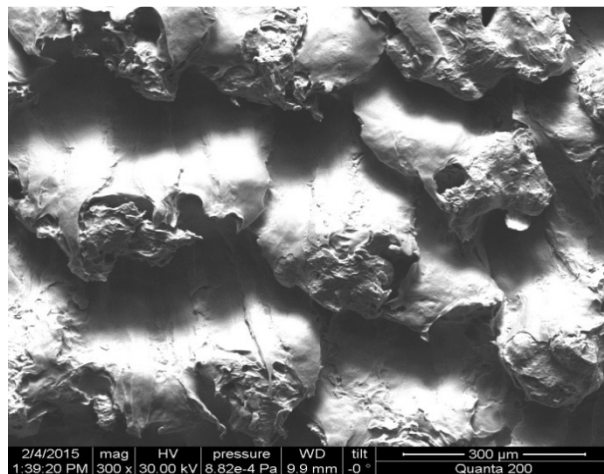
200 3D, Quanta 600, ионной пушки Fashione 1010 ION MILL. Химический анализ и структуру поверхности определяли электронно-оптическими методами непосредственно в процессе нагрева на растровом двухлучевом электронно-ионном микроскопе системы Versa 3D. Для наблюдения динамики роста интерметаллидов проводился нагрев образца до температур 500 °С и 700 °С.

Результаты и их обсуждение

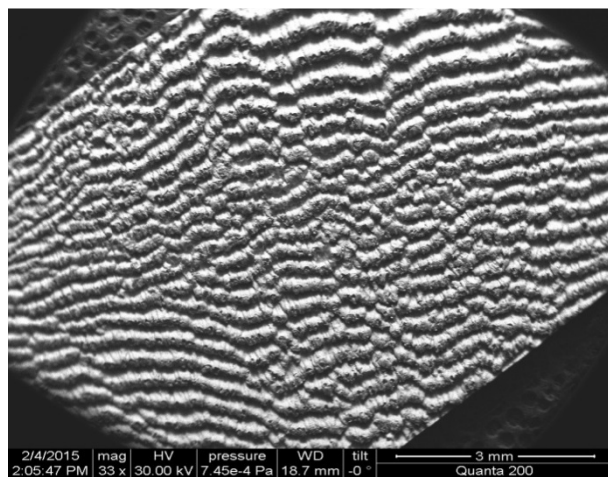
Волна состоит из выступов даже в том случае, когда является наиболее совершенной из исследуемых – для соединения, полученного по режиму (3). Поперечное сечение поверхности раздела для такого соединения приведено на рис. 1, *а*. После травления меди поверхность титана имеет вид, изображенный на рис. 1, *б*, *в*. Волна представляет собой плотную упаковку прижатых друг к другу выступов с изрезанными вершинами (рис. 1, *б*). Поверхность выступов покрыта интерметаллическими частицами, из-за которых коагуляция выступов затруднена.



а



б



в

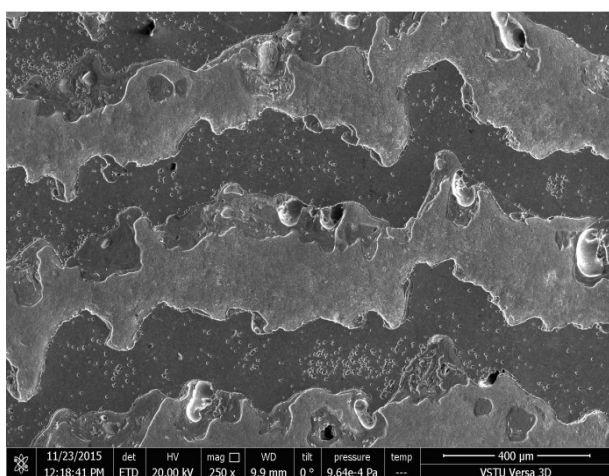
Рис. 1. Морфология поверхности раздела соединения медь-титан, полученного по режиму (3):

а – поперечное сечение поверхности раздела; *б* – плотная упаковка выступов, образующих волну (медь вытравлена); *в* – квазиволновая поверхность типа «лоскутого одеяла»

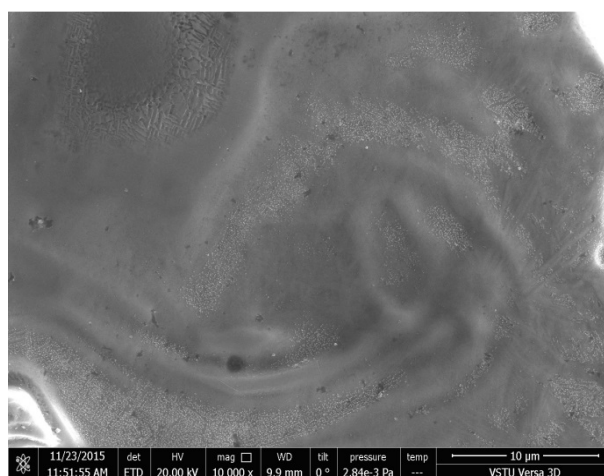
Для двухслойных соединений при меньшем увеличении по сравнению с тем, которое было использовано при получении соединения по режиму, поверхность раздела которого представлена на рис. 1, б, на большой площади видна квазиволновая форма поверхности титана (рис. 1, в). Волны, имеющие примерно одно и то же направление оси, собраны в длинные полосы, и их разделяют узкие полосы со сбоем периодической структуры. Такая квазиволновая поверхность напоминает по внешнему виду «поскутное одеяло», состоящее из полос. Однако квазиволновая поверхность с хаотическим распределением «поскутов», наблюдаемая для

соединений Cu-Ta [3, 4], не была обнаружена для соединений Cu-Ti.

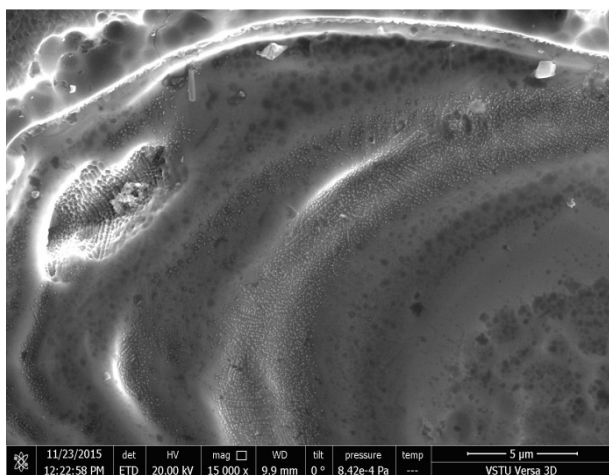
Приведенное на рис. 2, а СЭМ изображение продольного сечения волнообразной границы, позволяет визуально рассмотреть чередующиеся полосы меди и титана, выступы и зоны локального расплавления на границах этих полос. В указанной зоне видна вихревая структура участка (рис. 2, б), в которой при большем увеличении наблюдаются многочисленные светлые частицы (рис. 2, в). Округлая форма большинства частиц свидетельствует, что по-видимому, это частицы кластеров (рис. 2, г); наблюдаются также ограниченные частицы интерметаллидов.



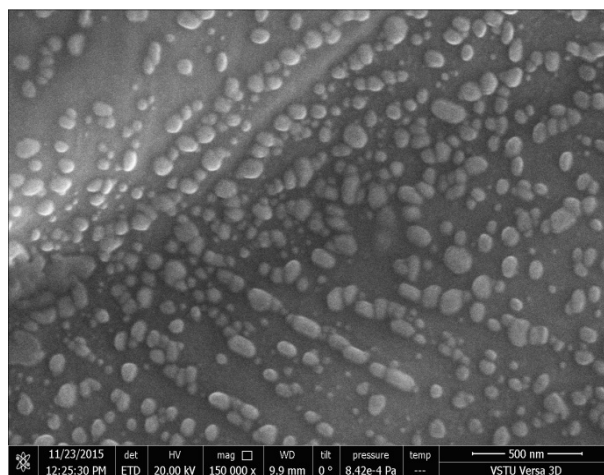
а



б



в



г

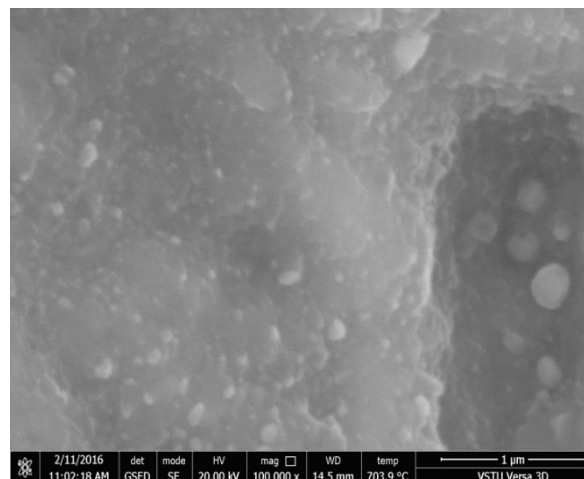
Рис. 2. Микроструктура зон локального расплавления:
а – продольное сечение волнообразной поверхности; б, в – вихревая структура зоны при разном увеличении;
г – частицы кластеров и интерметаллидов внутри зоны

Используя имеющийся в системе Versa 3D столик с нагревательным устройством, проведена видеосъемка изменения структуры образца при нагреве (рис. 3). Первоначально округлая частица по мере увеличения времени нагрева

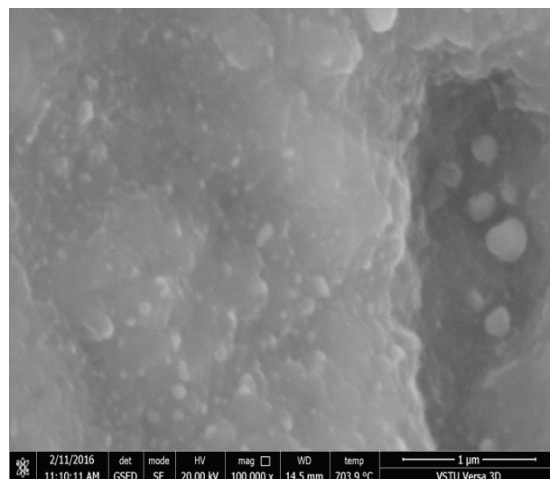
(указано на каждом снимке) приобретает некоторую огранку и становится вытянутой. Возникновение огранки является свидетельством превращения кластеров в интерметаллиды. Идентификацию фазового состава частиц, обнаружен-

ных на поверхности раздела сварных соединений медь-титан, провели методом рентгеноструктурного анализа. Съемки производились с поверхностей шлифов продольного сечения, полученных путем послойного удаления слоев

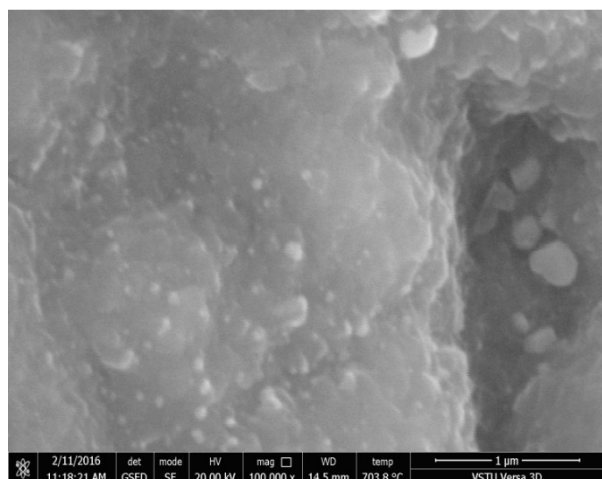
меди до появления следов титана. Ранее проводилось рентгеноструктурное исследование поперечного сечения шлифа соединения Cu-Ti, полученного методом СВ по режиму 4 [1].



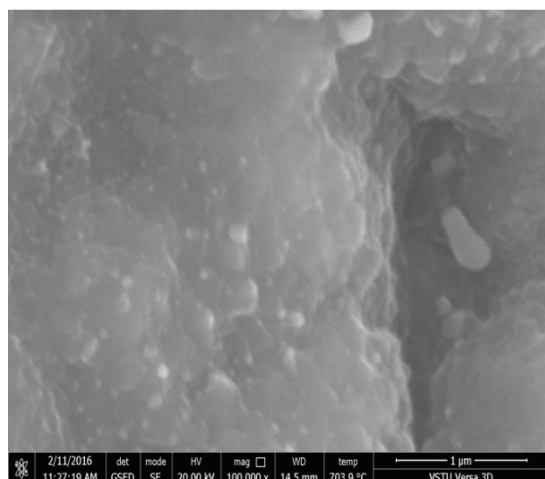
а



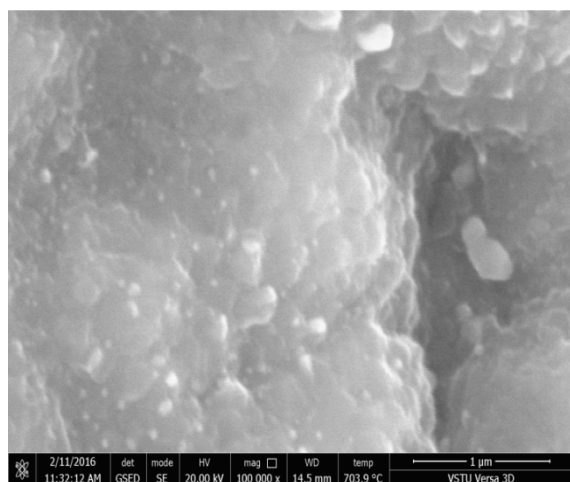
б



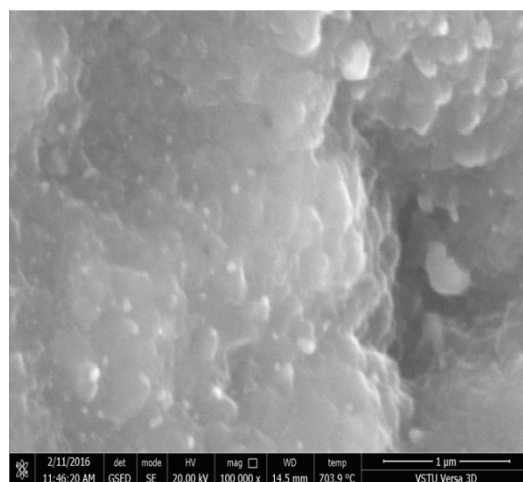
в



г



д



е

Рис. 3. Изменение формы кластеров при нагреве при 700 °С в течение:
а – 14; б – 22; в – 30; г – 38; д – 44 и е – 58 мин соответственно

На дифрактограмме образца соединения Cu-Ti, полученного СВ по режиму (3), наиболее достоверно идентифицируются рентгеновские пики следующих фаз: Ti, Cu, Cu₃Ti (рис. 4, а). Однако, при сопоставлении профилей дифракционных отражений, наилучший результат по совпадению расчетной и экспериментальной дифрактограмм достигался при добавлении в расчетную дифрактограмму пиков от интерметаллида CuTi, а также пика (204), соответствующего интерметаллиду Cu₄Ti.

На рис. 4, б приведена дифрактограмма сня-

тая с образца соединения Cu-Ti полученного СВ по режиму (3), подвергнутого отжигу при температуре 500 °С в течение 1 ч. В отличие от дифрактограммы образца после СВ (рис. 4, а), эта дифрактограмма не содержит пиков интерметаллида Cu₃Ti. В дополнение к пикам фазы CuTi добавляются несколько пиков, принадлежащих, предположительно фазе Cu₄Ti. При сопоставлении профилей дифракционных отражений наилучшее соответствие расчетной и экспериментальной дифрактограмм получено при добавлении следов еще одного интерметаллида – Ti₂Cu₃.

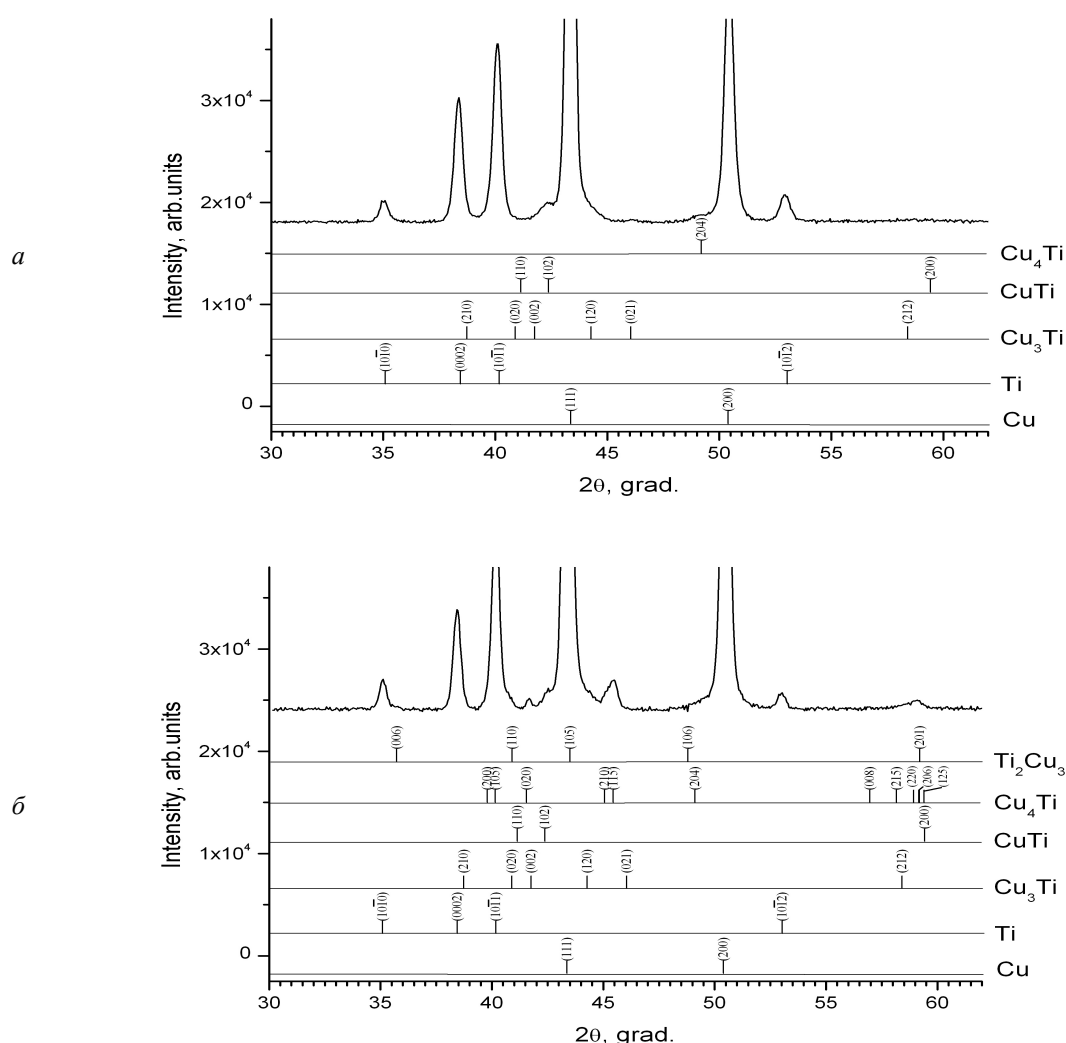


Рис. 4. Дифрактограмма с продольного шлифа соединения Cu-Ti: а – после СВ по режиму (3), б – после отжига при 500 °С в течение 1 ч

Таким образом, часовой нагрев образца при 500 °С приводит к исчезновению фазы Cu₃Ti и появлению интерметаллидов Cu₄Ti и Ti₂Cu₃, что подтверждается наличием либо отсутствием соответствующих пиков на рентгенограм-

мах, снятых с образцов. Полученный результат кажется вполне закономерным, если учесть, что фаза Cu₃Ti является метастабильной и распадается при нагреве до 500 °С на Cu₄Ti и Ti₂Cu₃ [6]. Наличие единственного пика фазы Cu₄Ti на

дифрактограмме образца без нагрева, вероятно, объясняется начальными стадиями распада метастабильной фазы Cu_3Ti , который согласно [7] может происходить даже при комнатной температуре, а используемый в работе нагрев до 500°C – ускорил этот распад.

Выводы

1. Для наиболее совершенной волнообразной поверхности соединения в композите медь-титан волны состоят из выступов, покрытых интерметаллическими частицами и похожей на «лоскутое одеяло» квазиволновой поверхности из прерывистых волн полосового типа.

2. Показано, что зоны локального расплавления имеют вихревую структуру и могут содержать многочисленные частицы кластеров и интерметаллидов.

3. При нагреве сваренных взрывом образцов возникает огранка гладких наночастиц-кластеров, что является свидетельством превращения кластеров в интерметаллиды. Рентгеноструктурный анализ показал, что наблюдаемая после сварки интерметаллическая фаза Cu_3Ti является термически нестабильной и превращается при нагреве в другие интерметаллические фазы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Интерметаллические реакции при сварке взрывом (Cu-Ti) / Л. М. Гуревич, О. В. Слаутин, М. С. Пушкин, А. В. Иноземцев, В. О. Харламов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – Т. 170. – С. 32–37.
2. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М.: Машиностроение, 2005. – 544 с.
3. Greenberg, B. A. Interface Relief upon Explosion Welding: Splashes and Waves / B. A. Greenberg, M. A. Ivanov, A. V. Inozemtsev, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, A. M. Vlasova, M. S. Pushkin - Physics of Metals and Metallography. – 2015. – V. 116. – P. 367–377.
4. Greenberg, B. A. Evolution of interface relief during explosive welding: Transitions from splashes to waves / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, A.V. Inozemtsev, S.V. Kuz'min, V.I. Lysak, M.S. Pushkin - Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2015. – V. 79. – P. 1118–1121.
5. Greenberg, B. A. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu-Ta, Fe-Ag, Al-Ta) / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.V. Rybin, O.A. Elkina, O.V. Antonova, A.M. Patselov, A.V. Inozemtsev, A.V. Plotnikov, A.Yu. Volkova, Yu.P. Besshaposhnikov - Materials Characterization. – 2013. – V. 75. – P. 51–62.
6. Giessen, B.C. A metastable phase $\text{TiCu}_3(\text{m})$ / B.C. Giessen, D.Szymanski - J.Appl.Cryst. – 1971 – vol.4, part 3 – P. 257–259.
7. Konieczny J. Structure of rolled CuTi4 alloy / J. Konieczny, Z. Rdzawski – Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering – 2012 – 50/1 – P. 26–39.

УДК 620.22:669

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. В. Проничев, А. С. Кайгородов, Д. А. Евстропов

ОЦЕНКА ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМЫ Cu-Ti МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Представлены результаты исследования износостойкости интерметаллических покрытий на основе купридов титана в интервале температур $20\text{--}400^\circ\text{C}$. Показано, что износостойкость нелегированных покрытий превышает износостойкость меди в 3 раза, а легированных – в 8 раз.

Ключевые слова: контактное плавление, покрытия, интерметаллид, термообработка, сварка взрывом.

V.G. Shmorgun, O.V. Slautin, D.V. Pronichev, A.S. Kaygorodov, D.A. Evstropov

EVALUATION OF WEAR RESISTANCE OF COATINGS OF THE Cu-Ti SYSTEM BY SCRATCHING*

Volgograd State Technical University

Presents the results of research of wear resistance of intermetallic Cu-Ti coatings in the temperature range $20\text{--}400^\circ\text{C}$. It is shown that the wear resistance of the unalloyed coatings exceeds wear resistance of copper in 3 times, and doped – 8 times.

Keywords: contact melting, coating, intermetallic, heat treatment, welding explosion.

Введение

Для защиты меди и сплавов на ее основе от коррозии и износа используют покрытия на основе интерметаллидов [1–14]. Один из перспективных методов формирования интерметаллического покрытия – реализация контактного плавления на границе сваренного взрывом соедине-

ния меди с титаном и его сплавами. Этот метод позволяет получать безпористые, обладающие высокой прочностью сцепления с медью покрытия большой толщины, а через выбор материала плакирующего слоя – влиять на их структуру [15].

В данной работе оценена износостойкость покрытий, полученных методом контактного пла-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Проничев Д. В., Кайгородов А. С., Евстропов Д. А., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-19-00418)

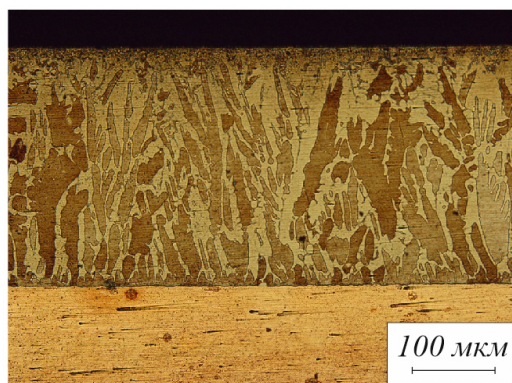
ления на межслойных границах композитов медь М1+ титан ВТ1-0 и медь М1+ сплав ВТ6 в сравнении с чистой медью.

Материалы и методы исследования

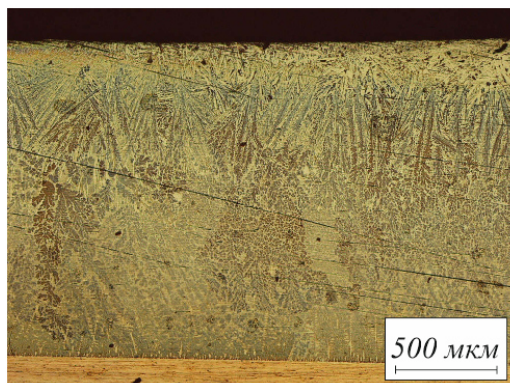
Получение покрытия на поверхности меди включало сварку взрывом меди М1 (5 мм) с титаном ВТ1-0 (4 мм) и сплавом ВТ6 (0,6 мм) с последующей термообработкой (ТО) полученного биметалла. Для композита М1+ВТ6 ТО проводили по режиму 900 °С, 30 мин, что обеспечивало полное растворение титанового слоя, а для М1+ВТ1-0 – 900 °С, 10 мин, что предполагало механическое удаление титанового слоя. ТО проводили в печи SNOL 8.2/1100. Металлографические исследования выполняли на модуль-

ном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Химический состав покрытий определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа Versa 3D Dual Beam.

Исследования твердости, шероховатости и износостойкости поверхности полученных покрытий (рис. 1) выполняли на установке Nanotest 600 (Micro Materials Ltd., U.K.), в котором трехгранная алмазная пирамидка Берковича использовалась для определения микротвердости, а конусный индентор – для оценки износостойкости. Шероховатость поверхности образцов после нагрева до 400 °С была измерена на приборе Zygo NewView 500.



а



б

Рис. 1. Структура покрытия, сформированная на поверхности медной подложки в результате КП на межслойных границах в биметаллах М1+ВТ1-0 (а) и М1+ВТ6 (б)

Режим определения микротвердости: скорость нагружения – 10 мН/с; максимальная нагрузка – 200 мН; время удержания на максимальной нагрузке – 5 с; температурный диапазон измерений 20–600±0,1 °С (нагрев только образца); атмосфера – воздух; количество укулов в серии – 10.

Режим определения износостойкости: длина сканирования (царапины) – 800 мкм; профиль нагружения – рис. 2; нагрузка при определении топографии поверхности – 1 мН; цикл царапания – топография (1 мН), царапина (200 мН), топография (1 мН), царапина (200 мН), топография (1 мН); температурный диапазон измерений – 20–400±0,1 °С (нагрев только образца); атмосфера – воздух; количество царапин в серии – 6.

Для проведения измерений использовалась плоскопараллельная геометрия образцов, что обеспечивалось их торцеванием на токарном станке. На подложку образцы крепили с помощью быстросохнущего или высокотемператур-

ного клея (в зависимости от температуры эксперимента).

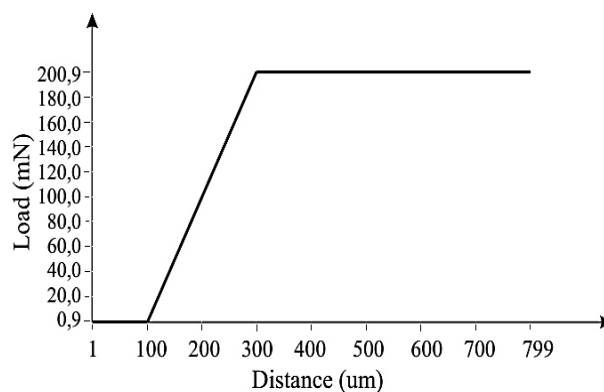


Рис. 2. Профиль нагружения образца в процессе сканирования (царапания)

На рис. 3 изображены фотографии треков и их 3D-модели после царапания медного образца и образца с покрытием, полученного после механического удаления титана ВТ1-0.

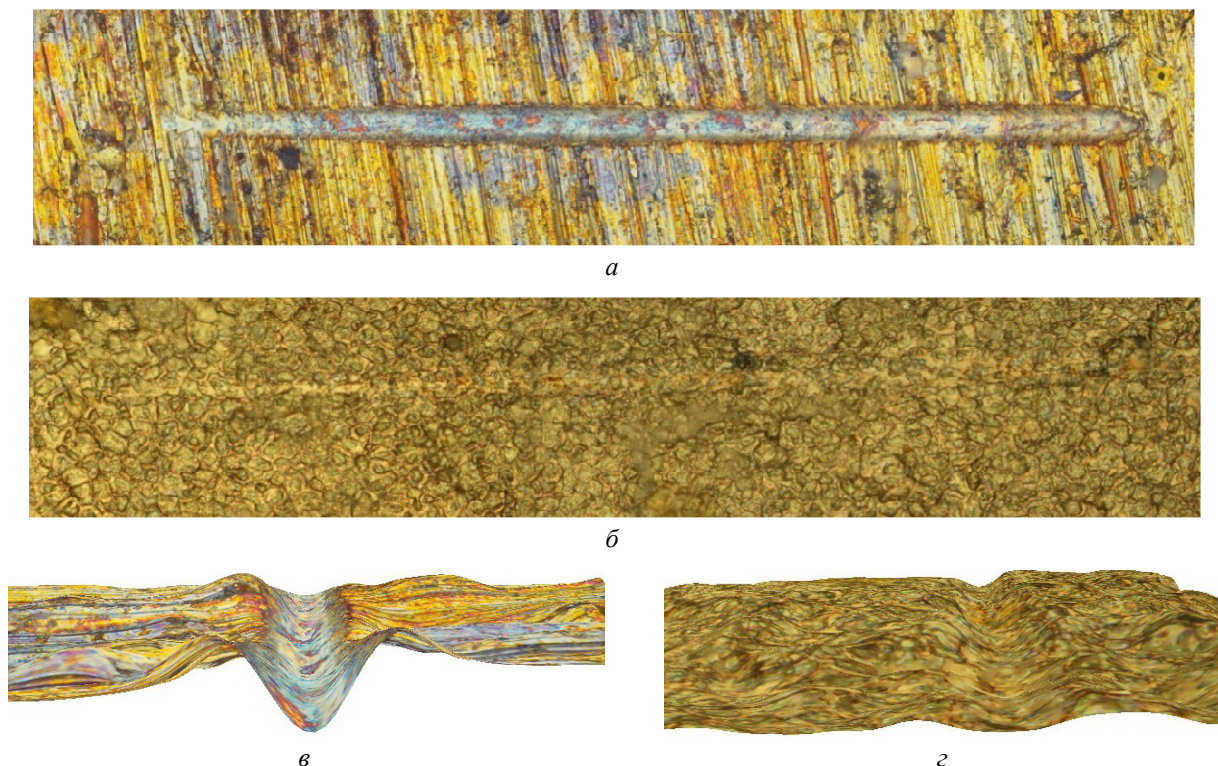


Рис. 3. Фотография треков после царапания при комнатной температуре медного образца (а), образца с покрытием (б) и их 3D-модели (в, г) соответственно

Результаты и их обсуждение

Металлографические исследования показали, что основными структурными составляющими сформированного на поверхности меди нелегированного покрытия толщиной 300 мкм являются интерметаллиды βTiCu_4 и TiCu_2 . На поверхности дополнительно присутствует интерметаллид Ti_3Cu_4 .

В покрытии, полученном после контактного плавления на межслойной границе медь М1+сплав ВТ6, толщиной 1600 мкм, помимо указанных выше фаз, было обнаружено соединение TiCu_2Al . Результатом явилось увеличение средних значений твердости покрытия [15].

Динамика изменения микротвердости покрытия в диапазоне температур 20–600 °С (с учетом термического дрефта) для исследованных материалов представлена на рис. 4. Его анализ показывает, что температурная зависимость микротвердости имеет немонотонный характер. Микротвердость меди и покрытий в интервале 20–200 °С сначала плавно увеличивается, а затем, с увеличением температуры испытания – уменьшается. Выявленная не монотонность является результатом взаимодействия двух взаимно конкурирующих процессов: окисления поверхности исследуемых образцов с образо-

ванием более твердого оксидного химического соединения и разупрочнения в результате нагрева. Очевидно, что до 200 °С преобладает первый процесс, результатом которого является увеличение средних значений микротвердости.

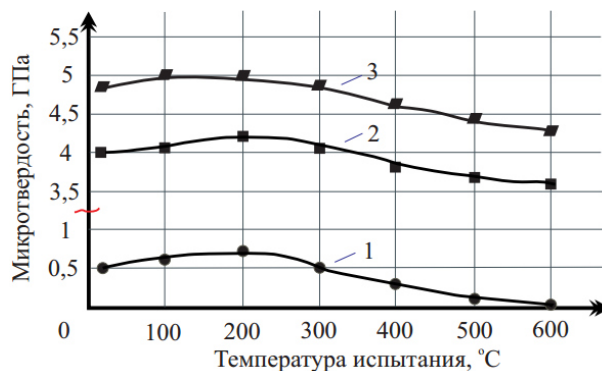


Рис. 4. Температурная зависимость твердости медных образцов (1) и образцов с нелегированным (2) и легированным (3) покрытием

На рис. 5 приведена динамика проседания индентора в процессе многократного царапания медного образца и образцов с покрытием для минимальной и максимальной температуры испытания (20 и 400 °С).

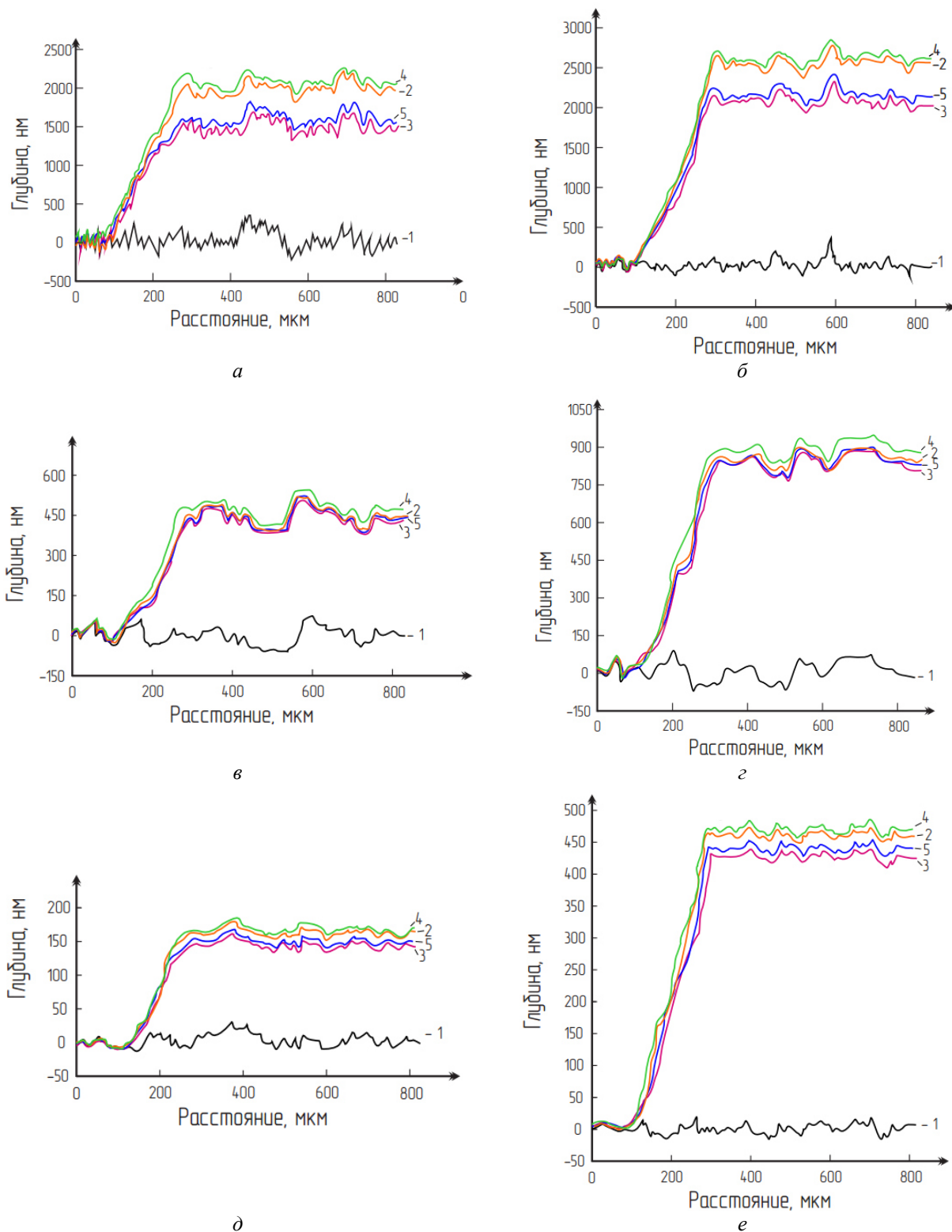


Рис. 5. Динамика проседания индентора при многократном царапании поверхности меди (а, б), нелегированного (в, г) и легированного (д, е) покрытия при 20 (а, в, д) и 400 °С (б, г, е): 1, 3, 5 – топография поверхности при нагрузке 1 мН; 2, 4 – царапание поверхности при нагрузке 200 мН

На рис. 6 представлена общая динамика проседания индентора во всем исследованном диапазоне температур. Относительная износостойкость, рассчитанная по отношению глубин

проседания индентора в поверхность медных образцов и в поверхность покрытий, для нелегированных покрытий равна 3, а для легированных – 8.

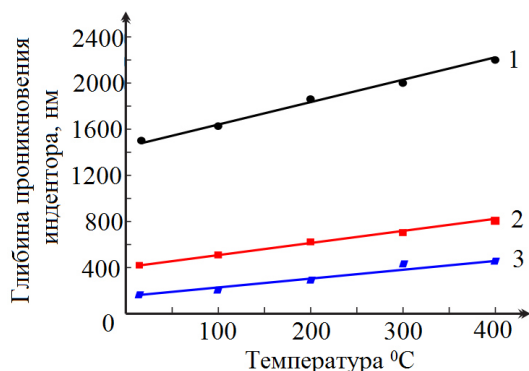


Рис. 6. Температурная зависимость полной глубины проседания индентора в поверхность медных образцов (1) и образцов с нелегированным (2) и легированным (3) покрытием

В процессе многократного царапания происходит изменение микрорельефа поверхности царапания. Результаты измерения его шероховатости показывают, что как для меди, так и для покрытий, в интервале температур 20–200 °C шероховатость уменьшается после каждого акта царапания (сравнение кривых 1–3 на рис. 5). При дальнейшем повышении температуры наблюдается разнонаправленная зависимость с одновременно резким ростом R_a для медных образцов

(рис. 7). Это обусловлено сильным окислением поверхности меди при температурах выше 200 °C и, как следствие, ее «заглублением». Толстый окисленный слой на меди после нагрева до 300 °C виден невооруженным глазом (рис. 8, в, з). Покрытия проявляют себя более стабильно – с увеличением температуры шероховатость уменьшается от царапания к царапанию.

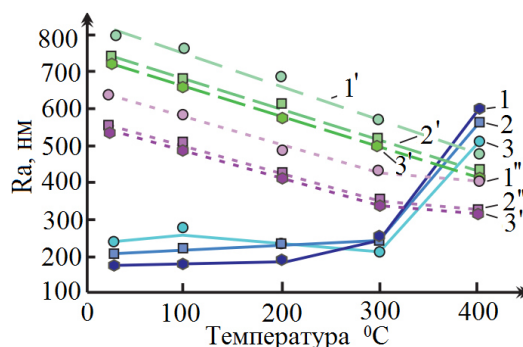
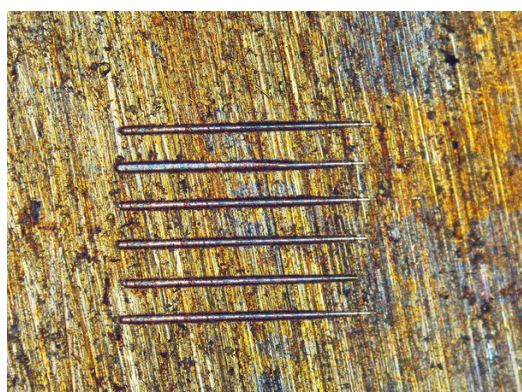
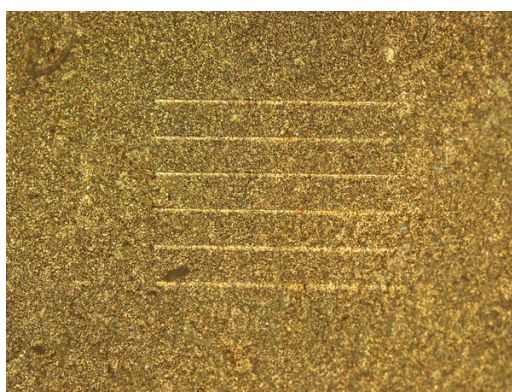


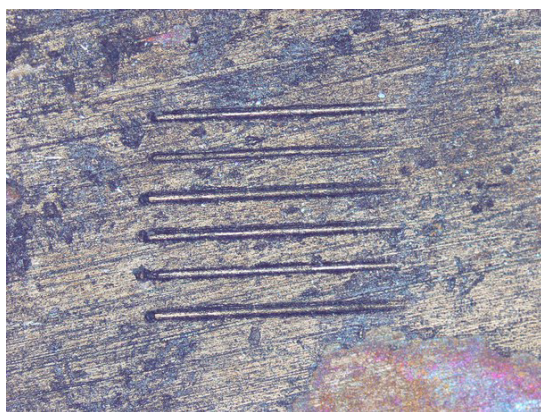
Рис. 7. Характер изменения шероховатости в процессе приработки поверхности для медных (1–3) образцов и образцов с нелегированным (1'–3') и легированным (1''–3'') покрытием от температуры испытания: 1 – топография поверхности (1 мН); 2 – топография (1 мН) после царапания (200 мН); 3 – топография (1 мН) после повторного царапания (200 мН)



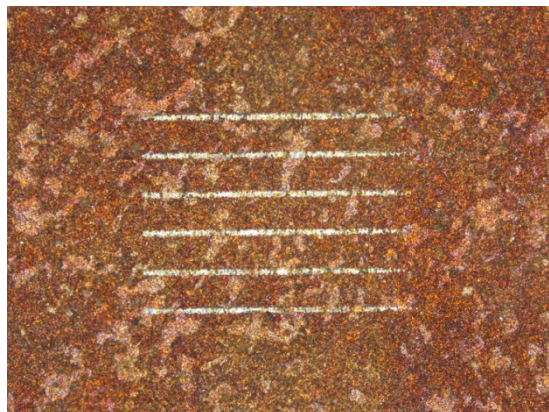
а



б



в



з

Рис. 8. Визуализация результатов царапания поверхности меди (а, в) и покрытия (б, з) при комнатной температуре (а, б) и 300 °C (в, з) (x100)

После нагрева до 400 °С значение Ra для меди увеличилось примерно в 2,5 раза с 248 до 620 Ra, в то время как шероховатость поверхности покрытия практически не изменялась и для нелегированных и легированных покрытий находилась на уровне 600 – 800 Ra.

Выводы

1. Покрытия на основе купридов титана, полученные в результате термической обработки сваренных взрывом композиционных материалов ВТ1-0+М1 и ВТ6+М1 по режиму контактного плавления, повышают износостойкость поверхности меди. В интервале температур 20–400 °С износостойкость нелегированных покрытий превышает износостойкость меди в 3 раза, а легированных – в 8 раз.

2. При повышении температуры от 20 до 400 °С шероховатость поверхности нелегированных и легированных покрытий практически не меняется (600–800 Ra), у медных образцов шероховатость увеличивается с 248 до 620 Ra за счет сильного окисления поверхности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Структура и трибологические свойства покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгул, А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Д. А. Евстропов, Ю. И. Бондаренко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). – С. 30–32.
2. Marek M. I., 1987, Metals Handbook, 9th Edition, ASM International, Materials Park, OH, U.S.A, Vol.13, pp. 20–21.
3. Bateni M. R. et al. The effect of novel Ti-Cu intermetallic compound coatings on tribological properties of copper // Annals. – 2003. – Т. 24. – С. 26.
4. Середа, Б. П., Кругляк, И. В. Исследование физико-механических свойств многокомпонентных защитных покрытий на медных сплавах. [Electronic resource]: http://www.zgia.zp.ua/gazeta/METALURG_24_17.pdf (дата обращения: 09.11.2015).
5. Середа, Б. П. Диффузионное титанирование как метод повышения износостойкости латуни и бронзы в агрессивных средах / Б. П. Середа, И. В. Кругляк // [Electronic resource]: http://www.zgia.zp.ua/gazeta/METALURG_26_14.pdf (дата обращения: 09.11.2015).
6. Морозова, Е. А. Лазерное легирование поверхности титана медью / Е. А. Морозова, В. С. Муратов // Успехи современного естествознания. – 2009. – № 11.
7. Крашенинников, С. В. Исследование процессов формирования покрытий методом диффузионной интерметаллизации / С. В. Крашенинников, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: межвуз. сб. науч. тр. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – С. 102–110.
8. Радюк, А. Г. Формирование диффузионных слоев на поверхности меди и ее сплавов / А. Г. Радюк, А. Е. Титлянов, А. Е. Украинцев // Цветные металлы. – 2007. – № 5. – С. 95–97.
9. Radek N. Experimental investigations of the Cu-Mo and Cu-Ti electro-spark coatings modified by laser beam // Advances in Manufacturing Science and Technology. – 2008. – Т. 32. – № 2. – С. 53–68.
10. Филоненко, Б. А. Комплексные диффузионные покрытия / Б. А. Филоненко. – М.: Машиностроение, 1981. – 136 с.: ил.
11. Bateni M. R., S. Mirdamadi S., Ashrafizadeh F., Szpunar J. A., Drew R. A. L., 2001, “Oxidation Behaviour of Titanium Coated Copper Substrate”, Surface and Coatings Technology, vol. 139, pp.192–199.
12. Holmberg K., A. Matthews A., 1994, Coating Tribology, Properties, Techniques and Application in Surface Engineering.
13. Углов, А. А. Массоперенос легирующих примесей при облучении металлов лазерным импульсом с немонотонным распределением энергии в луче / А. А. Углов, И. Ю. Смуров, К. И. Тагиров, А. Г. Гуськов. – М.: Металлы, 1991. – № 2. – С. 187–193.
14. Морозова, Е. А. Лазерное легирование поверхности титана медью / Е. А. Морозова, В. С. Муратов // Успехи современного естествознания. – 2009. – № 11.
15. Влияние легирования на кинетику формирования покрытий на основе купридов титана при контактом плавлении / В. Г. Шморгул, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, Ю. В. Миронова, Р. Е. Новиков // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160). – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 28–32.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова, И. А. Пономарева, Д. В. Щербин ВОЗДЕЙСТВИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЙ ПРОЦЕССА НА СВОЙСТВА МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА*

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

Исследовано влияние термической обработки на характер изменения микромеханических свойств, структуру и химический состав магниево-алюминиевого композиционного материала МА2-1-АД1, полученного сваркой взрывом.

Ключевые слова: магний, алюминий, термообработка, микротвердость, интерметаллиды, диффузия.

L. M. Gurevich, V. N. Arisova, I. A. Ponomareva, D. V. Sherbin EFFECTS OF TEMPERATURE AND TIME OF PROCESS ON THE PROPERTIES MAGNESIUM – ALUMINIUM COMPOSITE Volgograd State Technical University

Influence the subsequent heat treatment on character of change micromechanical properties of the magnesium-aluminum composite material MA2-1-AD1 welded by explosion is investigated.

Keywords: magnesium, aluminium, heat treatment, microhardness, intermetallic, diffusion.

© Гуревич Л. М., Арисова В. Н., Пономарева И. А., Щербин Д. В., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 14-29-00158)

На современном этапе развития материаловедения значительное внимание уделяется вопросам создания, изучения и использования композиционных материалов. Важное место в этой области занимают получаемые сваркой взрывом (СВ) слоистые металлические композиционные материалы (КМ), широко применяемые в различных отраслях промышленности. Система Mg-Al является одной из перспективных в области создания КМ и применяется для изготовления переходников, предназначенных для сварки различных конструкций из разнородных металлов, корпусов, узлов и деталей космической аппаратуры, летательных аппаратов, химической, криогенной и атомной техники и т. д. [1–3].

Для применения в различных конструкциях и изделиях сваренные взрывом листовые заготовки КМ часто подвергают дальнейшим технологическим переделам (прокатке, гибке, штамповке и т. п.) в сочетании с термической обработкой (ТО). Окончательная ТО позволяет получить заданный уровень механических, эксплуатационных свойств и нужную микроструктуру отдельных слоев, соответствующих условиям работы композиционного материала.

Целью данной работы являлось исследование влияния температурно-временных условий

процесса на структуру, микромеханические свойства и химический состав полученного сваркой взрывом магниево-алюминиевого композиционного материала.

Двухслойный КМ МА2-1-АД1 был получен СВ по параллельной схеме на оптимальном режиме, гарантирующем реализацию максимальной прочности соединения. Из полученных заготовок МА2-1-АД1 вырезали образцы размерами 60×5×10 мм с толщиной магниевого слоя 3,2 мм и алюминиевого слоя – 2,5 мм. Отжиг магниево-алюминиевого КМ осуществляли в печи СНОЛ-1.6.251/11-ИЗ при температуре 400 °С в течение 1–120 ч. Металлографические исследования микроструктуры производили на микроскопе «Olympus BX-61» при увеличениях от ×50 до ×500. Распределение химического состава по сечению, перпендикулярному границе соединения, исследовали на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

Установлено, что на свойства слоистых интерметаллидных композитов существенное влияние оказывает формирование химического состава околошовной зоны, особенности образования интерметаллидных фаз, а также факторы, способствующие их возникновению и интенсивному росту.

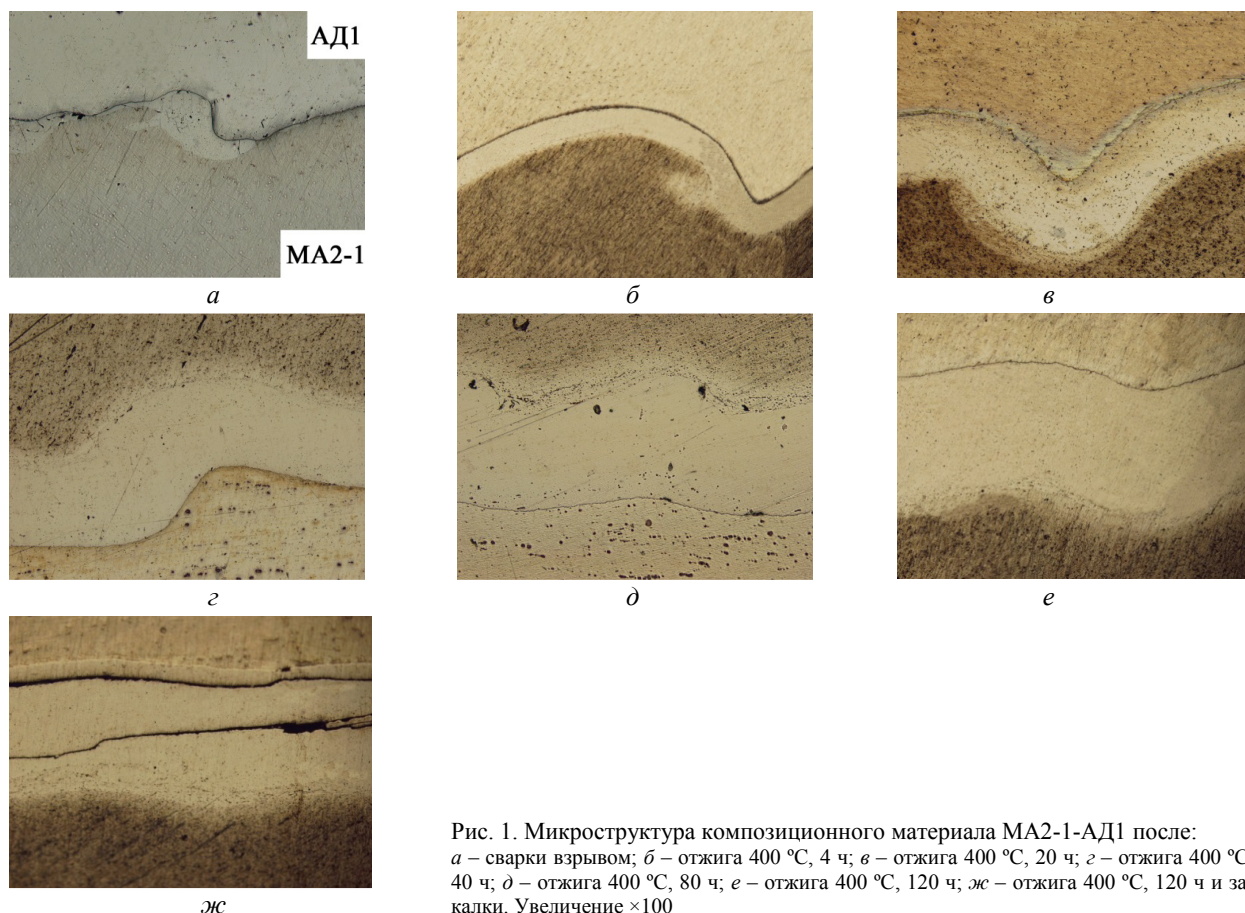


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала МА2-1-АД1 после: а – сварки взрывом; б – отжига 400 °С, 4 ч; в – отжига 400 °С, 20 ч; г – отжига 400 °С, 40 ч; д – отжига 400 °С, 80 ч; е – отжига 400 °С, 120 ч; жс – отжига 400 °С, 120 ч и закалки. Увеличение ×100

Металлографическим анализом показано, что после СВ на границе магниево-алюминиевого композита интерметаллидные фазы отсутствуют (рис. 1, а). Нагрев при температуре 400 °С с выдержкой 4–120 ч приводит к тому, что в зоне соединения происходит формирование и рост участков интерметаллидной прослойки (рис. 1, б, в, г, д, е). Отжиг с 400 °С после выдержки 120 ч с закалкой в воду приводит к развитию трещин вдоль границы соединения и по прослойке (рис. 1, ж).

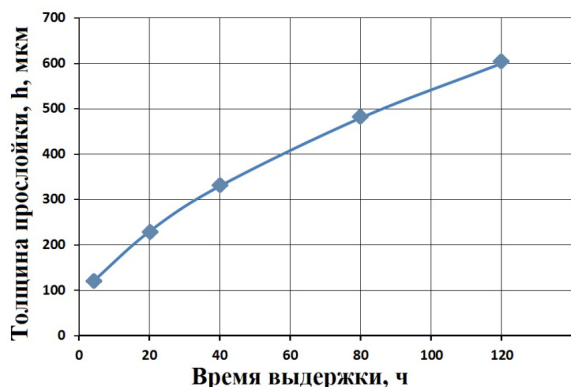


Рис. 2. Зависимость толщины диффузионной прослойки от времени выдержки (4, 20, 40, 80, 120 ч) при отжиге 400 °С

Увеличение длительности термообработки приводит к росту толщины (h) интерметаллидной прослойки (до 600 мкм при отжиге 400 °С, 120 ч) (рис. 2) за счет градиента реактивной диффузии, который направлен в сторону алюминия – диффузионная прослойка растет вглубь АД1.

Установлено, что микротвердость КМ после СВ в околошовной зоне со стороны алюминия по-вышается до 0,5 ГПа, по МА2-1 – до 1 ГПа вследствие деформационного упрочнения металлов при сварке взрывом (рис. 3, кривая 1), а по основным слоям остается неизменной: по алюминию составляет 0,3 ГПа, по магнию – 0,8 ГПа.

Отжиг при 400 °С в течение 4 ч понижает микротвердость МА2-1 до 0,5 ГПа в околошовной зоне, и практически не изменяет твердость алюминия (рис. 3, кривая 2). Увеличение времени выдержки до 120 ч не приводит к упрочнению околошовной зоны слоев композита. Микротвердость диффузионной прослойки после отжига 400 °С, 120 ч составляет 3,4 ГПа.

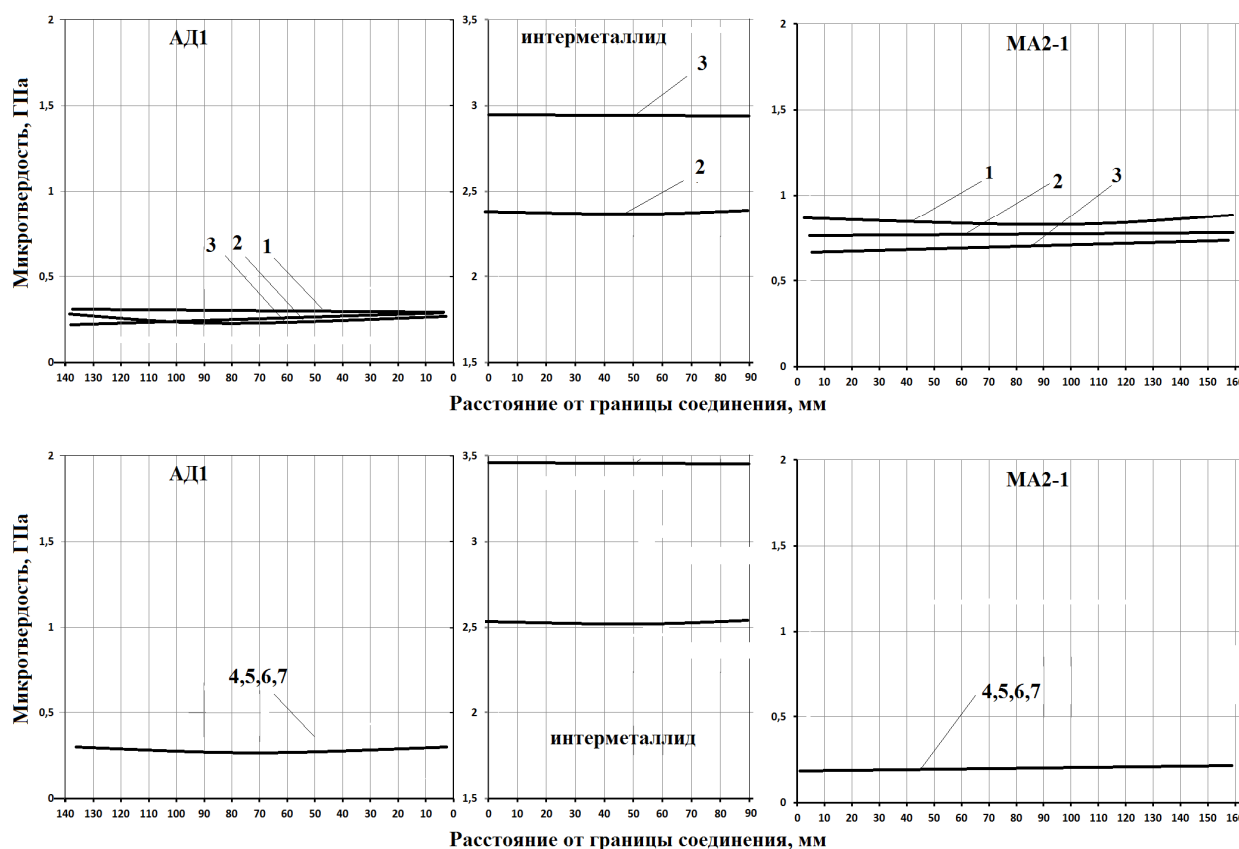


Рис. 3. Зависимость микротвердости после различных температурно-временных условий:

1 – сварки взрывом; 2 – отжига 400 °С, 4 ч; 3 – отжига 400 °С, 20 ч; 4 – отжига 400 °С, 40 ч;
5 – отжига 400 °С, 80 ч; 6 – отжига 400 °С, 120 ч; 7 – отжига 400 °С, 120 ч и закалки

Содержания элементов в сформировавшейся в процессе термической обработки в диффузионной прослойке в сечении, перпендикулярном границе соединения, представлено на рис. 4. После СВ состав сплава на границе соединения композиционного материала состоит из 50 % Mg и 50 % Al. После отжига 400 °C в течение 4 ч к слоям основных металлов композита (АД1 и МА2-1) примыкают зоны ограниченных твердых растворов Al(Mg) – участок I и Mg(Al) уча-

сток IV. Между ними формируется многослойная структура, включающая интерметаллиды $\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$ с 60 ат. % Al (участок II) и $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$ с содержанием Al от 52 до 58 ат. % (участок III) [4]. Увеличение времени отжига до 120 ч не приводит к изменению химического состава околошовной зоны магниево-алюминиевого композита. Отжиг при температуре 400 °C и времени выдержки 120 ч с закалкой так же не изменяет химическое содержание элементов в КМ.

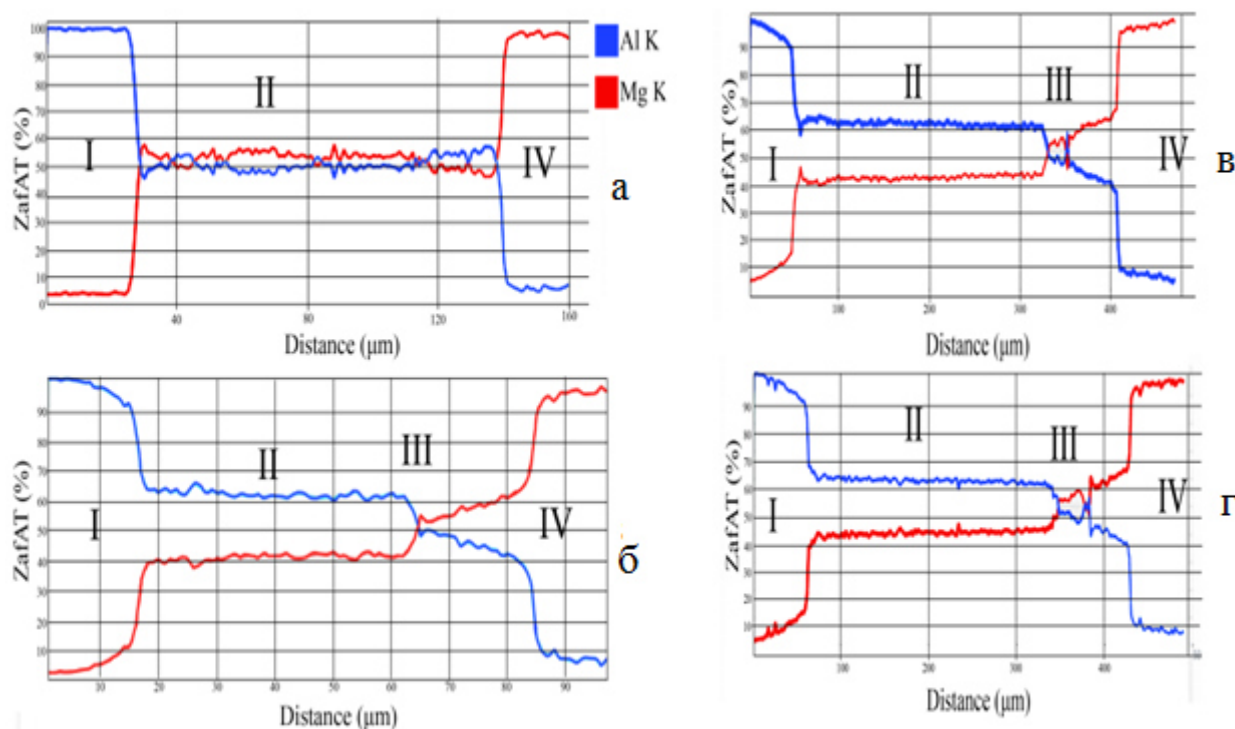


Рис. 4. Распределение химических элементов в диффузионной зоне композиционного материала МА2-1-АД1 после: а – сварки взрывом; б – отжига 400 °C, 4 ч; в – отжига 400 °C, 120 ч; г – отжига 400 °C, 120 ч и закалки

В ы в о д ы

1. Показано, что отжиг 400 °C с выдержкой 4–120 ч приводит к формированию интерметаллидной прослойки магниево-алюминиевого композита до 600 мкм, а после отжига 400 °C в течение 120 ч с закалкой – к развитию трещин вдоль границы соединения.

2. Получены зависимости распределения микротвердости после отжига при 400 °C в течение 4–120 ч. Установлено, что в магниево-алюминиевом композите не наблюдаются участки разупрочнения вблизи границы соединения.

3. В процессе отжига на границе соединения формируется многослойная диффузионная структура, которая включает твердые растворы

Al(Mg) и Mg(Al) и интерметаллиды ($\beta\text{-Mg}_2\text{Al}_3$ и $\gamma\text{-Mg}_{12}\text{Al}_{17}$).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгул // Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Трыков, Ю. П. Композиционные переходники: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Д. В. Проничев; ВолгГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 328 с.
3. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах: монография / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова; ВолгГТУ. – Волгоград, 2006. – 403 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: в 3 т. Т. 1 / под общ. ред. Н. П. Лакишева. – М.: Машиностроение, 1996. – 992 с.

УДК 620.22:669

*В. Г. Шморгун, В. П. Кулевич, В. В. Савченко***МЕХАНИЗМ КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В СИСТЕМЕ Al-Cu*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Предложен и экспериментально подтвержден механизм контактного плавления в системе Al-Cu. Исследовано влияние длительности контактного плавления на состав, структуру и свойства получаемых на поверхности алюминия покрытий.

Ключевые слова: медь, алюминий, сварка взрывом, контактное плавление, интерметаллиды, покрытие, микротвердость.

*V. G. Shmorgun, V. P. Kulevich, V. V. Savchenko***THE MECHANISM OF CONTACT MELTING IN THE Al-Cu SYSTEM*****Volgograd state technical university**

Proposed and experimentally confirmed the mechanism of contact melting in the Al-Cu system. The influence of contact melting duration on the composition, structure and properties of the resulting coatings on the aluminum surface.

Keywords: copper, aluminum, explosion welding, contact melting, intermetallics, coating, microhardness.

Для повышения износостойкости поверхности электропроводящих материалов используют износостойкие покрытия на основе интерметаллидных соединений [1–5]. Для их получения часто применяют комбинированные технологии, состоящие из операций предварительного нанесения на поверхность детали слоя металла, способного образовывать с металлом основы интерметаллидные соединения, и последующего диффузионного отжига полученной композиции.

Значительного повышения интенсивности диффузионного взаимодействия между разнородными металлами можно добиться реализацией на границе металлов явления контактного плавления (КП) [6], представляющего собой процесс перехода в жидкое состояние контактирующих разнородных твердых веществ при температурах ниже их точек плавления. Это явление свойственно эвтектическим системам и системам, образующим твердые растворы с минимумом на кривой ликвидуса.

Применение сварки взрывом в такой технологии обосновывается рядом преимуществ данного метода получения соединения разнородных металлов, основным из которых является возможность создания композиции с прочноплотным соединением слоев требуемых толщин.

В настоящей работе предложен и экспериментально подтвержден механизм формирования на поверхности алюминия покрытия из алюминидов меди в условиях КП.

Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренного взрывом алюминия марки АД1 с медью марки М1 (16 + 0,1–0,5 мм). Термическую обработку (ТО) образцов проводили в печи SNOL 8.2/1100 при температурах 560 и 580 °С. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

Результаты и их обсуждение

Система Al-Cu (рис. 1) относится к системам с сильно вырожденными эвтектиками, где эвтектическая точка на диаграмме состояния смещена в сторону Al, поэтому в образовании жидкой фазы в контакте Al-Cu определяющую роль должен играть размерный эффект плавления [6]. Анализ диаграммы состояния Al-Cu позволил предложить следующую последовательность формирования зоны взаимодействия (ЗВ) при КП на границе сваренного взрывом биметалла алюминий АД1-медь М1.

Процесс КП в системе Al-Cu должен начинаться при температуре выше 550 °С (рис. 1) и инициироваться взаимной диффузией, приводящей к образованию на границе раздела сваренных взрывом металлов пересыщенного твердого раствора на основе алюминия Al(Cu), легко переходящего в жидкость.

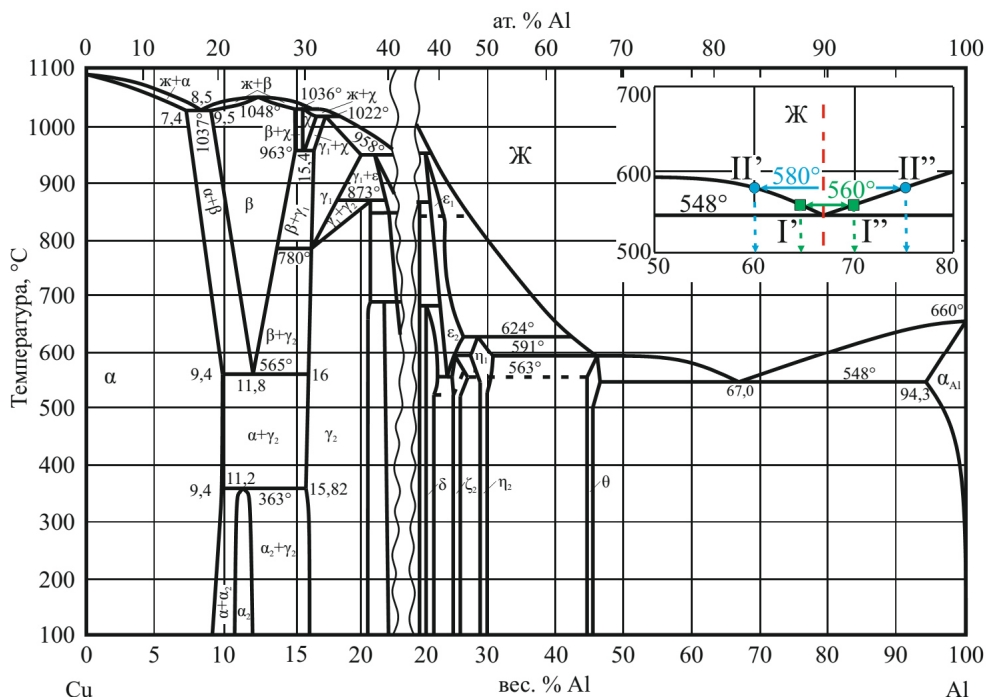


Рис. 1. Фазовая диаграмма системы Al-Cu [7]

При достижении некоторой критической концентрации Cu в Al(Cu), отдельные малые области твердого раствора оказываются «блокированными» друг относительно друга «перегородками» из атомов Cu вследствие разрыва межатомных связей Al-Al, что приводит к образованию наноразмерных кластеров, на которых и проявляется размерный эффект плавления [6].

В дальнейшем хаотически распределенные кластеры при соприкосновении друг с другом сливаются, образуя жидкую матрицу с отдельными твердофазными частицами Al(Cu) (микрорекристаллами). Со временем окруженные жидкостью твердые частицы растворяются, и вся область твердого раствора превращается в тонкую пленку жидкости.

Поскольку системе энергетически выгодно формирование жидкой фазы при самой низкой температуре ее устойчивого существования, в начальный момент температура тонкой пленки жидкости должна быстро понизиться, а концентрация меди в ней повыситься до эвтектической (548 °C и 33 вес. % Cu).

По мере увеличения температуры жидкой фазы на границе жидкость – Al должны идти сопровождающиеся выделением тепла процессы, связанные с последовательным образованием включений CuAl_2 (θ -фаза) и Al(Cu). На этом этапе жидкая прослойка переходит в гетерофазное состояние. Дальнейшее повышение температуры системы до температуры КП способствует растворению образовавшихся твердых включений в окружающей их жидкости.

Анализ алюминиевого угла диаграммы состояния Al-Cu (рис. 1) свидетельствует о том, что пока на поверхности присутствует слой Cu, при увеличении температуры ТО (в соответствии с линией ликвидуса точки I' и II') концентрация его атомов в области, расположенной ближе к поверхности формируемого покрытия, должна повышаться. После неравновесной кристаллизации в ЗВ при охлаждении с 560 и 580 °C возможно образование следующих фаз Al(Cu) и CuAl_2 . При продолжительной ТО жидкая фаза после полного растворения Cu должна приходить в равновесие в соответствии с точками I'' и II''.

Результаты экспериментальной проверки соответствия структуры ЗВ, предсказываемой на основе диаграммы состояния, фактически получаемой при ТО по режиму КП (560 и 580 °C) при временах выдержки, обеспечивающих после КП наличие не прореагировавшего слоя Cu, показали, что основными структурными составляющими ЗВ являются структурно свободный интерметаллид CuAl_2 и эвтектика Al(Cu) + CuAl_2 (рис. 2, 3)

Толщина ЗВ (рис. 2), образующейся на границе АД1 + М1 (16 + 0,1 мм) после термообработки при 560 °C и временном диапазоне выдержек от 5 до 20 мин меняется от 55 (5 мин) до 690 мкм (20 мин). Процентное содержание компонентов Al и Cu в ЗВ, определенное по доле прореагировавших компонентов (потеря толщины относительно исходных значений после сварки, с учетом плотности компонентов), лежит в интервале 30–42 вес. % для Cu и 58–70 вес. %

для Al. При времени выдержки (5 мин), недостаточном для полного расплавления Cu (рис. 2, а), ее концентрация (42 вес. %) в ЗВ несколько больше эвтектической (33 вес. %). Увеличение времени выдержки до 10 мин обеспечивает полный переход Cu в ЗВ и понижение концен-

трации Cu до эвтектической (≈ 33 вес. %) (рис. 2, б). При выдержке 20 мин происходит дальнейшее понижение концентрации Cu, сопровождающееся появлением в структуре, помимо эвтектики, включений твердого раствора на основе алюминия Al(Cu) (рис. 2, в).

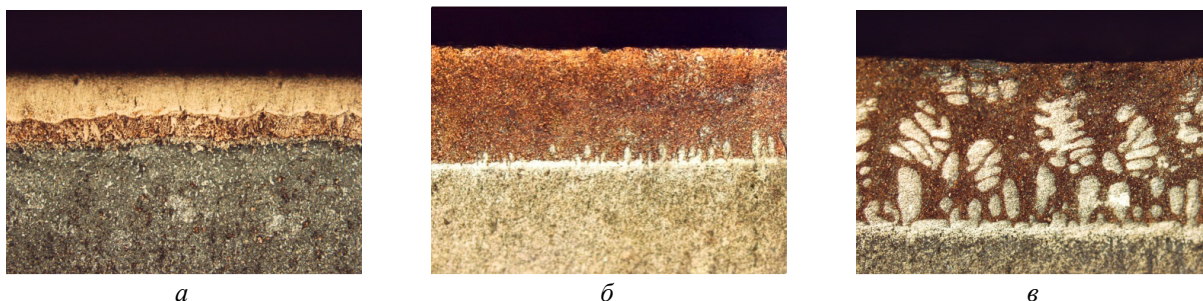


Рис. 2. Микроструктура ЗВ после ТО при 560 °С в течение 5 (а) $\times 200$, 10 (б) и 20 мин (в) $\times 100$

Увеличение температуры нагрева с 560 до 580 °С способствует увеличению скорости КП. ЗВ после ТО при 580 °С (толщина медного слоя 0,5 мм) и временном диапазоне выдержек от 5 до 50 мин (рис. 3) имеет толщину от 1,6 (5 мин) до 5,2 мм (50 мин) (рис. 3, а). Процентное содержание компонентов Al и Cu в ЗВ лежит в интервале

26–41 вес. % для Cu и 59 – 74 вес. % для Al.

При временах выдержки (5–10 мин), недостаточных для полного переплавления Cu, ее концентрация (38–41 вес. %) в ЗВ несколько больше эвтектической. Со стороны Cu располагается θ -фаза (CuAl_2), со стороны алюминия – Al(Cu), в центральной части – эвтектика $\text{CuAl}_2 + \text{Al}(\text{Cu})$.

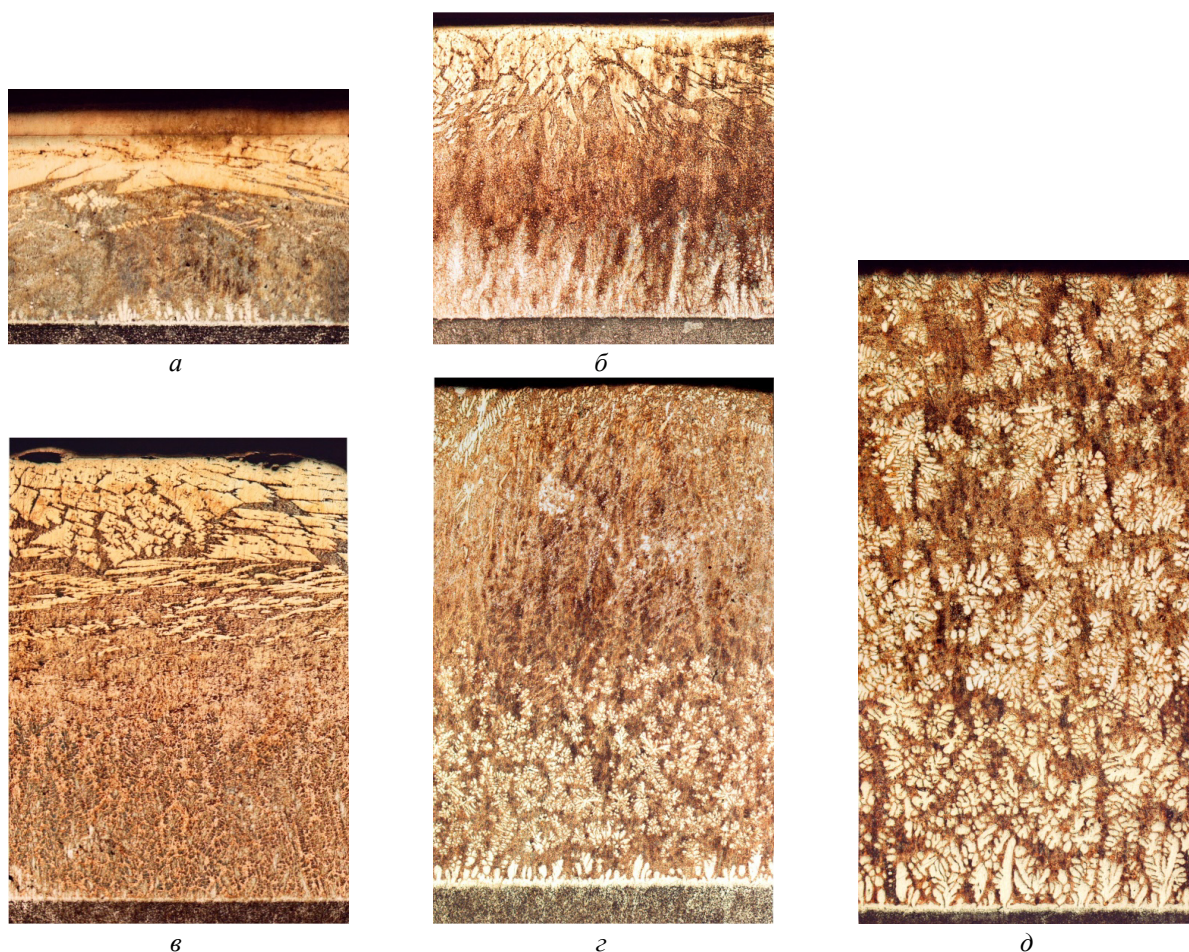


Рис. 3. Микроструктура ЗВ после ТО при 580 °С в течение 5 (а), 10 (б), 15 (в), 20 (г) и 50 мин (д) $\times 50$

Увеличение времени выдержки приводит к коагуляции структурных составляющих и образованию в покрытии крупных однородных включений в виде хлопьев (рис. 3, з, д).

Микротвердость покрытия после ТО при 560 °С составляет $\approx 1,5$ ГПа. Для покрытий, полученных при 580 °С микротвердость снижается по мере уменьшения концентрации Си и меняется от 2,7 (5 мин) до 1,4 ГПа (50 мин) (рис. 4, б).

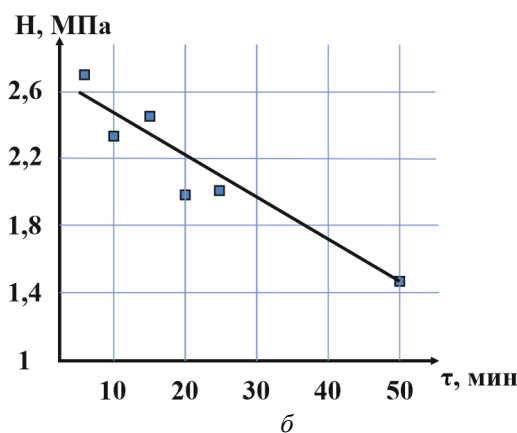
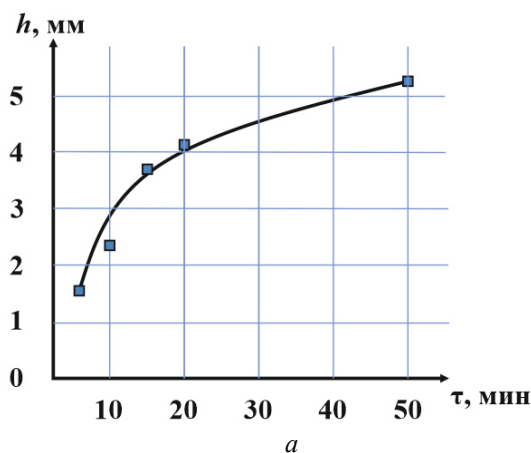


Рис. 4. Графики изменения толщины (а) и средних значений микротвердости (б) ЗВ при ТО 580 °С

Выводы

1. Увеличение длительности термообработки для исследованного температурного интервала при прочих равных условиях приводит к росту толщины ЗВ и увеличения в ней концентрации Си, которая, в соответствии с линией ликвидуса диаграммы Al-Cu может раствориться в жидкости.

2. Повышение температуры термообработки по режиму контактного плавления при малых временах выдержки способствует получению более мелкой структуры и повышению твердости покрытия. Увеличение времени выдержки приводит к коагуляции структурных составляющих с образованием крупных однородных включений в виде хлопьев и снижению средних значений твердости покрытия.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. № 2267412 РФ. Контактный провод / А. Г. Радюк, А. Е. Титлянов, В. Е. Кузнецов и др. – 2006.

2. Кобелев, А. Е. Диффузионные износостойкие покрытия на медных изделиях и заготовках под холодную обработку давлением / А. Е. Кобелев, В. Е. Кузнецов, А. Е. Титлянов // Материаловедение и термическая обработка металлов. – 2000. – № 12. – С. 30–33.

3. Создание износостойких слоев на поверхности медных изделий / Яков Г. [и др.] // Цветные металлы. – 2002. – № 8. – С. 70–73.

4. Радюк А. Г. Формирование диффузионных слоев на поверхности меди и ее сплавов / А. Е. Титлянов, А. Е. Украинцев // Цветные металлы. – 2007. – № 5. – С. 95–97.

5. Создание износостойких слоев на медных изделиях / А. Е. Титлянов [и др.] // Материаловедение. – 1998. – № 12. – С. 42–44.

6. Радюк А. Г. Исследование свойств поверхностных слоев на меди, получаемых путем нанесения и термообработки газотермических покрытий на основе алюминия / А. Е. Титлянов, С. В. Филатов // Цветные металлы. – 2006. – № 8. – С. 106–110.

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

8. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Т. 3. Кн. 1 / Под ред. Н. П. Лякишева. – Москва : Машиностроение, 1999. – 872 с.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

*Л. М. Гуревич, С. П. Писарев, Р. Е. Новиков***МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА
С ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено 3D-моделирование методом конечных элементов с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* поведения при осевом растяжении титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1-Д20 с интерметаллидными включениями, определено влияние наличия интерметаллидов на прочность при варьировании толщины мягкой прослойки АД1.

Ключевые слова: алюминий, алюминиевый сплав, титан, мягкая прослойка, интерметаллид, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов

*L. M. Gurevich, S. P. Pisarev, R. E. Novikov***SIMULATION OF THE BEHAVIOR OF A TITANIUM-ALUMINUM
COMPOSITE WITH INTERMETALLIC INCLUSIONS****Volgograd State Technical University**

The 3D simulation by the finite element method using *SIMULIA/Abaqus* package behavior of titanium-aluminum composite VT6-AD1-D20 with intermetallic inclusions under axial tensile is carried out; the effect the intermetallic compounds for strength at varying the thickness of the soft layer of AD1 was determined.

Keywords: aluminum, aluminum alloy, titanium, a soft layer, intermetallic, deformation, destruction, simulation, the finite element method.

Технология получения заготовок переходных элементов сваркой взрывом часто предусматривает введение между основными металлами промежуточных мягких прослоек, играющих роль «буфера пластичности». С использованием «буфера пластичности» получены, например, титано-алюминиевые и стале-алюминиевые композиты Д20-АД1-ВТ6С и АМг6-АД1-12Х18Н10Т [1]. При сварке взрывом титана с деформируемыми алюминиевыми сплавами в роли мягкой прослойки используют алюминий АД1, играющую также роль диффузионного барьера. Прочность таких композитов в направлении, нормальном границе раздела слоев, определяется свойствами прослойки алюминия. С уменьшением толщины прослойки, которую обычно характеризуют относительной толщиной $\chi = h/d$, где h – толщина прослойки, а d – диаметр испытываемого образца, начинает проявляться эффект контактного упрочнения. Моделирование методом конечных элементов деформирования поведения таких переходников при нормальной температуре [2] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями [1].

Завышение технологических параметров сварки взрывом приводит к образованию на границе титан (титановый сплав) – АД1 закри-

сталлизовавшихся локальных участков оплавленного металла, в структуре которых методами металлографического, электронно-микроскопического и энергодисперсионного анализа обнаружены включения интерметаллидов в матрице алюминия [3]. Наличие в мягкой прослойке АД1 хрупких включений алюминидов титана можно рассматривать как один из видов дефектов, моделирование влияния которых на прочность титано-алюминиевых композитов методом конечных элементов успешно проводилось в работах [4, 5].

Целью настоящей работы являлось моделирование с использованием пакета компьютерных программ *SIMULIA/Abaqus* поведения при растяжении титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1-Д20 с интерметаллидами на границе ВТ6-АД1 при нормальных температурах.

Объемное моделирование процессов деформирования и разрушения при растяжении цилиндрического образца проводилось по модели Мизеса с использованием модуля *Abaqus/Explicit* программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*. Образцы моделируемого трехслойного титано-алюминиевого композита ВТ6-АД1-Д20 имели диаметр рабочей части Ø10 мм. В мягкой прослойке из алюминия АД1 толщиной от 0,5 до 1,0 мм от поверхности, контактирующей с ВТ6,

выполнялось цилиндрическое углубление диаметром 2 мм и высотой 0,25 мм, ось которого совпадала с осью образца. В отверстии располагали цилиндр из интерметаллида TiAl, размеры которого соответствовали углублению (рис. 1). Прочность соединения слоев соответствовала прочности менее прочного из элементов пары. Для повышения достоверности и учета поперечных деформаций ячеек проводилось моделирование всего объемного тела, не используя часто применяемых приемов, основанных на симметрии и сокращающих время моделирования. Законы упрочнения материалов в результате пластического деформирования задавались по модели Джонсона–Кука [6], позволяющей получать семейство кривых «деформация – предел текучести» при различных температурах и скоростях деформирования

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

где ε_p – эффективная пластическая деформация; T_m – температура плавления; T_r – температура, при которой определялись механические свойства; A – предел текучести неупрочненного материала, B – коэффициент упрочнения при де-

формировании, C – коэффициент зависимости упрочнения от скорости деформирования, n , m , ε_0 – параметры модели; $\dot{\varepsilon}_0$ и $\dot{\varepsilon}_p$ – первые производные по времени величин ε_0 и ε_p .

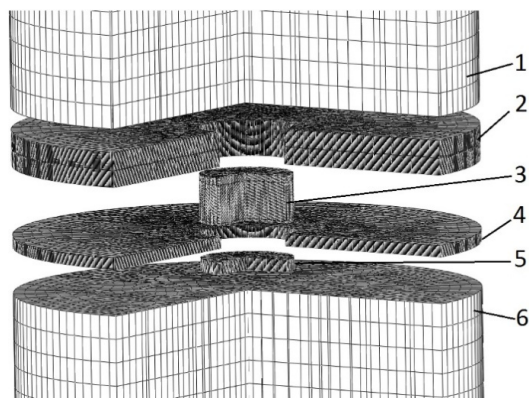


Рис. 1. Элементы моделируемого композиционного образца:

1 – Д20; 2, 3 и 4 – АД1; 5 – TiAl; 6 – ВТ6

Предельное деформированное состояние, с которого могло начинаться разрушение алюминия или АМг6, описывалось моделью Джонсона–Кука [6], по которой разрушение ячейки происходит при равенстве параметра поврежденности D единице

$$D = \frac{1}{\varepsilon_f} \sum_i \Delta \varepsilon_p^i, \quad \varepsilon_f = \left[D_1 + D_2 \exp \left(D_3 \frac{p}{\sigma_{ef}} \right) \right] \left(1 + D_4 \ln \frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_0} \right) \left(1 + D_5 \frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right), \quad (2)$$

где $\Delta \varepsilon_p^i$ – приращение эффективной пластической деформации в конечном элементе на i -м шаге интегрирования по времени, $D_1 \dots D_5$ – табличные параметры материала; σ_{ef} – эффективное напряжение; p – давление в рассматриваемой ячейке. Параметры для моделей деформирования и разрушения составляющих слоистого композита (для титановой прослойки возможность разрушения не рассматривалась) при-

ведены в табл. 1 и 2 [6–9]. Влияние низкой скорости деформирования ($\dot{\varepsilon}_p$ менее $0,0025 \text{ с}^{-1}$) не учитывалось. В большей части объема моделируемого образца использовалась конечно элементная сетка с стороной кубических ячеек 0,25 мм, для повышения достоверности расчетов вдоль периметра углубления размещалось 150 Нех-ячеек, а по размер ячеек по толщине алюминиевой прослойки 0,0125 мм.

Таблица 1

Коэффициенты для модели пластичности Джонсона–Кука

Материал	Толщина, мм	Коэффициенты для модели пластичности [6]						
		A, МПа	B, МПа	m	n	$\dot{\varepsilon}_0, \text{с}^{-1}$	T_m, K	T_r, K
Алюминиевый сплав Д20	10	218,3	704,6	0,93	0,62	1	873	293
Алюминий АД1	5	60,0	6,4	0,859	0,62	1	933	293
Титановый сплав ВТ6	10	420,0	52	1,00	0,48	1	1940	293
Алюминид TiAl	0,25	290	1770	2,787	0,55	1	1720	293

Таблица 2

Коэффициенты для модели разрушения Джонсона–Кука

Материал	Коэффициенты для модели разрушения [5]							
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	$\dot{\epsilon}_0, \text{с}^{-1}$	T_m, K	T_r, K
Алюминиевый сплав Д20	0,178	0,389	-2,246	0	0	1	873	293
Алюминий АД1	0,071	1,428	-1,142	0,0097	0	1	933	293
Алюминид TiAl	-0,09	0,25	-0,5	0,014	3,87	1	1720	293

Верхний торец слоя Д20 жестко закреплялся, а нижний торец слоя из титанового сплава перемещали со скоростью 2 мм/с. Моделирование деформации образца продолжалось до разрушения первых ячеек алюминиевого слоя. Величину средних напряжений в образце определяли по реакции опоры в месте фиксации слоя Д20.

Моделирование показало, что наличие включения интерметаллида в мягкой прослойке практически не изменяет кривую «деформация – напряжение» при всех моделируемых толщинах прослойки (рис. 2), что, по-видимому, связано с небольшой относительной долей площади включения интерметаллида и малым изменением напряжений Мизеса в алюминии над интерметаллидом. В то же время, прочность образца резко возрастает вследствие контактного напряжения при уменьшении толщины мягкой прослойки АД1, при этом формируется площадка упрочнения все большей длины.

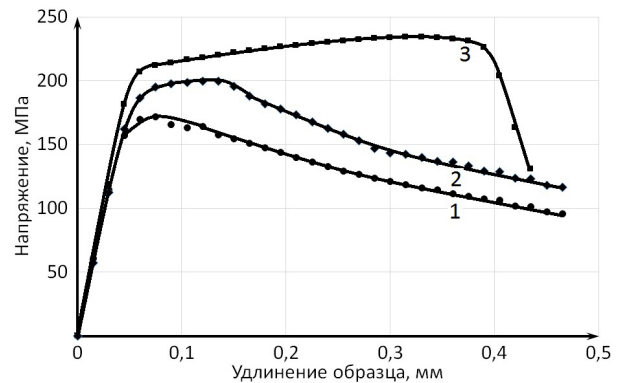


Рис. 2. Кривые «деформация – напряжение» для различных толщин прослойки из АД1: 1 – 0,5 мм; 2 – 0,75 мм; 3 – 1,0 мм (линии – расчет для образцов с включениями интерметаллида, точки – для образцов без интерметаллида)

В то же время картины распределений эквивалентной пластической деформации и, особенно, эквивалентных напряжений Мизеса претерпевает значительные изменения в центральной части образца (рис. 3 и 4).

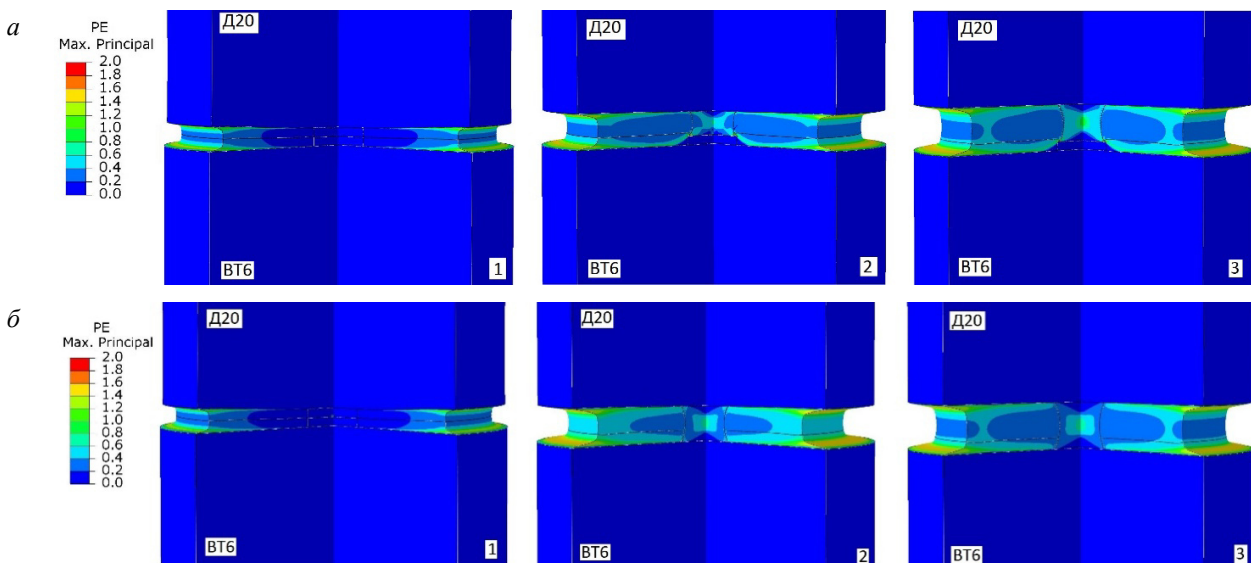


Рис. 3. Распределение эквивалентной пластической деформации в образцах с включениями интерметаллида (а) и без интерметаллидов (б) (четверть образца условно удалена) в области мягкой прослойки различной толщины: 1 – 0,5 мм; 2 – 0,75 мм; 3 – 1,0 мм

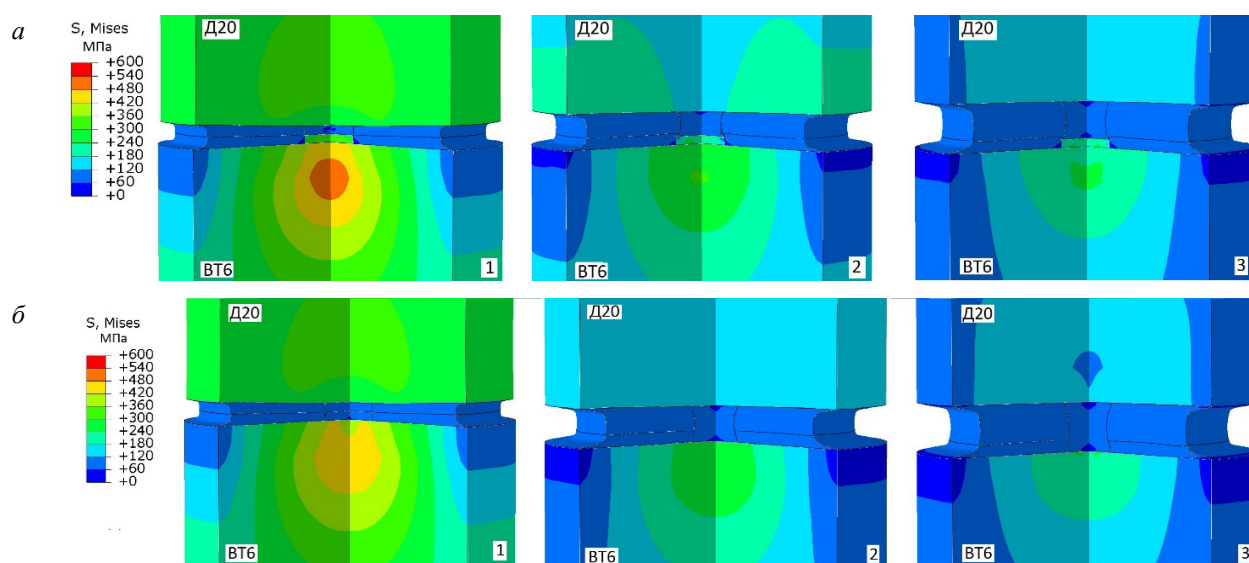


Рис. 4. Распределений эквивалентных напряжений Мизеса в образцах с включениями интерметаллида (а) и без интерметаллидов (б) (четверть образца условно удалена) в области мягкой прослойки различной толщины: 1 – 0,5 мм; 2 – 0,75 мм; 3 – 1,0 мм

В центральной зоне образца в алюминиевой прослойке на границе с ВТ6, где при моделировании могут располагаться включения интерметаллида, пластическая деформация минимальна вне зависимости от наличия твердого включения (рис. 3, а и б). Основная пластическая деформация в алюминиевой прослойке развивается вблизи внешней цилиндрической поверхности на границах контакта с Д20 и ВТ6. Увеличение толщины прослойки приводит к развитию этих зон в направлении к оси образца с формированием на оси зоны увеличенной деформации над включением интерметаллида или в центральной части прослойки, свободной от хрупкого включения.

Как видно из визуализации распределений эквивалентных напряжений (рис. 4) при толщине прослойки АД1 0,5 мм в титановом сплаве ВТ6 под включениями алюминидов образуется область повышенных напряжений (рис. 4, а), которая выражена значительно слабее при отсутствии включения (рис. 4, б). С увеличением толщины прослойки АД1 при одних и тех же величинах деформации образца напряжения в участках композиционного образца из ВТ6 и Д20 плавно снижаются, при этом уровень напряжений в интерметаллидном включении изменяется незначительно. Наличие интерметаллида практически не влияет на уровень напряжений в Д20, но несколько увеличивает уровень напряжений вблизи него в ВТ6.

Выводы

1. Наличие единичного включения интерметаллида в мягкой прослойке практически не

изменяет кривую «деформация – напряжение» при всех моделируемых толщинах прослойки, что объясняется небольшой относительной долей площади включения и малым изменением напряжений Мизеса в алюминии.

2. Визуализация распределений эквивалентных напряжений Мизеса претерпевает значительные изменения в центральной части образца при наличии единичного включения интерметаллида с формированием в осевой зоне участка композиционного образца из ВТ6 области повышенных напряжений, значения которых определяются также величиной деформации и толщиной прослойки АД1.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Моделирование методом конечных элементов поведения титаноалюминиевого композита с мягкой прослойкой / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; т. 8). – С. 6–9.
2. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгун. – М. : Metallurgizdat, 2004. – 230 с.
3. Гуревич, Л. М. Закономерности формирования структурно-механической неоднородности при сварке взрывом алюминия с титаном / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев // Сварочное производство. – 2013. – № 2. – С. 14–18.
4. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 7). – С. 43–46.

5. Особенности поведения при растяжении слоистого титаноалюминиевого композита с осевыми эллиптическими отверстиями / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. М. Волчков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 96–99.

6. Johnson G.R., Cook W.H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – P. 541–547.

7. Johnson, G.R. and Cook W.H. Fracture characteristics

of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engineering Fracture Mechanics, 1985, Vol. 21. – P. 31–48.

8. Кузькин, В. А. Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона-Кука при высокоскоростном деформировании алюминия / В. А. Кузькин, Д. С. Михалюк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т. 3, № 1. – С. 32–43.

9. P. Gardiner, H. Migu'elez, R. Cort'es, Y. Lepetitcorps, B. Dodd, et al. Dynamic Characterization of TiAl Intermetallic in Hot Compression. Journal de Physique IV, 1997, 07 (C3), pp.C3-593-C3-597.

УДК 620.22:669

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич
ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЙ
ПРОЦЕССА КОНТАКТНОГО ПЛАВЛЕНИЯ В СИСТЕМЕ Ti-Cu
НА КИНЕТИКУ РОСТА ЗОНЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние температурно-временных условий процесса контактного плавления в системе Ti-Cu на кинетику роста зоны взаимодействия на межслойной границе медно-титанового композита, полученного сваркой взрывом.

Ключевые слова: фазовый состав, интерметаллиды, контактное плавление.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, D. A. Evstropov, V. P. Kulevich
THE EFFECT OF TEMPERATURE-TIME CONDITIONS OF THE
CONTACT MELTING PROCESS IN THE Ti-Cu SYSTEM
ON THE GROWTH KINETICS OF THE INTERACTION ZONE*

Volgograd State Technical University

The effect of time-temperature conditions of the contact melting process in the Ti-Cu system on the growth kinetics of the interaction zone on the border of the copper-titanium composite interlayer which produced by explosion welding.

Keywords: phase composition, intermetallic, contact melting.

Значительного повышения интенсивности диффузионного взаимодействия между разнородными металлами можно добиться реализацией на границе металлов явления контактного плавления (КП) [1–3], представляющего собой процесс перехода в жидкое состояние контактирующих разнородных твердых веществ при температурах ниже их точек плавления. Это явление свойственно эвтектическим системам и системам, образующим твердые растворы с минимумом на кривой ликвидуса.

В настоящей работе исследовано влияние температурно-временных условий процесса КП на кинетику роста зоны взаимодействия (ЗВ) на межслойной границе сваренного взрывом биметалла медь М1+титан ВТ1-0.

Материалы и методы исследования

Материалами для исследования служили образцы сваренной взрывом меди марки М1 с титаном ВТ1-0 (4 + 4 мм). Термическую обработку образцов проводили в печи SNOL 8.2/1100 при температуре 900–970 °С. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Фазовый состав зоны взаимодействия (ЗВ) оценивали при сопоставлении данных, полученных с помощью дифрактометра ДРОН-3 и растрового двухлучевого электронного микроскопа системы Versa 3D DualBeam. Измерение микротвердости ЗВ осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 50 г.

Результаты и их обсуждение

Анализ микроструктуры ЗВ, образующейся на границе ВТ1-0 + М1 после термообработки при 900 °С и временном диапазоне выдержек от 5 мин до 1 ч показал, что ее толщина меняется от 0,2 (5 мин), до $\approx 1,9$ мм (1ч) (рис. 1). Удельный объем Cu и Ti в ЗВ, определенный по доле прореагировавших компонентов (потеря толщины относительно исходных значений после сварки), лежит в интервале 0,27–0,37 для Ti и 0,63–0,73 для Cu (рис. 1, б). С помощью СЭМ установлено, что концентрация элементов в ЗВ находится в диапазоне 0,17–0,30 ат. % Ti и 0,73–0,83 ат. % Cu, по стехиометрическому составу соответствует фазам βTiCu_4 и TiCu_2 (рис. 2, а), и близка к эвтектической.

Увеличение температуры нагрева до 970 °С способствует увеличению скорости контактного плавления и даже при небольшом времени выдержки позволяет получить обширную многофазную зону переplava толщиной $\approx 1,55$ (5 мин) и 2,35 (15 мин) мм (рис. 2, б). Удельный объем компонентов в ЗВ составил 0,71–0,72 для Cu и 0,28–0,29 для Ti (рис. 3). У границы с Cu располагается область на основе твердого раствора титана в меди $\text{Cu}(\text{Ti})$. У поверхности ЗВ, сформировавшейся в результате твердофазной диффузии и состоящей из сплошных интерметаллидных прослоек TiCu , Ti_3Cu_4 и Ti_2Cu_3 , образуются дендриты на основе интерметаллида TiCu_2 , междендритное пространство между которыми заполнено интерметаллидом βTiCu_4 .

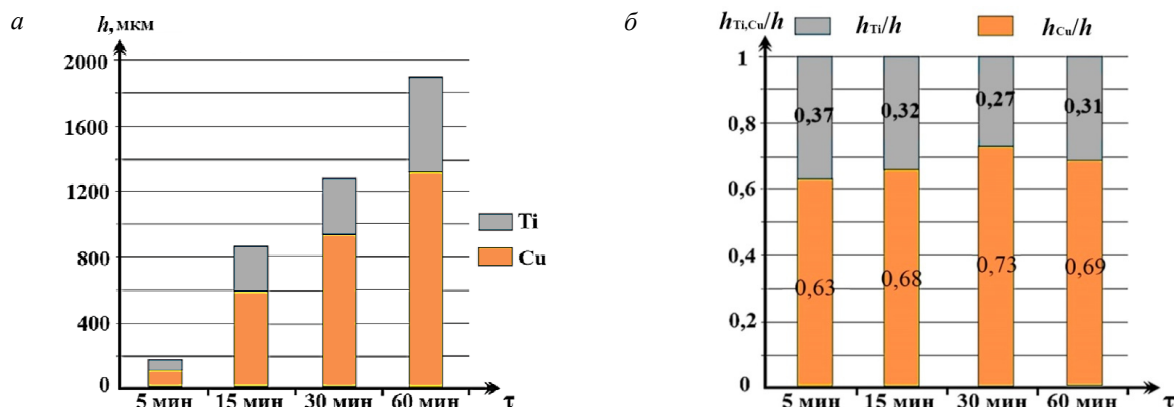


Рис. 1. Влияние выдержки при 900 °С на абсолютное (а) и относительное (б) изменение толщины Ti и Cu

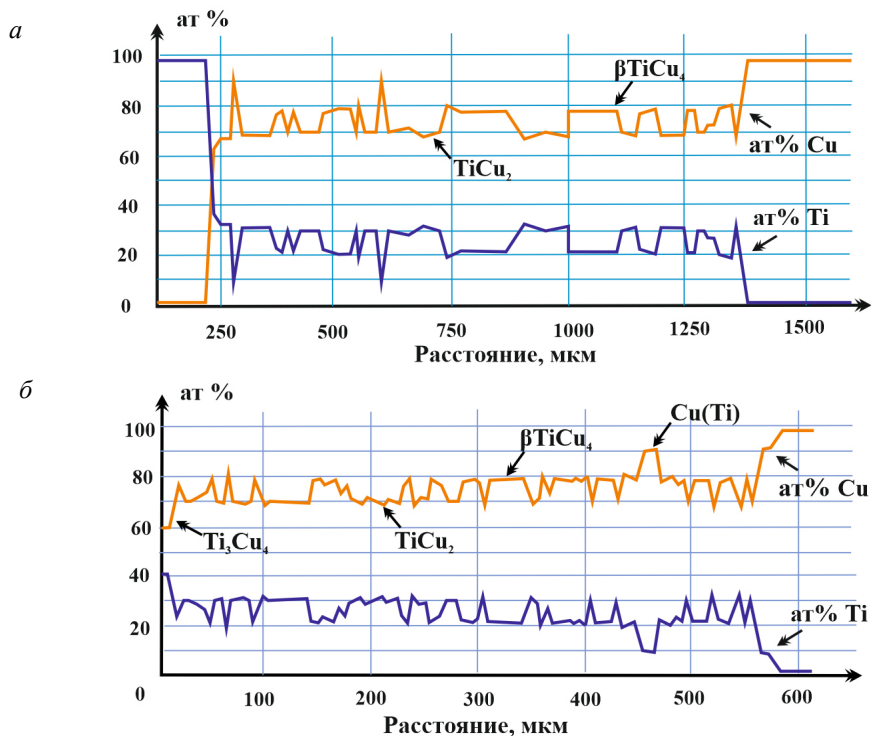


Рис. 2. Распределение химических элементов по толщине ЗВ после термообработки при 900 °С, 30 мин (а) и 970 °С, 5 мин (б)

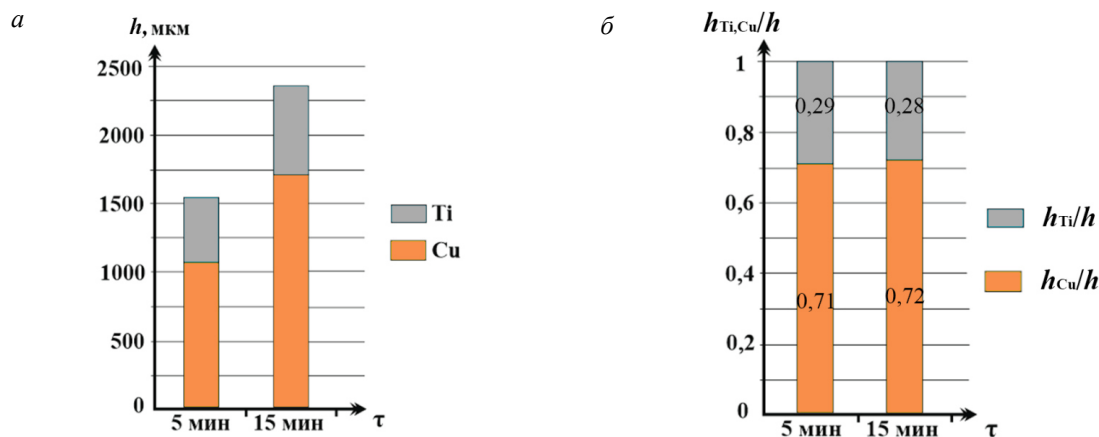


Рис. 3. Влияние выдержки при 970 °С на абсолютное (а) и относительное (б) изменение толщины Ti и Cu

Если компоненты растворены в эвтектическом соотношении (24 вес. % Ti и 76 вес. % Cu), то в первом приближении соотношение скоростей плавления Cu и Ti можно оценить по формуле Саратовкина [4]:

$$\frac{V_{Cu}}{V_{Ti}} = \frac{C_{Cu}\rho_{Ti}}{C_{Ti}\rho_{Cu}},$$

где V_{Cu} , V_{Ti} – скорости плавления Cu и Ti; C_{Cu} , C_{Ti} – весовое содержание Cu и Ti в составе эвтектики; ρ_{Cu} , ρ_{Ti} – плотность Cu и Ti.

Согласно формуле Саратовкина, скорость плавления Cu в 1,7 раза выше скорости плавления Ti и, следовательно, увеличение толщины ЗВ должно идти преимущественно за счет Cu.

Экспериментальные данные расходятся с расчетом по формуле Саратовкина. При 900 °С после 5, 15, 30 и 60-минутной выдержки, соотноше-

ние удельных объемов Cu и Ti, вовлеченных в реакцию, составило: 1,7; 2,13; 2,7 и 2,23, а при 970 °С после 5 и 15 мин. – 2,4 и 2,5 соответственно.

Увеличение длительности термообработки для всего исследованного температурного интервала 900–970 °С при прочих равных условиях приводит к росту толщины (h) ЗВ (рис. 4) за счет увеличения концентрации Cu, которая, в соответствии с линией ликвидуса диаграммы Ti-Cu может раствориться в жидкости.

Математическая обработка результатов эксперимента, показала, что для описания кинетики роста ЗВ подходит функция вида $h = a \cdot \tau^b$ (таблица), с коэффициентом корреляции (r) 0,92; 0,81 и 0,94 для температур 900, 940 и 970 °С соответственно.

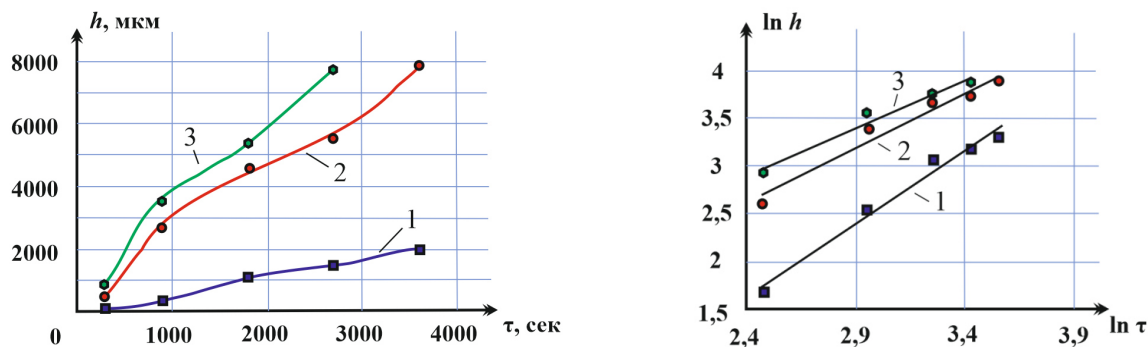


Рис. 4. Кинетика роста ЗВ на границе соединения BT1-0+M1 при температуре: 1 – 900; 2 – 940; 3 – 970 °С

Результаты линеаризации функции $h = a \tau^b$

$t, ^\circ\text{C}$	h_{Ti}/h	r	Уравнение роста ЗВ
900	1,7–2,2	0,92	$h = 0,35 \cdot \tau^{1,78}$
940	2,2–2,4	0,81	$h = 1,07 \cdot \tau^{1,02}$
980	2,4–2,5	0,94	$h = 1,43 \cdot \tau^{0,81}$

Механические испытания показали, что прочность соединения биметалла на отрыв слоев после КП составляет 20–40 МПа. Причиной такой низкой прочности являются микротрещины (рис. 5), образующиеся при охлаждении в прослойке Ti_3Cu_4 , сформировавшейся в результате твердофазной диффузии со стороны титана, по которой и происходит разрушение за счет внутренних напряжений, причиной появ-

ления которых служит разность температурных коэффициентов линейного расширения Ti и Cu. Низкая прочность является технологическим преимуществом, позволяя без усилий механически удалять не прореагировавший слой Ti (который зачастую отделяется самопроизвольно) и получать на поверхности Cu беспористое покрытие (рис. 6) твердостью (4–5 ГПа) с шероховатостью $Ra - 671 \pm 108$ нм.

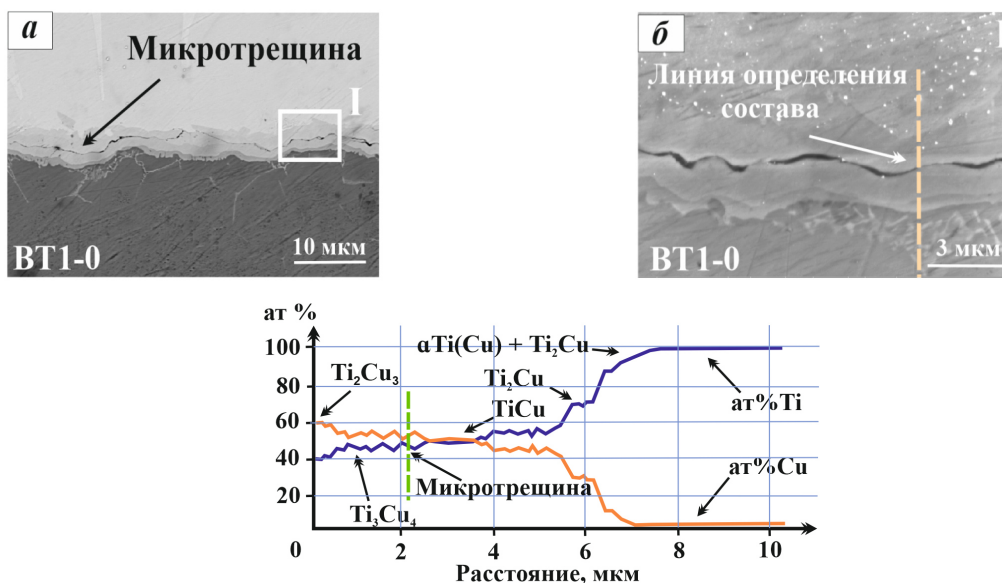


Рис. 5. СЭМ-изображение ЗВ на границе с титаном после термообработки (900°C, 5 мин) (а) и распределение химических элементов в области определения элементного состава (I) (б)

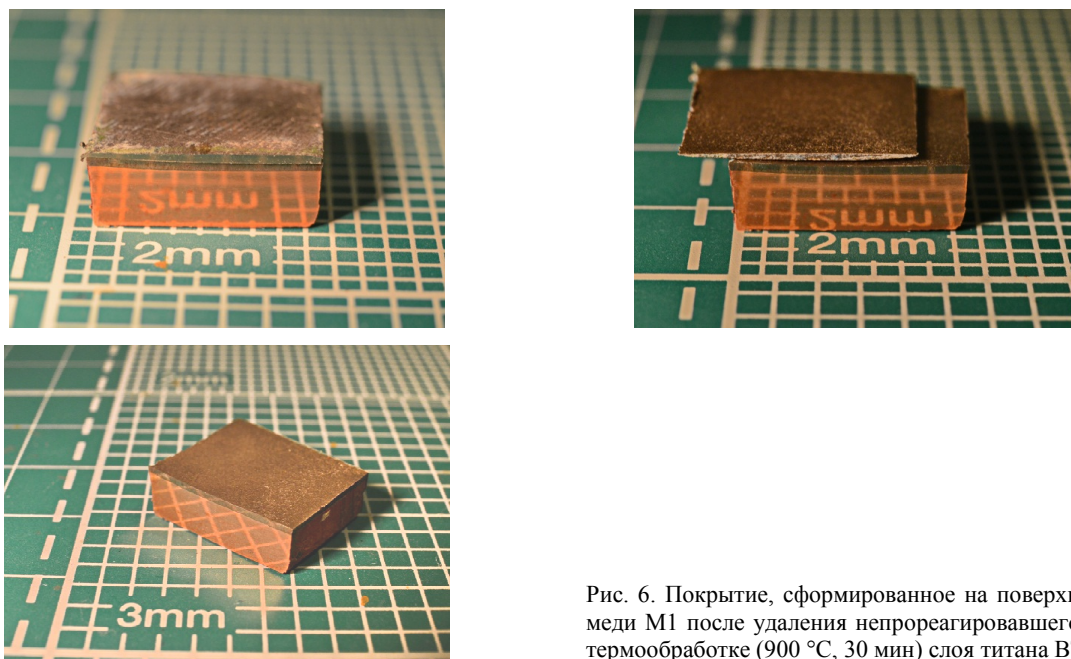


Рис. 6. Покрытие, сформированное на поверхности меди М1 после удаления непрореагировавшего при термообработке (900 °С, 30 мин) слоя титана BT1-0

Выводы

1. Основными структурными составляющими покрытия системы Ti-Cu, полученного с ис-

пользованием высокоэнергетического воздействия (сварки взрывом) и последующей термообработки на режимах, обеспечивающих после

контактного плавления наличие не прореагировавшего слоя титана, являются структурно свободные интерметаллиды βTiCu_4 и TiCu_2 . У границы с медью располагается область на основе твердого раствора титана в меди. У поверхности титана располагается область, сформировавшаяся в результате твердофазной диффузии и состоящая из сплошных интерметаллидных прослоек TiCu , Ti_3Cu_4 и Ti_2Cu_3 .

2. Кинетика роста зоны взаимодействия определяется только температурно-временными условиями нагрева по режиму контактного плавления. Полученные в результате обработки экспериментальных данных уравнения позволяют обоснованно назначать технологические параметры сварки взрывом и режимы высокотемпературных нагревов для формирования покрытия требуемой толщины и фазового состава.

3. Термические напряжения, возникающие на межслойной границе двухслойного (титан ВТ1-0+медь М1) композита при охлаждении после термообработки по режиму контактного плавления из-за разницы ТКЛР титана и меди, приводят к образованию трещины в интерметаллидной прослойке Ti_3Cu_4 , сформировавшей-

ся в результате твердофазной диффузии, самопроизвольному отделению титанового слоя и формированию на медной основе беспористого покрытия твердостью 4–5 ГПа с шероховатостью $R_a - 671 \pm 108$ нм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ахкубеков, А. А. Контактное плавление металлов и наноструктур на их основе / А. А. Ахкубеков, Т. А. Орквасов, В. А. Созаев. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2008. – 147 с.
2. Структура и трибологические свойства покрытий на основе купридов титана / В. Г. Шморгун, А. А. Артемьев, А. А. Антонов, Д. А. Евстропов, Ю. И. Бондаренко // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 10). – С. 30–32.
3. Исследование теплофизических свойств интерметаллидного композита титан-медь / В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, Д. А. Евстропов, В. П. Кулевич // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 10). – С. 12–14.
4. Ларииков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Ларииков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – Москва : Машиностроение, 1975. – 192 с.

ПОЛИМЕРНЫЕ И ПОРОШКОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 678.743:539.2

А. В. Казуров, Н. А. Адаменко, С. П. Писарев, Д. В. Савин

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ФТОРОПЛАСТОВОАЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано влияние способа получения и концентрации дисперсного алюминия (до 40 % об.) на электросопротивление фторопластовых композиционных материалов. Установлено, что взрывное прессование способствует существенному снижению электрического сопротивления композиционных материалов, что связано с активацией физико-химического взаимодействия в системе полимер–металл.

Ключевые слова: Фторопласт-4, порошковый алюминий, взрывное прессование, композиционный материал, электрическое сопротивление, структура, адгезионное взаимодействие.

A. V. Kazurov, N. A. Adamenko, S. P. Pisarev, D. V. Savin

RESEARCH ELECTRICAL FLUOROPLASTIC-ALUMINUM COMPOSITE, PRODUCED EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

The effect of the method of preparation and concentration of filler (up to 40% of particulate aluminum) for thermal expansion and thermal conductivity of aluminum anti-friction PTFE composites. It is established that leads to the blast treatment Decrease of thermal expansion and high thermal conductivity composites studied in comparison with the static compression that is associated with the activation of physicochemical interaction in the polymer-metal.

Keywords: fluoroplastic-4, powdered aluminum, explosive pressing, the composite thermal expansion, thermal conductivity, adhesive interaction structure.

Фторопласт-4 (Ф-4, политетрафторэтилен) обладает высокими антифрикционными свойствами и термостойкостью, поэтому находит широкое применение при изготовлении антифрикционных деталей. Однако низкие прочностные свойства Ф-4, его высокая хладотекучесть и низкая износостойкость при высоких давлениях и скоростях трения ограничивают его применение. Введение дисперсных наполнителей до 30–40 % об. повышает износостойкость в 250–1000 раз и прочность при сжатии в 2–4 раза, но из-за слабого адгезионного взаимодействия с увеличением содержания наполнителя снижаются прочность при растяжении, ударная вязкость наполненных фторопластовых материалов, что ограничивает эффективность их применения, а следовательно и экс-

плуатационные свойства изделий [1, 2]. В качестве наполнителей Ф-4 широко используют металлы, обладающие хорошей теплопроводностью и активные при создании адгезионных контактов с полимером, что позволяет увеличить отвод тепла от поверхности трения, повысить термостабильность, тем самым улучшить работоспособность антифрикционных деталей [1–3]. Антифрикционные детали для авиационной техники, перспективно изготавливать из фторопласта-4, наполненного алюминием, так как с повышением работоспособности, практически не увеличивается их вес. Неоспоримым преимуществом композитов на основе металлических наполнителей является возможность создания материалов с высокими значениями электропроводности [8, 9].

Получение полимерных композитов, в том числе и наполненных фторопластов, взрывным прессованием – актуально и перспективно, так как обеспечивает лучшее адгезионное взаимодействие между их компонентами, что приводит к повышению физико-механических свойств [4, 5], а также позволяет получать изделия больших размеров, что трудно достижимо в традиционных технологиях [2].

Электропроводящие полимерные композиты перспективны для применения в электротехнике [1, 8, 9], а об электрических свойствах армированных металлами фторопластовых композитах пока недостаточно сведений, что ограничивает их применение в промышленности, также электросопротивление является структурно-чувствительным фактором, позволяющим судить о структурных изменениях в данных материалах при ВП [8, 9, 14]. Поэтому целью работы являлось изучение влияния ВП на электросопротивление фторопластовых композитов с наполнением алюминием от 10 до 40 % об.

В работе проводили сравнительные исследования влияния взрывного и статического прессования (СП) на электросопротивление композиционных материалов на основе Ф-4 (ГОСТ 10007-80), наполненного от 10 до 40 % об. порошковым алюминием ПА-2 (ГОСТ 60 58-73) дисперсностью 100–300 мкм. Объемные пропорции в композитах обеспечивали смешиванием навесок заданной массы (с точностью до 0,01 г.), взвешенных на лабораторных электронных весах ОНАУС-123. Композиты получали как СП в пресс-формах давлением 0,4 ГПа, так и ВП в цилиндрических ампулах давлением в ударном фронте 0,4–0,6 ГПа, которое рассчитывалось по характеристикам взрывчатого вещества и порошковой смеси с помощью компьютерной программы [8]. После статического и взрывного прессования образцы спекали в свободном состоянии при температуре 380 °С с выдержкой 20 минут на один миллиметр толщины образца. Плотность определяли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах Shinko HTR-220CE согласно ГОСТу 15139-69. Измерение электросопротивления композитов осуществляли по методу амперметра – вольтметра [9] с использованием универсального цифрового микровольтметра KEITHLEY 2000 с широким измерительным диапазоном от 0,1 мкВ до 1000В и источника питания постоянного тока Б5-71/1ММ, который обеспечивал подачу на образец стабилизированного посто-

янного тока от 0,3 до 0,9 А. При измерении электросопротивления образцы из композитов в форме куба с размером стороны 10 мм зажимали между параллельными плоскими медными электродами с заданным усилием, обеспечиваемым винтовым механизмом зажимного устройства (рис. 1), что создавало надежный контакт. Расчет удельной объемной электропроводности проводили по стандартной формуле [9].

$$\rho = R \frac{l}{S},$$

где R – измеренное сопротивление образца; l – длина образца; S – площадь поперечного сечения образца.

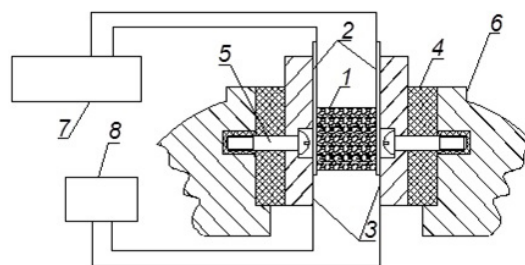


Рис. 1. Схема измерения сопротивления по методу амперметра-вольтметра:

1 – образец, 2 – медные токосъемники; 3 – медные электроды; 4 – изоляция; 5 – винт М3; 6 – тиски; 7 – микровольтметр; 8 – источник питания

При проведении экспериментов с нагревом рис. 2 (до предельной температуры эксплуатации изделий из Ф-4 – 250 °С [1, 16]) сначала определяли сопротивление образцов при комнатной температуре R_0 , затем в нагретом состоянии R_t определяли величину $\Delta R = R_t - R_0$ и строили зависимость $\Delta R/R_0$ от температуры [17].

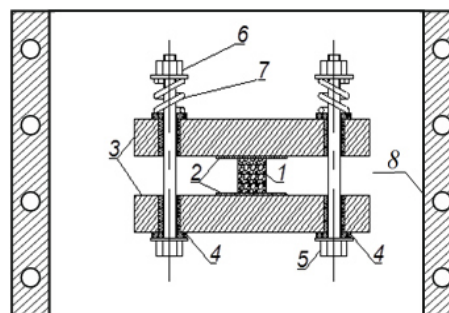


Рис. 2. Устройство для исследования температурных зависимостей сопротивления КМ:

1 – образец; 2 – медные прокладки; 3 – медные пластины; 4 – изоляция; 5 – винт М6; 6 – гайка М6; 7 – пружина; 8 – электропечь

Приведенные значения электропроводности являются результатом аппроксимации экспери-

ментальных данных, полученных при испытании не менее 3 одинаковых образцов из КМ. Количественное соотношение фаз, рассчитывали не только по правилу смеси по данным плотности, но и контролировали по микроструктуре на микрошлифах с одновременной оценкой равномерности их распределения на оптическом микроскопе Olympus 61BX с помощью программы AnalySYS.

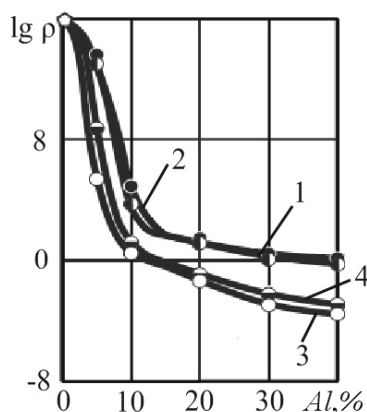


Рис. 3. Зависимость электросопротивления фторопластовых КМ от концентрации алюминия после СП (1, 2) и ВП (3, 4):

1, 3 – до спекания; 2, 4 – после спекания в свободном состоянии

Установлено, что электросопротивление композитов, полученных СП (рис. 3, кривая 1), при изменении концентрации алюминия с 10 до 40 % снижается с $6,31 \cdot 10^4$ до $1,09 \cdot 10^1$ Ом·м. Высокое электросопротивление КМ обусловлено существенной долей электроизолирующего Ф-4 и слабым адгезионным взаимодействием между полимером и металлом, в результате электрическая проводимость осуществляется только за счет колебаний кристаллической решетки полимера и макромолекул, то есть за счет переброса длинноволновых фононов между макромолекулами [8–10, 14]. Снижение электросопротивления при увеличении содержания металлического наполнителя связано со смешиваемыми закономерностями. Спекание статически спрессованных образцов (рис. 3, кривая 2) приводит к повышению электросопротивления до $\rho = 5,01 \cdot 10^3$ – $1,01 \cdot 10^1$ Ом·м при увеличении концентрации алюминия с 10 до 40 %, что близко к значениям объемного электросопротивления Ф-4 ($\rho = 2,67 \cdot 10^2$ – $4,41 \cdot 10^4$ Ом·м) [16].

Результаты исследований показали, что после ВП композиты имеют в 10–100 раз более низкое электросопротивление ($1,58 \cdot 10^1$ – $8,05 \cdot 10^3$ Ом·м при содержании 10–40 % алюминия, соответственно), чем после СП ($5,01 \cdot 10^3$ –

$1,01 \cdot 10^1$ Ом·м при содержании 10–40 % алюминия, соответственно) (рис. 3). Следует отметить, что с увеличением содержания алюминия эффективность ВП повышается, так как увеличивается отношение электросопротивления по сравнению со СП на один порядок (рис. 3).

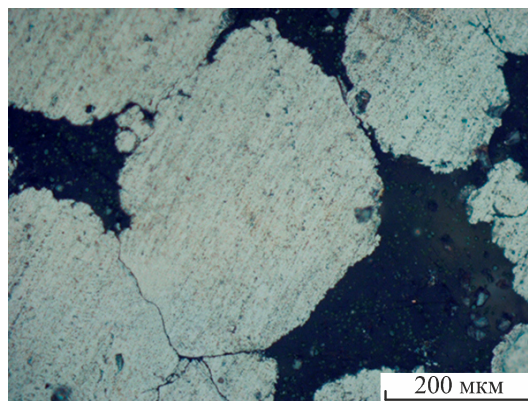


Рис. 4. Структура КМ Ф-4 с 40 % алюминия после ВП: темное – Ф-4; светлое – металл

Существенно более низкое электросопротивление композитов после ВП, чем после СП, можно объяснить более высоким адгезионным взаимодействием между полимерной матрицей и металлом, а также возможными структурными преобразованиями в Ф-4 и металле при взрывном воздействии. В результате отдельные макромолекулы замыкаются через металлическую фазу и электропередача в значительной мере идет по цепям главной валентности полимера, которая обладает значительно меньшим сопротивлением, а не через Ван-дер-ваальсовы связи путем переброса фононов между разными макромолекулами, где электросопротивление значительно выше [8, 9, 14]. Причем в композитах после ВП с увеличением концентрации алюминия в полимере возрастает вероятность перехода электронов по туннельному эффекту, имеющему лавинообразный характер [8, 9, 14], что подтверждается изменением электросопротивления при 10–20 % алюминия. При концентрациях алюминия более 30 % возникают отдельные контакты между частицами (рис. 4), через которые и начинает протекать электрический ток, в результате электросопротивление снижается за счет включения механизмов электрической проводимости для металлов, то есть электропередача осуществляется за счет движения электронов алюминия [14, 17]. Также можно предположить, что с ростом адгезионного взаимодействия между полимером и металлом в композитах при ВП вокруг частиц алюминия

формируется межфазный полимерный слой с определенной ориентацией макромолекул [8, 14], который начинает играть роль электропроводящих зондов, по которым проходит электрический поток через измененный объем полимера с меньшим рассеиванием электрической энергии, что уменьшает их электросопротивление. Причем с увеличением содержания металлической фазы увеличивается объемная доля этих слоев, вплоть до их перекрытия [20], что еще больше снижает электросопротивление композитов.

Исследование влияние нагрева на электросопротивление композитов показало, что обнаруживается неоднозначная зависимость данной характеристики от температуры испытаний

в зависимости от концентрации металла и способа получения (рис. 5). В композитах, полученных ВП, с увеличением концентрации алюминия с 10 до 40 % наблюдается тенденция замедления интенсивности снижения электросопротивления с повышением температуры (рис. 5, кривые 1 и 2), а при 40 % алюминия закономерность изменяется и происходит повышение электросопротивления при нагреве (рис. 5, кривая 3). В композитах, полученных СП, при концентрациях до 30 % алюминия наблюдается незначительное снижение электросопротивления (рис. 5, кривые 4, 5), причем ход кривых почти одинаков. При увеличении содержания алюминия до 40 % наблюдается значительное снижение электросопротивления (рис. 5, кривая 6).

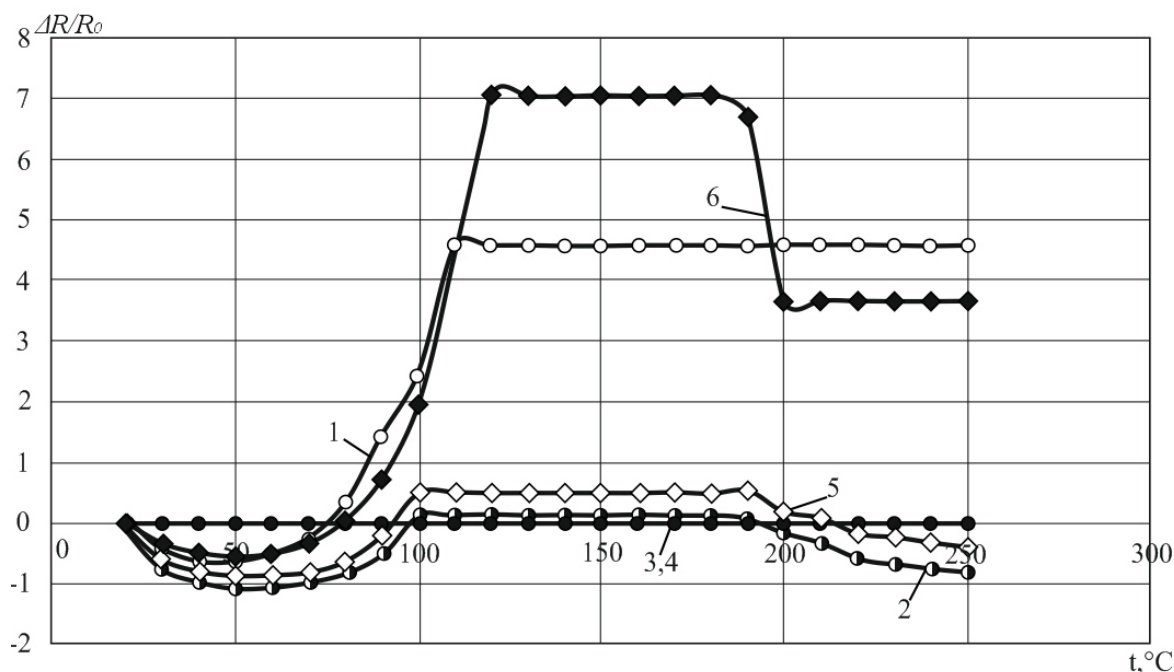


Рис. 5. Влияние нагрева на электросопротивление фторопластовых композитов наполненных алюминием: 1 – Ф-4 + 10 % Al ВП с т/о; 2 – Ф-4 + 10 % Al ВП без т/о; 3 – Ф-4 + 30 % Al СП с т/о; 4 – Ф-4 + 30 % Al ВП без т/о; 5 – Ф-4 + 40 % Al ВП без т/о; 6 – Ф-4 + 40 % Al ВП с т/о

Снижение электросопротивления при повышении температуры характерно для ряда металлополимерных композитов, за счет изменения механизмов электропроводимости [8, 9, 14, 20]. После ВП при наполнении 10 % алюминия интенсивность снижения электросопротивления при нагреве выше, что можно связать с выше перечисленными структурными изменениями. При более высоких концентрациях алюминия (40 %) в композитах после ВП и СП наблюдаются противоположные закономерности изменения электросопротивления. После ВП повы-

шение электросопротивления при нагреве связано с тем, что между частицами алюминия образуется хороший контакт за счет их сварки и образуется непрерывная проводящая фаза [19], в результате начинают преобладать закономерности электропроводимости для металлов, где характерно повышение электросопротивления с увеличением температуры.

Выводы

Взрывная обработка за счет высокоскоростного силового воздействия на порошковую смесь фторопласта и алюминия обеспечивает

выгодные структурные изменения в формируемых композитах, сопровождающиеся повышенным адгезионным межфазным взаимодействием с возможным образованием полимерных слоев с ориентированной структурой, сваркой частиц металла, что в совокупности приводит к резкому снижению электросопротивления, имеющему при изменении концентрации металла неоднозначную зависимость от температуры.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб.: Профессия, 2006. – 624 с.
2. Бюллер, К. У. Тепло и термостойкие полимеры / К. У. Бюллер; пер. с нем. Н. В. Афанасьева, под ред. Я. С. Выгодского. – М.: Химия, 1984. – 1056 с.
3. Крыжановский, В. К. Производство изделий из полимерных материалов / В. К. Крыжановский; под общ. ред. В. К. Крыжановского. – СПб.: «Профессия», 2008. – 460 с.
4. Jia, J. H. A comparative investigation of the friction and wear behavior of polyimide composites under dry sliding and water-lubricated condition / J. H. Jia et al. // Materials Science and Engineering A. – 2003. – Vol. 356. – P. 48–53.
5. Paik, K. W. Adhesion enhancement of thin copper film on polyimide / K. W. Paik, A. L. Ruoff // Journal of Adhesion Science and Technology. – 1990. – Vol. 4. – № 6. – P. 465–474.
6. Zhang, J. Theoretical Study on Polyimide-Cu(100)/Ni(100) Adhesion / J. Zhang, et al. // Chem. Mater. – 2006. – № 18. – P. 5312–5316.
7. Мельникова, Н. Б. Межфазная энергия на границе раздела «Полимер–жидкость» как критерий адгезионных свойств полиимидов. // Н. Б. Мельникова и [др.] / Вестник московского университета. Серия 2. Химия. – 1998. – Т. 39. – № 6. – С. 413–417.
8. Гуль, В. Е. Электропроводящие полимерные композиции / В. Е. Гуль, Л. З. Шенфиль. – М.: Химия, 1984. – 240 с.
9. Блайт, Э. Р. Электрические свойства полимеров / Э. Р. Блайт, Д. Блур; пер. с англ. – М.: Физматлит, 2008. – 376 с.
10. Миронов, В. С. Электропроводящие полимерные композиты: материалы, технология, применение. – Минск: Изд-во БелНИИТИ. – 1991. – 204 с.
11. Макаров, В. Г. Промышленные термопласты / В. Г. Макаров, В. Б. Коптенармусов. – М.: Химия, ЛОКОСС, 2003. – 208 с.
12. Адаменко, Н. А. Термомеханические свойства политетрафторэтилен-полиимидных композиционных материалов, полученных ударно-волновой обработкой / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев, П. А. Бессонов // Перспективные материалы. – Волгоград, 2014. – № 1. – С. 71–76.
13. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров. – Волгоград: РПХ «Политехник», 2007. – 240 с.
14. Перепечко, И. И. Введение в физику полимеров / И. И. Перепечко. – М.: Химия, 1978. – 312 с.
15. Рогозин, В. Д. К расчету параметров взрывного прессования порошка в цилиндрической ампуле / В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 23 (150) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 10). – С. 52–54.
16. Справочник по пластическим массам / под ред. В. М. Катаева, В. А. Попова, Б. И. Сажина. – М., Химия, 1975. – Том. 2. – 568 с.
17. Лившиц, Б. Г. Физические свойства металлов и сплавов: учеб. / Б. Г. Лившиц, В. С. Крапошин, Я. Л. Ливнецкий. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
18. Особенности структурообразования в полиимид-фторопластовых композиционных материалах при ударно-волновой обработке / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, С. М. Рыжова, И. В. Сергеев // Перспективные материалы. – 2015. – № 1. – С. 73–81.
19. Особенности формирования структуры в никель-фторопластовых нанокompозитах при взрывной обработке / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, И. В. Сергеев // «Российские нанотехнологии». – 2012. – Т. 7. – № 5–6. – С. 70–74.
20. Белый, В. А. Металлополимерные материалы и изделия / В. А. Белый. – М.: Химия, 1979. – 135 с.

УДК 678-19:621.777.044.2

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, М. В. Прохновский, Л. Ю. Дробот

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ ПОЛИАРИЛАТА С ФТОРОПЛАСТОМ-4*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

В работе проведены исследования теплофизических свойств высокотермостойкого стеклообразного полиарилата (ПА) и его композиций с фторопластом-4 (Ф-4) после взрывного прессования. Методами ТМА и ДТА установлены различия свойств материалов в зависимости от концентрационного соотношения компонентов композиционной смеси.

Ключевые слова: взрывное прессование, политетрафторэтилен, полиарилат, теплофизические свойства.

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, M. V. Prohnovsky, L. Y. Drobot

THE STUDY OF THERMOPHYSICAL PROPERTIES OF COMPOSITES POLYARYLATE WITH PTFE

Volgograd State Technical University

The paper studied the thermal properties of the highly thermostable glassy polyarylate (PA) and its compositions with PTFE-4 (F-4) after explosive compaction. Methods of TMA and DTA are set to different materials properties, depending on the concentration ratio of the composite components of the mixture.

Keywords: explosive compaction, polytetrafluoroethylene, polyarylate, thermophysical properties.

Введение

Применение антифрикционных материалов из термостойких полимеров и их композиций с полимером, обладающим наименьшим коэффициентом трения фторопластом-4 (Ф-4) обеспечивает не только высокие физико-механические, триботехнические характеристики, но и расширяет температурные границы работоспособности деталей машин [1]. Однако невозможность применения жидкофазной технологии из-за нерастворимости полимеров, высокой вязкости их расплавов, а также инертность Ф-4 не позволяет достигнуть высокого адгезионного взаимодействия между компонентами. Повысить адгезионную прочность на границе раздела полимер-наполнитель, а следовательно и работоспособность таких композитов удастся применением различных технологических методов активации компонентов порошковой смеси [2–5]. На сегодняшний день перспективна технология взрывного прессования (ВП) полимерных порошковых материалов, обеспечивающая реализацию одновременно высоких давлений (до 10 ГПа) и температур (до 1000 °С), приводящих к структурным превращениям и повышению адгезионного взаимодействия между компонентами [4–6], что весьма перспективно для повышения их физико-механических свойств.

Цель данной работы – исследование теплофизических характеристик полиарилата и композиционных материалов на его основе с фторопластом-4 после ВП.

Материалы и методы исследований

В качестве компонентов исследованных композитов использовали высокотермостойкий жесткоцепной ароматический стеклообразный полиарилат полиоксibenзоил (ПА) с длительной работоспособностью до 315 °С, а кратковременной до 425 °С и фторопласт-4, способный оставаться прочным, стабильным и абсолютно работоспособным в интервале температур от –269 до +260 °С.

Содержание Ф-4 варьировалось в композициях от 15 до 70 %. Материалы в форме пластин 50x100 мм, толщиной 3,0 мм получены взрывным прессованием при плоском нагружении скользящей ударной волной (УВ) порошковых смесей [6]. Интенсивность взрывного нагружения регулировали использованием различных типов взрывчатых веществ с изменением скорости их детонации от 1800 до 3800 м/с и давления ВП от 0,9 до 4,6 ГПа. Статическое прессование образцов вели давлением 150 МПа. Спе-

кание ПА и его композиций проводили в свободном состоянии при температуре 380–400 °С.

Исследование теплофизических характеристик и деформируемости в широком интервале температур проводили на термомеханическом анализаторе Huregion 402 F1/F3 путем измерения глубины пенетрации индентора (диаметром 1,0 мм) в исследуемый образец размером 5x5 мм, высотой 2 мм, с нагрузкой 1 Н и скоростью нагрева 5 °С/мин. Относительную деформацию ε определяли, как отношение глубины пенетрации к исходной высоте образца. Исследования на деформатографе Паулик-Паулик-Эрдей Q-1500 проводили при постоянном нагреве со скоростью 10 °С/мин. Температуры стеклования, плавления, деструкции определяли по характерным изгибам термомеханических и дифференциальных термических кривых.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследования термомеханических свойств показали, что не зависимо от вида (СП или ВП) и давления обработки прессовки ПА до 350 °С расширяются с деформацией 2–7 %, что обусловлено разрыхлением структуры стеклообразного высококристаллического (45–95 %) полимера при приближении к температуре размягчения полимера (t_p) (рис. 1, таблица). Наибольшие деформации происходят у материала после СП (5–7 %). ВП не зависимо от давления снижает эффект расширения в 2,6–3 раза. Такие различия в поведении ПА обусловлены тем, что при ВП уплотнение частиц происходит с огромной скоростью, что способствует их деформации, разогреву, лучшему взаимодействию и частичной релаксации внутренних напряжений. При ВП силы взаимодействия между отдельными молекулами усиливаются и сдерживают их деформацию при нагреве.

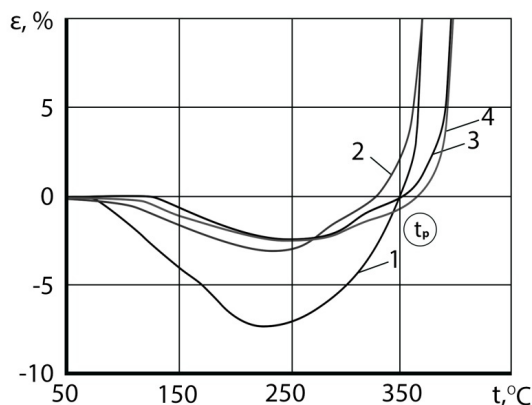


Рис. 1. Термомеханические кривые ПА после СП (1) и ВП давлением 2 – $P = 0,9$ ГПа; 3 – $P = 2,8$ ГПа; 4 – $P = 4,6$ ГПа

Нагрев выше t_p вызывает интенсивный рост деформаций, обусловленный физическим (растекловывание при 320 °С) и фазовым (плавление кристаллитов при 335 °С) переходами. При этом более высокое давление ВП 2,8–4,6 ГПа обеспечивает наибольшие t_p 376–378 °С, что на 20–22 °С выше, чем после СП и ВП давлением 0,9 ГПа, не позволяющих достичь консолидации частиц и монолитизации материала.

Последующее спекание монолитизирует материал, снижает его деформируемость, увеличивает температуры размягчения ПА на 17–18 °С и наибольшей теплостойкостью обладает материал после ВП давлением 2,8–4,6 ГПа (таблица), что дает возможность повышения физико-механических свойств и работоспособности изделий, испытывающих многократные циклы нагрева и охлаждения.

Характерные температуры и деформации полиарилата ПА при различных видах обработки

Вид обработки	t_p , °С	Относительная деформация (%) при температурах, °С				
		250	300	330	360	380
СП ($P = 0,15$ ГПа)	356	-7,1	-5,0	-2,1	1,8	–
ВП ($P = 0,9$ ГПа)	354	-3	-0,7	0,3	4,5	–
ВП ($P = 2,8$ ГПа)	376	-2,4	-1,4	-0,8	0,5	2,7
ВП ($P = 4,6$ ГПа)	378	-2,4	-1,7	-1,9	-0,2	3,0
ВП ($P = 0,9$ ГПа) + спекание	371	-1,4	-1,7	-1,7	-0,3	3,5
ВП ($P = 2,8$ ГПа) + спекание	384	-1,8	-2,0	-2,0	-2,0	0
ВП ($P = 4,6$ ГПа) + спекание	386	-2,5	-3,0	-3,0	-1,7	-1,1

Введение наполнителей в полимеры может сопровождаться значительным изменением их релаксационного поведения, температур физического и фазового переходов вместе со структурными изменениями, что приводит к существенному изменению всего комплекса свойств [1]. Поэтому представляло практический интерес исследование термомеханических характеристик ПКМ ПА с различным содержанием перспективного антифрикционного материала фторопласта-4. Выбор параметров нагружения осуществляли на основе ранее проведенных исследований влияния интенсивности взрывного воздействия на исследуемые композиционные смеси с обеспечением максимального адгезионного взаимодействия между компонентами и сохранения химической структуры полимеров [7]. Результаты ТМА композиций ПА с Ф-4 после ВП оптимальным давлением 2,8 ГПа, исключающим деструкцию компонентов полимерной композиционной смеси и спекания, свидетельствуют (рис. 2) о повышении теплостойкости до 392–398 °С и снижению в 1,2–1,6 раз термических деформаций по сравнению с ненаполненным ПА. Причем теплостойкость тем выше, чем больше в композиции Ф-4. И при содержании 70 % Ф-4 она достигает 398 °С, что на 40–60 °С выше, чем у ПА и на 50–70 °С чистого Ф-4 ($t_p = 327$ °С).

Данные дифференциальнотермического анализа свидетельствуют о происходящих при ВП композиций превращениях (рис. 3). Значитель-

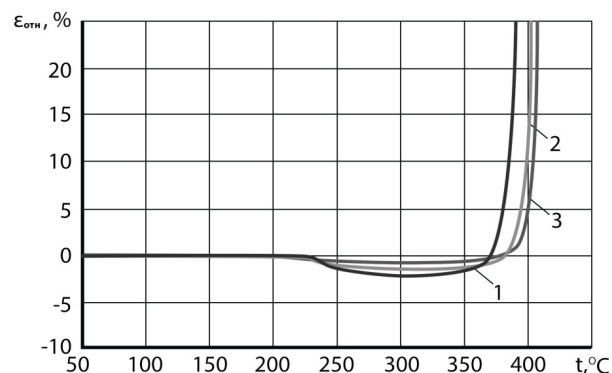


Рис. 2. Термомеханические кривые композиций ПА с Ф-4 после ВП и спекания:
1 — 15 % Ф-4; 2 — 50 % Ф-4; 3 — 70 % Ф-4

ных различий в ходе кривых ДТА не обнаружено, что характеризует устойчивость химической структуры ПА и полимеров в композиции к взрывному воздействию на оптимальных параметрах. Под воздействием энергии взрыва в композициях происходит повышение температуры плавления кристаллитов и увеличение содержания Ф-4 сдвигает ее на 8–12 °С выше, а процесс термическислительной деструкции имеет максимум у композита с 15 % Ф-4 при той же температуре, что у ПА — 426 °С, а с увеличением Ф-4 до 70 % достигает 505 °С. Такие изменения обусловлены повышением термической устойчивости кристаллической фазы, увеличением адгезионного взаимодействия полимерных компонентов в результате высокоэнергетического воздействия, что в свою очередь, способствует повышению экс-

плуатационной теплостойкости и термостойкости изготовленных из них узлов.

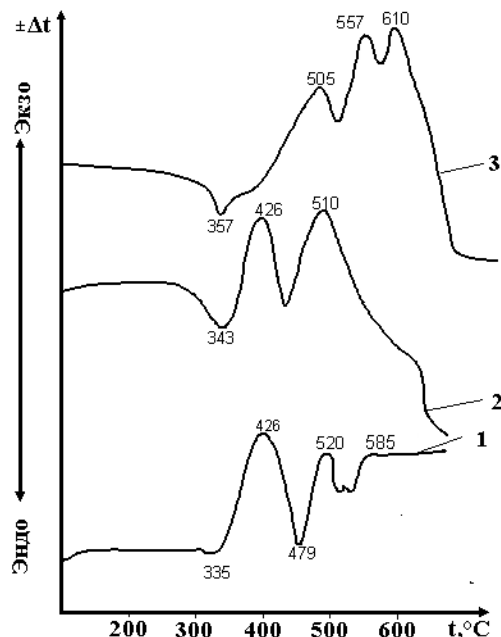


Рис. 3. Дифференциально-термические кривые ПА (1) и его композиций с 15 % Ф-4 (2) и с 70 % Ф-4 (3) после ВП

Выводы

1. Взрывное прессование термостойкого стеклообразного полиарилата давлением до 4,6 ГПа и последующее спекание способствуют снижению термических деформаций и повышению температуры размягчения ПА на 17–18 °С за счет усиления межмолекулярного взаимодействия.

2. Взрывное прессование композиций ПА с Ф-4 способствует усилению адгезионного взаимодействия и повышению температур размягчения термостойких КМ до 392–398 °С, термодеструкции до 505 °С, что приводит к повышению эксплуатационной теплостойкости и термостойкости изделий из этих композиций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Михайлин, Ю. А. Термоустойчивые полимеры и полимерные материалы / Ю. А. Михайлин. – СПб. : Профессия, 2006. – 624 с.
2. Ермоленко, А. В. О возможности повышения эксплуатационных характеристик материалов за счет предварительной импульсной или ударной обработки / А. В. Ермоленко, М. В. Полоник // Известия РАН. Механика твердого тела. – 2007. – № 4. – С. 183–192.
3. Золото- и серебросодержащий волокнисто-пористый политетрафторэтилен, полученный с использованием лазерного излучения, сверхкритического диоксида углерода и металлопарового синтеза / А. Ю. Васильков [и др.] // Российские нанотехнологии. – 2009. – Т. 4. – № 11–12. – С. 128–132.
4. High-strain, high-strain-rate flow and failure in PTFE/Al/W granular composites / J. Cai et [all] // Materials Science and Engineering A. 2008. – Vol. 472. – P. 308–315.
5. Исследование структурной неоднородности композиций фторопласта-4 с аэропластом после взрывного прессования в цилиндрической ампуле / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, В. Н. Арисова, И. В. Сергеев // Пластические массы. – 2011. – № 1. – С. 49–52.
6. Адаменко, Н. А. Взрывная обработка металлополимерных композиций : монография / Н. А. Адаменко, А. В. Фетисов, А. В. Казуров ; ВолГТУ. – Волгоград: РПК «Политехник», 2007. – 240 с.
7. Свойства обработанных взрывом полимерных композиций / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // Пластические массы. – 2007. – № 6. – С. 9–11.

УДК 621.762.4.044

В. Д. Rogozin, С. П. Pisarev, Н. В. Aksenov

КОМПЬЮТЕРНЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССА УДАРНО-ВОЛНОВОГО НАГРУЖЕНИЯ ПОРОШКА

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

Приведены результаты компьютерного расчета ударно-волновой картины плоского взрывного прессования порошка. В рассмотренном примере пластина разгоняется до максимальной скорости за время детонации заряда ВВ, рост давления в порошке происходит за счет возбуждения в нем серии ударных волн и их отражения между пластиной и подложкой. Показано, что при разгрузке происходит расслоение элементов схемы нагружения. Плотность спрессованного порошка может превышать значение, соответствующее максимальному среднему давлению прессования.

Ключевые слова: ударная волна, ударно-волновое прессование, скорость метания, импульс ударного давления.

V. D. Rogozin, S. P. Pisarev, N. V. Aksenov

COMPUTER ANALYSIS OF THE POWDER SHOCKWAVE LOADING

Volgograd State Technical University

The results of computer calculation of the shock wave pattern of the flat explosive powder compaction are shown. In this example, the plate is accelerated to a maximum speed during the detonation of the explosive charge, the pressure in the powder increases due to excitation in it a series of shock waves and their reflections between the plate and the substrate. It is shown that the separation of elements of loading scheme takes place during the unloading. Pressed powder density may exceed the value corresponding to the maximal average compression pressure.

Keywords: shock wave, shock-wave compaction, throwing speed, impact pressure pulse.

В инженерной практике взрывной обработки порошковых и композиционных материалов для расчета параметров нагружения зачастую используют простые физические модели, в которых технологические элементы схемы считаются несжимаемыми, что позволяет исключить из рассмотрения ударно-волновые процессы в этих элементах и получить достаточно простые соотношения для определения параметров взрывной обработки [1–4]. Однако очевидно, что при воздействии взрывных нагрузок в нагружаемой системе неизбежно возбуждаются интенсивные ударные волны, обуславливающие импульсный режим силового воздействия на все элементы схемы. Импульс давления, прессующий порошок, зависит от множества факторов, таких как тип и размер заряда взрывчатого вещества (ВВ), свойства и количество прессуемого порошка, материал и размеры технологических элементов схемы нагружения. С учетом этих факторов расчет в общем виде формы импульса давления, воздействующего на порошок, практически невозможен, поэтому представляет интерес рассмотреть закономерности процесса нагружения на конкретных примерах схем взрывного прессования. В связи с этим, в данной работе приведены некоторые результаты компьютерного расчета и анализа ударноволновой картины с учетом сжимаемости технологических элементов схемы нагружения на примере плоского взрывного прессования порошкового слоя. Расчетная схема взрывного нагружения приведена на рис. 1.

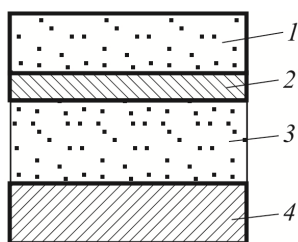


Рис. 1. Расчетная схема взрывного нагружения порошка:
1 – заряд ВВ; 2 – пластина (ударник); 3 – прессуемый порошок;
4 – подложка

Для вычислений примем следующие характеристики элементов схемы: заряд ВВ – аммонит 6ЖВ, плотность 900 кг/м^3 , скорость детонации – 4100 м/с , высота заряда 50 мм ; пластина – сталь, толщина 10 мм , плотность 7800 кг/м^3 , скорость звука 5650 м/с ; порошок – керамическая смесь на основе Al_2O_3 , толщина слоя 30 мм , начальная плотность 2000 кг/м^3 , плотность компактного материала 3500 кг/м^3 , скорость звука

5000 м/с , давление предельного уплотнения 12 ГПа ; подложка – сталь, толщина 100 мм , плотность 7800 кг/м^3 , скорость звука 5650 м/с .

Для анализа волновой картины процесса взрывного нагружения используем компьютерную программу расчета (x,t) -сетки, описанную в работах [5–6], которая позволяет рассчитать (в акустическом приближении) картину возникновения и развития системы ударных волн, распространяющихся от поверхности воздействия взрывной или ударной нагрузки в глубину плоской многослойной системы, включающей, при необходимости, большое число технологических элементов нагружаемой системы, таких как заряд ВВ, пластина-ударник, экраны, прессуемые порошковые слои, разделительные прослойки, демпфер, подложки, основания, которые используются в реальных конструкциях схем взрывной обработки порошковых материалов.

Далее представлены основные результаты расчета характеристик волновой картины для указанных параметров схемы нагружения. На рис. 2 приведены характеристики поведения пластины-ударника в процессе взрывного прессования.

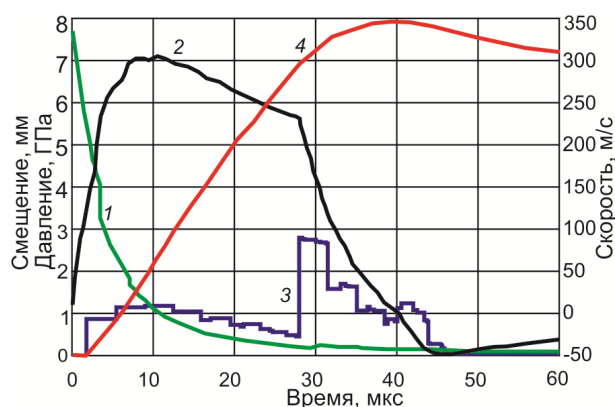


Рис. 2. Поведение пластины-ударника при взрывном нагружении:

1 – давление взрыва; 2 – средняя скорость пластины;
3 – давление пластины на порошок; 4 – смещение пластины

Кривая 1 показывает изменение во времени давления продуктов детонации (ПД) на пластину. Кривая соответствует газодинамическому расчету для несжимаемой пластины, отличаясь несущественными скачками, обусловленными выходами ударных волн из пластины. Под давлением ПД пластина быстро разгоняется до высокой скорости (кривая 2). Процесс осуществляется в серии ударных волн, циркулирующих между ПД и прессуемым порошком. Выходы этих волн на верхнюю плоскость пластины приводят лишь к несущественным скачкам скорости

сти и давления в ПД. Однако воздействие пластины на порошок (кривая 3) имеет импульсный характер, со значительными скачками давления и массовой скорости, которые порождают ударные волны в прессуемом порошке, ограничивают и уменьшают разгон пластины. В дальнейшем, при отражении волн от подложки скорость пластины быстро уменьшается и даже меняет знак. Анализ распределения волн давления и смещений в слоях системы показывает, что пластина отслаивается от порошка (кривая 4) и не поддерживает дальнейший процесс нагружения порошка.

Рис. 3 иллюстрирует процесс уплотнения порошкового слоя.

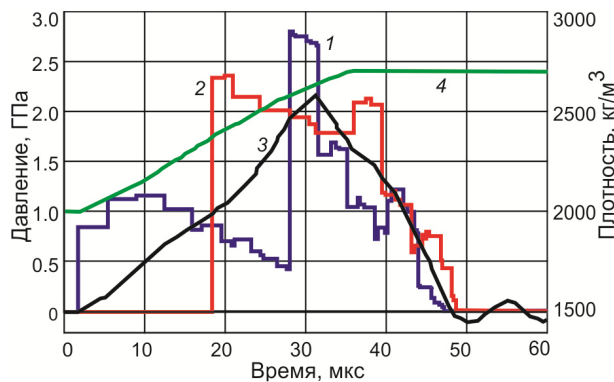


Рис. 3. Процесс нагружения порошкового слоя:
1 – давление пластины на порошок; 2 – давление подложки на порошок; 3 – среднее давление по толщине порошкового слоя; 4 – средняя плотность прессуемого порошка

Скачки давления от воздействия пластины (кривая 1) распространяются по порошку в виде ударных волн и при отражениях от подложки и пластины значительно увеличивают среднее давление и плотность прессовки. Пиковые давления, возникающие в момент отражения волн, могут значительно превышать среднее давление, что видно из сравнения кривых 1 и 3. Пиковые давления распространяются по порошку в виде кратковременных узких всплесков, мало заметных в среднем давлении, но в итоге конечная плотность спрессованного материала, определяемая именно пиковым давлением, может превышать значение, соответствующее максимальной величине среднего давления прессования.

Из кривых 1 и 2 видно, что в процессе разгрузки давления на плоскостях прессовки уменьшаются до нуля. Анализ волновой картины показывает, что нагружаемая система расслаивается, между пластиной, прессовкой и подложкой появляются щели, а в прессовке периодически возникают растягивающие на-

пряжения, что на практике может приводить к расслоению спрессованного материала.

В качестве иллюстрации расчетных возможностей на рис. 4–6 показано влияние очередного варьирования характеристик исходной схемы нагружения на величину и форму импульса ударного давления в порошке.

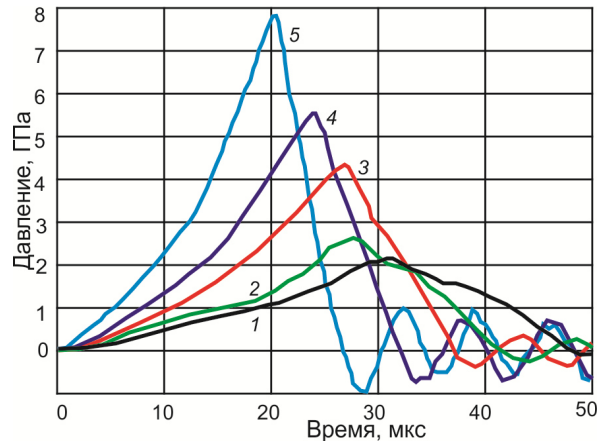


Рис. 4. Зависимость ударного импульса в порошке от толщины пластины:
1 – 10 мм; 2 – 7 мм; 3 – 5 мм; 4 – 3 мм; 5 – 1 мм

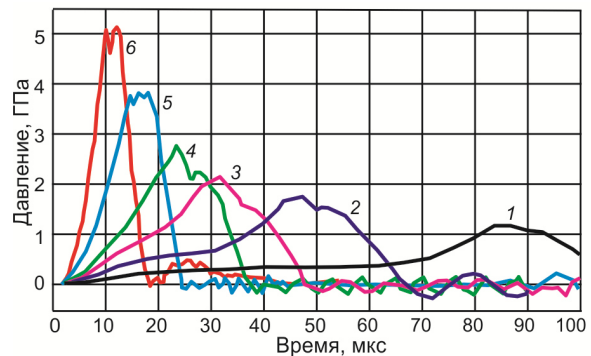


Рис. 5. Зависимость ударного импульса в порошке от толщины слоя порошка:
1 – 100 мм; 2 – 50 мм; 3 – 30 мм; 4 – 20 мм; 5 – 10 мм; 6 – 5 мм

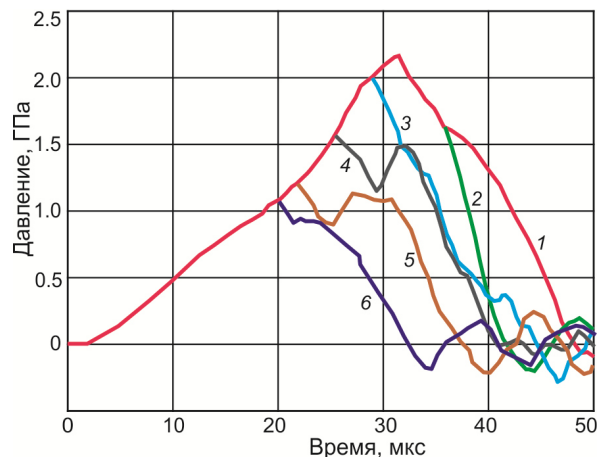


Рис. 6. Зависимость ударного импульса в порошке от толщины подложки:
1 – 100 мм; 2 – 50 мм; 3 – 30 мм; 4 – 20 мм; 5 – 10 мм; 6 – 5 мм

Как видим, компьютерный расчет и анализ ударно-волновой картины процесса позволяют получить детальную информацию о поведении каждого элемента схемы взрывного прессования, выявить нежелательные эффекты и оптимизировать схему нагружения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Прессование порошков взрывом : монография / В. И. Лысак, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. Д. Рогозин, А. М. Каунов. – М. : Машиностроение, 2015. – 252 с.
2. Взрывные технологии: учеб. для втузов / В. В. Селиванов, И. Ф. Кобылкин, С. А. Новиков. – М. : изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 648 с.
3. Pruemmer, R. A. Explosive Compaction of Powders and Composites / R.A. Pruemmer, T. Balacrishna Bhat,

K. Siva Kumar, K. Hokamoto // Science publishers, Post Office Box 699, Enfield, New Hampshire 03748, USA. – 2006. – 194 p.

4. Методика расчетной оценки физических условий сжатия при взрывном прессовании порошкового материала на стальном основании / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 57–61.

5. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов: монография / В. Д. Рогозин // ВолгГТУ. – Волгоград, 2002. – 136 с.

6. Рогозин, В. Д. Расчет параметров нагружения при плоском ударном прессовании порошка / В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. научн. ст. № 5 (160) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 6). – С. 50–53.

УДК 621.762.4.04

А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин

ВЛИЯНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ПРОЧНЫХ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА УПЛОТНЕНИЕ ПОРОШКОВЫХ СМЕСЕЙ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

В работе приведены результаты расчетных и экспериментальных исследований пористости твердых сплавов, полученных взрывным прессованием порошков карбида хрома с титаном. Показано, что протекание сварки частиц карбидной фазы и металлической связи при взрывном компактировании происходит в момент воздействия на порошковую смесь ударных волн.

Ключевые слова: взрывное прессование порошков, твердые сплавы, карбид хрома, титан.

A. V. Krokhaliev, V. O. Kharlamov, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, M. A. Tupitsin

THE EFFECT OF FORMATION OF SOLID INTERPHASE BOUNDARY COMPACTION OF POWDER MIXTURES BY EXPLOSIVE COMPACTING

Volgograd State Technical University

The paper presents results of theoretical and experimental studies of porosity of hard alloys produced by explosive pressing of powders of chromium carbide and titanium. It is shown that the flow of welding carbide particles and metal binder phase during explosive compaction occurs at exposure to a powder mixture of shock waves.

Keywords: explosive compacting of powders, hard metals, chromium carbide, titanium.

При взрывном компактировании смесей порошков карбида хрома Cr_3C_2 с титаном формирование консолидированных твердых сплавов на стадии прессования происходит при температуре разогрева порошка в процессе ударно-волнового нагружения выше 500...600 °С или (0,35...0,4) $T_{\text{пл}}$ основного карбида сплава [1, 2]. Наблюдаемый при этом скачек твердости свидетельствует о факте протекания сварки частиц карбидной фазы и металлической связи, но не может послужить основой для ответа на вопрос о том, на каком этапе взрывной обработки этот

процесс происходит – в момент воздействия на порошковую смесь ударных волн или в последующем, в результате действия остаточных температур после снятия давления за счет разгрузки.

Формирование прочных межфазных поверхностей, если оно происходит под действием импульса высокого давления, должно приводить к увеличению сопротивления межчастичным перемещениям и соответственно росту динамического сопротивления уплотнению прессуемого материала.

© Крохалев А. В., Харламов В. О., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А., 2016

* Работа выполнена при финансировании гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-4189.2015.8

Оценить это сопротивление можно, воспользовавшись для описания процесса уплотнения порошка при ударно-волновой обработке дискретно-непрерывной моделью М. Ю. Бальшина [3], возможность применения которой для рассматриваемого случая была обоснована в работе [4]. В соответствии с данной моделью давление ударно-волнового сжатия связано с относительной плотностью прессовки уравнением:

$$P = \sigma_k \cdot \Theta^2 \cdot \frac{\Delta\Theta}{\Pi_0}, \quad (1)$$

где P – давление прессования; σ_k – напряжение в непрерывной зоне прессуемого материала (среднее контактное давление на частицах); Θ – относительная плотность прессовки; Π_0 – исходная пористость порошка.

Как следует из (1), чем выше значение σ_k , тем большее давление прессования P необходимо обеспечить для достижения одной и той же относительной плотности прессовки Θ при прочих равных условиях. Поэтому величину напряжения в непрерывной зоне прессуемого материала σ_k можно рассматривать как интересующую нас интегральную характеристику сопротивления уплотнению порошковой смеси при прессовании.

С учетом того, что $\Theta = 1 - \Pi$, уравнение (1) может быть преобразовано к виду:

$$P = \sigma_k \frac{(1 - \Pi)^2}{\Pi_0} (\Pi_0 - \Pi), \quad (2)$$

в соответствии с которым кривые зависимости пористости твердых сплавов, полученных взрывом, от давления ударно-волнового сжатия при взрывной обработке [1, 2, 5], должны линеализоваться в координатах P и $\frac{(1 - \Pi)^2}{\Pi_0} (\Pi_0 - \Pi)$, причем тангенс угла наклона соответствующих прямых к оси $\frac{(1 - \Pi)^2}{\Pi_0} (\Pi_0 - \Pi)$ должен быть равен σ_k .

Обработка полученных в ходе выполнения работы значений пористости (рис. 1 и 2) в общем подтвердила эту гипотезу. Однако оказалось, что экспериментальные точки ложатся на одну прямую лишь в случае использования медной и никелевой связки (рис. 1), то есть тогда, когда прочных межфазных поверхностей между исходными компонентами твердого сплава не образуется (медная связка) или их прочность не высока и, по-видимому, не достаточна для предотвращения межчастичных перемещений при уплотнении (никелевая связка).

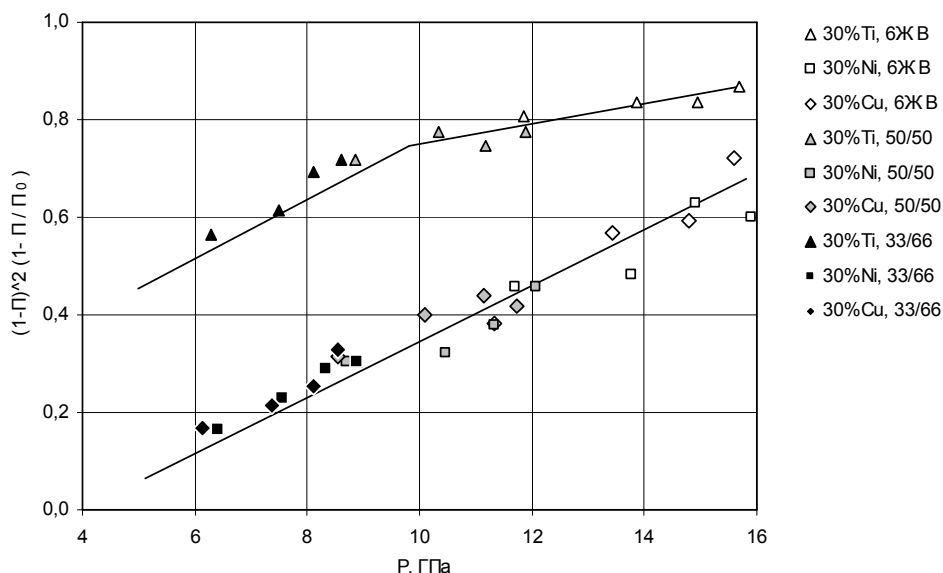


Рис. 1. Зависимость параметра $\frac{(1 - \Pi)^2}{\Pi_0} (\Pi_0 - \Pi)$ для сплавов с различным типом металлической связки от давления ударно-волнового сжатия P

Применение в качестве связки титана приводит к появлению на прямых изломов (рис. 2), положение которых отвечает давлению ударного сжатия, при котором в прессовке происходит

образование прочных поверхностей раздела между структурными составляющими. И эти изломы свидетельствуют об увеличении σ_k и ухудшении прессуемости порошковой смеси.

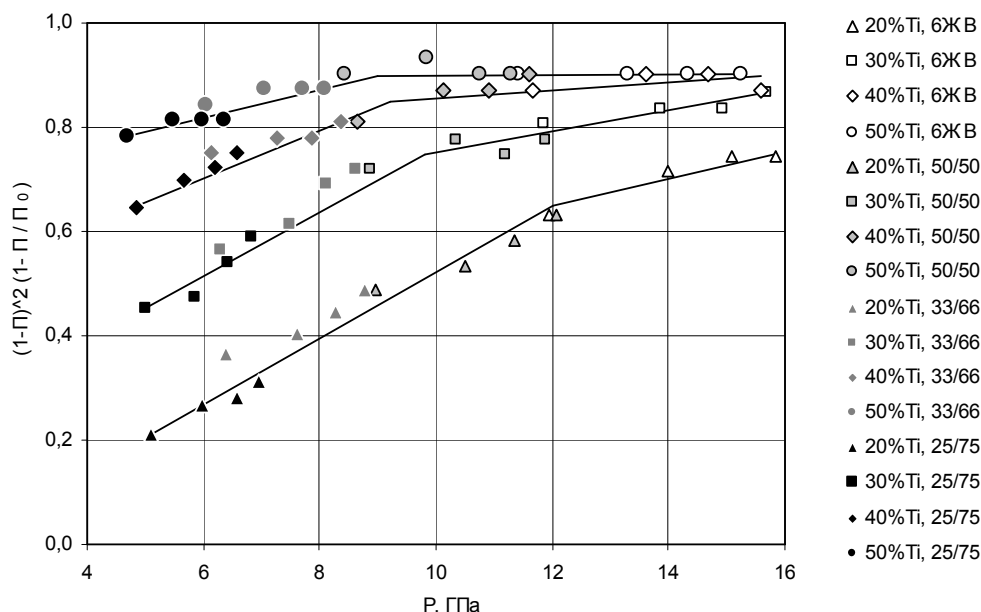


Рис. 2. Зависимость параметра $\frac{(1-\Pi)^2}{\Pi_0}(\Pi_0 - \Pi)$ для сплавов с различным количеством титановой связки от давления ударно-волнового сжатия P

Полученные результаты можно рассматривать как достаточно убедительное доказательство того факта, что сварка частиц друг с другом при взрывном компактировании протекает именно на стадии уплотнения, а не в последующие моменты времени, когда уже произошла разгрузка материала, но остаточная температура еще не снизилась до температуры окружающей среды.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев,

В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46–51.

2. Закономерности формирования твердых сплавов из смесей порошков карбида хрома с титаном с использованием энергии взрыва / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2012. – № 1. – С. 32–37.

3. Бальшин, М. Ю. Научные основы порошковой металлургии и металлургии волокна / М. Ю. Бальшин. – М.: Металлургия, 1972. – 336 с.

4. Рогозин, В. Д. Взрывная обработка порошковых материалов / В. Д. Рогозин. – Волгоград: ВолгГТУ, 2002. – 136 с.

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

УДК 621.762.4.04

В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин **АНТИФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС** **ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ УЗЛОВ ТРЕНИЯ** **ВЗРЫВНЫМ НАНЕСЕНИЕМ ПОРОШКОВ НА СТАЛЬНЫЕ ПОДЛОЖКИ***

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: weld@vstu.ru

В работе представлен технологический процесс изготовления деталей торцового уплотнения осевых подшипников насосов для перекачки перегретого дистиллята сплавов. Показано, что замена одного из элементов пары трения «силицированный графит по силицированному графиту» на деталь с покрытием из твердого сплава на основе карбида хрома с титановой связкой может существенно повысить долговечность узла трения за счет снижения суммарного износа пары трения.

Ключевые слова: взрывное прессование порошков, твердые сплавы, карбид хрома, титан, коэффициент трения, износ.

© Харламов В. О., Крохалев А. В., Кузьмин С. В., Лысак В. И., Тупицин М. А., 2016

* Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 14-29-00158

V. O. Kharlamov, A. V. Krokhalev, S. V. Kuzmin, V. I. Lysak, M. A. Tupitsin
**ANTI-FRICTION PROPERTIES AND THE TECHNOLOGICAL PROCESS
 OF MANUFACTURING PARTS OF FRICTION UNITS
 OF EXPLOSIVE POWDER COATING ON STEEL SUBSTRATE**

Volgograd State Technical University

The paper presents the technological process of manufacturing parts of the mechanical seal axial bearings of pumps for pumping superheated distillate alloys. Shows that the substitution of one of the elements of the friction pair "siliconized graphite - siliconized graphite" on a part with a coating of hard alloy based on chromium carbide with titanium binder can significantly improve the durability of the friction by reducing the total wear of the friction pair.

Keywords: explosive compacting powders, hard metals, chromium carbide, titanium, coefficient of friction, wear.

Имеющийся опыт получения взрывом покрытий из смесей порошков карбидов тугоплавких металлов и металлической связки, а также существующие алгоритмы автоматизированного поиска оптимальных технологических параметров взрывного прессования, необходимых для формирования твердого сплава на стадии уплотнения [1, 2], позволяют разработать технологический процесс изготовления деталей торцового уплотнения осевых подшипников скольжения, которые находят широкое применение в насосах для перекачки перегретого дистиллята во втором контуре охлаждения реакторов АЭС.

Для получения покрытий в опытном технологическом процессе использовались смеси порошков карбида хрома Cr_3C_2 -Ti с 30 и 50 об. % титана (КХТ-30 и КХТ-50), обладающие наиболее высокими антифрикционными свойствами в подобных условиях эксплуатации [3].

Заготовки осевых подшипников скольжения имеют вид кольца и износостойкое покрытие требуется нанести на его торцевую поверхность. Подобная форма заготовки позволяет сравнительно легко использовать для осуществления ударно-волновой обработки схему нагружения плоской нормально падающей вол-

ной. Для нанесения покрытий применялась описанная в [4] схема (рис. 1), включающая размещение между плакируемой заготовкой и смесью твердого сплава слоя порошка титана толщиной 1 мм, обеспечивающая получение наиболее высоких прочностных свойств покрытий. Параметры взрывного нагружения опытных деталей представлены в табл. 1.

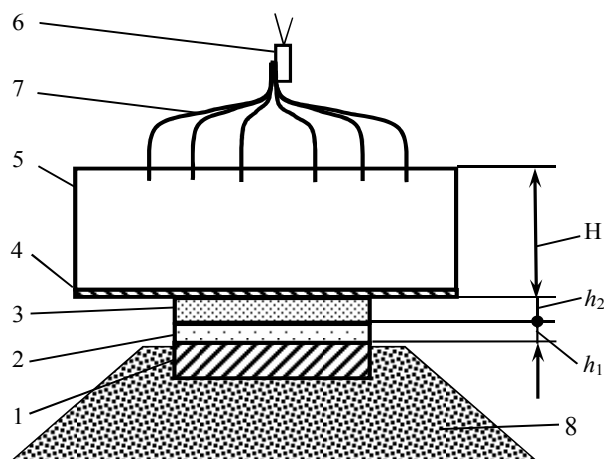


Рис. 1. Схема нанесения покрытий из порошковых твердых сплавов с прослойкой:

1 – электродетонатор; 2 – детонирующий шнур; 3 – заряд ВВ; 4 – промежуточная прокладка; 5 – слой порошковой смеси $\text{Cr}_3\text{C}_2 + \text{Ti}$; 6 – прослойка из порошка-связки; 7 – стальное основание; 8 – песок

Таблица 1

Параметры взрывного нагружения опытных деталей торцового уплотнения

Материал покрытия	Содержание связки		Максимальное давление, P , ГПа	Температура разогрева, ΔT , °C	Взрывчатое вещество	Скорость детонации, D , м/с	Высота заряда, H , мм
	об. %	масс. %					
КХТ-30	30	22	14,9	771	6ЖВ	4200	130
КХТ-50	50	40	14,3	993			

После взрывного прессования проводилась термическая обработка, включающая нагрев до $t = 400$ °C, выдержку в течении часа и остывание на воздухе, что как было показано в [5]

способствует достижению максимальных прочностных свойств покрытия. Внешний вид полученных таким образом заготовок представлен на рис. 2.

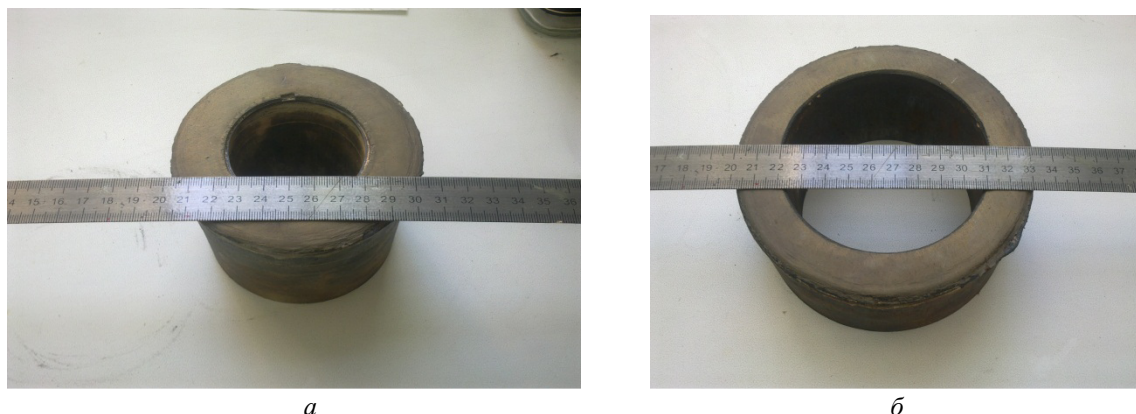


Рис. 2. Заготовки осевых подшипников после ТО при 400 °С:
а – покрытие КХТ-30 ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ с 30 об. % титана); б – покрытие КХТ-50 ($\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-Ti}$ с 50 об. % титана)

Далее производилась токарная механическая обработка заготовок в размер с последующей полировкой рабочей поверхности (рис. 3)

С целью решения вопроса о целесообразности практического использования разработанных износостойких твердых сплавов были проведены триботехнические испытания некоторых уже известных антифрикционных материалов, применяемых в рассматриваемых узлах трения: силицированного графита СГП-0,5 и твердого сплава карбида хрома с никелем КХН-20, получаемых традиционными методами. Результаты экспериментов приведены в табл. 2.



Рис. 3. Токарная обработка поверхности опытной заготовки (КХТ-30)

Таблица 2

Результаты испытаний материалов опытных деталей осевых подшипников
в сравнении с традиционными

Свойство материала	Разработанные материалы		Традиционные материалы	
	КХТ-30	КХТ-50	СГП-0,5	КХН-20
Минимальный коэффициент преимущественно жидкостного трения k_{\min}	0,089	0,093	0,054	0,123
Предельная нагрузка устойчивого преимущественно жидкостного трения $P_{\text{ж}}$, МПа	3,3	1,9	1,4	2,6
Коэффициент трения при граничной смазке $k_{\text{гр}}$	0,100	0,129	0,076	0,152
Предельная нагрузка схватывания $P_{\text{с}}$, МПа	11,5	6,9	3,5	5,2
Коэффициент трения в режиме схватывания, $k_{\text{с}}$	0,110	0,140	0,080	0,154
Износ штифта $\Delta V_{\text{ш}}$, мм ³	0,2	0,6	0,9	0,7
Износ кольца из силицированного графита, мг	1	10	34	18
Объемный износ кольца $\Delta V_{\text{к}}$, мм ³	0,4	0,2	14,2	7,5
Суммарный износ пары трения, $\sum \Delta V$, мм ³	0,6	0,8	15,1	8,2

Как видно из приведенных данных (рис. 4, а), коэффициенты трения материалов на основе карбида хрома с титановой связкой при любых режимах трения несколько превышают коэффициент трения силицированного графита по сили-

рованному графиту, но все-таки остаются ниже, чем коэффициенты трения известного карбидохромового материала КХН-20 по силицированному графиту, что указывает на допустимость использования разработанных антифрикционных

материалов в рассматриваемых условиях эксплуатации. Предельная нагрузка преимущественно жидкостного трения (рис. 4, б) для сплавов карбида хрома с 30 об. % титана оказывается выше, чем у пары трения «СПП-0,5 по СПП-0,5», а также пары трения «КХН-20 по СПП-0,5».

Для материалов на основе Cr_3C_2 , содержащих 50 об. % титана, величина этой нагрузки несколько меньше, чем для сплава с 30 об. % титановой связки, и даже ниже чем для сплава КХН-20, но она все-таки оказывается более высокой, чем для силицированного графита, что

так же указывает на возможность использования разработанных порошковых сплавов. Тем более, что предельная нагрузка схватывания этих материалов существенно выше, чем для базового и альтернативного вариантов.

Еще более явно видно преимущество разработанных материалов по данным об их износе в паре трения с силицированным графитом (рис. 4, в): износ образцов, содержащих 30 и 50 об. % титана и износ контртела для них существенно ниже, чем для известных вариантов исполнения пары трения.

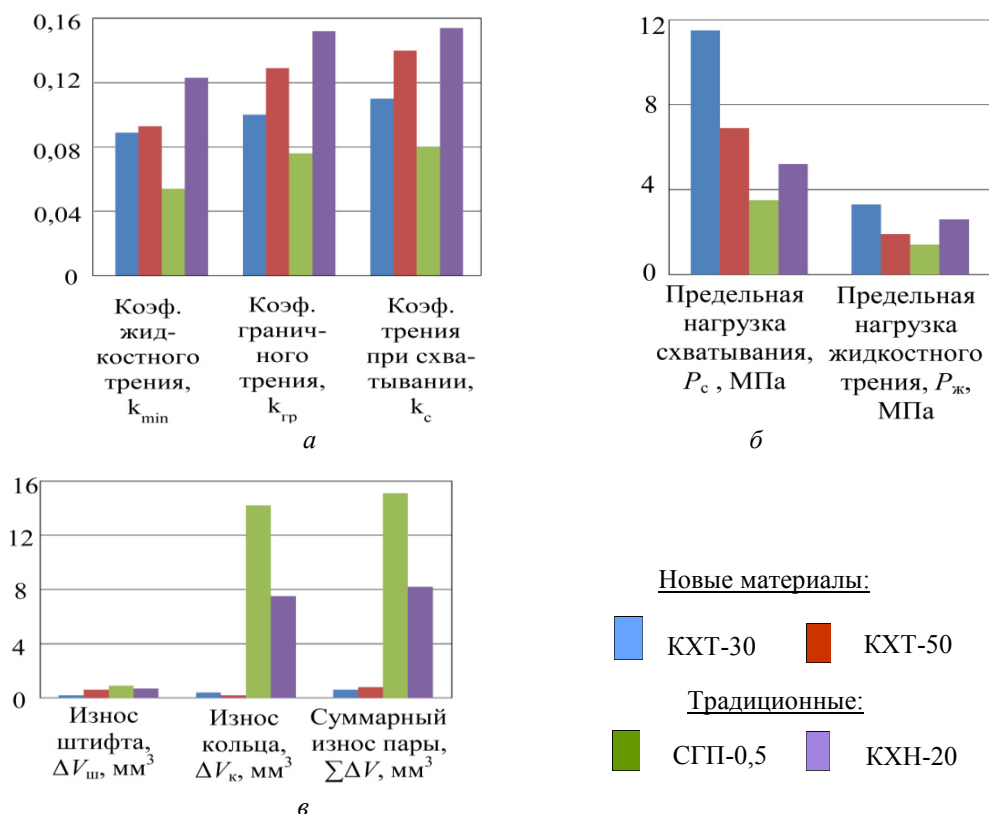


Рис. 4. Антифрикционные свойства и износостойкость новых материалов в сравнении с традиционными: а – коэффициенты различных условий трения; б – предельные нагрузки режимов трения; в – износ образцов

При этом можно добиться различного распределения износа между элементами пары трения: при использовании сплава с 30 об. % титановой связки меньше изнашиваться будет деталь с покрытием, а применение сплава с 50 об. % титана обеспечит более высокую износостойкость элемента, выполненного из силицированного графита.

Таким образом, проведенные исследования показывают, что замена одного из элементов пары трения «силицированный графит по силицированному графиту» на деталь с покрытием из твердого сплава на основе карбида хрома

с титановой связкой может существенно повысить долговечность узла трения за счет снижения суммарного износа пары трения.

Указанная замена приведет также к существенному улучшению реакции узла трения на ужесточение условий работы (предельные нагрузки преимущественно жидкостного трения и схватывания возрастут). Некоторое повышение коэффициентов трения при различных режимах смазки при этом не превысит допустимой величины, способной существенно повлиять на эксплуатационные характеристики узла трения.

Все это показывает целесообразность осуществления подобной замены и ее оправданность не только с точки зрения снижения вероятности поломок узла трения в результате хрупкого разрушения, но и с точки зрения улучшения антифрикционных характеристик и износостойкости (а следовательно, и долговечности работы) пары трения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Компьютерный расчет физических условий сжатия при взрывном прессовании порошков на металлических подложках / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, О. А. Авдеюк, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (111) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Актуальные проблемы управления, вычислительной техники и информатики в технических системах»; вып. 16). – С. 22–24.
2. Получение порошковых твердых сплавов на основе карбида хрома взрывным прессованием / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак // Физика и химия обработки материалов. – 2014. – № 4. – С. 46–51.
3. Влияние состава сплавов системы «карбид хрома–титан» на их триботехнические свойства / А. В. Крохалев, В. О. Харламов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, М. А. Тупицин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 53–57.
4. Методы повышения прочности соединения покрытий системы Cr(3)C(2)-Ti , полученных взрывом, со стальным основанием / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. Д. Рогозин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 14 (101) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 5). – С. 110–119.
5. Влияние термической обработки на механические свойства и микроструктуру покрытий из твердых сплавов системы Cr(3)C(2)-Ti / В. О. Харламов, А. В. Крохалев, М. А. Тупицин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. С. Яицкая // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 10 (170) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»). – С. 85–90.

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК 621. 817

А. В. Попов, Н. А. Грибенюк

ДИНАМИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИВОДА НА ОСНОВЕ МОДЕРНИЗАЦИИ МЕХАНИЗМА БЕННЕТТА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: apopov34@rambler.ru

Представлены условия компоновки привода для технологических машин на основе механизма Беннета. Приведены основные кинематические и динамические характеристики такого привода, оптимальные режимы преобразования движения. Произведен расчет на прочность элементов привода. Сделан анализ распределения внутренних напряжений в наиболее нагруженном звене. Обосновано повышение нагрузочной способности и надежности новой конструкции.

Ключевые слова: пространственный четырехзвенник, механизм Беннетта.

A. V. Popov, N. A. Gribenuk

DYNAMIC AND STRENGTH CHARACTERISTICS OF THE DRIVE ON THE BASIS OF MODERNIZATION BENNETT MECHANISM

Volgograd State Technical University

Presents the conditions of the drive arrangement for the production machines based on Bennett mechanism. The basic kinematic and dynamic characteristics of the drive, the optimal modes of conversion movement. The calculation of the strength of the drive elements. The analysis of distribution of internal stresses in the most loaded link. Grounded increasing load capacity and reliability of the new design.

Keywords: spatial quadriclink mechanism, Bennett mechanism.

Пространственные шарнирные механизмы, включающие только вращательные пары, имеют широкое практическое использование в различных направлениях техники ввиду своей простоты. Среди таких механизмов и приводов с их использованием особое место занимают псевдосферические, к которым относится схема, предложенная в 1903 г. английским математиком Г. Т. Беннеттом. Он теоретически создал пространственный четырехзвенный механизм с вращательными шарнирами, оси шарниров которого не параллельны и не пересекаются между собой, а скрещиваются под разными углами. Особенность механизмов этой группы заключается в том, что они будут подвижны только при строгом согласовании угловых и линейных параметрах звеньев [1, 2]. Количество вариантов согласования достаточно большое, причем, каждое обуславливает свою передаточ-

ную функцию механизма и привода в целом.

В данной работе проблему подвижности пространственного четырехзвенника авторами предлагается решить следующим образом. Не изменяя общего числа составляющих механизм звеньев и сохраняя начальные условия его существования [1, 2], заменим одно из звеньев полым цилиндром с центром масс, совпадающим с центром параллели псевдосферы механизма. Наиболее простой вариант такой модернизации представляет исполнение такой формы стойки, которая служит корпусом механизма. С ним, при помощи цилиндрических шарниров соединяются входное и выходное звенья, к которым монтируются двигатель и рабочая машина.

Следует отметить, что, изменение межосевых углов ведущего и ведомого звеньев при перемещении точек закрепления указанных шарниров сохраняет подвижность механизма, но вли-

яет на характер преобразования движения и передаточную функцию. Соответственно, ориентирование осей качания звеньев позволяет задавать параметры преобразования движения, что дает возможность производить точную настройку передаточной функции. Кроме того, данная конструкция предоставляет возможность передачи движения между звеньями с переменным межосевым углом в широком диапазоне его изменения от 0 до 2π .

$$\begin{aligned}\phi_2 &= \arccos(-\cos\gamma \times \cos(\phi_1) + \sin(\phi_1) \times \sin(\gamma) \times \cos(\alpha_1)); \\ \phi_3 &= 180^\circ - \psi; \\ \Psi &= \Psi_1 + \Psi_2; \\ \Psi_1 &= \arccos((\cos(\alpha_2) - \cos(\alpha_3) \times \cos(l)) / (\sin(\alpha_2) \times \sin(l))); \\ \Psi_2 &= \arccos((\cos(\alpha_2) - \cos(\alpha_1) \times \cos(l)) / (\sin(\alpha_1) \times \sin(l))); \\ l &= \arccos(\cos(\alpha_4) \times \cos(\alpha_1) + \sin(\alpha_4) \times \sin(\alpha_1) \times \cos(\phi_1)); \\ \gamma &= \gamma_1 + \gamma_2; \\ \gamma_1 &= \arccos((\cos(\alpha_4) - \cos(\alpha_1) \times \cos(l)) / (\sin(\alpha_1) \times \sin(l))); \\ \gamma_2 &= \arccos((\cos(\alpha_1) - \cos(\alpha_2) \times \cos(l)) / (\sin(\alpha_2) \times \sin(l))); \\ \phi_3 &= \arcsin(\sin(\arcsin(\sin(\alpha_2/2) + \arcsin(\sin(\alpha_1) \times \sin(\phi_1) \times (\sin(\alpha_2) \times (\sin(\phi_1))^{-1}))) \times \\ &\quad \times \cos(\phi_1)) - \arcsin(\sin(\sin(\alpha_3) \times \sin(\phi_1)) \times (\sin(\alpha_3/2))^{-1})),\end{aligned}$$

где $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3, \alpha_4$ - центральные углы между звеньями, $0 \leq \alpha \leq \pi$; ϕ_1, ϕ_3 - углы, характеризующие долготу звеньев 1 и 3, $-\pi \leq \phi \leq \pi$; $\gamma, \gamma_1, \gamma_2$ - углы, определяющие относительное положение звеньев 1 и 2; Ψ, Ψ_1, Ψ_2 - углы, определяющие относительное положение звена 3; l - длина дуги траектории движения шарнира звена 1; η - угол между звеньями 2 и 3.

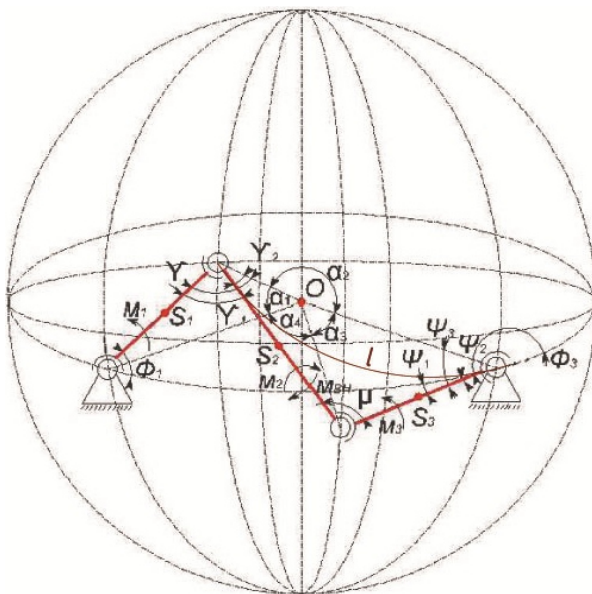


Рис. 1. Кинематическая схема привода на основе модернизированного механизма Беннетта

Посредством полученной системы проведения исследования характера движения выходного

Согласно новым условиям компоновки была составлена кинематическая схема усовершенствованного механизма (рис. 1). Для исследования кинематики полученного привода было решено применить метод анализа сферических механизмов в сферических координатах, описанный Н. С. Давиташвили [3]. В результате получена система расчетных зависимостей, описывающая передаточную функцию и положение звеньев на сфере:

звена для различных значений межосевого угла из диапазона его допустимых значений. Выразив для удобства основные соотношения механизма через длины звеньев l_1, l_2, l_3 , получены распространенные передаточные функции. Например, период выстоя выходного звена в интервале угла поворота от $2\pi/3$ до $4\pi/3$ возможно получить при отношении длин звеньев $l_1/l_2 = 3/4$. Так же были получены условия для синусоидального характера движения выходного звена с периодом колебаний, равным π , при отношении длин звеньев $l_1/l_2 = 1$. При этом межосевой угол ведущего и ведомого звеньев практически не влияет на амплитуду колебаний выходного звена.

При исследовании динамики движения модернизированного механизма использовалась оригинальная программа для ЭВМ [4], созданная авторами. Для этого дополнительно введены следующие обозначения: S_1, S_2, S_3 - центры масс звеньев 1, 2, 3; M_1, M_2, M_3 - крутящие моменты звеньев 1, 2, 3; Н·м (рис. 1).

В качестве начальных условий, для исследования, были заданы характерные углы, длины звеньев и их масса: $\alpha_1 = \alpha_3 = 30^\circ$; $\alpha_2 = \alpha_4 = 60^\circ$, $m_1 = m_3 = 0,1$ кг; $m_2 = 0,2$ кг; $l_1 = l_3 = 40$ мм; $l_2 = 70$ мм. Результаты показали, что в распространенных режимах работы, модернизированная конструкция имеет достаточно устойчивые динамические характеристики [5].

Для проведения анализа прочности деталей привода на основе разработанного механизма

была создана его пространственная 3D модель (рис. 2). На ней были проведены расчеты на прочность с использованием приложения программ-

ного пакета *Inventor 2011 Professional*. Исследование прочности элементов проводилось по 4 критерию прочности или критерию фон Мизеса.

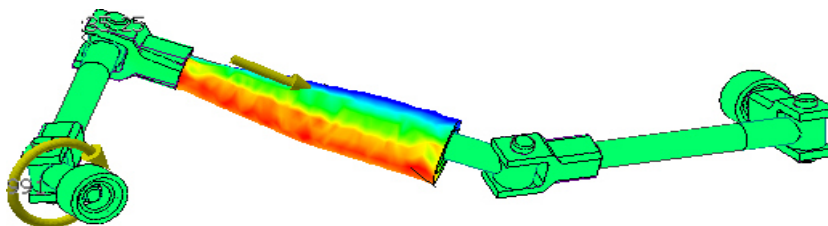


Рис. 2. Первое основное напряжение по фон Мизесу

На основании анализа наиболее нагруженным оказалось среднее звено. Для устранения возможной деформации и оптимизации формы данного звена необходимо утолщение в месте центра его масс, либо добавление ребра жесткости в наиболее нагруженном направлении (на рис. 2 указано стрелкой).

Проведенные исследования показали, что в результате модернизации получен компактный привод, способный воспроизводить наиболее распространенные законы движения между пересекающимися осями. При этом характер преобразования возможно изменять в широком диапазоне без остановки механизма. Так же выявлено, что начальные условия существования механизма Беннетта сохраняются, так как они являются необходимыми, соответственно конструкция имеет возможность менять согласованные параметры на ходу. Анализ прочности элементов привода показал, что в новой конструкции возможно увеличение нагрузочной способности за счет уменьшения внутренних напряжений в среднем звене и более равномерного их распределения как в продольном, так и в поперечном сечении.

Привод на основе модернизированного механизма Беннетта с исследованными характеристиками возможно использовать в некотором оборудовании и приспособлениях для металлообрабатывающих станков, например, для механической обработки сложных поверхностей, или для удаления стружки вблизи зоны резания.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мудров, А. Г. Механизмы с особой структурой в автоматизации процессов [Электронный ресурс] / А. Г. Мудров, Р. Ш. Марданов // Теория механизмов и машин. – 2015. – № 2 (26). – Электрон. журн. – URL: http://tmm.spbstu.ru/26/Mudrov_26.pdf
2. Дворников, Л. Т. Нетрадиционные рассуждения о существовании механизма Беннетта [Электронный ресурс] / Л. Т. Дворников // Теория механизмов и машин. – 2009. – № 1. – Электрон. журн. – URL: http://tmm.spbstu.ru/13/dvornikov_13.pdf
3. Давиташвили, Н. С. Динамика сферических механизмов : монография / Н. С. Давиташвили. – Москва, 1992. – 256 с.
4. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2014612790 от 6 марта 2014 г. РФ. Имитация динамики преобразующего механизма на основе модели Беннетта / Попов А. В., Борисенко Н. А.; ВолгГТУ. – 2014.
5. Попов, А. В. Усовершенствование и исследование динамики преобразующего механизма на основе схемы Беннетта / А. В. Попов, Н. А. Борисенко // Техника и технология. – 2014. – № 3. – С. 10–12.

УДК 621.01:539.431

А. Н. Савкин, К. А. Бадиков, А. В. Андроник, А. А. Седов

ВЛИЯНИЕ ХАРАКТЕРА ПЕРЕМЕННОГО НАГРУЖЕНИЯ НА КИНЕТИКУ И ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОСТЬ РОСТА УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН

Волгоградский государственный технический университет
e-mail: tfpic@vstu.ru; geronimo855@mail.ru

Показаны результаты оценки роста усталостной трещины при внешнем нагружении различного характера. Отмечено, что кинетика роста трещины во многом зависит от характера переменного нагружения. Получены экспериментальные данные кинетики роста усталостных трещин широкого спектра блочного и случайного нагружения различных сталей, и предложен подход для оценки роста трещин в зависимости от свойств материала и характера переменного внешнего воздействия. Предлагаются критериальные параметры, описывающие этот процесс.

Ключевые слова: кинетика роста усталостной трещины; блочное и случайное нагружение; характер случайного воздействия.

A. N. Savkin, K. A. Badikov, A. V. Andronik, A. A. Sedov

INFLUENCE OF CHARACTER VARIABLE LOADING ON THE KINETICS AND PROLONGED GROWTH OF FATIGUE CRACKS

Volgograd State Technical University

Estimations of fatigue crack growth rate are given for test results due to external random loading using servohydraulic test machine. It is observed that crack growth kinetics depends on character of random loading. Experimental data of kinetics of growth of fatigue cracks of a wide range of block and accidental loading different are obtained for different steels. Criteria parameters are offered.

Keywords: fatigue crack growth kinetics, random loading, random loading character.

Целью настоящей работы является оценка влияния характера блочного и случайного нагружения на кинетику роста усталостной трещины в различных сталях для прогнозирования продолжительности ее роста от заданного начального размера до критического, соответствующего разрушению материала на основании различных критериальных параметров не учитывающих взаимодействие амплитуд напряжений.

Материал, методика исследования

Испытания на трещиностойкость проводились на сервогидравлической машине Biss-Nano-25 на компактных образцах (ASTM-647) из стали AISI 4030 (российский аналог стали 40XHM),

а также известных российских марок сталей 40 и 40X. Структура стали AISI 4030 представляла собой верхний бейнит. В ферритной матрице имелись включения легированного цементита $(Fe, Cr, Mn, Mo)_3 C$ с размерами 0,3–0,5 мкм. Стали 40X и 40 были представлены в нормализованном состоянии. Механические характеристики исследованных сталей при статическом и стационарном симметричном циклическом нагружении были получены экспериментально, для построения кривых выносливости испытывали по 10–15 гладких образцов, что позволило получить значения пределов выносливости. Результаты этих исследований представлены в табл. 1.

Таблица 1

Механические свойства исследуемых сталей

Марки сталей	Характеристики прочности			Характеристики выносливости		
	Предел прочности σ_b (МПа)	Предел текучести σ_T (МПа)	Относительное удлинение δ , %	Число циклов N_0	Коэффициент наклона m	Предел выносливости σ_{-1} (МПа)
Сталь AISI 4030	870	690	13	800000	17,8	420
Сталь 40X	1040	640	10	1000000	11,8	390
Сталь 40	580	340	18	1200000	14,6	200

Испытания стали AISI 4030 на трещиностойкость проводились: *a* – при блочном нагружении, схемы нагружения представлены на рис. 1, *a*, где *a*, *b* – однократные перегрузки и недогрузки; *c*, *d* – пятикратные перегрузки и недогрузки; *e*, *f* – трехступенчатые блоки нагружения; БСМ – большая, средняя, малая нагрузка; МСБ – малая, средняя, большая нагрузка; $\sigma_{\max} = 200$ МПа; $\sigma_{\text{ср}} = 125$ МПа; $\sigma_{\min} = 63$ МПа. Блок нагружения для такой ступенчатой нагрузки состоял из 99 циклов, каждая ступень нагружения составляла 33 цикла нагружения. На рис. 1б представлены некоторые спектры нагружения. Моделированные спектры формировались на основании характерных спектров различных технологических объектов (SEASUS, SAEBRACET, SAETRANS), а также спектров,

полученных с помощью автокорреляционного подхода [7, 9], основанном на принципе, что величина вектора в двух измерениях, где каждый из компонентов независим, распределяет случайные переменные по распределению Релея, отвечающего часто различным видам реального случайного нагружения.

Спектры нагружения предварительного схематизировались по «Rainflow» для выделения в них циклов нагружения, нормализовались по параметру $\sigma_{at} / \sigma_{a \max}$, и формировались с положительными амплитудами ($R > 0$). Блок нагружения для различных спектров составлял 5000 циклов. Так были сформированы спектры А и С с различными автокорреляционными коэффициентами ($\gamma_a = 0,98$ и $\gamma_c = 0,0075$) и коэффициентами асимметрии $R > 0$.

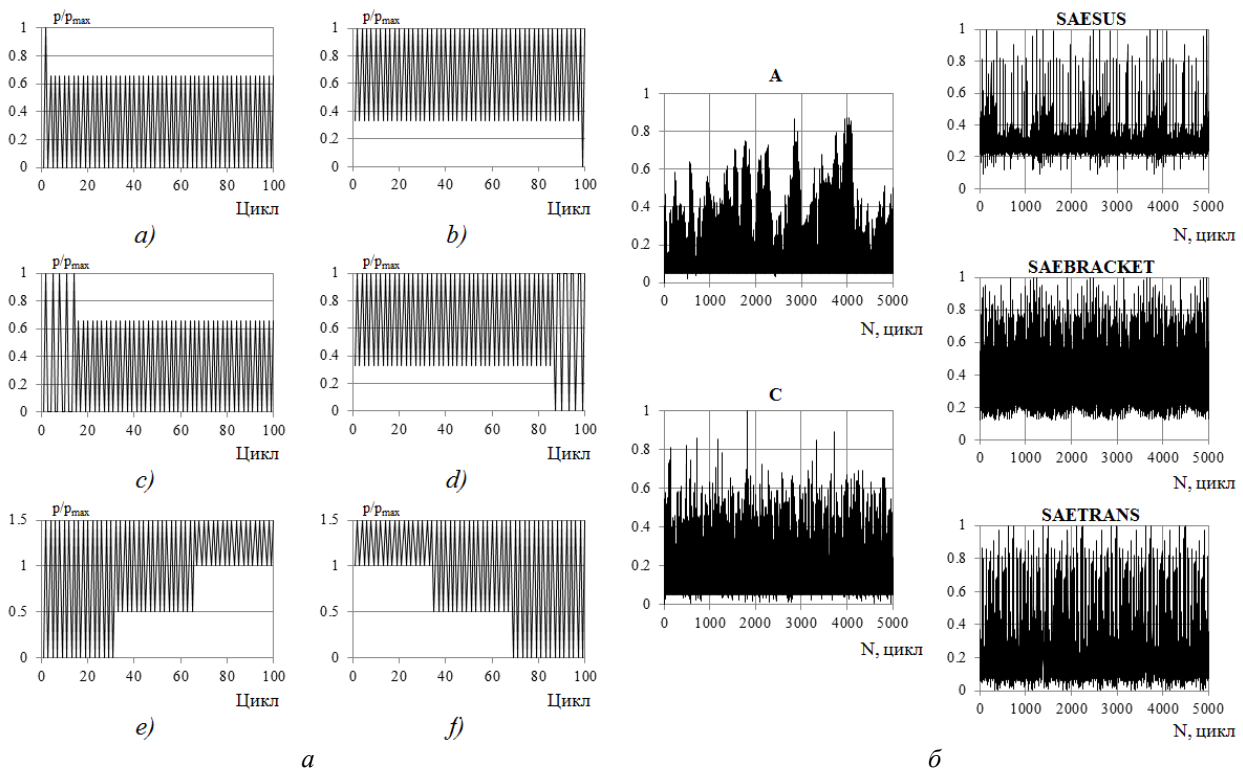


Рис. 1. Блоки и спектры нагружения для исследования продолжительности роста трещин

Стали 40Х и стали 40 испытывались при случайных нагружениях и силовых параметрах, что и сталь AISI 4030.

Блоки и спектры переменного нагружения

Сформированные блоки и спектры нагружения были использованы для оценки кинетики развития трещин исследуемых сталей. На рис. 2

показаны кривые роста трещин при различных спектрах нагружения для стали AISI 4030.

Спектры А и С имели одинаковое значение максимального напряжения блока нагружения σ_{Hmax} равное 200 МПа и асимметрию циклов $R = 0$, спектры SAE также имели максимальное значение напряжения $\sigma_{Hmax} = 200$ МПа, но разную асимметрию цикла.

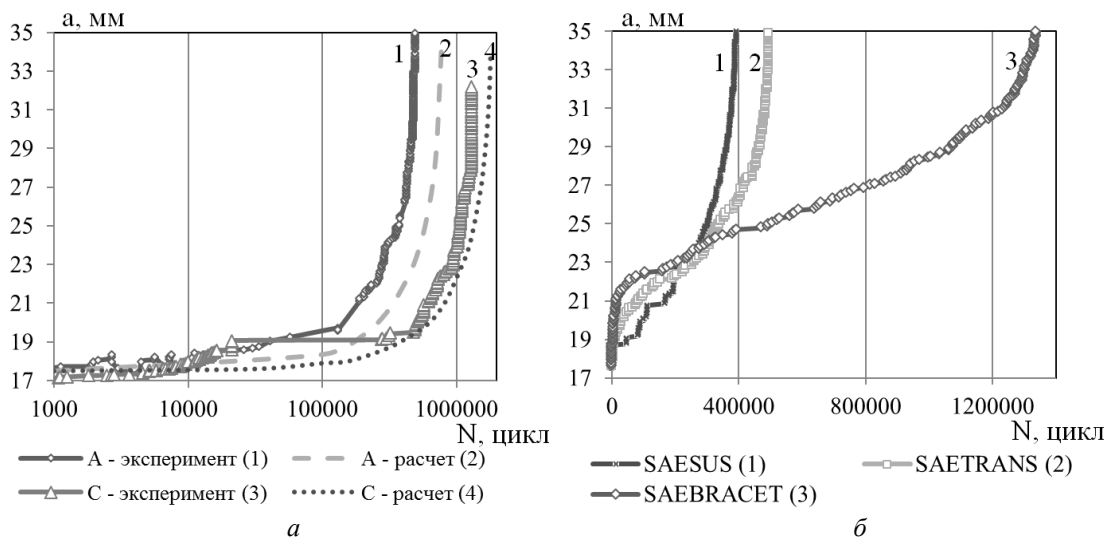


Рис. 2. Продолжительность роста усталостной трещины при нагружении спектрами:
а – А и С: точки – эксперимент, штриховые линии – расчет по программе «цикл за цикл»;
б – случайные спектры нагружения

На рис. 3 показаны кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР), полученные при анализе роста усталостных трещин на среднеамплитудном участке при стационарном и случайных нагружениях по разным сталям и различным спектрам. Для спектральных нагружений, несмотря на разброс точек описыва-

емых процесс продвижения усталостных трещин, среднеамплитудный участок кривой Пэриса можно было аппроксимировать степенной зависимостью, линии тренда которой представлены на рисунках и описываются уравнением [8]:

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

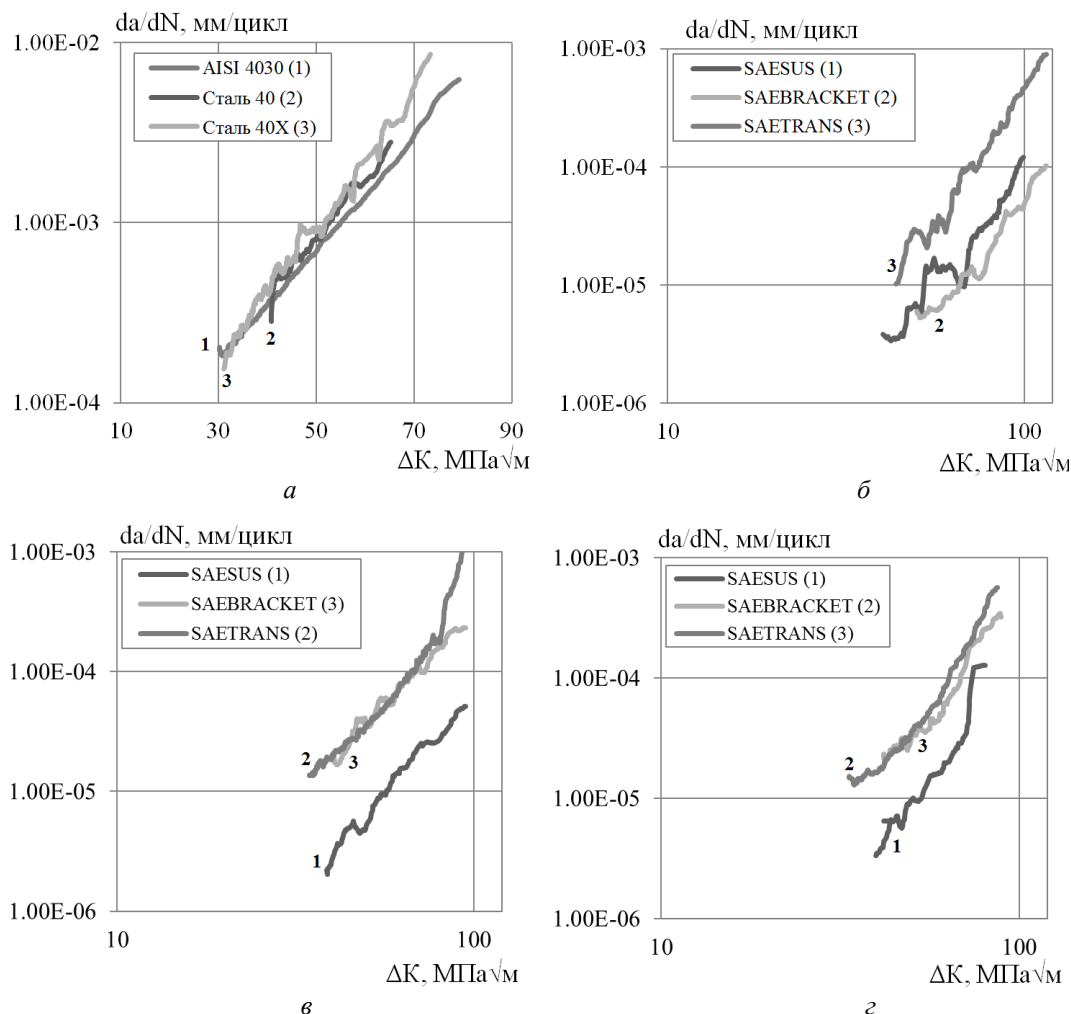


Рис. 3. Кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР) при переменном нагружении: а – стационарное нагружение исследуемых сталей; б, в, г – нагружение SAE-спектрами (б – стали AISI 4030; в – стали 40X; г – стали 40)

Анализ показал, что постоянные кривой Пэриса C и n в общем случае отличаются от тех значений, которые были получены при стационарном нагружении. Значения постоянных Пэриса C и n , полученные по степенной аппроксимации точек роста усталостных трещин для различных спектров нагружения изменяются: n в пределах от 2,8 до 4,6, а значения C от $1.8E-10$ до $1.0E-13$, где ΔK представлен в размерности ($\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$).

Для различных кривых КДУР наблюдается определенная взаимосвязь между постоянными

C и n . Ее можно описать эмпирическим уравнением:

$$n = 0,911 \cdot C^{-0.054}. \quad (2)$$

Следует заметить, что на такое взаимоотношение могут оказывать влияние и асимметрия циклического случайного нагружения R и характер случайного нагружения, и имеющий место статистический разброс результатов нагружения. Величина достоверности аппроксимации экспериментальных данных по уравнению (2) составил 0,877.

Критерии оценки характера внешнего блочного и случайного нагружения

Решающую роль на продолжительность роста усталостной трещины оказывает величина и характер переменного усталостного нагружения. Различие блоков и спектров нагружения друг от друга могут зависеть от статистических параметров переменного нагружения. Мерой нерегулярности может быть параметр полноты (нерегулярности) блока программного нагружения, определяемого по ГОСТ-25.507–85. Дополнительно в это уравнение было введено выражение, показывающее связь этого параметра с асимметрией цикла (1-R). Для блочного и случайного спектра нагружения продолжительностью V_δ циклов в блоке это параметр будет выглядеть так (формула 3):

$$V(m) = \left[\frac{1}{v_b} \left[\sum_{i=1}^{v_b} \frac{v_{ai}}{1-R} \left(\frac{\sigma_{ai}}{\sigma_{a \max}} \right)^m \right] \right]^{\frac{1}{m}}, \quad (3)$$

где m – коэффициент наклона стационарной кривой выносливости при симметричном циклическом нагружении в координатах $(\lg \sigma_a - \lg N)$; $\sigma_{ai} / \sigma_{a \max}$ – нормированная i -я амплитуда нагружения; v_{ai} – число циклов с амплитудой σ_{ai} в блочном нагружении; R – асимметрия блока переменного циклического нагружения. Взаимосвязь этого критерия с продолжительностью роста усталостной трещины для различных сталей показана в табл. 2 и рис. 4, а. В табл. 3 показаны расчетные значения коэффициентов нерегулярности $V(m1)$ для исследуемых сталей, блоков и спектров нагружения. Для стационарного переменного нагружения величина $V(m1)$

равна единице. Для других блоков и спектров нагружения значение $V(m1)$ уменьшается с уменьшением количества пиковых нагрузок. Для разных сталей оказывает влияние на значение коэффициента нерегулярности угол наклона m кривой стационарной усталости при симметричном циклическом нагружении в двойных логарифмических координатах $(\lg \sigma_a - \lg N)$, что отражено в табл. 2 и рис. 4, а. Как видно из рис. 4, а данный критерий влияния характеристики нерегулярности $V(m1)$ для блоков и различных спектров нагружения достаточно хорошо коррелирует с долговечностью роста трещины на ее среднеамплитудном участке разрушения. Различный наклон этих кривых по разным сталям свидетельствует о том, что на кинетику роста усталостной трещины могут оказывать влияние механические свойства металла, в частности ее пластические свойства. Чем выше пластичность стали, тем больше энергии затрачивается на формирование пластической зоны в устье трещины, больше продолжительность роста трещины при одинаковых силовых воздействиях. Поэтому сталь 40 лучше сопротивляется продвижению трещины, чем сталь AISI 4030 и сталь 40X. Описание взаимосвязи кинетики роста трещин для сталей с характером случайного нагружения, определяемого коэффициентом $V(m1)$, показывает, что эту связь можно описать одинаковой степенной функцией, но с разными постоянными определяющими их наклон в полулогарифмических координатах $V(m1) - \lg N$ и связанными с пластическими свойствами материалов (табл. 1).

Таблица 2

Коэффициенты нерегулярности и асимметрии для сформированных блоков и спектров нагружения

№ п/п	Наименование блока или спектра нагружения	Расчетные значения коэффициентов для различных сталей			Асимметрия R
		AISI 4030 $V(m1/m2)$	Сталь 40X $V(m1/m2)$	Сталь 40 $V(m1/m2)$	
1	1 перегрузка	0,774/0,628	–	–	0
2	5 перегрузок	0,846/0,656	–	–	0
3	1 недогрузка	0,774/0,82	–	–	0
4	5 недогрузок	0,846/0,82	–	–	0
5	Блочное МСБ	0,942/0,836	–	–	0
6	Блочное БСМ	0,942/0,836	–	–	0
7	Спектр А	0,652/0,39	–	–	0
8	Спектр С	0,58/0,296	0,527/0,296	0,585/0,296	0
9	Спектр SAESUS	0,6/0,292	0,568/0,292	0,619/0,292	0,185
10	Спектр SAEBRACET	0,67/0,416	0,683/0,416	0,723/0,416	0,12
11	Спектр SAETRANS	0,71/0,38	0,674/0,38	0,719/0,38	0,03

Другой критерий нерегулярности $V(m2)$, который использовался для оценки долговечности роста усталостной трещины был принят по условию эквивалентности стационарного и переменного циклического напряжения, приводящему к одинаковому значению продолжительного роста усталостной трещины. Представление характера блочного и случайного спектра нагружения по этому критерию имеет вид формулы (1), при этом предлагается [2] значение m принимать от 2 до 6. Таким образом, нерегулярность спектра нагружения $V(m)=V(m2)$ является коэффициентом приведения к эквивалентному стационарному нагружению напряжением $\sigma_{экв}$, позволяющему упростить проведение усталостных испытаний. Такой подход был использован при оценке влияния переменного нагружения на продолжительность роста усталостной трещины.

Для переменного нагружения продолжительностью V_δ циклов в блоке нагружения этот коэффициент $V(m2)$ было бы удобно представить в виде, приняв в уравнении (1) $m2=n_c$, где n_c – коэффициент наклона кривой Пэриса в координатах $(da/dN-\Delta K)$ при стационарном нагружении. Учитывая, что значения n_c для разных сталей и видов нагружения могут принимать различные величины, было бы целесообразным принять этот коэффициент постоянным, равным его среднему значению для различных материалов ($m2=n_c=3.5$).

Следует заметить, что такой подход позволяет отказаться о дополнительных испытаний

гладких образцов исследуемых сталей при симметричном циклическом нагружении для определения наклона кривых выносливости m в двойных логарифмических координатах $(\lg \sigma_a - \lg N)$. Значения коэффициента $V(m2)$ для различных сталей и характера переменного нагружения показаны в табл. 2 и рис. 5, а.

Продолжительность роста усталостной трещины различных сталей при переменном нагружении

Рост трещины можно определить по формуле Пэриса при стационарном циклическом нагружении и изменении ее от a_0 до $a_{кр}$:

$$N_{st} = \int_{a_0}^{a_{кр}} \frac{1}{\frac{C \Delta K^{n_c}}{(1-R)} \gamma\left(\frac{a}{W}\right)} da, \quad (4)$$

где C, n_c – постоянные, ΔK – размах интенсивности напряжений в устье трещины, $\gamma\left(\frac{a}{W}\right)$ – изменение геометрического параметра. В нашем исследовании значение N_{st} определяли экспериментально.

Предложено продолжительность роста трещины при переменном нагружении с учетом критерия (полноты) нерегулярности спектра (рис. 4, а, кривые 1, 2, 3), а также критерия по принципу эквивалентности (рис. 5, а), описать уравнением (5):

$$N_{var} = N_{st} \cdot 10^{[(1+A \cdot \log(n_c)) \cdot (1-V)]}. \quad (5)$$

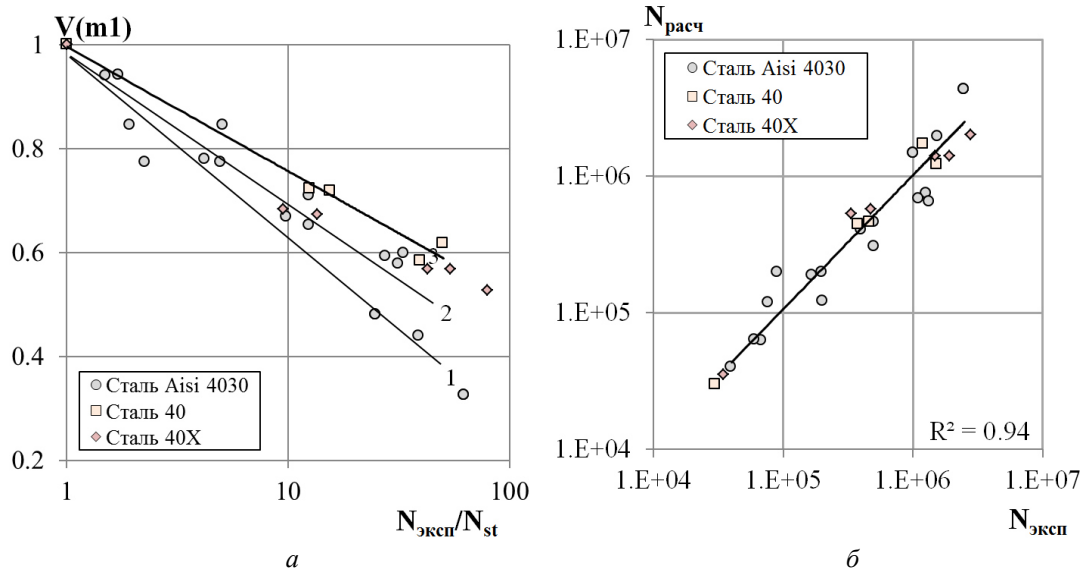


Рис. 4. Оценка относительной долговечности роста трещины по первому критерию от величины нерегулярности $V(m1)$ блоков и спектров нагружения (а) и полученная взаимосвязь расчетных и экспериментальных значений продолжительности роста усталостных трещин для исследуемых сталей (б)

На основании предложенной формулы (3) и полученной во время эксперимента на трещиностойкость исследуемых сталей продолжительности роста усталостной трещины проведено сравнение экспериментальных и расчетных значений долговечности (рис. 4, б и 5, б).

Следует заметить, что оценка продолжи-

тельности роста усталостных трещин по исследуемым сталям была проведена на основании линейного подхода без учета взаимодействия амплитуд напряжений в блоке нагружения. Величина достоверности аппроксимации такой взаимосвязи по первому критерию составила 0,94, а по второму – 0,955.

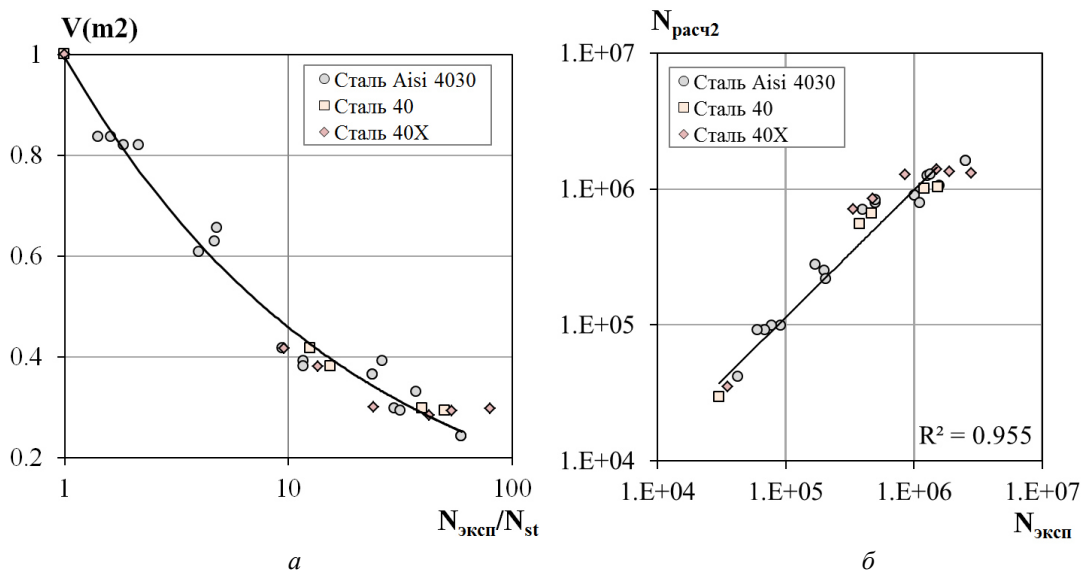


Рис. 5. Оценка относительной долговечности роста трещины по второму критерию от величины коэффициента эквивалентности $V(m2)$ блоков и спектров нагружения (а) и полученная взаимосвязь расчетных и экспериментальных значений продолжительности роста усталостных трещин для исследуемых сталей (б)

Параметры кривой Пэриса (n_c , C) при стационарном циклическом нагружении, а также значения коэффициента m в уравнении (1) и по-

стоянной A в уравнении (3) для различных сталей представлены в табл. 3.

Таблица 3

Значение параметров, входящих в уравнение (1) и (3), для сталей

Наименование		Обозн.	Значения постоянных в уравнении (3)		
			сталь AISI 4030	сталь 40X	сталь 40
Наклон кривой Пэриса при стационарном нагружении		n_c	3,55	4,15	3,86
Коэффициент кривой Пэриса		C	9E-10	9.5E-11	3.5E-10
Продолжительность роста усталостной трещины при стационарном циклическом нагружении		N_{st}	42000	35000	30000
Коэффициент уравнения (1) m	Учет полноты переменного нагружения	$m1$	17,8	11,8	14,6
	Учет эквивалентности переменного и стационарного нагружения	$m2$	3,5	3,5	3,5
Коэффициент уравнения (3) A	Учет полноты переменного нагружения	$A1$	3,6	4,4	5,5
	Учет эквивалентности переменного и стационарного нагружения	$A2$	2	2	2

Таким образом, по результатам исследования можно сделать выводы:

1. Для интегральной оценки влияния характера внешнего циклического нагружения на рост трещин введены критериальные парамет-

ры нерегулярности блочного и случайного нагружения. Предложено аналитическое выражение для оценки продолжительности роста трещин. Проверка соотношения расчетных и экспериментальных данных проведена на разных

сталей и большом количестве блочных и случайных нагружений различного характера.

2. Показано, что параметры внешнего блочного и случайного нагружения оказывают существенное влияние на продолжительность роста усталостных трещин. В исследуемом среднеамплитудном диапазоне напряжений КДУР кривой Пэриса приемлемые результаты оценки долговечности роста трещин по сравнению с экспериментом для исследуемых сталей и видов переменного напряжения различного характера были получены и без учета взаимодействия амплитуд напряжений в спектре нагружения. Взаимодействие амплитуд переменного напряжения больше проявляется при большой продолжительности и малых скоростях роста трещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Нестеренко, Г. И. Усталость и живучесть конструкций стареющих самолетов / Г. И. Нестеренко // Труды ЦАГИ. – 1998. – Вып. 2631. – С. 67–72.

2. Хейвуд, Р. Б. Проектирование с учетом усталости / Р. Б. Хейвуд. – М.: Машиностроение, 1969. – 504 с.

3. Савкин, А. Н. Прогнозирование усталостной долговечности высоконагруженных конструкций / А. Н. Савкин, В. П. Багмутов // ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – 364 с.

4. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие в 4 т. / под общ. ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1998–1990. ISBA 512-00300-1.

5. Scorupa, M. Load interaction effects during fatigue crack growth under. Part I: Empirical trends / M. Scorupa // Fatigue Fract. Engineer. Matem. Struct., 1998, 2. pp. 987–1006.

6. Scorupa, M. Load interaction effects during fatigue crack growth under variable amplitude loading—a literature review. Part II: qualitative interpretation / M. Scorupa // Fatigue Fract., Rngng., Mater., Struct., 1999, 22. pp. 905–927.

7. Kihl, D. P. Stochastic fatigue concepts in welded surface scup structures. Departmental Report SSPD-90-173-25, US Navy: David Taylor Research Center, Betesda, 1999.

8. Paris, P. C. Critical Analysis of Crack Propagation Laws / P. C. Paris, F.A. Erdogan // Journal of Basic Engineering; Transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D, 1963, Vol. 85, p. 528–534.

9. Савкин, А. Н. Кинетика роста усталостных трещин при блочном нагружении и эффекты взаимодействия переменных амплитуд напряжений в низколегированной стали / А. Н. Савкин, А. В. Андроник, К. А. Бадиков, Е. С. Леготин, Д. С. Рыльцов // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 80–85.

УДК 621.9.01

Л. М. Гуревич, А. И. Банников, Р. Е. Новиков, А. Г. Серов

МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА ЗУБЬЕВ ПИЛЫ И ЗАГОТОВКИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ РЕЗАНИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведена верификация моделирования нагрева зубьев пилы и разрезаемой заготовки при высокоскоростном горячем резании с помощью пакета программ *Deform 3D*. Показана хорошая сходимость результатов моделирования с практическими результатами как для температурных полей, так и для процесса стружкообразования.

Ключевые слова: высокоскоростное резание, моделирование, температура, стружкообразование.

L. M. Gurevich, A. I. Bannikov, R. E. Novikov, A. G. Serov

SIMULATION OF HEATING OF THE WORKPIECE AND SAW TEETH DURING HIGH-SPEED CUTTING

Volgograd State Technical University

Verification of simulation heating of the workpiece and saw teeth during high-speed cutting using the *Deform 3D* software package is carried. Investigation show good convergence of simulation results with practical results both for the temperature fields and for the chip formation process.

Keywords: high-speed cutting, simulation, temperature, chip formation.

Введение

Процесс резания материалов является процессом интенсивного пластического деформирования и разрушения. При этом затрачиваемая механическая энергия переходит в тепловую,

которая в свою очередь оказывает большое влияние на деформирование срезаемого слоя, силы резания, износ и стойкость инструмента [1]. В технической литературе исследования процессов высокоскоростного резания представле-

ны крайне скудно. Имеются отдельные примеры исследований влияния температуры на прочностные характеристики материала в процессе высокоскоростного резания [2]. Однако сложность проблемы и необходимость более полного учета свойств материалов привели к использованию численных методов, из которых наибольшее распространение получил метод конечных элементов. Метод конечных элементов позволяет сократить затраты при разработке новых изделий, уменьшить и даже совсем избавиться от необходимости натурных экспериментов, кроме того он является одним из наиболее информативных и наглядных современных способов исследования.

Целью данной работы является проверка возможности моделирования процесса стружкообразования и распределения температуры по толщине стружки и зуба пилы при высокоскоростном резании цилиндрических заготовок с помощью пакета программ *Deform 3D*.

Материалы и методы исследования

Моделирование процесса резания стальной цилиндрической заготовкой методом конечных элементов проводилось с использованием модуля *Machining* программного комплекса *Deform 3D*. Так как температура нагрева зуба

пилы зависит от времени контакта с разрезаемой заготовкой, то в модели исследовался момент прохождения поверхности резания через ось цилиндрической заготовки, обеспечивающий наибольшую длительность контакта зуба пилы с разрезаемым металлом (рис. 1). Диаметр заготовки 350 мм, толщина 100 мм. Для расчета теплопередачи для заготовки была применена конечно-элементная тетрагональная сетка с автоматической перестройкой при искажении $\geq 20\%$ (рис. 2). Режущий инструмент задан как твердое тело с постоянной сеткой для расчета теплообмена (диаметр пилы 2500 мм, толщина 12 мм).

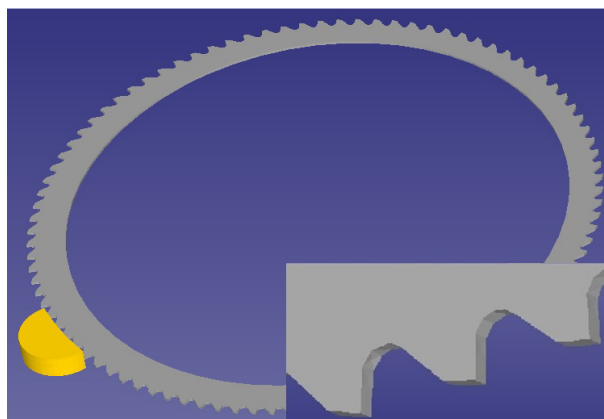


Рис. 1. Общий вид собранной модели

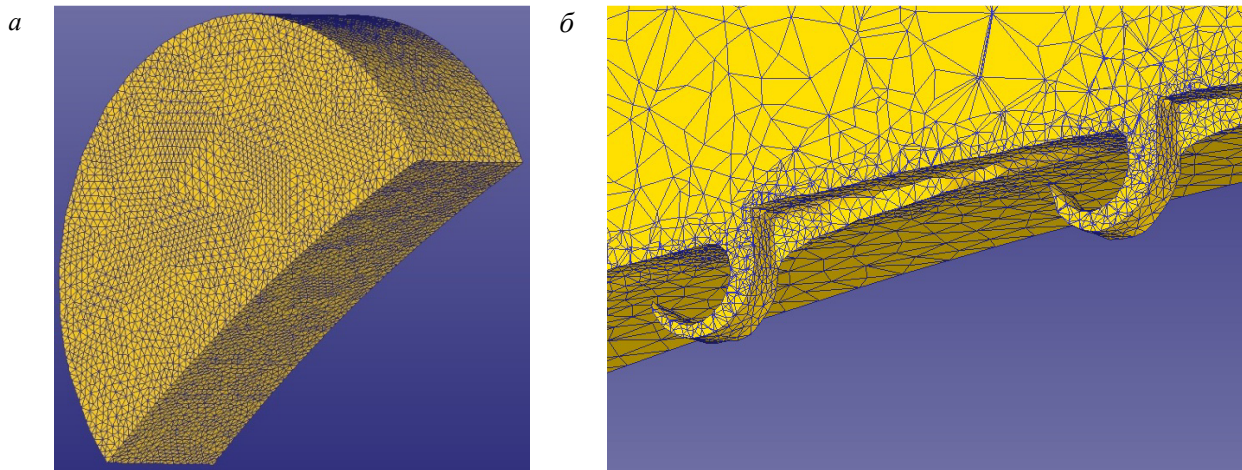


Рис. 2. Исходная сетка (а) и перестроенная сетка в процессе стружкообразования (б, разрез по среднему сечению)

Для материала заготовки была выбрана сталь AISI 1030 (российский аналог сталь 30 ГОСТ 1050–88). *Deform* имеет собственную базу свойств материалов, в которой для этой стали имеются данные по зависимости модуля упругости от температуры и скорости деформации, предела прочности от деформации (рис. 3), а также значения теплоемкости и теплопроводности.

Для данной стали задана модель разрушения Кокрофта-Латама. При моделировании использовали следующие начальные параметры:

температура заготовки 1250 °С,

температуры режущего инструмента и окружающей среды 20 °С;

теплопроводность между заготовкой и пилой – 30 Вт/(с·мм·град);

теплопроводность между деталями и воздухом – 0,002 Н/(с·мм·град); частота вращения пилы – 1070 об/мин;

подача – 3,5 м/с.

Заготовка жестко зажата по граням, параллельным плоскости вращения пилы.

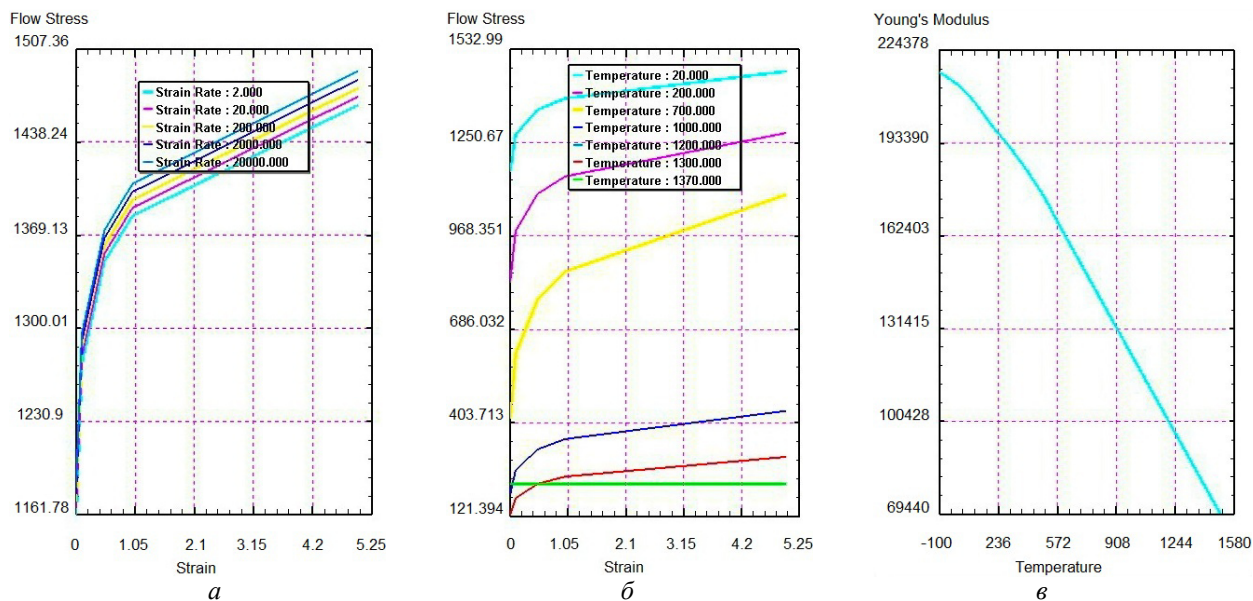


Рис. 3. Графики зависимости предела прочности от скорости деформации (а), температуры (б) и модуля упругости от температуры (в)

Для верификации результатов моделирования проведены металлографические исследования структуры зуба пилы на модульном оптическом микроскопе *Olympus BX-61* с фиксацией микроструктур цифровой камерой DP12 и дюрометрические исследования – на микротвердометре ПМТ-3М методом восстановленного отпечатка при нагрузке 1Н.

Результаты исследования

Моделирование нагрева стружки и зубьев пилы при высокоскоростном термофрикционном резании в пакете программ *Deform 3D* показало, что в ходе интенсивной пластической

деформации материал заготовки значительно нагревается вдоль плоскости соприкосновения с зубом пилы до ≈ 1500 °С, при этом верхняя часть удаляемого слоя металла практически не претерпевает нагрев. Глубина, на которую нагревается металл заготовки, составляет ≈ 5 мм (рис. 4, а).

Площадка нагрева зуба пилы локализована в зоне контакта с заготовкой, максимальная температура до которой успевает нагреться зуб пилы составляет ≈ 1220 °С. Глубина нагрева до температур, значимых для изменения микроструктуры (> 800 °С), составляет ≈ 150 мкм.

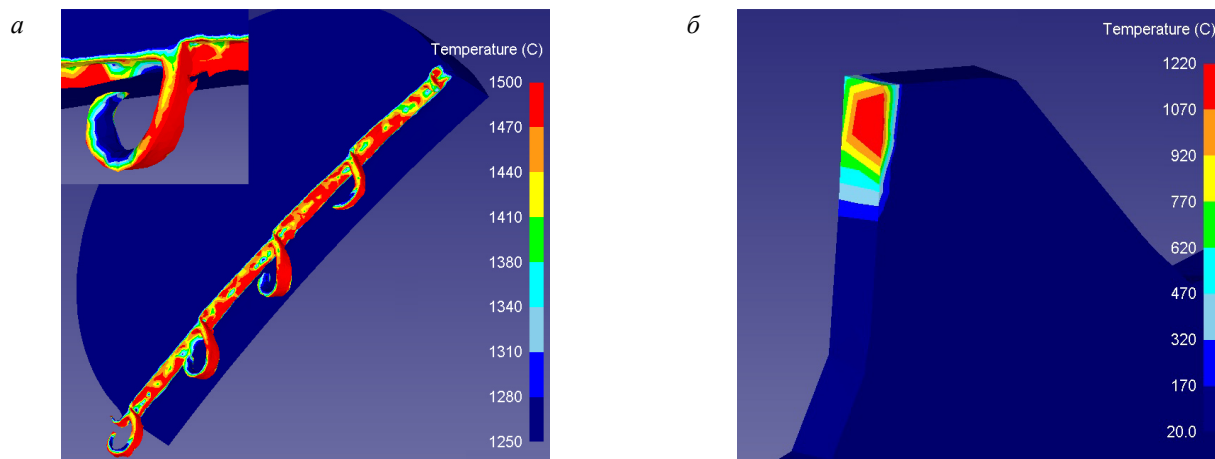
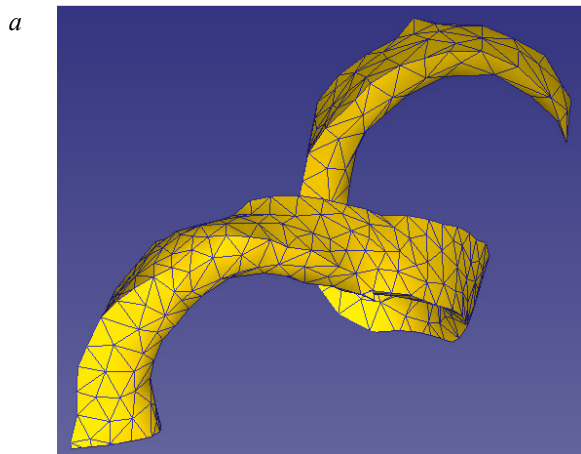


Рис. 4. Распределение температуры по заготовке (а) и по зубу пилы (б) (разрез по среднему сечению)

В ходе образования стружки происходит деформация металла не только в направлении резания, но и в перпендикулярном направлении, поэтому пропил имеет несколько большую ширину, чем толщина пилы. При моделировании для учета этого явления не предусматривался тепловой контакт зуба пилы и боковых стенок заготовки в зоне резания (рис. 4, б), поэтому через боковые стенки зуб практически не нагревается.



Образующаяся в ходе моделирования стружка хорошо коррелировала с реальной как по внешнему виду, так и по размерам (рис. 5).

Для проверки результатов моделирования проведено металлографическое исследование структуры зуба пилы до и после эксплуатации, позволившее определить приблизительную глубину нагрева в процессе резания по изменению структуры.



Рис. 5. Стружка, полученная моделированием (а) и на производстве (б)

В состоянии поставки микроструктура металла зуба состоит из сорбита отпуска (рис. 6, а) и несколько неоднородна по травимости. Неоднородность структуры исследуемого материала

приводит к некоторому разбросу микротвердости от 3,8 до 2,5 ГПа (рис. 6, б) (среднее значение микротвердости – 2,9 ГПа).

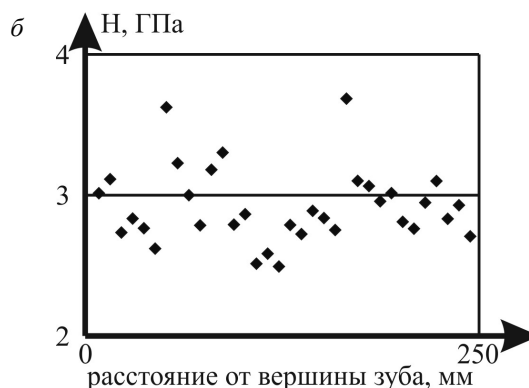
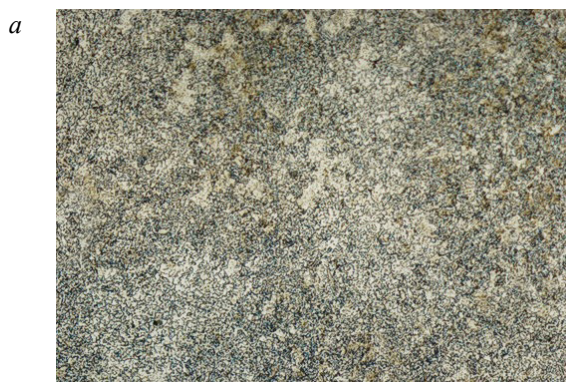


Рис. 6. Микроструктура зуба (а, $\times 500$) и распределение микротвердости (б)

Металлографические исследования зуба пилы, бывшей в эксплуатации, показали, что в зоне, непосредственно контактирующей с заготовкой, образовался нарост твердостью 4,7–5,5 ГПа (рис. 7), который образуется вследствие быстрого нагрева вершины зуба пилы в процессе резания и налипания горячего металла на передней и задней поверхности. Этот тонкий слой интенсивно пластически деформируется, отры-

вается от основной массы стружки и остается на поверхности инструмента [3]. Высокая скорость деформация не позволяет протекать полностью процессам рекристаллизации даже при температурах 1200 °С, а после выхода из строя нарост интенсивно охлаждается, отдавая тепло в металл зуба. Вблизи вершины в рабочей части зуба была выявлена зона повышенной травимости (рис. 7, а), представляющая карбиды и бес-

структурный мартенсит, образовавшаяся при импульсном нагреве выше линии A_{C3} тонкого слоя металла и быстрого его охлаждения. Толщина этой зоны составляет 130–180 мкм, а твердость изменяется по мере удаления от поверхности от 6 до 3,5 ГПа. На рис. 7, б представлено распределение микротвердости от поверхности зуба в различных участках поверхности

ости профиля. Структурные преобразования, приводящие к повышению микротвердости, присутствуют только в рабочей части зуба, контактирующей в процессе резания с горячим металлом. Глубина структурных преобразований хорошо коррелирует с результатами моделирования температурных полей.

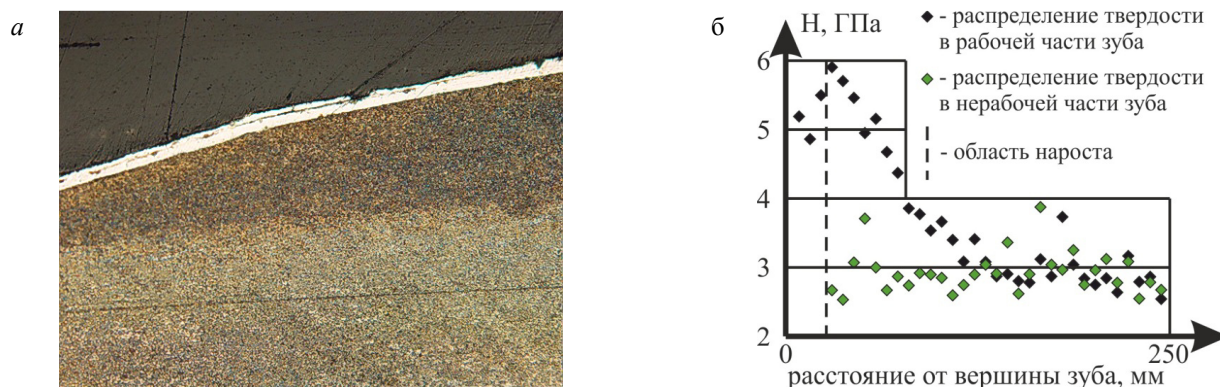


Рис. 7. Микроструктура поверхностного слоя зуба после эксплуатации (а, $\times 200$) и распределение микротвердости (б)

Выводы

1. Проведено моделирование высокоскоростного процесса горячего резания стальной цилиндрической заготовкой методом конечных элементов с использованием программного комплекса *Deform 3D*, позволившего определить распределение температурных полей, пластической деформации и стружкообразования на различных стадиях разрезки.

2. Металлографический анализ структуры зуба пилы для высокоскоростной горячей резки, выявивший формирование в поверхностной зоне упрочненного слоя вследствие высокоскоростного термического воздействия, подтвердил ре-

зультаты моделирования процессов теплообмена в программном комплексе *DEFORM*.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Петрушин, С. И. Оптимальное проектирование рабочей части режущих инструментов / С. И. Петрушин. – Томск : Изд-во Том. политехнического университета, 2008. – 195 с.
2. Sutter G., Ranc N. Temperature fields in a chip during high-speed orthogonal cutting – An experimental investigation // Int. J. Machine Tools & Manufacture. 2007. No. 47. – P. 1507–1517.
3. Банников, А. И. Теоретические основы модернизации термофрикционных пил для резки горячего трубоката : монография / А. И. Банников; ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – 135 с.

УДК 62-419.5:621.771:519.876.5

Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, Д. А. Евстропов

ТРЕХМЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

С помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* проведено трехмерное моделирование пластического деформирования при прокатке слоистого медь-титан-алюминиевого композита с интерметаллидными включениями на границе раздела медь-титан.

Ключевые слова: титан, медь, алюминий, слоистые композиты, интерметаллиды, прокатка, деформация, моделирование, метод конечных элементов.

© Гуревич Л. М., Новиков Р. Е., Евстропов Д. А., 2016

* Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-29-00158)

L. M. Gurevich, R. E. Novikov, D. A. Evstropov

3D SIMULATION OF ROLLING LAYERED COMPOSITES WITH THE INTERMETALLIC INCLUSIONS

Volgograd State Technical University

The 3D simulation by the finite element method using *SIMULIA/Abaqus* package of deformation copper-titanium-aluminum layered composite with the intermetallic inclusions under rolling is carried out.

Keywords: titanium, copper, aluminum, layered composite, intermetallic, rolling, deformation, simulation, the finite element method.

При прокатке слоистых композитов неравномерность деформации слоев, зависящая от соотношения их сопротивлений деформации, толщин и расположения слоев, параметров очага деформации, сил трения между валками и поверхностью композита, нарушает соотношение толщин составляющих и может приводить к возникновению изгиба, расслоения, разрыва более хрупких слоев. В последние десятилетия рост быстродействия компьютерной техники позволил успешно применять программные пакеты конечно-элементного анализа, позволяющие моделировать процессы деформирования изотропных и композиционных материалов. Ранее были верифицированы результаты двух- и трехмерного моделирования прокатки ряда слоистых композиционных материалов [1–3]. Успешная верификация выбранной упруго-пластической модели с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте пластической деформации слоев и алгоритмов расчетов, положенных в основу программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*, позволяет использовать их для моделирования процесса прокатки и композитов другой конструкции, но во всех случаях предполагалось отсутствие химической или физической неоднородностей на их границе. В то же время при получении сваркой взрывом биметаллов отклонение технологических параметров от оптимальных может приводить к формированию локальных участков оплавленного металла, содержащих значительное количество хрупких и твердых интерметаллидов. Известны методы повышения прочности горячей прокаткой сваренных взрывом биметаллов системы титан-сталь на завышенных режимах, вызывающих формирование значительного количества интерметаллидов [4]. В процессе прокатки интерметаллиды дробились на отдельные фрагменты и одновременно происходила сварка по сформировавшимся ювенильным участкам границы.

Целью настоящей работы являлось исследование методом конечно-элементного моделирования особенностей деформирования медь-титан-алюминиевого композита с включениями интерметаллидов на границе медь-титан.

При задании расчетных схем для учета упрочнения материалов слоев использовали модель пластичности Джонсона–Кука [5], позволяющей учитывать изменение предела текучести за счет изменения величины деформации и температуры деформирования, а для описания разрушения материалов модель разрушения Джонсона–Кука [6]. Вследствие наличия в композите алюминиевого слоя температуру прокатки выбирали 430–450 °С.

В трехмерной модели прокатки (рис. 1) вращающиеся с заданной угловой скоростью валки Ø200 мм принимались абсолютно жесткими с фиксированным положением осей, расстояние между которыми обеспечивало постепенно уменьшающееся обжатие композита на каждом следующем проходе прокатки (зазоры между валками, соответственно, 9,1 мм; 7,5 мм; 6,2 мм; 5,1 мм; 4,2 мм). Прохождение образца через пять последовательно установленных пар валков позволяло учитывать изменение свойств слоев композита и их обжатий на каждом этапе моделируемой прокатки. Коэффициент трения между вращающимися с угловой скоростью 4π рад/с валками и поверхностями полосы слоистого композита в соответствии с [7] принимали $f = 0,1$. Перемещение полосы производилось за счет сил трения и под действием используемого в прокатных станах натяжения. Между валками были установлены направляющие, не позволяющие изгибаться прокатываемой пластине в вертикальной плоскости. Моделировалась прокатка полосы с размерами в плане 80×50 мм с исходной толщиной слоев АД1 – 2 мм, ВТ1-0 – 2,0 мм, М1 – 5,0 мм). Размер стороны квадратной ячейки сетки в плане выбирались 1×1 мм, а по толщине каждого слоя укладывалось 6 слоев. В центре полосы на границе титан-медь размещали включение интерметаллида размером 2×2×1 мм с размерами сторон кубической ячейки конечно элементной сетки 0,2 мм. Для учета влияния хрупкой частицы на деформирование рядом лежащих участков металлов вокруг интерметаллида повышали плотность конечно элементной сетки в титане, меди и алюминии, что обеспечивало достаточную точность при приемлемом времени расчета.

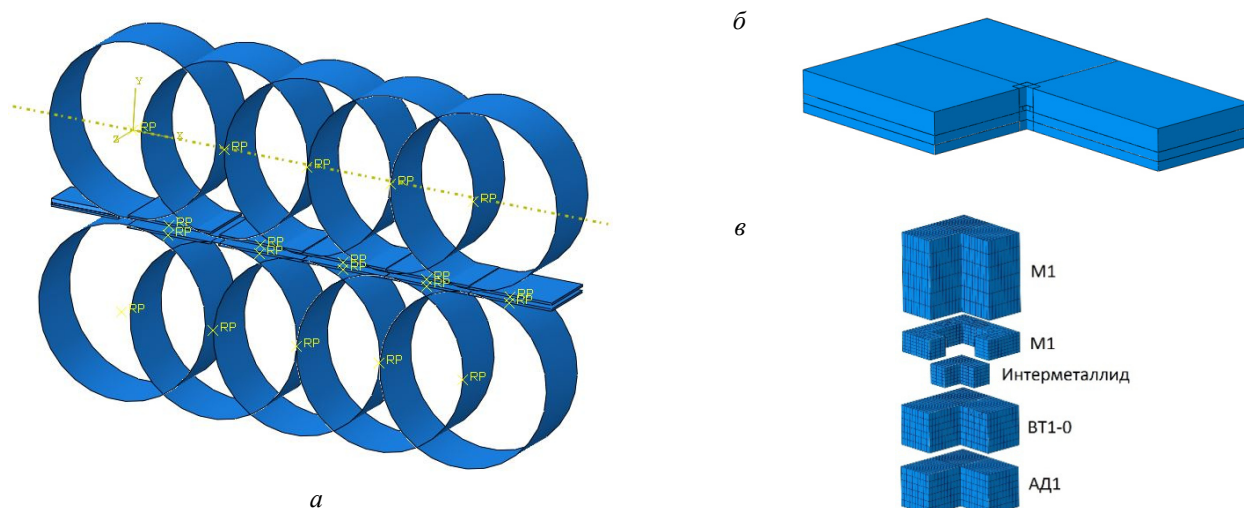


Рис. 1. Трехмерная схема моделирования прокатки композита М1-ВТ1-0-АД1 с помощью программного комплекса *SIMULIA/Abaqus* (а) и размещение в прокатываемой полосе (б) интерметаллида и участков с высокой плотностью конечно-элементной сетки (в)

При моделировании разрушений интерметаллида на всех стадиях обжатия не происходило. Поля деформаций в моделируемом образце достаточно неоднородны даже в пределах одного слоя. В титане перед включением интерметаллида формировалась зона, для которой характерны повышенные значения обжатия PE22 и вытяжки PE11 (рис. 2 и 3). За включением ин-

терметаллида возникает зона торможения деформации, в которой величины вытяжки и обжатия меньше, чем в среднем по слою титана.

Возникновение двух аномальных зон перед и после включения интерметаллида приводит к смещению центра участка титана с высокой плотностью конечно элементной сетки относительно моделируемого оплава.

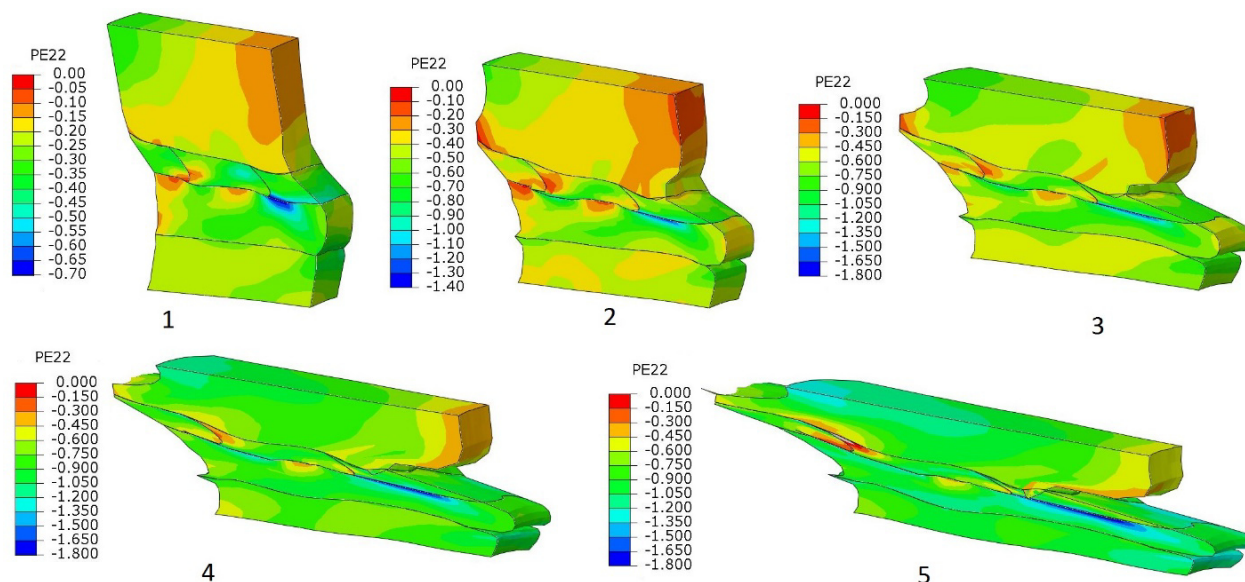


Рис. 2. Распределение величины обжатия PE22 в моделируемом образце в районе расположения интерметаллида (включение интерметаллида и зон с повышенной плотностью конечно-элементной сетки разрезаны вдоль плоскости симметрии): 1–5 – после прохождения 1–5 пар валков соответственно

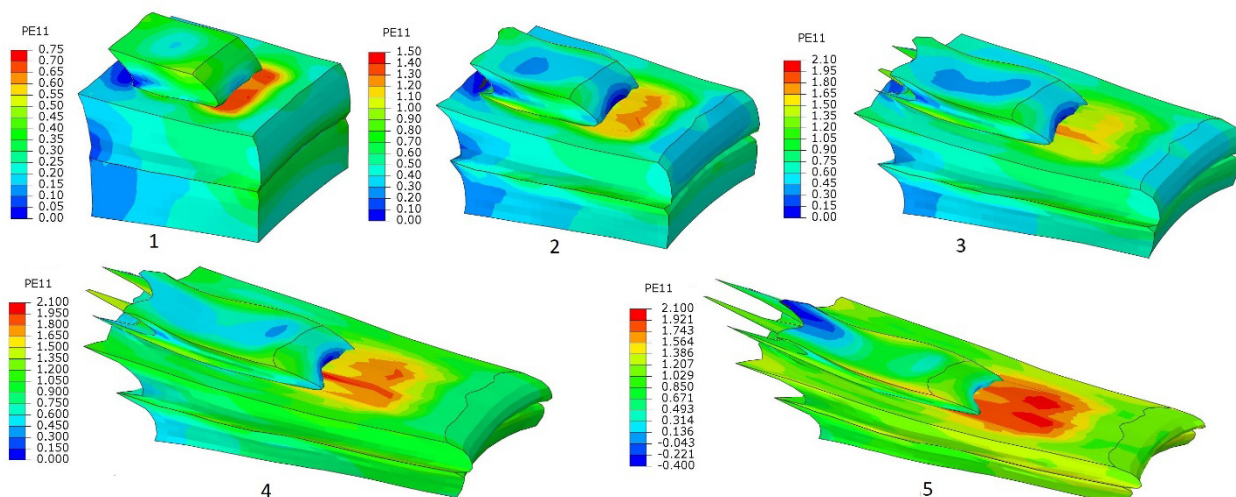


Рис. 3. Распределение величины вытяжки PE11 в моделируемом образце в районе расположения интерметаллида (удалены зоны с повышенной плотностью конечно-элементной сетки в меди):
1–5 – после прохождения 1–5 пар валков соответственно

Различий в деформационной способности титана, интерметаллида и меди должно приводить к возникновению на их границе сдвиговых деформаций (рис. 4). При небольших величинах обжатия в районе переднего торца интерметаллида не возникает значительных сдвиговых напряжений в титане вблизи поверхности,

а вблизи заднего торца в титане формируются высокие сжимающие напряжения в зоне контакта с интерметаллидом и растягивающие – в зоне контакта с медью. Небольшие сжимающие сдвиговые напряжения на границе интерметаллид-медь практически однородные.

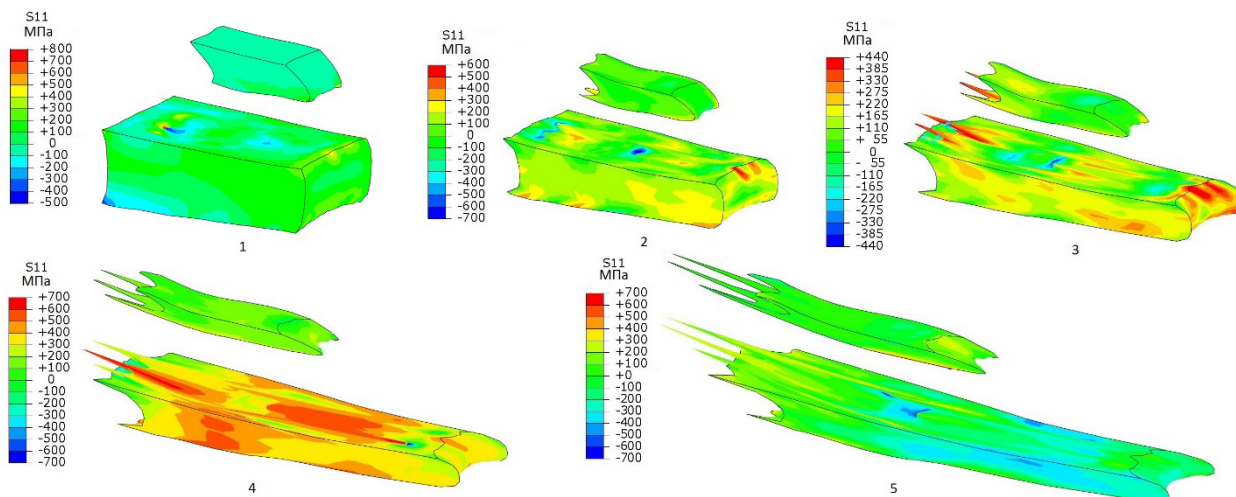


Рис. 4. Напряжения S11 на верхних поверхностях интерметаллида и титана (для наглядности слои раздвинуты в вертикальном направлении):
1–5 – после прохождения 1–5 пар валков соответственно

Поле сдвиговых напряжений на границе интерметаллид-медь при прохождении 2 и 4 пар валков дифференцировалось с формированием области сжатия (до -200 МПа) вблизи переднего торца и с растягивающими напряжениями, не превышающими 100 МПа, в районе заднего торца.

По мере увеличения обжатия (пары валков 2, 3 и 4) перед передним торцом интерметалли-

да в титане возникает и увеличивается область растягивающих напряжений на границе титан-медь, аналогичная зона формируется в титане и вблизи заднего торца на границе титан-интерметаллид. При прохождении пятой пары валков картина сдвиговых напряжений резко меняется с формированием в титане под интерметаллидом области сжатия.

Сложное напряженно-деформированное состояние привело резким колебаниям толщин слоев титана, интерметаллида, меди и алюминия на участке размером 4×4 мм.

Выводы

1. При прокатке слоистого медь-титан-алюминиевого композита наличие твердых включений на границе пластичных слоев титана и меди формируется перед включением интерметаллида зоны с повышенными значениями обжатия и вытяжки, а за включением одновременно возникает зона торможения деформации, в которой величины вытяжки и обжатия меньше, чем в среднем по слою титана. Возникновение двух аномальных зон приводит к смещению центра участка титана с высокой плотностью конечно элементной сетки относительно моделируемого оплава.

2. Сложное напряженно-деформированное состояние приводит к резким колебаниям толщин слоев титана, интерметаллида и алюминия на участке размером 4×4 мм.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Гуревич, Л. М. Исследование неравномерности деформации при прокатке биметалла титан-алюминий / Л. М. Гуревич, В. М. Волчков, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, А. И. Богданов // Производство проката. – 2013. – № 8. – С. 24–28.
2. Двух- и трехмерное моделирование процесса прокатки слоистых магниевых композитов / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, И. А. Пономарева, В. Н. Арисова, Д. В. Щербин // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 12 (175) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 29–33.
3. Моделирование процессов деформирования трехслойных никель-алюминиевых композитов при прокатке и изгибе / В. Г. Шморгунов, Л. М. Гуревич, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, А. Ол. Таубе, Д. А. Евсупов // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 15 (118) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении» ; вып. 8). – С. 22–26.
4. Казак, Н. Н. Механические свойства многослойных титановых композиций после сварки взрывом и горячей прокатки / Н. Н. Казак [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 1974. – № 1. – С. 109–114.
5. Johnson, G. R., Cook W. H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – P. 541–547.
6. Johnson, G.R. and Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engineering Fracture Mechanics, 1985, Vol. 21. – P. 31–48.
7. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М. : Металлургия, 1970. – 237 с.

УДК 621.774.38

Я. И. Космацкий

ВЛИЯНИЕ ПРОФИЛИРОВКИ ИНСТРУМЕНТА НА ЭСП ПРОЦЕССА ПРЕССОВАНИЯ ТРУБ*

ОАО «РосНИТИ», г.Челябинск

(e-mail: kosmatski@rosniti.ru)

Обоснована задача проведения моделирования процесса прессования труб с использованием новых технических решений, обеспечивающих снижение максимального усилия прессования труб. Рассматривается процесс прессования труб с применением отличных профилировок инструмента и их влияние на энергосиловые параметры (ЭСП) процесса, а именно: пресс-шайба радиального исполнения и конический матричный узел. При этом учитывается техническая возможность последующей опытно-промышленной реализации новых технических решений. Так, профилировки рассматриваемого инструмента спроектированы с учетом технологических особенностей действующей в трубопрессовом цехе № 2 (ТПЦ-2) Волжского трубного завода (АО «ВТЗ») прессовой линии максимальным усилием 20 МН, и их изготовление возможно с использованием существующего инструментального парка. Вместе с этим на примере сортамента АО «ВТЗ» показано, что использование прессового инструмента новой профилировки обеспечивает снижение величины пикового усилия прессования на 10–13,5 %. При использовании метода конечных элементов, реализованного в САПР *QForm 3D*, проведена количественная оценка раздельного и комплексного применения инструмента отличных профилировок и их влияния на ЭСП процесса прессования. В заключение представляются выводы, подтверждающие целесообразность дальнейшего физического моделирования процесса прессования труб с применением новых профилировок инструмента, обеспечивающих реализацию энергосберегающей технологии производства бесшовных труб.

Ключевые слова: прессование труб; пресс-шайба; матрица; матрицедержатель; матричный узел; пиковое усилие; снижение усилия; прессовый инструмент; энерго- и ресурсосберегающие технологии.

© Космацкий Я. И., 2016

* В работе по созданию 3-D моделей и их дальнейшей реализации в САПР *QForm 3D* принимали соответствующее участие сотрудники ОАО «РосНИТИ»: инженер лаборатории волочения и прессования Н. В. Фокин, инженер лаборатории моделирования технологических процессов А. С. Кочкин.

Ya. Ig. Kosmatskiy

INFLUENCE OF TOOL'S PROFILING ON ENERGY-POWER
PARAMETERS OF THE PIPES EXTRUSION PROCESS

The Russian research institute of the tube & pipe industries (ROSNITI JSC), Chelyabinsk

It substantiates the task of modeling the pipe's extrusion process with new technical solutions that provide maximum reduction efforts pipe's extrusion. We consider pipes compaction process using different tool's profiling and their impact on energy-power parameters (EPP) process, namely, the press-washer performance radial, and tapered die block. This takes into account the technical possibility of subsequent pilot implementation of new technical solutions. Thus, the profiling of the tool designed to meet the technological features of the current in the pipe's extrusion department No. 2 (PED-2) Volzhskiy Pipe Plant (VPP), press the line maximum force of 20 MN, and their production is possible using the existing tool of the park. At the same time, the example of the assortment of VPP shows that the use of extrusion's tool of a new profiling reduces the magnitude of the peak compression force of 10–13.5%. By using the finite element method, implemented in the *QForm 3D*, a quantitative assessment of the separate and combined use of the instrument other profiling and their impact on the EPP – pipe extrusion process. In conclusion, the findings are presented, confirming the advisability of further physical modeling of the pipe's extrusion process using new tool's profiling, ensuring the implementation of energy-saving technologies of production of seamless pipes.

Keywords: extrusion of pipes; press-washer; the die; die block; peak force; reduction efforts; pressing tools; energy- and resource-saving technologies.

В трудах отечественных и зарубежных ученых, занятых в области прессования, представлено немалое количество технических решений, направленных на снижение энергозатрат в процессе прессования, которые можно условно классифицированы на три группы. Часть из них основана на конструктивных изменениях прессового оборудования и инструмента, как на основном факторе, влияющем на энергосиловые характеристики процесса, в частности, изменение профилировки пресс-игл, матриц, конструкции пресс-шайб, их материалов и режимов термической обработки. Другие же технические решения подразумевают изменения в технологии прессования, основываясь на корректировке режимов нагрева заготовок при прессовании, скоростных режимов движения прессового инструмента и т. д. Третьи же, основаны на изменении химического и реологического составов смазочных материалов, их физических и эксплуатационных свойств, конструкции стеклосмазочных шайб.

Вместе с этим, среди множества различных технических решений [1], в настоящее время при производстве трубной продукции реализованы немногие. Так, возможность прессования труб при использовании матричного узла с ко-

нической поверхностью достаточно глубоко исследована в конце прошлого века [2]. По результатам этих исследований отмечается снижение усилия прессования с применением матриц с различными углами конусности, относительно плоских матриц. В развитии этого направления, в частности, решения вопроса предварительной подготовки конической поверхности заготовки, за счет реализации способов, замещающих механическую обработку, а именно, процессы прошивки и экспандирования, в работе [3] продемонстрировано, в первом приближении, теоретическое исследование формоизменения заготовки при изготовлении гильзы. Таким образом, ставится задача дальнейшего исследования влияния рациональной, т. е. способной быть выполненной в действующих условиях, профилировки прессового инструмента на энергосиловые параметры процесса прессования труб.

Моделирование процесса прессования труб из стали марки 12X18H10T размером $45,0 \times 4,0$ мм, с использованием метода конечных элементов, реализованного в САПР *QForm 3D*, производилось в три этапа. Так, на первом этапе исследовался процесс прессования с применением пресс-шайб существующей (рис. 1, а) [4] и разработан-

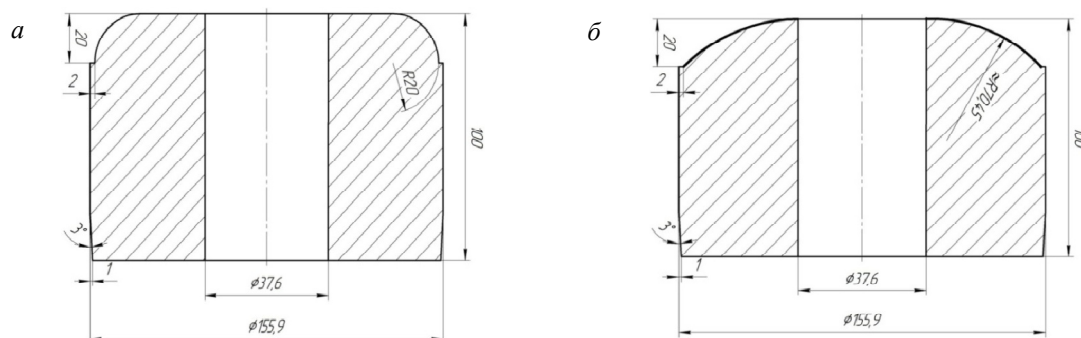


Рис. 1. Пресс-шайба:

а – существующая конструкция [4]; б – разработанная конструкция

ной конструкции (рис. 1, б), на втором, соответственно – процесс прессования с применением матричного узла, также существующей [4] и альтернативной конструкции, а на третьем этапе рассматривалось комплексное применение нового инструмента. Важно отметить, что

исходные данные для моделирования процесса назначались исходя из реальных условий процесса прессования труб в условиях ТПЦ-2 АО «ВТЗ». Так, в табл. 1 представлены исходные данные для моделирования процесса.

Таблица 1

Исходные данные для моделирования процесса

Параметр	Значение
Размер готовой трубы, мм	45,0 × 4,0
Скорость прессования, мм/с	200
Коэффициент трения на смазываемых поверхностях	0,02
Материал гильзы	12X18H10T
Сопротивление деформации материала гильзы, МПа	210
Диаметр гильзы, мм	152
Длина гильзы, мм	400
Диаметр осевого отверстия (после экспандирования), мм	52
Диаметр матрицы, мм	46,1
Диаметр пресс-иглы, мм	37,6
Диаметр контейнера, мм	156
Температура нагрева гильзы, °С	1150
Температура разогрева инструмента °С	500
Материал рабочего инструмента	4X5МФС

По результатам проведенного моделирования процесса прессования труб с применением пресс-шайбы существующей и разработанной конструкции получены зависимости усилия

прессования от времени рабочего цикла процесса. Сравнительная диаграмма изменения усилия прессования в течение одного рабочего цикла процесса представлена на рис. 2.

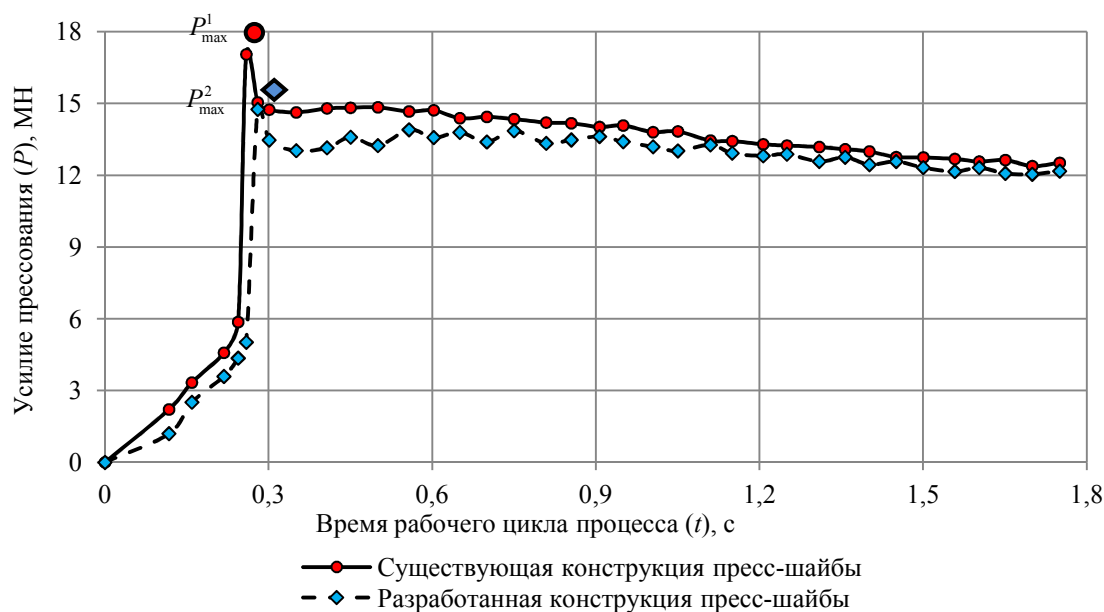


Рис. 2. Графические зависимости изменения усилия прессования в процессе одного рабочего цикла:

$$P_{\max}^1 = 17,5 \text{ МН}, \quad P_{\max}^2 = 14,7 \text{ МН}$$

В соответствии с представленной на рис. 2 графической зависимостью подтверждается уменьшение значения пикового усилия прессования при использовании пресс-шайбы разработанной конструкции (рис. 1, б) и его более позднее возникновение, вызванное дополнительным объемом свободного пространства, образованного профилем рабочей поверхности пресс-шайбы и внутренней поверхностью контейнера. В остальном, характер изменения усилия прессования в обоих случаях схож. Вместе с этим,

полезно определить стадии процесса, соответствующие возникновению пикового усилия прессования в рассматриваемых случаях. Так, на рис. 3 представлены изображения модели процесса прессования труб с применением пресс-шайбы известной профилировки [4], где t_1 – завершение процесса распрессовки заготовки; t_2 – начало истечения металла заготовки; t_3 – прохождение металла заготовки через канал матрицы (начало установившейся стадии).

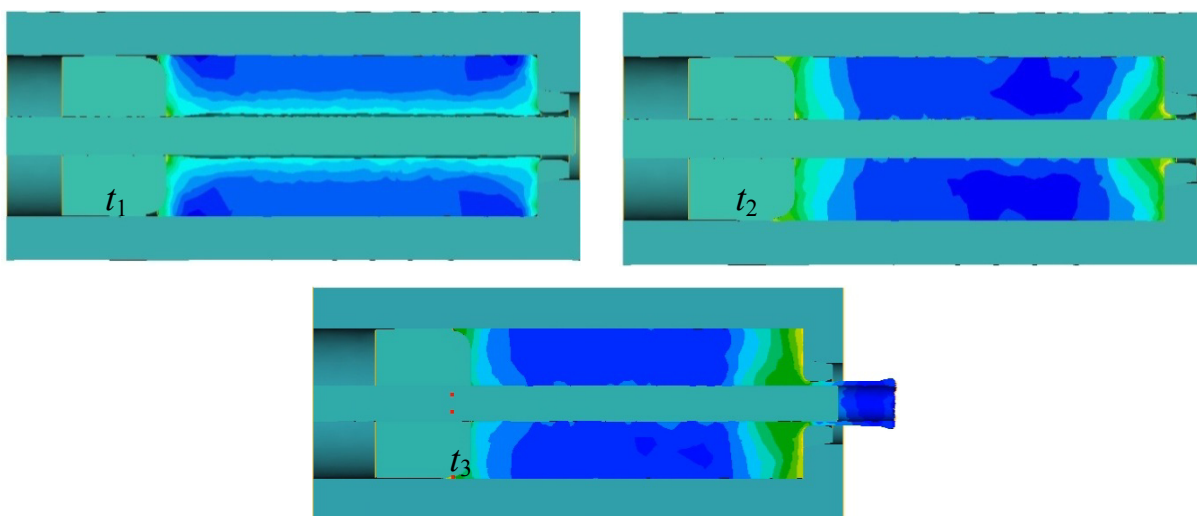


Рис. 3. Модель процесса прессования труб с применением существующей конструкции пресс-шайбы

Пиковое усилие прессования достигается в начальной стадии процесса, после распрессовки гильзы в контейнере, при начале истечения металла в отверстие матрицы, что соответствует моменту времени t_2 (через 0,25 с после начала движения пресс-шайбы). Значение усилия пресс-

сования в установившейся стадии определяется интервалом значений от 12,5 до 14,5 МН.

На рис. 4 представлены изображения модели процесса прессования труб с применением спроектированной конструкции пресс-шайбы (рис. 1, б).

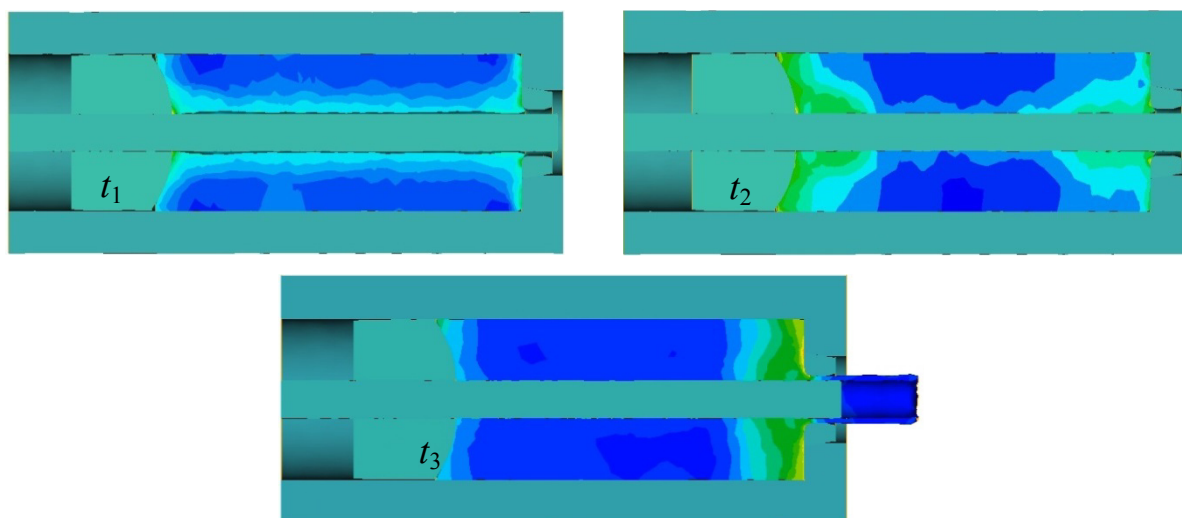


Рис. 4. Модель процесса прессования труб с применением разработанной конструкции пресс-шайбы

В рассматриваемом случае, при использовании пресс-шайбы отличной профилировки, пиковое усилие прессования достигается в начальной стадии процесса, через 0,29 с после начала движения пресс-шайбы. Большой период времени до достижения пикового усилия, в сравнении с процессом прессования при использовании пресс-шайбы существующей конструкции, вероятно, обусловлен присутствием эффекта обратного течения металла при распрессовке гильзы в контейнере и заполнении металлом полости, образуемой профилем пресс-шайбы и контейнером.

Последнее достаточно хорошо коррелируется с изобретением [5], обеспечивающим аккумулирование энергии, проиллюстрированном в работе [6] на примере использования пружин сжатия в процессе прессования. При этом, как показано на рис. 2, пиковое усилие прессования на 13,5 % ниже значения, полученного при предыдущем моделировании. Значение усилия прессования в установившейся стадии определяется интервалом значений от 12,1 до 13,8 МН, что на 0,7 МН ниже уровня полученного при процессе с использованием пресс-шайбы существующей конструкции.

Снижение усилия прессования при исполь-

зовании пресс-шайбы разработанной профилировки может объясняться следующим. Характер локализации напряжений, при использовании существующей и разработанной конструкции пресс-шайб, схож. Однако в последнем случае, по длине заготовки происходит более интенсивная деформация металла. Уровень значений напряжения на указанном участке выше на 30–40 %, соответственно деформация происходит более равномерно, без образования четких границ перехода значений напряжения на более высокие, к очагу деформации и пресс-шайбе.

При исследовании процесса прессования с применением отличного от используемого ТПЦ-2 АО «ВТЗ» матричного узла, по конструктивным соображениям (возможность переточки существующего инструмента на новую профилировку), максимальное значение угла конусности принималось равным $21,0^\circ \pm 10'$.

С целью оценки влияния профилировки матричного узла существующей и разработанной конструкции на энергосиловые характеристики процесса прессования труб также как и в рассматриваемом ранее случае строились сравнительные диаграммы (рис. 5) изменения усилия прессования в процессе одного рабочего цикла.

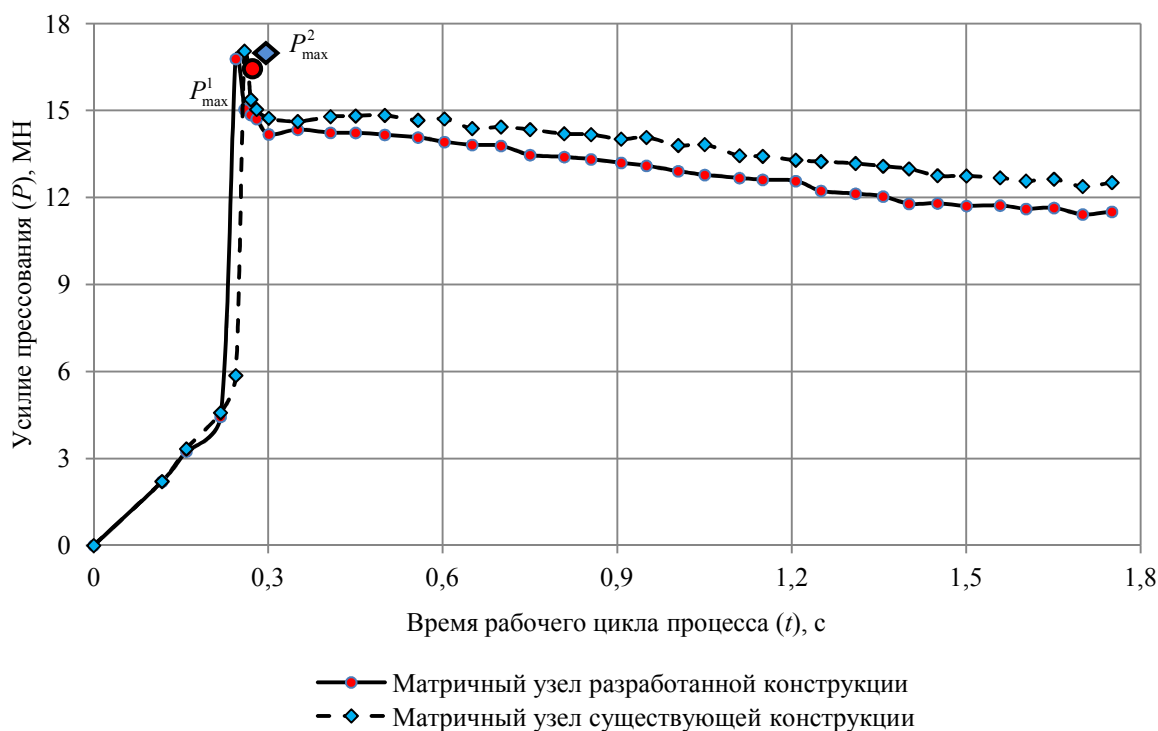


Рис. 5. Графические зависимости изменения усилия прессования в процессе одного рабочего цикла:

$$P^1_{\max} = 17,5 \text{ МН}, \quad P^2_{\max} = 16,8 \text{ МН}$$

Анализ представленных на рис. 5 графических зависимостей свидетельствует о том, что

применение инструмента с конической рабочей поверхностью (матрицедержатель и матрица)

обеспечивает возможное снижение усилия прессования: пиковое – на 0,27 МН (1,6 %); в установившейся стадии процесса – на 0,40–1,10 МН (2,5–7,0 %).

На рис. 6 приводятся изображения модели процесса прессования труб, соответствующие указанным выше стадиям.

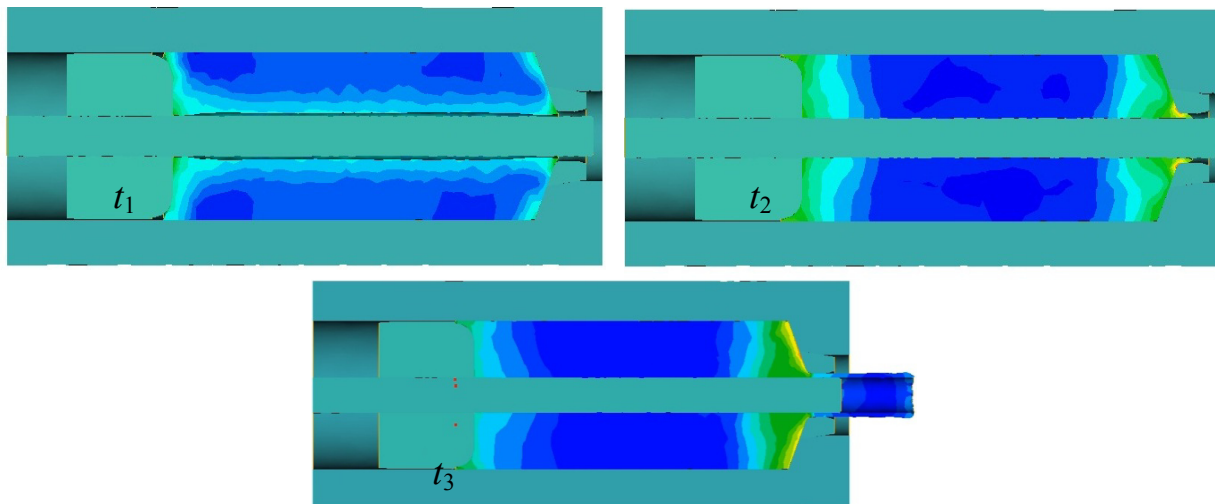


Рис. 6. Модель процесса прессования труб с применением разработанной конструкции матричного узла

Как видно из рис. 5 и 6, пиковое усилие прессования достигается в начальной стадии процесса, после распрессовки гильзы в контейнере, при начале истечения металла в отверстие матрицы, через 0,24 с после начала движения пресс-шайбы. Пиковое усилие прессования составило 16,8 МН, что на 1,6 % ниже, чем при использовании матричного узла существующей конструкции. Усилие прессования в установившейся стадии определяется интервалом значений от 11,4 до 14,3 МН. Среднее значение усилия прессования в установившейся стадии процесса на 0,65 МН ниже, чем при процессе с использованием матричного узла существующей конструкции [4].

Также, с целью определения способа прессования с наименьшими значениями энергосиловых характеристик процесса, не меньший ин-

терес для исследования представляет совмещенное использование разработанной профилировки пресс-шайбы и матричного узла с конусной рабочей поверхностью. На рис. 7, для сравнения представлены трехмерные модели процесса прессования труб в установившейся стадии с использованием существующего и спроектированного инструментов.

В соответствии с представленной на рис. 7, а моделью видно, что наибольшие напряжения возникают на контакте металла с конической поверхностью матрицедержателя и матрицы, и соответствуют диапазону значений от 190,0 до 210,0 МПа. Кроме того, уровень интенсивности напряжений на контакте металла с пресс-шайбой наиболее низкий по сравнению с моделью при использовании существующего инструмента (рис. 7, б).

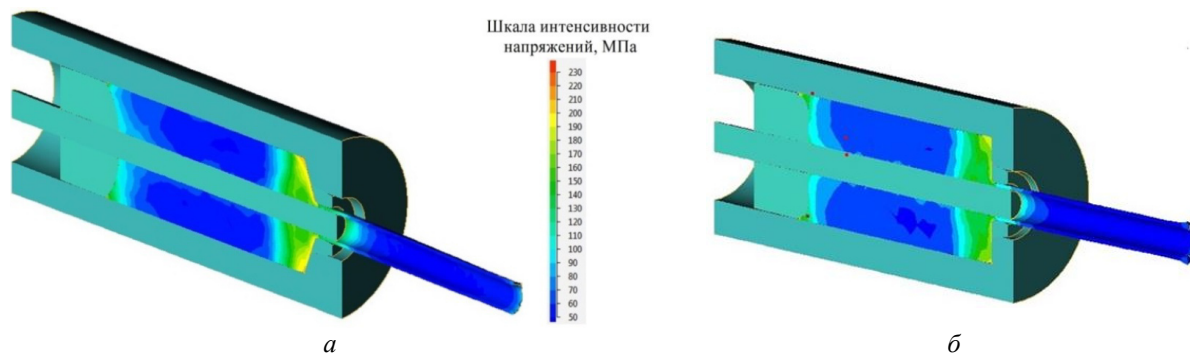


Рис. 7. Трехмерная модель процесса прессования труб:

а – с применением пресс-шайбы и матричного узла разработанной конструкции; б – с применением существующего инструмента

С целью формирования однозначного заключения по результатам моделирования, с использованием QForm 3D, процесса прессования труб с применением как существующих, так и разра-

ботанных профилировок инструмента, на рис. 8 представлены соответствующие графические зависимости, соответствующие периоду возникновения и снисхождения пикового усилия.

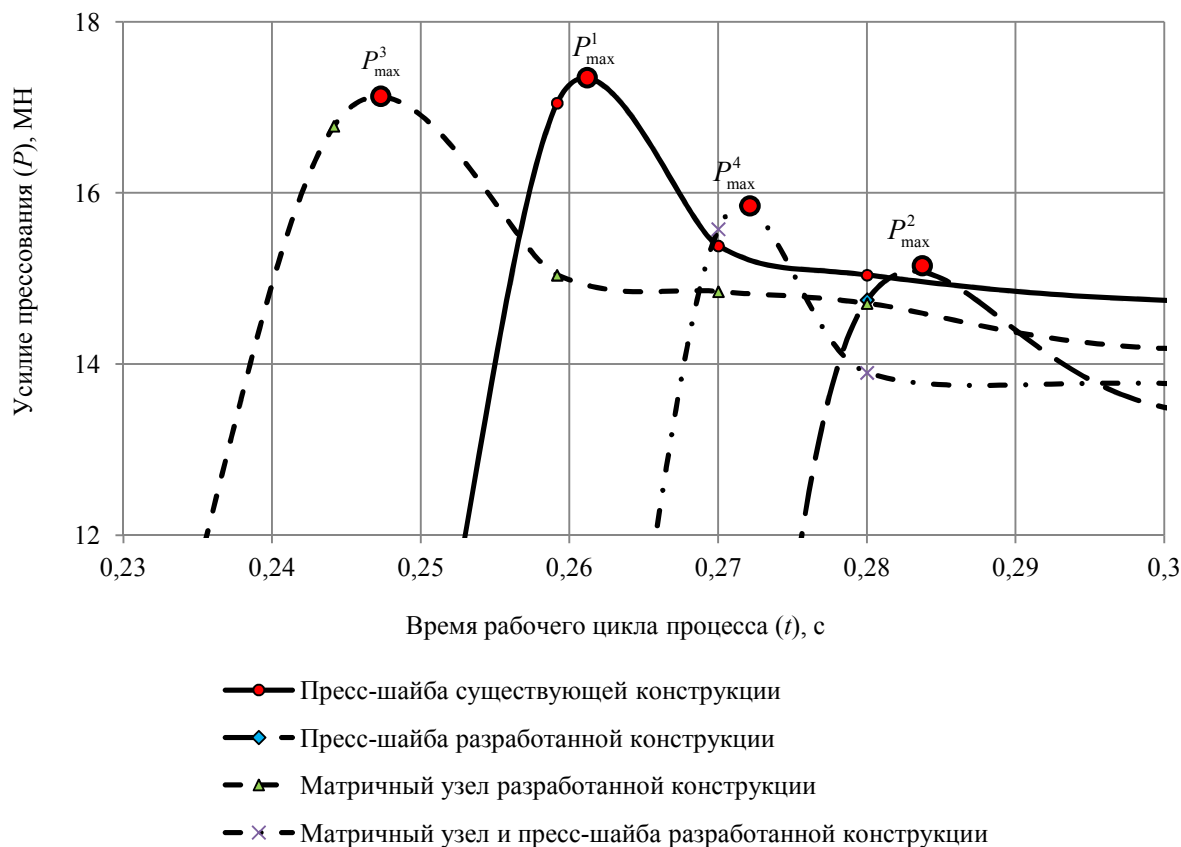


Рис. 8. Графические зависимости изменения усилия прессования (период достижения величины пикового усилия):

$$P_{\max}^1 = 17,5 \text{ МН}, P_{\max}^2 = 14,7 \text{ МН}, P_{\max}^3 = 16,8 \text{ МН}, P_{\max}^4 = 15,6 \text{ МН}$$

Значения усилия прессования: пикового, в установившейся и конечной стадии процесса, при использовании перечисленных разновидностей профилировки инструмента, приведены в табл. 2. Нумерация вариантов процесса, представленных в табл. 2, следующая:

1 – процесс прессования труб с применением существующей конструкции пресс-шайбы;

2 – процесс прессования труб с применением разработанной конструкции пресс-шайбы;

3 – процесс прессования труб с применением матричного узла разработанной конструкции;

4 – процесс прессования труб с применением пресс-шайбы и матричного узла разработанной конструкции.

Таблица 2

Сводная таблица значений усилия прессования, МН

Параметр	1	2	3	4
Пиковое усилие прессования	17,5	14,7	16,8	15,6
Усилие прессования в установившейся стадии процесса	12,5–15,4	12,10–13,9	11,4–15,0	10,8–13,9
Усилие прессования к конечной стадии процесса	12,5	12,0	11,6	10,8

Анализируя результаты, представленные в табл. 2, можно сделать вывод, что наимень-

шее значение пикового усилия прессования из представленных вариантов процесса обеспечи-

вает вариант № 2 (процесс прессования труб с применением разработанной конструкции пресс-шайбы). В установившейся стадии процесса наименьший диапазон значений усилия прессования обеспечивается применением пресс-шайбы и матричного узла разработанной конструкции. Верхнее значение указанного диапазона аналогично значению, полученному в процессе прессования труб с использованием только пресс-шайбы разработанной конструкции и составляет 13,90 МН. Однако применение дополнительно матричного узла разработанной конструкции позволяет снизить нижнее значения интервала на 10 %. Указанное значение составляет 12,1 и 10,8 МН соответственно для вариантов исполнения № 2 и 4.

С целью оценки сходимости и подтверждения результатов исследования процесса прессования труб при использовании разработанной математической модели, реализованной в САПР QForm 3D, с применением прессового инструмента существующей и разработанной конструкции, предусматривается дальнейшее проведение экспериментального исследования в лабораторных условиях ОАО «РосНИТИ» и последующее опытно-промышленное опробование в производственных условиях ТПЦ-2 АО «ВТЗ».

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Космацкий, Я. И. Развитие технических решений производства горячепрессованных труб / Я. И. Космацкий, А. В. Выдрин, Б. В. Баричко // Бюллетень научно-технической и экономической информации «Черная металлургия». – Москва : ОАО «Черметинформация», 2014. – № 3(1371). – С. 73–75.
2. Прозоров, Л. В. Прессование стали и тугоплавких сплавов / Л. В. Прозоров. – М. : Машиностроение, 1969. – 243 с.
3. Фокин, Н. В. Компьютерное моделирование формоизменения заготовок при экспандировании и прошивке / Н. В. Фокин, Я. И. Космацкий, В. В. Ананян [и др.] // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 12 (175) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – С. 92–97.
4. Технологическая инструкция. Производство труб на прессовой линии 20 МН в ТПЦ-2. Волжский трубный завод: ТИ 04.1.02 / сост. И. В. Неклюдов, В. Г. Егоренко. – Волжский : Изд-во ВТЗ, 2010. – 62 с.
5. Пат. 2535831 Российская Федерация, МПК⁷ В 21 В 17/00, В 21 С 23/08, В 21 В 25/02. Способ прессования полых профилей и устройство для его осуществления / Я. И. Космацкий, А. В. Выдрин, Б. В. Баричко и др. – № 2013133135/02; заявл. 16.07.2013; опубл. 20.12.2014, Бюл. № 35. – 8 с.
6. Космацкий, Я. И. Экспериментальное исследование процесса инерционного прессования труб / Я. И. Космацкий, Н. В. Фокин // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2014. – Том 14. – № 2. – С. 73–77.

УДК 620.162.3:620.172.2

В. В. Назаров¹, А. Р. Лепешкин²

ОСОБЕННОСТИ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ С КРУГОВЫМ ОТВЕРСТИЕМ*

¹ Институт механики МГУ им. М. В. Ломоносова

² ФГУП ЦИАМ им. П. И. Баранова

e-mail: inmec130@mail.ru

Приведены результаты экспериментальных исследований по одноосному растяжению сплошной прямоугольной пластины и пластины с центральным круговым отверстием. Из сопоставления фотоснимков наблюдения за деформированным состоянием на диаграмме механического состояния материала определен начальный момент формоизменения плоского образца. Из анализа диаграмм механического состояния установлено, что концентратор напряжений приводит к заметному ослаблению прямоугольной пластины.

Ключевые слова: титановый сплав; концентратор напряжений; диаграмма механического состояния.

V. V. Nazarov¹, A. R. Lepeshkin²

FEATURE OF FORMING AND FRUCTURE RECTANGULAR PLATE WITH CIRCULAR HOLE

¹ Institute of Mechanics Lomonosov Moscow State University

² Central Institute of Aviation Motors (CIAM)

The results are submitted of experimental research on uniaxial tension solid rectangular plate, and the plate with a central circular hole. From a comparison of photographs oversee deformed state in the diagram of the mechanical state of the material determined by the initial moment of forming a flat sample. From the analysis of the mechanical state diagrams found that stress concentrator leads to a marked weakening of the rectangular plate.

Keywords: titanium alloy; stress concentrator; diagram of mechanical state.

При аналитическом решении задач механики деформируемого твердого тела с концентратором напряжений, формоизменение элемента конструкции и формоизменение концентратора напряжений не учитывают [1]. В этом случае напряжения в прямоугольной пластине при неоднородном сложном напряженном состоянии вблизи центрального кругового отверстия определяют при заданной зависимости растягивающего напряжения от осевой деформации. В действительности, прямоугольная пластина и концентратор напряжений с некоторого момента при одноосном растяжении претерпевают формоизменение. Проведем исследование влияния концентратора напряжений на диаграмму механического состояния металлического материала с развитой пластичностью.

С этой целью рассмотрим особенности формоизменения и разрушения двух плоских образцов (рис. 1). Из сопоставления фотоснимков при визуальном наблюдении растягиваемых пластин и диаграмм механического состояния определим моменты начала их формоизменения. Исследуем влияние кругового отверстия на диаграмму механического состояния титанового сплава ВТ1-0 [2].

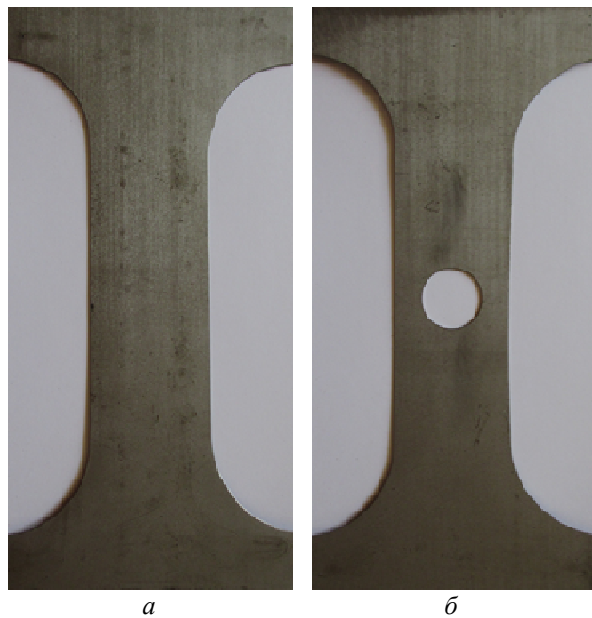


Рис. 1. Плоские образцы:
а – сплошной; б – с круговым отверстием

Используем обозначения: a_0 – ширина, b_0 – длина, c_0 – толщина, d_0 – диаметр кругового отверстия, u – удлинение в продольном направлении, h – сужение в поперечном направлении, h_{\max} – поперечное сужение в самом узком мес-

те, σ – истинное растягивающее напряжение, ε – логарифмическая деформация, σ_y – предел текучести, σ_s – предел прочности при растяжении, u_{crack} – удлинение сплошного образца в момент зарождения магистральной трещины, u_{crack}^h – удлинение образца с круговым отверстием в момент зарождения магистральных трещин.

Рассмотрим процесс одноосного растяжения тонкой сплошной пластины. Считаем, что при одном размере $c_0 \ll a_0, b_0$ процесс деформирования происходит в одной плоскости (уменьшение толщины $c(u)$ не учитываем – для тонкой пластины сложно проводить измерение толщины). В этом случае площадь поперечного сечения убывает с увеличением h , откуда следует

$$\sigma(F, h) = \frac{F}{c_0[a_0 - h]}. \quad (1)$$

Из условия неизменности площади (на самом деле, площадь незначительно увеличится) продольного сечения прямоугольной пластины, получаем

$$h(u) = a_0 \left[1 - \frac{b_0}{b_0 + u} \right]. \quad (2)$$

Соотношения (1) и (2) приводят к искомой зависимости

$$\sigma(F, u) = \frac{F[b_0 + u]}{a_0 b_0 c_0}. \quad (3)$$

Следует обратить внимание, что на плоской поверхности пластического материала можно наблюдать интересный эффект – на полосах линий скольжения происходит выход материала из плоскости и деформация сужения по толщине становится существенно не однородной [3].

Размеры испытанных образцов оказались следующими: $a_0 = 40$ мм, $b_0 = 100$ мм, $c_0 = 0,5$ мм, $d_0 = 20$ мм. Измерение продольного удлинения u проводились по положению захватных частей испытательной установки BISS P Ltd. Скорость изменения положения захватных частей составила 2 мм/с. Регистрация текущего состояния базы образцов производилась фотосъемкой. При построении истинной диаграммы $\sigma(\varepsilon)$ в области относительных удлинений $u/b_0 > 5\%$ в качестве деформации использовалась логарифмическая деформация $\varepsilon = \ln(1 + u/b_0)$.



14 мм

20 мм



24 мм



28 мм



30 мм



31 мм

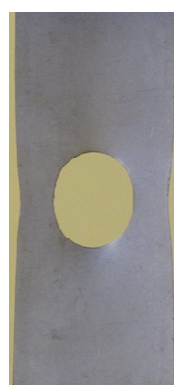


32 мм

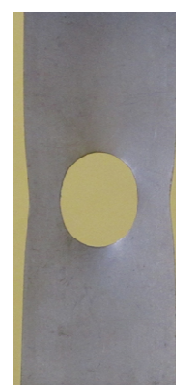


33 мм

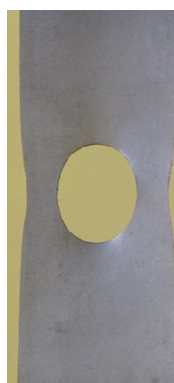
Рис. 2. Формоизменение сплошного образца при разных удлинениях



3,0 мм



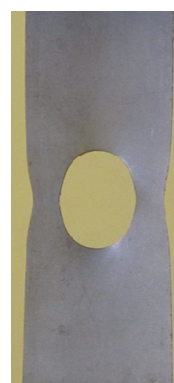
3,5 мм



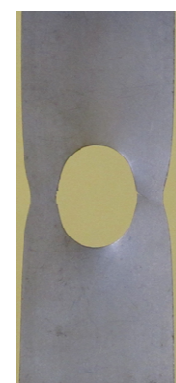
4,0 мм



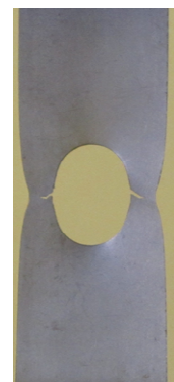
4,5 мм



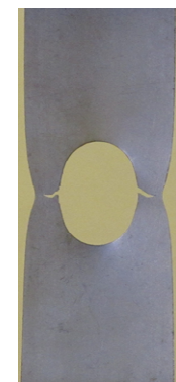
5,0 мм



5,5 мм



6,0 мм



6,5 мм

Рис. 3. Формоизменение образца с круговым отверстием при разных удлинениях

При идентификации начального момента формоизменения на диаграмме механического состояния считаем точку, удовлетворяющую условию $h_{\max} - h = 1$ мм. При анализе процесса деформирования сплошной пластины (рис. 2, 4, 5), механические характеристики титанового сплава ВТ1-0 оказались следующими: $\sigma_y = 180$ МПа, $\sigma_s = 348$ МПа. Установлен начальный момент

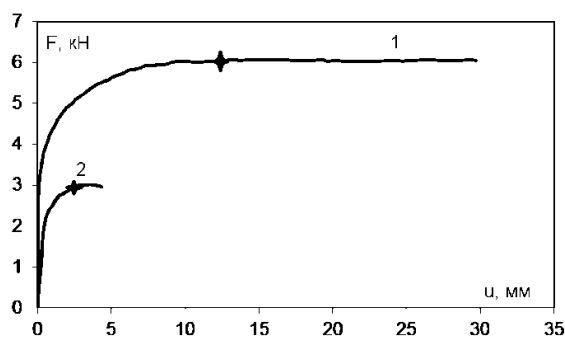


Рис. 4. Зависимость растягивающей силы от удлинения (до момента роста магистральных трещин): 1 – сплошного образца; 2 – образца с круговым отверстием (значками обозначены начальные моменты формоизменения)

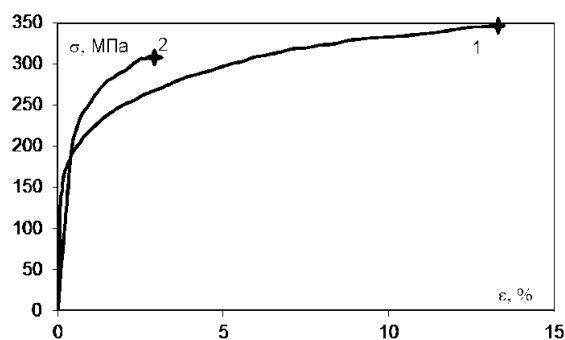


Рис. 5. Зависимость растягивающего напряжения (до предела прочности) от логарифмической деформации: 1 – сплошного образца; 2 – образца с круговым отверстием (значками обозначены начальные моменты формоизменения)

локализации деформирования – достигается при напряжении σ_s ($\epsilon_s = 13\%$, $u_s = 14$ мм).

При анализе процесса деформирования пластины с центральным круговым отверстием (рис. 3, 4, 5) выявлено, что концентратор напряжений с относительным размером $1/2$ приводит к заметному ослаблению плоского образца, при этом $\sigma_s^h = 311$ МПа, $\epsilon_s^h = 3\%$, $u_s^h = 3$ мм. Наблюдаются особенности роста магистральных трещин: в сплошном образце – от центра поперечного сечения ($u_{\text{crack}} = 33$ мм), в образце с концентратором напряжений – от кругового отверстия ($u_{\text{crack}}^h = 6,5$ мм).

Таким образом, концентратор напряжений приводит к заметному ослаблению прямоугольной пластины ($\sigma_s^h < \sigma_s$). Вместе с этим, из-за концентратора напряжений на диаграмме механического состояния ($\sigma_y^h = 240$ МПа) наблюдается локальное упрочнение ($\sigma_y^h > \sigma_y$). Из проведенного анализа следует, что при напряжении $\sigma \leq \sigma_s^h / \sigma_s = 0,89\sigma_s$ можно пренебречь формоизменением концентратора напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Киликовская, О. А. Влияние упрочнения и сжимаемости материала на решение упругопластических задач о деформировании пространства с цилиндрической полостью / О. А. Киликовская, Н. В. Овчинникова // Изв. РАН. МТТ. – 2012. – № 1. – С. 75–91.
2. Колачев, Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – М.: МИСИС, 2001. – 416 с.
3. Кукуджанов, В. Н. Реологическая неустойчивость и локализация деформаций в плоских упругопластических образцах при растяжении / В. Н. Кукуджанов, А. Л. Левитин // МТТ. – 2005. – № 6. – С. 97–110.

УДК 62-427.42:621.316.9

Л. М. Гуревич, В. Ф. Даненко

ОПТИМИЗАЦИЯ ПАРАМЕТРОВ ПЛАСТИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ СТАЛЬНЫХ КАНАТОВ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И СЛУЖЕБНЫХ СВОЙСТВ* Волгоградский государственный технический университет e-mail: mv@vstu.ru

Методами конечно-элементного моделирования исследовано круговое пластическое обжатие стального каната в четырехроlikовой волоке. Показано, что такой вариант деформирования обеспечивает более благоприятную схему напряженного состояния в очаге деформации по сравнению с обжатием в монолитных волоках с минимальными величинами вытяжки проволоки. Моделирование растяжения каната показало рост усилия, необходимого для его осевого вытягивания на 0,5 %, по мере увеличения обжатия во всем промоделированном диапазоне.

Ключевые слова: круговое пластическое обжатие, стальные канаты, четырехроlikовая волока, деформация, конечно-элементное моделирование, напряжение, растяжение.

L. M. Gurevich, V. F. Danenko

PARAMETERS OPTIMIZATION OF PLASTICALLY COMPRESSED STEEL ROPE IN ORDER TO IMPROVE MECHANICAL AND SERVICE PROPERTIES

Volgograd state technical university

The finite-element modeling study circular compacted steel rope in four roller die. It is shown that this strain option provides a more favorable scheme of the state of stress in the deformation zone, compared with a reduction in the monolithic red tape with a minimum length of the wire drawing. Simulation showed growth rope tension force necessary to stretch it axially by 0.5%, with an increase in compression throughout the simulated range.

Keywords: circular compacted, steel ropes, four roller die, deformation, finite element modeling, stress, tension.

Применение кругового (радиального) пластического обжатия стальных канатов позволяет улучшить сразу несколько их характеристик: повысить точность изготовления прядей по диаметру, уплотнить свивку, устранить возможную неравномерность натяжения проволок, сформировать полосовой контакт между проволоками и нейтрализовать свивочные напряжения [1]. Повышение технического ресурса за счет пластического обжатия прядей позволяет расширить область применения канатов в различных отраслях народного хозяйства. Пластическое обжатие проводится волочением в монолитных или роликовых волоках и применимо только при линейном касании (ЛК) проволок. При точечном касании (ТК) проволоки деформируются в местах контакта, что снижает их надежность при эксплуатации. Важным технологическим параметром процесса обжатия является степень обжатия прядей, характеризующая линейным показателем q_d [2,3], представляющим собой относительное уменьшение диаметра пряди. Решающее значение при назначении степени обжатия имеют условия эксплуатации каната. В работах [1,4] предлагается следующее деление величины обжатий для канатов различного назначения:

- калибровка прядей ($q_d < 3\%$), рекомендуемая для канатов массового назначения с целью повышения точности по диаметру и уменьшения контактных напряжений при эксплуатации;
- средние обжатия ($q_d = 3\text{--}4\%$), повышающие долговечность крановых канатов;
- глубокие обжатия ($q_d > 8\%$), обеспечивающие работу канатов в условиях абразивного износа за счет высокой степени заполнения металлом поперечного сечения.

В работе [5] установлено достижение в области обжатий $q_d = 4\text{--}8\%$ максимальной продольной жесткости прядей различной конструкции, что необходимо для канатов, применяемых в качестве ваеров, арматуры, грозозащитных тросов. Повышение работоспособности пла-

стически обжатых прядей и канатов из них объясняется, среди прочего, более равномерным распределением нагрузки между составными элементами пряди [6] и ограничивается величиной степени обжатия, вызывающей уменьшение площади сечения пряди за счет вытяжки металла. Таким образом, повышение эксплуатационных свойств канатов возможно только в случае обоснованного назначения технологических параметров обжатия.

Целью настоящей статьи является исследование моделированием методом конечных элементов зависимости напряженно-деформированного состояния проволок стального каната и его прочностных характеристик от величины обжатия в четырехроlikовой волоке.

Методика исследования

Исследуемый канат состоит из центрального стального сердечника диаметром 2,34 мм (временное сопротивление разрыву $\sigma_b = 1880$ МПа) и трех слоев из высокопрочных стальных проволок: первый слой – 7 проволок диаметром 1,66 мм ($\sigma_b = 2110$ МПа), второй слой – 7 проволок диаметром 1,62 мм ($\sigma_b = 2040$ МПа) и 7 проволок диаметром 1,27 мм ($\sigma_b = 2170$ МПа), третий слой – 14 проволок диаметром 1,98 мм ($\sigma_b = 1770$ МПа). Моделирование процесса пластического деформирования проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса SIMULIA/Abaqus компании Abaqus, Inc. (USA), использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Материалы элементов деформируемой системы задавались изотропными с повышающимися пределами текучести $\sigma_{0,2}$ при росте локальной пластической деформации. Для снижения времени расчета без потери точности использовалось варьирование размеров параллелепипедных ячеек в различных направлениях: по длине проволок – 1 мм; в поперечном сечении – 3 % от периметра внешнего контура. Пластичес-

кое деформирование моделировали протягиванием системы свитых проволок линейного касания через четырехроlikовую волоку с диаметром роликов 140 мм (рис. 1). Выбранные параметры скорости вращения роликов (1,7 рад/с) и линейной скорости перемещения каната (0,12 м/с) обеспечивали отсутствие проскальзывания в зоне контакта ролика – канат. Выбранную вели-

чину обжатия достигали изменением профиля ручья в ролике. Для оценки степени деформации при обжатии использовался линейный показатель $q_d = (d_0 - d) / d_0$, где d_0 – диаметр каната до деформации при плотной укладке цилиндрических проволок, d – диаметр каната после деформации. Конечный диаметр варьировался от 11,0 до 10,25 мм (q_d от 4,3 до 10,8 %).

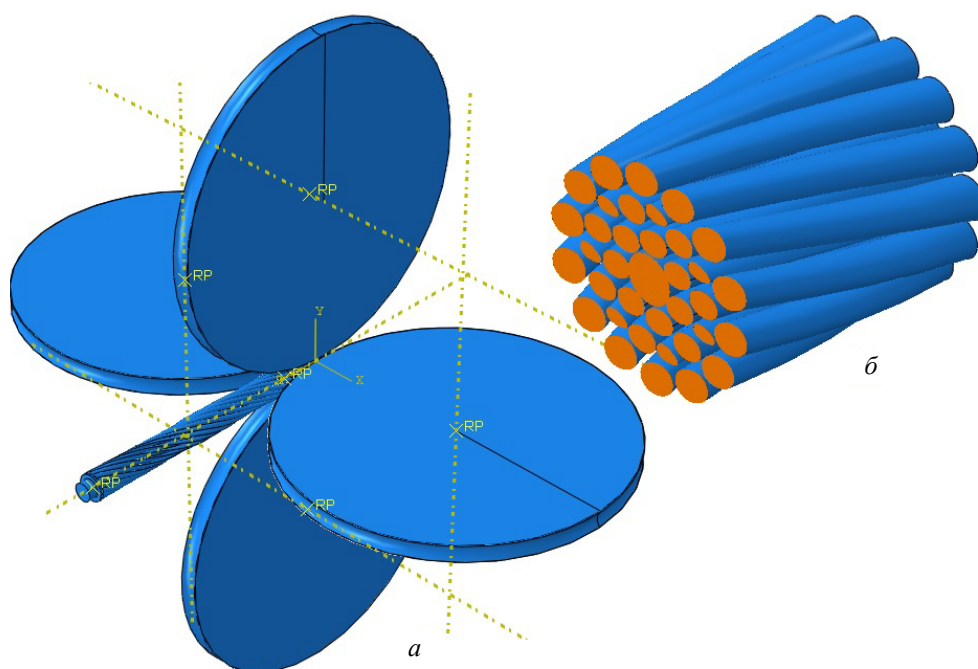


Рис. 1. Схема моделирования пластического обжатия каната (а) и поперечное сечение каната (б)

После завершения прохождения четырехроlikовой волоки моделируемый отрезок каната длиной 100 мм растягивался со скоростью 1,0 мм/с до удлинения 0,5 % с записью кривой «деформация – усилие».

Моделирование деформирования системы с выбранными размерами стальных проволок показало формирование в процессе пластического обжатия напряженного состояния с максимальными напряжениями Мизеса в проволоках первого и второго слоя (рис. 2). Увеличение обжатия каната приводит к росту эквивалентных напряжений в проволоках наружного слоя и одновременному увеличению гребешков в зоне зазора между роликами волоки. Выравнивание распределения эквивалентных напряжений по сечению каната объясняется более благоприятной схемой напряженного состояния

в очаге деформации при обжатии в роlikовой волоке (уменьшением доли растягивающих напряжений).

Распределение эквивалентной пластической деформации (рис. 3) несколько отличается от распределения напряжений Мизеса: основная пластическая деформация локализована на внешней поверхности проволок наружного слоя и с ростом обжатия захватывает все большую площадь сечения проволок наружного слоя и локальные участки контактов между проволоками сердечника, первого и второго слоя. Отличия в характере распределения напряжений Мизеса и эквивалентных пластических деформаций по сечению каната объясняется различиями прочностных свойств проволок разного диаметра, связанными с изменением степени наклепа при волочении.

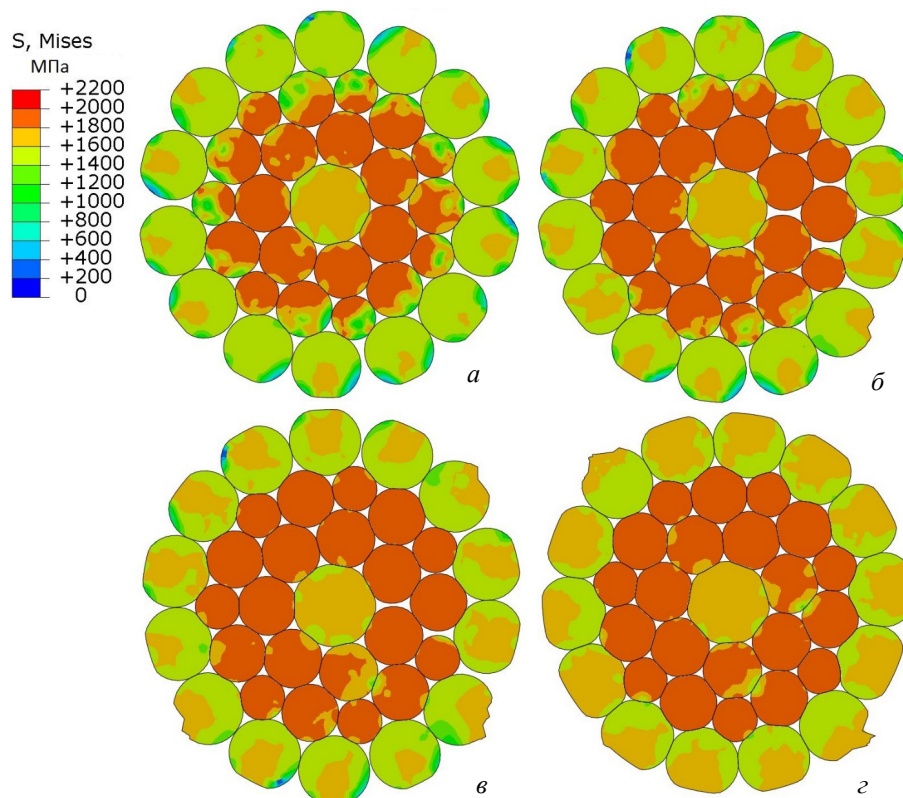


Рис. 2. Изменение напряжений Мизеса в проволоках каната на выходе из четырехроlikовой волоки после различной степени пластического обжатия, %:
а – 4,3; б – 6,5; в – 8,7; г – 10,8

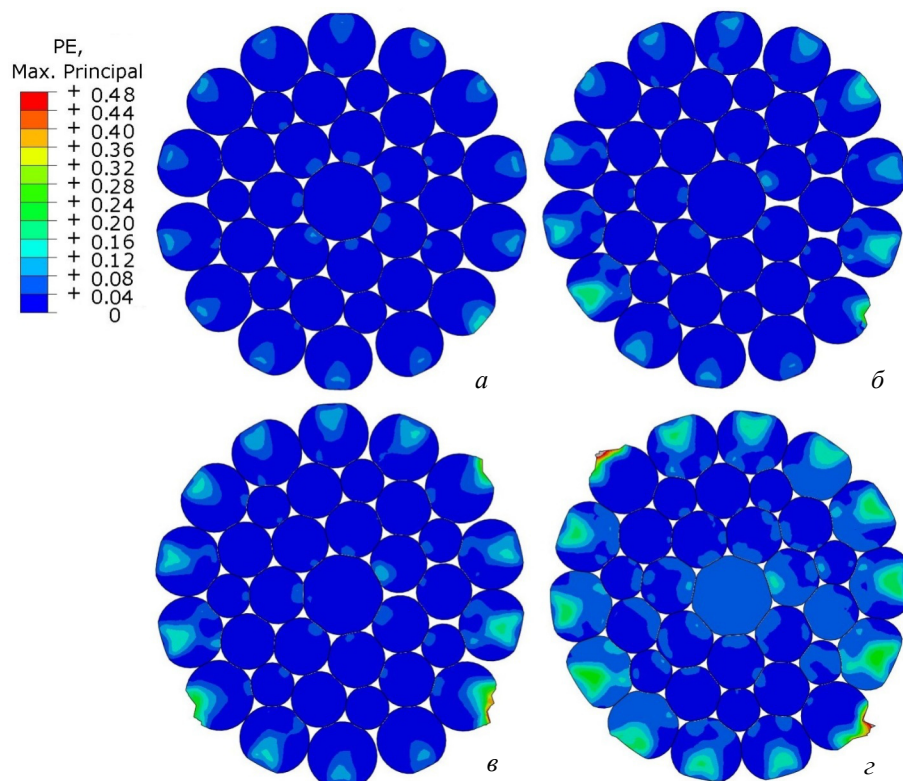


Рис. 3. Изменение эквивалентных деформаций в проволоках каната на выходе из четырехроlikовой волоки после различной степени пластического обжатия, %:
а – 4,3; б – 6,5; в – 8,7; г – 10,8

Пластическое обжатие в четырехроlikовой волоке не приводит к существенной вытяжке проволок каната в исследованном диапазоне обжатий (рис. 4). Вытяжка растет с увеличением степени пластического обжатия, но даже при обжатии каната до 10,8 % величина осевой

деформации проволок наружного слоя не превышает 4–6 %. Это легко объяснимо, если учесть уменьшение контактного трения и практически полное отсутствие сдвиговых напряжений на границе ролик-проволока.

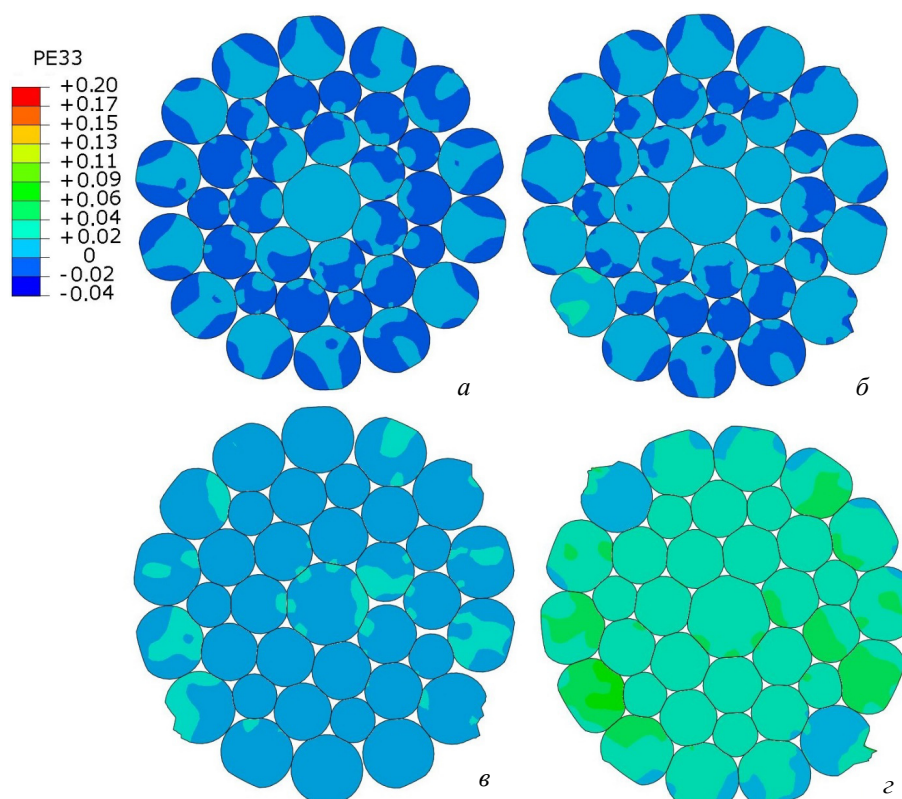


Рис. 4. Изменение вытяжки проволок каната на выходе из четырехроlikовой волоки после различной степени пластического обжатия, %:
а – 4,3; б – 6,5; в – 8,7; з – 10,8

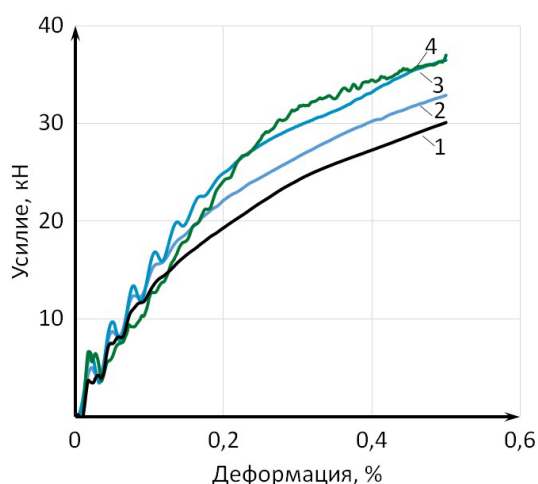


Рис. 5. Кривые усилия растяжения — деформация канатов после различной степени пластического обжатия, %:
1 – 4,3; 2 – 6,5; 3 – 8,7; 4 – 10,8

Моделирование растяжения пластически обжатого каната показало рост усилия, необходи-

мого для осевого вытягивания каната на 0,5 %, по мере увеличения обжатия во всем промоделированном диапазоне обжатий (рис. 5). Однако при небольших деформациях продольная жесткость каната, подвергнутого пластическому обжатию 10,8 %, несколько ниже (кривая 4 на рис. 5), чем при всех промоделированных обжатиях, что связано с незначительной вытяжкой проволок каната (рис. 4, з).

Выводы

1. Проведено моделирование деформирования элементов стального каната при круговом пластическом обжатии в четырехроlikовой волоке, позволившее исследовать зависимость напряженно-деформированного состояния проволок от величины обжатия. Показано, что такой вариант кругового пластического деформирования обеспечивает более благоприятную схему напряженного состояния в очаге дефор-

мации по сравнению с обжатием в монолитных волоках, вытяжка проволок не превышает 4–6 % даже при степени обжатия $q_d = 10,8 \%$.

2. Моделирование растяжения пластически обжатого каната показало рост усилия, необходимого для осевого вытягивания каната, по мере увеличения степени обжатия. Пластическое обжатие 10,8 % вызывает при растяжении снижение продольной жесткости каната при небольших деформациях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Малиновский, В. А. Стальные канаты. Ч. 1. Некоторые вопросы технологии, расчета и проектирования / В. А. Малиновский. – Одесса : АстроПринт, 2001. – 188 с.
2. Скалацкий, В. К. Оценка степени деформации при пластическом обжатии круглых прядей / В. К. Скалацкий //

Сб. тр. «Стальные канаты». Вып. 6. – Киев : Техника, 1969. – С. 170–173.

3. Даненко, В. Ф. Повышение физико-механических и служебных свойств пластически обжатых стальных прядей и изготовленных из них канатов / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, С. Ю. Шаталин, И. С. Кишечникова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. №8 (168) / ВолгГТУ. – Волгоград. 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 72–76.

4. Харитонов, В. А. Выбор режимов деформации при обжатии многослойных канатов в трехроликовых волоках / В. А. Харитонов, Т. А. Лаптева // Производство проката, 2013. – № 8. – С. 18–25.

5. А.с. № 867976 СССР, МКИ D 07 B 7/02. Способ изготовления проволочного каната / М. Ф. Глушко, В. А. Малиновский, Ю. В. Кобяков, В. К. Скалацкий, В. Г. Емельянов ; опубл. 30.09.81, Бюл. № 36.

6. Скалацкий, В. К. Характер распределения напряжений в круглых пластически обжатых прядях при осевом растяжении / В. К. Скалацкий, Н. Т. Кулик // Сб. тр. «Стальные канаты». – Вып. 6. – Киев : Техника, 1969. – С. 154–157.

УДК 621.891

М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин **КОНТАКТНАЯ ЖЕСТКОСТЬ ДЕТАЛЕЙ ДВОЯКОЙ КРИВИЗНЫ** **БЛИЗКОЙ ТВЕРДОСТИ***

Волгоградский государственный технический университет

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

Предложен метод расчетного определения сближения и контактной жесткости деталей двоякой кривизны близкой твердости. Метод сохраняет свою достоверность при различном сочетании пластических твердостей материалов деталей, то есть справедлив при различных явлениях, протекающих в зоне упругопластического контакта (упругопластическое внедрение или сплющивание, а также одновременная упругопластическая деформация деталей в контакте).

Ключевые слова: деталь двоякой кривизны, контактная жесткость, пластическая твердость, внедрение, сплющивание.

М. М. Matlin, A. I. Mozgunova, E. N. Kazankina, V. A. Kazankin **CONTACT STIFFNESS OF DOUBLE CURVATURE PARTS WITH CLOSE HARDNESS** **Volgograd State Technical University**

The method of calculation of convergence and contact stiffness of double curvature parts with close hardness is proposed. The method retains its authenticity with a different combination of material plastic hardness of parts, that is valid for the various phenomena occurring in the elastoplastic contact zone (elastoplastic introduction or flattening, as well as simultaneous elastoplastic deformation of the parts in contact).

Keywords: double curvature part, contact stiffness, plastic hardness, introduction, flattening.

Контактная жесткость, очевидно, может быть измерена экспериментально. При этом к стыку деталей с первоначально точечным контактом прикладывают нормальную силу F и измеряют возникающее при этом сближение в контакте α . Коэффициент нормальной контактной жесткости контакта j вычисляют по формуле

$$j = F/\alpha. \quad (1)$$

Однако полученные таким путем значения j справедливы только для тех условий (размеры и кривизна деталей, механические свойства и упругие константы материалов деталей), для которых проводился эксперимент.

Расчетный метод определения сближения (а также контактной жесткости) в упругопластическом контакте детали и индентора двоякой кривизны описан в работе [1]. Согласно это-

© Матлин М. М., Мозгунова А. И., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А., 2016

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00131/А и Минобрнауки России в рамках госзадания № 2014/16 (проект 2986).

му методу предварительно определяют предел текучести σ_t , временное сопротивление σ_b и предельную равномерную деформацию ε_p материала детали (которая упругопластически деформируется при контактном нагружении) при растяжении, с учетом которых определяют интенсивность $\varepsilon_{i,0}$ упругопластической деформации в центре упругопластического отпечатка, по величине которой вычисляют остаточную составляющую сближения h в центре контакта, а по сумме упругой и остаточной составляющих вычисляют величину полного сближения α в контакте и коэффициент j нормальной контактной жесткости. Описанный метод справедлив только в условиях, когда одна из деталей (индентор) имеет значительно большую твердость (не менее чем в 2 раза), чем вторая и внедряется в ее поверхность.

Необходимо отметить, что контактное взаимодействие деталей, твердости материалов которых отличаются менее чем в 2 раза (в таких условиях обе детали упругопластически деформируются в контакте) наиболее часто реализуется в современной технике. В данной работе предложен универсальный метод определения коэффициента нормальной жесткости первоначально точечного упругопластического контакта деталей, который справедлив при произвольном сочетании значений пластической твердости [2] материалов контактирующих деталей.

Метод базируется на предложенном авторами понятии приведенной пластической твердости контактирующих деталей $НД_{пр}$, которую определяют как

$$НД_{пр} = 1,5 \cdot НД_1 \cdot НД_2 / (НД_1 + НД_2), \quad (2)$$

при этом, если $НД_1 \geq 2 \cdot НД_2$, то есть происходит внедрение первой детали во вторую, то принимают $НД_1 = 2 \cdot НД_2$ и согласно формуле (2) приведенная твердость $НД_{пр} = НД_2$; если $НД_1 \leq 0,5 \cdot НД_2$, то есть происходит контактное сплющивание первой детали, то принимают $НД_1 = 0,5 \cdot НД_2$ и согласно формуле (2) приведенная твердость $НД_{пр} = НД_1$; если пластическая твердость первой детали находится в диапазоне $0,5 \cdot НД_2 > НД_1 < НД_2$, то значение приведенной пластической твердости $НД_{пр}$ вычисляют по измеренным значениям $НД_1$ и $НД_2$ по формуле (2).

С использованием полученного значения $НД_{пр}$ определяют суммарную остаточную составляющую сближения h_Σ в центре контакта деталей по формуле

$$h_\Sigma = a \cdot R_{пр} \cdot \left(\frac{F - F_0}{НД_{пр} \cdot R_{пр}^2} \right)^b, \quad (3)$$

с учетом которой определяют суммарную упругую $\alpha_{y,\Sigma}$ составляющую сближения в центре контакта деталей по формуле

$$\alpha_{y,\Sigma} = \sqrt[3]{\frac{9\pi^2 F^2 (k_1 + k_2)^2}{16 R_{пр} \left(1 + \frac{2h_\Sigma}{\alpha_{y,\Sigma}} \right)}}, \quad (4)$$

с последующим определением суммарного полного сближения в контакте $\alpha_\Sigma = h_\Sigma + \alpha_{y,\Sigma}$ и коэффициента j нормальной контактной жесткости упругопластического контакта деталей двойкой кривизны

$$j = F / \alpha_\Sigma, \quad (5)$$

где $НД_{пр}$ – приведенная пластическая твердость контактирующих деталей; $НД_1$ – пластическая твердость первой детали; $НД_2$ – пластическая твердость второй детали; h_Σ – суммарная остаточная составляющая сближения в центре контакта; $R_{пр}$ – приведенный радиус кривизны контактирующих деталей [3]; F_0 – контактная нагрузка, соответствующая появлению остаточной деформации в центре контакта [3]; F – рабочая контактная нагрузка; a и b – коэффициенты [4], зависящие от соотношения пластических твердостей материала деталей $НД_1/НД_2$ в зоне контакта; $\alpha_{y,\Sigma}$ – суммарная упругая составляющая сближения в центре контакта; $k_{1,2} = (1 - \mu_{1,2}^2) / \pi \cdot E_{1,2}$; μ и E – соответственно коэффициент Пуассона и модуль нормальной упругости (индексы 1 и 2 относятся к материалам первой и второй детали); α_Σ – суммарное полное сближение в центре контакта.

Необходимо подчеркнуть, что если значения пластической твердости $НД_1$ и $НД_2$ отличаются в 2 раза и более, то упругопластическая деформация в зоне контакта возникает на поверхности в зоне контакта той из деталей, твердость которой существенно меньше. Если же пластические твердости $НД_1$ и $НД_2$ соизмеримы, то есть отличаются менее чем в 2 раза, то упругопластическая деформация в зоне контакта одновременно возникает на поверхностях обеих деталей. Это позволяет определять коэффициент нормальной жесткости упругопластического контакта деталей двойкой кривизны при произвольном сочетании значений пластических твердостей $НД_1$ и $НД_2$ в зоне контакта, что и делает предлагаемый способ универсальным.

Необходимо подчеркнуть, что формула (3), определяющая суммарную остаточную часть сближения h_Σ в центре контакта деталей, также

является универсальной и справедлива для всех возможных явлений (одновременная упруго-пластическая в зоне контакта первой и второй детали, упругопластическое внедрение в одну из деталей, упругопластическое сплющивание одной из деталей), которые могут иметь место в зоне контакте деталей:

1. Случай упругопластического внедрения, например, первой, гораздо более твердой ($НД_1 \geq 2 \cdot НД_2$), детали во вторую; при этом для крайнего значения $НД_1 = 2 \cdot НД_2$ коэффициенты в формуле (3) согласно [4] равны $a = 0,159$, $b = 1$, а формула (3) преобразуется к известному [3] виду (при $НД_{пр} = НД_2$)

$$h = \frac{F - F_0}{2\pi \cdot НД_2 \cdot R_{пр}}. \quad (6)$$

2. Случай упругопластического сплющивания первой гораздо менее твердой ($НД_1 \leq 0,5 \cdot НД_2$) детали второй деталью; при этом для крайнего значения $НД_1 = 0,5 \cdot НД_2$ коэффициенты в формуле (3) согласно [4] равны $a = 0,33$, $b = 1,23$, а формула (3) преобразуется к известному [5] виду (при $НД_{пр} = НД_1$)

$$h = 0,33 \cdot R_{пр} \left(\frac{F - F_0}{НД_1 \cdot R_{пр}^2} \right)^{1,23}. \quad (7)$$

3. Случай упругопластического контакта деталей, материалы которых имеют близкие твердости ($0,5 \cdot НД_2 > НД_1 < НД_2$), то есть отличаются менее чем в 2 раза. При этом коэффициенты a и b (в формуле 3) определяют по зависимостям, приведенным в работе [4], по измеренному соотношению пластических твердостей $НД_1/НД_2$ материалов первой и второй деталей в зоне контакта.

Экспериментальное определение коэффициента нормальной контактной жесткости упругопластического контакта деталей двойкой кривизны провели на деталях, изготовленных их сталей различного уровня пластической твердости $НД$. Упругие константы материалов деталей $\mu_1 = \mu_2 = 0,28$, $E_1 = E_2 = 2 \cdot 10^5$ МПа. В табл. 1 представлены геометрические параметры, пластическая твердость испытанных деталей и приведенная пластическая твердость контактирующих деталей, а также указаны явления, протекающие в зоне силового контакта деталей.

Результаты сравнительных испытаний приведены в табл. 2 и 3.

Таблица 1

Параметры испытанных деталей

Номер партии контактирующих деталей	Деталь 1	Деталь 2	Приведенный радиус кривизны $R_{пр}$ (мм), приведенная твердость $НД_{пр}$, МПа	Отношение $НД_1/НД_2$ и явления, протекающие в зоне силового контакта
	пластическая твердость, МПа			
	радиусы кривизны, мм			
1	$НД_1 = 3679$	$НД_2 = 2256$	2,5 2100	1,63, обе детали упругопластически деформируются в зоне контакта
	$R_{1,1} = R_{1,2} = 2,5$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
2	$НД_1 = 3679$	$НД_2 = 2521$	2,5, 2244	1,46, обе детали упругопластически деформируются в зоне контакта
	$R_{1,1} = R_{1,2} = 2,5$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
3	$НД_1 = 2433$	$НД_2 = 2904$	2,5, 1986	0,84, обе детали упругопластически деформируются в зоне контакта
	$R_{1,1} = R_{1,2} = 2,5$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
4	$НД_1 = 3679$	$НД_2 = 6229$	2,5, 3470	0,59, обе детали упругопластически деформируются в зоне контакта
	$R_{1,1} = R_{1,2} = 2,5$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
5	$НД_1 = 1490$	$НД_2 = 11200$	12,05, 1490	0,13, деталь 1 упругопластически сплющивается в зоне контакта
	$R_{1,1} = 14,4; R_{1,2} = 10,16$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
6	$НД_1 = 1490$	$НД_2 = 11200$	4,54, 1490	0,13, деталь 1 упругопластически сплющивается в зоне контакта
	$R_{1,1} = 14,85; R_{1,2} = 1,56$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
7	$НД_1 = 11200$	$НД_2 = 3210$	2,5, 3210	3,49, деталь 1 внедряется в упругопластически деформирующуюся поверхность детали 2
	$R_{1,1} = R_{1,2} = 2,5$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		
8	$НД_1 = 11200$	$НД_2 = 2000$	2,5, 2000	5,6, деталь 1 внедряется в упругопластически деформирующуюся поверхность детали 2
	$R_{1,1} = R_{1,2} = 2,5$	$R_{2,1} = R_{2,2} = \infty$		

Как видно из табл. 2, при использовании описанного метода определения коэффициента нормальной жесткости упругопластического контакта деталей двоякой кривизны обеспечивается определение суммарной остаточной составляющей сближения h_{Σ} в центре контакта

деталей с погрешностью, не превышающей 5 % по сравнению с данными эксперимента при любом соотношении пластических твердостей контактирующих деталей, в то время как по методу, описанному в работе [1] погрешность может достигать 39 %.

Таблица 2

Значения суммарной остаточной составляющей сближения в центре контакта деталей, определенные по формуле (3) – h_{Σ} , по методу работы [1] – h и найденные экспериментально – h_3

Номер партии контактирующих деталей	Рабочая контактная нагрузка F , кН	h_{Σ} , мм (форм. 3)	h , мм (по методу работы [1])	h_3 , мм	Погрешность	
					$\frac{h_3 - h_{\Sigma}}{h_{\Sigma}} 100 \%$	$\frac{h_3 - h}{h} 100 \%$
1	3,270	0,096	0,092	0,098	2,04	6,12
	6,540	0,199	0,185	0,195	-2,05	7,50
	9,800	0,305	0,276	0,314	2,87	12,10
2	3,270	0,089	0,083	0,093	4,30	10,75
	6,540	0,188	0,165	0,183	-3,30	13,61
	8,175	0,239	0,207	0,251	4,78	17,53
3	2,450	0,081	0,064	0,083	2,41	22,90
	4,900	0,183	0,128	0,188	2,66	31,91
	9,800	0,414	0,256	0,410	-0,98	38,56
4	3,270	0,071	0,057	0,074	4,05	22,97
	4,900	0,116	0,085	0,114	-1,75	27,97
	6,540	0,165	0,113	0,170	2,94	33,53
5	19,620	0,208	0,174	0,210	0,95	17,14
	24,530	0,273	0,218	0,280	2,50	22,14
	29,430	0,342	0,261	0,350	2,29	25,43
6	2,450	0,067	0,058	0,690	2,90	15,94
	4,900	0,157	0,115	0,155	-1,29	25,81
	9,800	0,368	0,230	0,360	-2,22	39,47
7	2,450	0,049	0,049	0,050	2,00	2,00
	4,900	0,097	0,097	0,099	2,02	2,02
	9,800	0,194	0,194	0,196	1,02	1,02
8	2,450	0,078	0,078	0,080	2,50	2,50
	4,900	0,156	0,156	0,161	3,10	3,10
	9,800	0,312	0,312	0,317	1,58	1,58

Из табл. 3 видно, что аналогичные результаты получены и для коэффициента нормальной жесткости упругопластического контакта деталей двоякой кривизны. При этом с ростом рабочей контактной нагрузки (то есть с увеличением упругопластической деформации в зоне контакта) погрешность определения коэффициента нормальной жесткости упругопластического контакта деталей двоякой кривизны по методу [1] возрастает.

Таким образом, результаты эксперименталь-

ной проверки свидетельствуют о пригодности описанного метода для практического использования. При этом метод является универсальным и сохраняет свою достоверность при произвольном сочетании пластических твердостей контактирующих деталей двоякой кривизны, то есть, пригоден для использования при всех возможных явлениях, протекающих в зоне упругопластического контакта (упругопластическое внедрение или сплющивание, а также одновременная упругопластическая деформация деталей в контакте).

Таблица 3

Значения суммарного полного сближения и коэффициента нормальной контактной жесткости упругопластического контакта, определенные по описанному методу (α_Σ, j_Σ), по методу работы [1] (α, j) и найденные экспериментально (α_Σ, j_Σ)

Номер партии контактирующих деталей	Рабочая контактная нагрузка F , кН	Описанный метод		По методу работы [1]		Эксперимент		Погрешность	
		α_Σ , мм	j_Σ , кН/мм	α , мм	j , кН/мм	α_Σ , мм	j_Σ , кН/мм	$\frac{j_\Sigma - j}{j_\Sigma} 100\%$	$\frac{j_\Sigma - j}{j_\Sigma} 100\%$
1	3,270	0,126	25,95	0,122	26,80	0,129	25,35	-0,24	-5,72
	6,540	0,241	27,14	0,229	28,56	0,235	27,83	2,48	-2,62
	9,800	0,357	27,45	0,331	29,61	0,367	26,70	2,81	-10,90
2	3,270	0,120	27,25	0,115	28,43	0,125	26,16	-4,17	-8,68
	6,540	0,232	28,19	0,211	30,99	0,225	29,07	3,03	6,60
	8,175	0,288	28,39	0,258	31,69	0,299	27,34	3,84	-15,91
3	2,450	0,106	23,11	0,091	26,92	0,108	22,68	-1,89	-18,70
	4,900	0,217	22,37	0,167	29,34	0,223	21,97	1,82	-33,54
	9,800	0,460	21,30	0,313	31,31	0,454	21,59	1,34	-45,02
4	3,270	0,105	31,14	0,094	34,79	0,108	30,29	3,21	-14,86
	4,900	0,156	31,41	0,131	37,40	0,155	31,62	0,66	-18,28
	6,540	0,211	30,99	0,163	40,12	0,215	30,42	-1,87	-31,89
5	19,620	0,264	74,32	0,234	83,85	0,264	74,31	-0,01	-12,84
	24,530	0,335	73,22	0,285	86,07	0,342	71,73	-2,08	-20,00
	29,430	0,409	71,96	0,336	87,59	0,418	70,41	-2,20	-24,40
6	2,450	0,087	28,16	0,079	31,01	0,089	27,53	-2,29	-12,64
	4,900	0,184	26,63	0,146	33,56	0,180	27,22	2,17	-23,29
	9,800	0,404	24,26	0,274	35,77	0,397	24,69	1,74	-44,88
7	2,450	0,079	31,01	0,079	31,01	0,080	30,63	1,24	1,24
	4,900	0,140	35,00	0,140	35,00	0,142	34,51	1,42	1,42
	9,800	0,256	38,28	0,256	38,28	0,258	37,98	-0,79	-0,79
8	2,450	0,103	23,79	0,103	23,79	0,105	23,33	-1,97	-1,97
	4,900	0,192	25,52	0,192	25,52	0,197	24,87	-2,61	-2,61
	9,800	0,363	26,99	0,363	26,99	0,368	26,63	-1,35	-1,35

Разработанный метод может быть использован как в случае единичного контакта деталей двоякой кривизны (например, в контакте тяжело нагруженных деталей фрикционных передач, шариковых подшипников качения, опорных катков и т. п., то есть в тех случаях, когда в зоне контакта может возникнуть упругопластическая деформация), так и в сопряжении шероховатых поверхностей деталей (в тех случаях, когда микровыступы описываются поверхностями двоякой кривизны).

Кроме того, предлагаемый метод может быть использован для определения режимов поверхностного пластического деформирования, например, при упрочнении дробеобработкой поверхностей деталей, пластическая твердость ма-

териала которых соизмерима с пластической твердостью инструмента (дробин): при этом дробинки не только образуют остаточные отпечатки на упрочняемой поверхности, но и сами частично сплющиваются; такие явления возникают, например, при дробеобработке цементованных поверхностей зубьев зубчатых колес.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Пат. 2027984 РФ, МПК G01N 3/00. Способ определения коэффициента нормальной жесткости упругопластического контакта детали и индентора двоякой кривизны / М. М. Матлин. – Оpubл. 27.01.1995, Бюл. № 3.
2. ГОСТ 18835–73 Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74. – М.: Издательство стандартов, 1975. – 10 с. – (Межгосударственный стандарт).

3. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М. : Машиностроение, 1986. – 224 с.

4. Матлин, М. М. Расчет сближения и фактической площади контакта плоских шероховатых поверхностей при близких твердостях их материалов / М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин // Известия ВолгГТУ :

межвуз. сб. науч. ст. № 6 (109) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2013. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 7). – С. 82–84.

5. Матлин, М. М. Закономерности упругопластического контакта в задачах поверхностного пластического упрочнения / М. М. Матлин, С. Л. Лебский, А. И. Мозгунова. – М. : Машиностроение-1, 2007. – 219 с.

УДК 62-419.5:620.172.224:519.876.5

Л. М. Гуревич, Р. Е. Новиков, С. П. Писарев

МОДЕЛИРОВАНИЯ СЖАТИЯ ТИТАНО-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ С МЯГКОЙ ПРОСЛОЙКОЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов с помощью пакета *SIMULIA/Abaqus* поведения при осевом сжатии цилиндрических образцов титано-алюминиевого композита VT6-AD1-AMg6. Определено изменение напряженно-деформированного состояния и прочности в цилиндрических образцах титано-алюминиевого композита при варьировании толщины прослойки AD1.

Ключевые слова: титан, алюминий, мягкая прослойка, деформация, разрушение, моделирование, метод конечных элементов.

L. M. Gurevich, R. E. Novikov, S. P. Pisarev

SIMULATION OF COMPRESSION TITANIUM-ALUMINUM COMPOSITE WITH SOFT INTERLAYER *

Volgograd State Technical University

The simulation by the finite element method using *SIMULIA/Abaqus* package behavior of titanium-aluminum composite VT6-AD1-AMg6 with soft interlayer under axial compression is carried out; the change in the stress-strain state and strength of cylindrical samples of titanium-aluminum composite at varying the thickness of the layer of AD1 was defined.

Keywords: titanium, aluminum, a soft layer, deformation, destruction, simulation, the finite element method.

При сварке плавлением деталей из алюминиевых сплавов с титановыми для исключения вероятности образования хрупких интерметаллидов, снижающих надежность конструкций, между соединяемыми деталями могут вводить сваренные взрывом титано-алюминиевые переходники различного профиля. Увеличение трудоемкости получения сварной конструкции (выполнение двух сварных швов вместо одного) компенсируется повышением ресурса [1]. Между слоями из алюминиевых и титановых сплавов в переходнике вводят прослойку алюминия, играющую роль буфера пластичности при сварке взрывом и диффузионного барьера при повышенных эксплуатационных температурах. Прочность переходника при нагружении в направлении, нормальном границе раздела слоев, определяется свойствами и толщиной прослойки алюминия: с уменьшением толщины

усиливается эффект контактного упрочнения [1]. Моделирование методом конечных элементов с использованием пакета компьютерных программ *SIMULIA/Abaqus* поведения образцов при изгибе и растяжении [2, 3] показало хорошую сходимость с ранее проведенными экспериментальными исследованиями [4, 5].

В технической литературе отсутствуют данные об особенностях поведения при сжатии образцов титано-алюминиевых композитов, хотя переходные элементы могут эксплуатироваться и при таком напряженно-деформированном состоянии.

Целью настоящей работы являлось выявление при моделировании деформации зависимости поведения при сжатии образцов круглого поперечного сечения титано-алюминиевых композитов от варьируемой толщины мягкой прослойки из АД1.

3D-моделирование процессов деформирования и разрушения при сжатии цилиндрического образца $\varnothing 10$ мм титано-алюминиевого композита ВТ6–АД1–АМг6 методом конечных элементов проводилось с использованием модуля Abaqus/Explicit программного комплекса *SIMULIA/Abaqus*, использующего явную схему интегрирования для сильно нелинейных переходных быстротекущих динамических процессов. Расчет проводился с использованием модели Мизеса. Упрочнение сплавов в результате пластического деформирования задавали моделью пластичности Джонсона–Кука [6], а разрушение описывалось моделью разрушения Джонсона–Кука [7]. Значения параметров для выбранных материалов принимались по данным [6–8].

Относительная толщина прослойки АД1 варьировалась от $\chi_{\text{АД1}} = 0,2$ (2 мм) до $\chi_{\text{АД1}} = 0,0125$ (0,125 мм), толщины слоев АМг6 и ВТ6 равнялись 10 мм. Прочность связей между слоями

соответствовала прочности наименее прочного элемента пары. В направлении нагружения в слоях АМг6, ВТ1-0 и АД1 укладывалось 20 слоев ячеек. Размер сторон ячеек конечно-элементной сетки в поперечном сечении элементов композита из АМг6, МА2-1 и АД-1 не превышал 0,0125 мм. Моделируемая скорость сжатия образца – 2 мм/с.

Проведенное моделирование показало значительные различия в характере деформирования и разрушения основных слоев композиции при изменении толщины прослойки. Разрушение происходило по алюминиевой прослойке при всех толщинах прослойки, причем первые ячейки алюминия разрушались на границе с более прочными слоями. Уменьшение толщины прослойки приводило к росту напряжений Мизеса в слоях АМг6 и титанового сплавов в момент разрушения первых ячеек алюминия, максимальные напряжения распределяются в слоях АМг6 и ВТ6 вблизи оси образца (рис. 1).

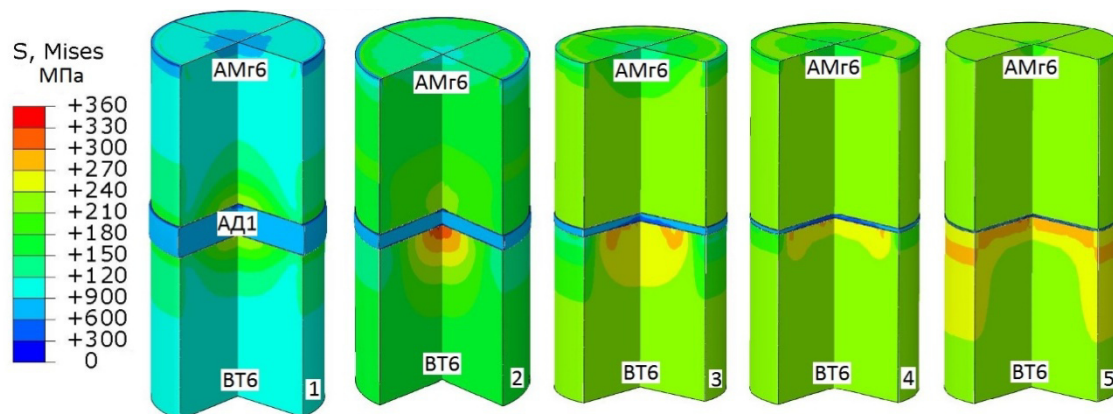


Рис. 1. Изменение характера распределения напряжений Мизеса при сжатии цилиндрического образца композита АМг6–АД1–ВТ6 в момент начала разрушения ячеек при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{\text{АД1}}$: 1 – $\chi_{\text{АД1}}=0,2$; 2 – $\chi_{\text{АД1}}=0,1$; 3 – $\chi_{\text{АД1}}=0,05$; 4 – $\chi_{\text{АД1}}=0,025$; 5 – 0,013 (четверть образца условно вырезана)

На рис. 2 показано распределение радиальных деформаций в зоне, захватывающей по четыре слоя ячеек АМг6 и ВТ6, а также полностью слой АД1 (для большей наглядности кривые на графике размещены симметрично средней плоскости алюминиевой прослойки). Максимальные величины радиальной пластической деформации локализуются в алюминиевой прослойке на границе с ВТ6 и АМг6, причем при больших толщинах прослойки деформация, приводящая к разрушению ячеек алюминия вблизи цилиндрической поверхности практически одинакова в слоях на границе с алюминиевым и титановым сплавами. Умень-

шение толщины прослойки приводило к сложному характеру изменения критической деформации: при толщине $\chi_{\text{АД1}}=0,1$ критическая величина радиальной деформации уменьшается, а затем, по мере утонения алюминиевой прослойки, начинает расти, причем особенно сильно увеличивается критическая радиальная деформация на границе с ВТ6. По мере уменьшения толщины прослойки АД1 средний уровень радиальных деформаций на периферии по всей ее толщине растет.

Полученные при моделировании кривые «усилие–деформация» для образцов с различными толщинами прослойки показаны на рис. 3.

Максимальные усилия, которые способны выдерживать титано-алюминиевые композиты с различной толщиной алюминиевой прослойки при сжатии, растут по мере уменьшения толщины прослойки. Отношение величины деформации, при которой наблюдается максимальное усилие, к толщине алюминиевой прослойки возрастает с $\approx 0,07$ при толщинах алюминия 2 и 1 мм до 1 при толщине алюминия 0,125 мм. При толщине алюминиевой прослойки 2 мм максимально допустимое усилие в 2 раза ниже, чем при толщине АД1 0,125 мм.

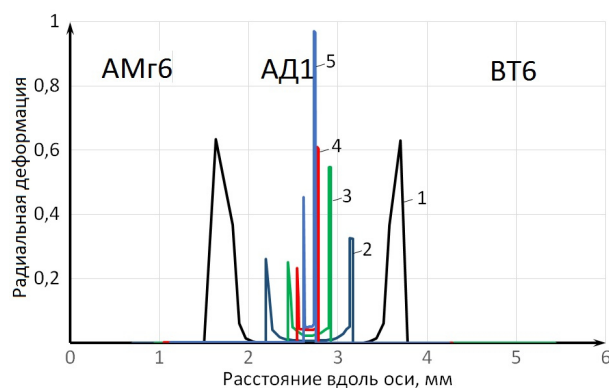


Рис. 2. Изменение характера распределения радиальной деформации при сжатии цилиндрического образца композита АМг6–АД1–ВТ6 в момент начала разрушения ячеек при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{АД1}$:

1 – $\chi_{АД1}=0,2$; 2 – $\chi_{АД1}=0,1$; 3 – $\chi_{АД1}=0,05$; 4 – $\chi_{АД1}=0,025$; 5 – $0,013$

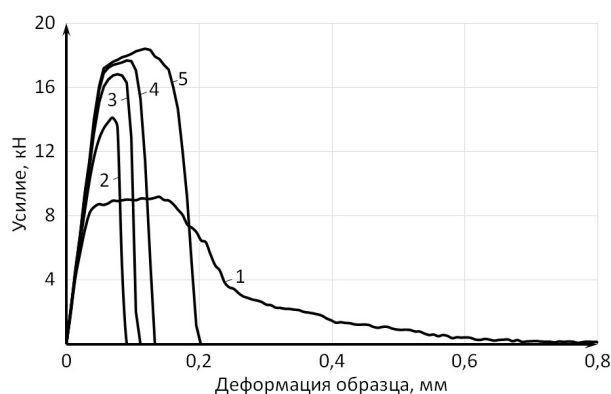


Рис. 3. Изменение полученных при моделировании кривых «усилие–деформация» для образцов с круглым поперечным сечением при варьировании относительной толщины мягкой прослойки $\chi_{АД1}$:

1 – $\chi_{АД1}=0,2$; 2 – $\chi_{АД1}=0,1$; 3 – $\chi_{АД1}=0,05$; 4 – $\chi_{АД1}=0,025$; 5 – $\chi_{АД1}=0,0125$

Сжатие композиционных материалов с мягкой прослойкой приводит к разрушению при

деформациях образца значительно меньших, чем при растяжении, например, аналогичный образец с толщиной прослойки алюминия 2 мм выдерживал без разрушения ячеек осевую деформацию 1,4 мм.

Вывод

Моделирование методом конечных элементов сжатия титано-алюминиевых композиционных слоистых материалов показало значительные различия в характере деформирования и разрушения основных слоев при изменении толщины прослойки. Разрушение при всех моделируемых толщинах при сжатии происходило по алюминиевой прослойке на границе с более прочными слоями.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Трыков, Ю. П. Слоистые композиты на основе алюминия и его сплавов / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Г. Шморгул. – М.: Металлургиздат, 2004. – 230 с.
2. Моделирование поведения титано-алюминиевого композита с дефектом в мягкой прослойке / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгул, А. А. Голик // Известия ВолгГТУ: межвуз. сб. науч. ст. № 20 (147) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2014. – (Серия «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»; вып. 7). – С. 43–46.
3. 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. № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; т. 9).
4. Трыков, Ю. П. Особенности деформирования и кинетика диффузии в сваренном взрывом титано-алюминиевом композите / Ю. П. Трыков [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 2004. – № 3. – С. 50–54.
5. Кусков, Ю. Н. Прочность сваренных взрывом титано-алюминиевых соединений и ее расчетная оценка / Ю. Н. Кусков, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1975. – № 9. – С. 11–13.
6. Johnson, G. R., Cook W. H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures // Proc. of 7th Symposium on Ballistics, Hague, Netherlands, 1983. – P. 541–547.
7. Johnson, G. R. and Cook W. H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures, and pressures // Engineering Fracture Mechanics, 1985, Vol. 21. – P. 31–48.
8. Кузькин, В. А. Применение численного моделирования для идентификации параметров модели Джонсона – Кука при высокоскоростном деформировании алюминия / В. А. Кузькин, Д. С. Михалюк // Вычислительная механика сплошных сред. – 2010. – Т. 3, № 1. – С. 32–43.

УДК 669.017

М. О. Бурлакова, С. О. Гевлич

**ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ СОСУДОВ ДАВЛЕНИЯ
ИЗ КРЕМНЕМАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ С ЦЕЛЮ СНИЖЕНИЯ ЭНЕРГОЗАТРАТ**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В работе исследована кинетика релаксации напряжений первого рода в ряде материалов, типичных для химического и нефтяного машиностроения, в условиях, моделирующих режимы послесварочной термообработки для снижения напряжений. Был проведен химический анализ образца, построены кинетические релаксационные кривые и исследована микроструктура.

Ключевые слова: упругопластическая релаксация; сварочные напряжения; разупрочнение; энергия активации; термообработка; сталь; дислокации.

M. O. Burlakova, S. O. Gevlich

**INVESTIGATION OF STRESS RELAXATION OF SILICON-MANGANESE
STEEL PRESSURE VESSELS TO REDUCE ENERGY CONSUMPTION**

Volgograd State Technical University

In this paper, we investigated the kinetics of strain relaxation of the first kind in a number of materials typical of chemical and petroleum engineering, under conditions simulating the modes postweld heat treatment to reduce strain. Was carried out chemical analysis of the sample, constructed the kinetic relaxation curves and investigated the microstructure.

Keywords: elastoplastic relaxation; welding strain; softening; activation energy; heat treatment; steel; dislocation.

Исследование релаксационной стойкости низколегированных свариваемых сталей представляет важную научную и практическую задачу, поскольку большинство сварных конструкций, например, в химическом и нефтяном машиностроении подвергают термообработке для снижения остаточных сварочных напряжений. Согласно данным работы [2], снижение напряжений протекает в условиях простой упругопластической релаксации [1].

В большинстве случаев, исследования в области релаксации напряжений, направлены на повышение сопротивления релаксации в конструкционных материалах путем легирования или специальной термообработки [1, 3]. Применительно к условиям послесварочной термообработки, решается обратная задача: при минимальных энергозатратах обеспечить максимальное снижение остаточных напряжений.

Для проведения исследований использовали низколегированную (09Г2С) и малоуглеродистую (20ЮЧ) стали, химический состав и неко-

торые свойства которых приведены в таблице. Из листового проката в направлении проката вырезали пластины размером 200х30х3 мм. После механической резки и шлифования полученные заготовки изгибали до получения подковообразного профиля, после чего проводили нормализационный отжиг при 930–950 °С. Термообработанные образцы очищали от окалины и зачищали обезуглероженный слой в зоне максимальной кривизны. На обезжиренную поверхность наклеивали тензорезистор. После просушки, используя стандартную мостовую схему, снимали «нулевой» отсчет.

Во всех испытаниях начальное напряжение составляло 0,9 предела текучести исследуемой стали в состоянии поставки. Нагруженный образец помещали в печь с заданной температурой и после термообработки охлаждали на воздухе. Дополнительно учитывали неодинаковое температурное расширение образца и струбцины, догружая его на величину $\Delta\sigma_0$, пропорциональную величине термического расширения.

Химический состав исследуемых сталей

Марка стали	Содержание элементов, %										$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ	ψ
	C	Mn	Si	Cr	Al	S	P	Cu	Ni	Mo	МПа		%	
09Г2С	0,102	1,32	0,47	0,05	–	0,020	0,016	–	–	–	280	460	64	31
20ЮЧ	0,180	0,10	–	0,02	0,05	0,004	0,015	0,005	–	–	260	440	72	32

Микроструктура образца из стали 09Г2С до термообработки представлена на рис. 1.

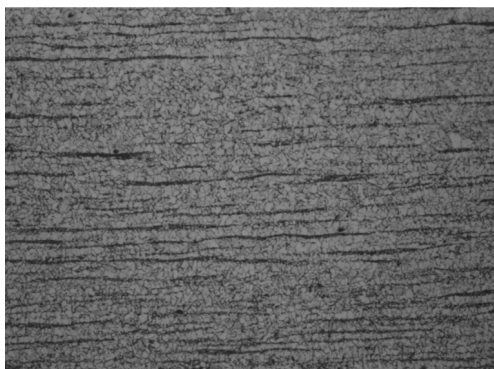


Рис. 1. Микроструктура основного металла низколегированной стали типа 09Г2С до термообработки, $\times 100$

Полученные релаксационные кривые (первичные) для исследуемых сталей приведены на рис. 2. По внешнему виду они идентичны кривым упругопластической релаксации для материалов, не претерпевающих структурных изменений в исследуемом интервале температур [1]. Кинетические зависимости подобного вида удовлетворительно описываются экспонентой Максвелла и в двойных логарифмических координатах линейризуются. Справедливость сказанного подтверждается данными рис. 3, на котором представлены первичные релаксационные кривые в системе координат $x - \ln \tau_v$, $y - \ln | - \ln \sigma_\tau / \sigma_0 |$, где τ_v – время выдержки при температуре термообработки.

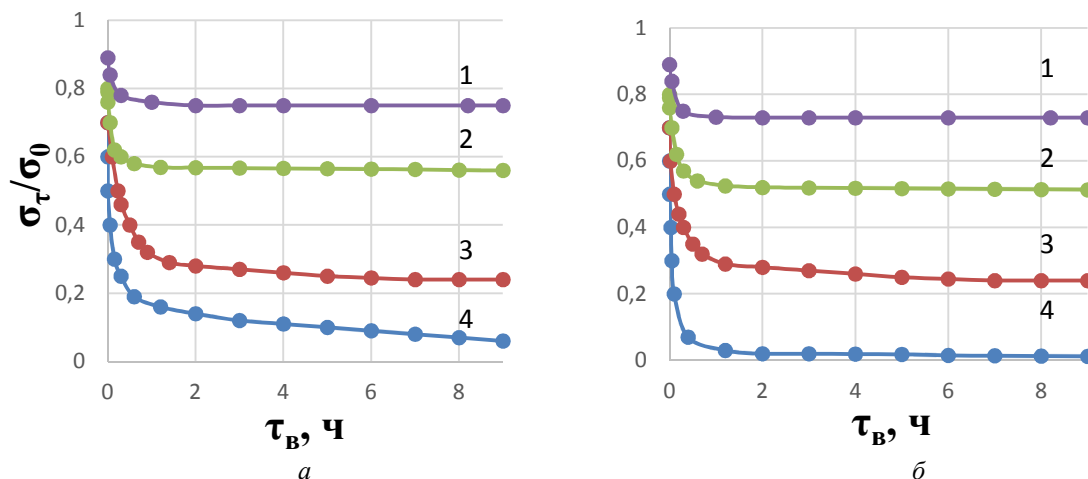


Рис. 2. Кинетические релаксационные кривые для сталей 09Г2С (а) и 20ЮЧ (б): 1–4 – температура отжига 300, 400, 500 и 650 °С соответственно

Характерной особенностью полученных кривых (см. рис. 3) является наличие перегиба, что свидетельствует о двустадийности процесса релаксации в данных условиях. Согласно данным работы [1], первая кратковременная ста-

дия – это неустановившаяся релаксация, вторая, более продолжительная – установившаяся. Для этого периода характерно незначительное изменение напряжений во времени.

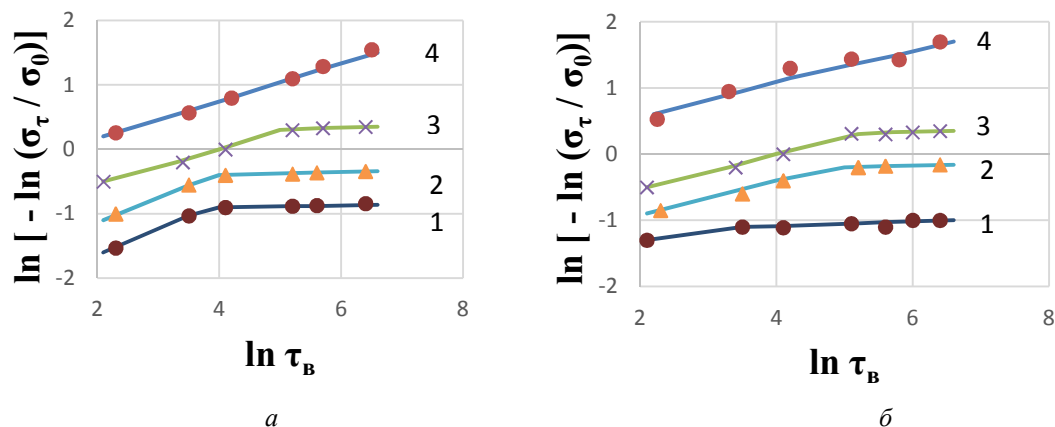


Рис. 3. Линейризованные кинетические релаксационные кривые (обозначения – см. рис. 2)

Зависимость времени смены стадий релаксации от температуры приведена на рис. 4. Эта зависимость фактически описывает эффектив-

ность термообработки, поскольку максимальное снижение напряжений происходит на первой, кратковременной стадии релаксации.

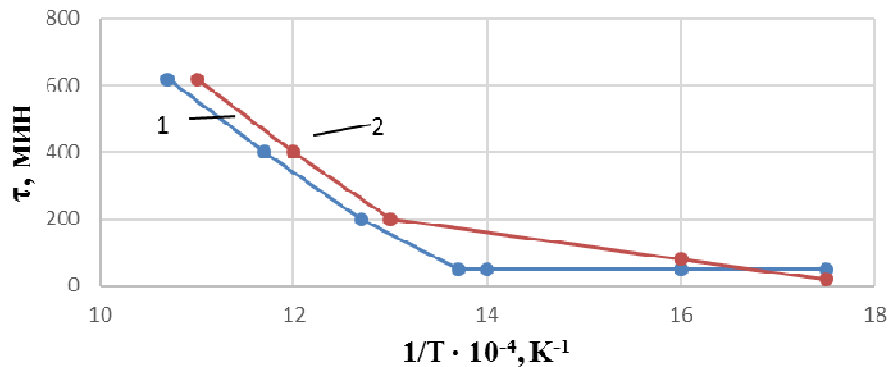


Рис. 4. Температурная зависимость времени смены стадий релаксации сталей 09Г2С (1) и 20ЮЧ (2) от температуры

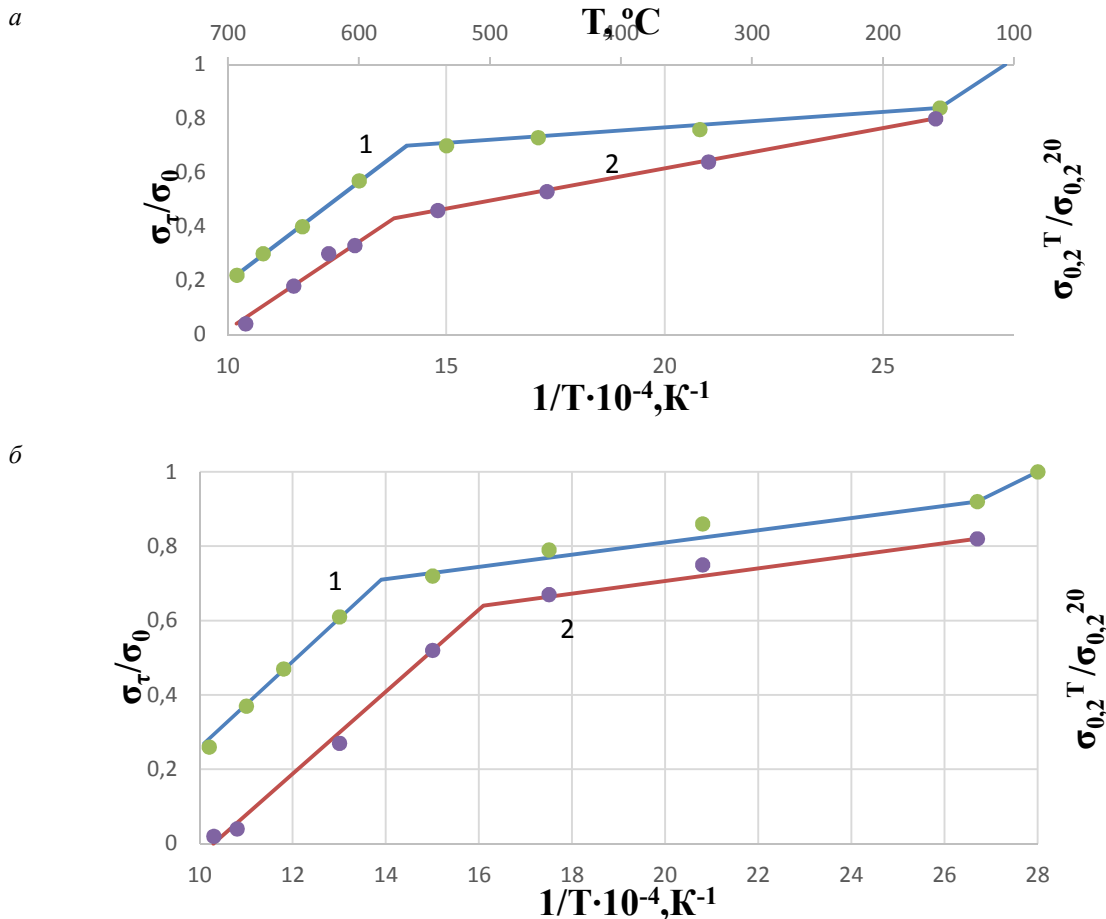


Рис. 5. Температурная зависимость релаксации напряжений для сталей: а – 09Г2С (1 – $\sigma_{0,2}^T/\sigma_{0,2}^{20}$; 2 – σ_T/σ_0 , $\tau_b = 2 \text{ ч}$); б – 20ЮЧ (1 – $\sigma_{0,2}^T/\sigma_{0,2}^{20}$; 2 – σ_T/σ_0 , $\tau_b = 4 \text{ ч}$)

На рис. 5 представлена температурная зависимость релаксации. Суммируя кинетические и температурные зависимости для данных сталей, можно записать обобщенное уравнение

релаксации

$$\ln \left[-\ln \frac{\sigma_T}{\sigma_0} \right] = \ln k + p \ln \tau_b;$$

$$\ln k = p \ln v_0 - \frac{p E_a}{k T},$$

где k – константа скорости релаксации; p – показатель релаксационной стойкости; ν_0 – частотный множитель; E_a – эффективная энергия активации.

Параметры ν_0 , E_a , p , k определяют экспериментально по графикам, приведенным на рис. 5.

Перелом кривых (см. рис. 5) связан с изменением механизма, контролирующего релаксацию в данном температурном интервале. Согласно данным работ [1, 2, 3], при < 400 °С релаксация контролируется в основном бездиффузионными механизмами. При температуре выше 400 °С основная роль принадлежит диффузионным явлениям, обеспечивающим, например, переползание дислокаций из заблокированных плоскостей в незаблокированные.

Для исследований структурного состава и свойств сварного соединения из стали 09Г2С и определения влияния температуры нагрева и времени выдержки на механические свойства основного металла, сварные образцы подвергались высокому отпуску по режиму.

Режим термообработки (высокий отпуск) был подобран таким образом, чтобы в процессе нагрева и последующей выдержки при температуре 690 °С происходило протекание процесса релаксации в стали 09Г2С. Микроструктура основного металла после проведения термической обработки представлена на рис. 6.

Анализ полученных изображений микроструктур основного металла свариваемого сварного соединения показал, что сталь 09Г2С имеет практически идентичную феррито-перлитную микроструктуру с содержанием ферритной фазы около 75–80 %, выявлено, что структура стали мелкозернистая (9–10 балл зерна) со строчечностью, направление которой совпадает с направлением прокатки листа.

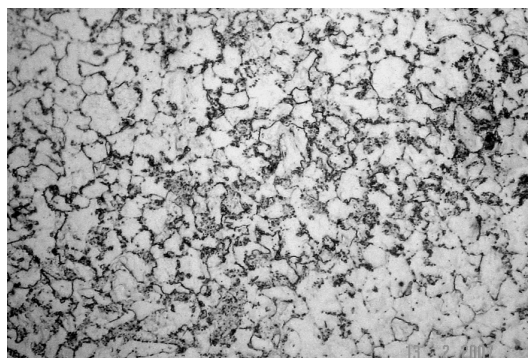


Рис. 6. Микроструктура основного металла после ТО при $t_{\text{отп}} = 690$ °С и $\tau = 2$ ч, $\times 500$

Также было установлено, что уже при выдержке в 2 ч, в отдельных участках пластинчатого перлита наблюдается дробление цементитных пластин и начинается стадия их коагуляции и медленного подрастания. Это и является основной причиной падения прочностных характеристик, таких как σ_B и σ_T .

Таким образом, сопоставляя перечисленные данные, отметим, что наиболее эффективное снижение напряжений первого рода в феррито-перлитных сталях 09Г2С и 20ЮЧ наблюдается в области температур вблизи $0,5 T_{\text{пл}}$ в течение 1,5–3 ч. Дальнейшее увеличение времени выдержки не приводит к заметному снижению напряжений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борздыка, А. М. Релаксация напряжений в металлах и сплавах / А. М. Борздыка, Л. Б. Гецов. – М. : Металлургия, 1978. – 256 с.
2. Винокуров, В. А. Отпуск сварных конструкций для снятия остаточных напряжений / В. А. Винокуров. – М. : Машиностроение, 1973. – 213 с.
3. Механизмы релаксации в твердых телах. – Каунас : Каунасский политехнический институт, 1974 – 364 с.

ВОПРОСЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ, ЛИТЬЯ И СВАРКИ

УДК 621.793

В. Н. Пустовойт, Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов, Л. В. Давидян

ИЗМЕНЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ СТАЛИ В РЕЖИМЕ МИКРОДУГОВОГО НАГРЕВА

Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону

e-mail: yurimd@mail.ru

Исследована кинетика нагрева поверхности образца из стали 20 в порошке каменного угля в режиме микродугового нагрева за счет пропускания электрического тока. На графике обнаружен участок, характеризующийся значительным снижением скорости нагрева образца. Установлено, что температура процесса стабилизируется на уровне 1250 °С.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, микродуговое поверхностное упрочнение.

V. N. Pustovoit, Yu. M. Dombrovskiy, M. S. Stepanov, L. V. Davidjan

THE STEEL TEMPERATURE CHANGE UNDER MICRO-MODE HEAT TREATMENT

Don State Technical University

Studied the kinetics of surface heating of a sample of steel 20 in coal powder during microarc heating by electric current passing. In the chart detected the section, characterized by a significant decrease in the rate of heating the sample. The process temperature is stabilized at 1250°C.

Keywords: chemical heat treatment, microarc surface hardening.

Введение

Микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО) характеризуется значительной интенсификацией процесса диффузионного насыщения по сравнению с традиционными процессами ХТО, и поэтому ее применение позволяет существенно сократить продолжительность технологического процесса упрочнения стальных изделий. Процесс насыщения осуществляется погружением упрочняемого стального изделия в металлический контейнер, заполняемый порошком каменного угля, и последующим нагревом изделия и порошковой среды пропусканием электрического тока в цепи источник питания – контейнер – порошок каменного угля – изделие [1,2].

При протекании электрического тока через порошок каменного угля в местах межчастичных контактов происходит нагрев и выгорание частиц порошка в результате замыкания и размыкания возникающих проводящих цепочек. Это приводит к образованию микродуговых разрядов, имеющих вид ярких искровых каналов.

В процессе нагрева микродуги концентрируются в локальной зоне вокруг обрабатываемого изделия, что связано с увеличением плотности тока по сечению порошковой среды в направлении от контейнера к изделию. В результате происходит интенсивный нагрев изделия, обуславливающий ускоренное протекание процесса диффузионного насыщения. Поэтому процесс МДХТО обычно протекает кратковременно: например, при цементации стали 20 науглероженный слой эвтектоидной концентрации толщиной до 0,3 мм формируется в течение 3 мин. В этой связи особенно важной является информация о температуре изделия в процессе МДХТО, позволяющая проводить анализ основных процессов, протекающих при диффузионном насыщении. Однако в литературе отсутствуют сведения об особенностях кинетики нагрева стального образца в режиме микродугового нагрева в порошке каменного угля. Поэтому целью настоящей работы являлось изучение кинетики нагрева поверхности стальных образцов при МДХТО.

Материалы и методы исследования

Для проведения экспериментов использовали установку, описанную в работе [2].

Измерение температуры осуществляли с помощью термопары типа ТПП (платина-платинородий) с диаметром провода 0,3 мм, спай которой был зачеканен в поверхность цилиндрического образца из стали 20 диаметром 12 мм и длиной 35 мм. Образец погружали на глубину 15 мм в рабочую ячейку, заполняемую порошком каменного угля с размером частиц 0,4–0,6 мм. Ячейка располагалась в контейнере, также заполненном порошком угля. Свободные концы термопары подключали к цифровому мультиметру APPA-305, с которого измерительная информация передавалась на персональный компьютер через интерфейс RS-232. Для обработки результатов использовалось программное обеспечение WinDMM 300. Схема измерительной установки представлена на рис. 1.

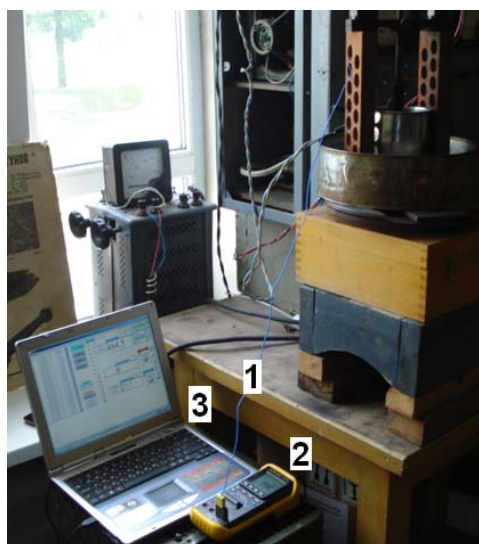


Рис. 1. Схема измерительной установки для определения температуры процесса МДХТО:
1 – вывод термопары; 2 – цифровой мультиметр;
3 – персональный компьютер

Процесс МДХТО проводили на постоянном питающем напряжении 250 В и токе в цепи 3 А, которые обеспечивали протекание процесса в режиме микродугового нагрева. Плотность электрического тока на поверхности образца составляла 0,53 А/см², общая продолжительность процесса нагрева – 3 мин.

Полученные результаты и их обсуждение

Получена экспериментальная зависимость температуры поверхности образца от времени (рис. 2), характеризуется наличием четырех участков, отличающихся скоростью нагрева образца.

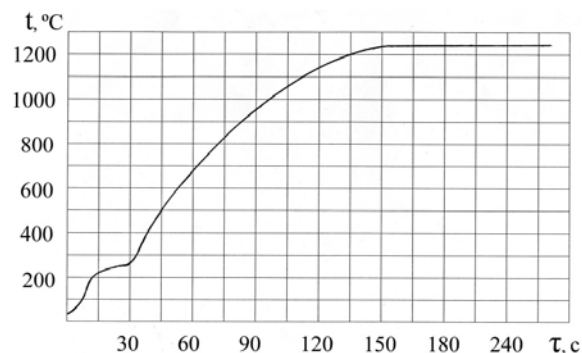


Рис. 2. Зависимость температуры (t) поверхности образца от времени (τ)

На 1-м участке (до 200 °C) средняя скорость нагрева составляет 16 град/с, на 2-м участке (200–270 °C) она резко снижается (до 3,5 град/с). На 3-м участке (270–1250 °C) наблюдается почти нагрев со средней скоростью 9 град/с, которая затем снижается практически до нулевого значения, в результате чего на 4-м участке температура стабилизируется на уровне 1250 °C.

Выявленные особенности кинетики нагрева поверхности образца главным образом определяются процессами, протекающими при пиролизе угольного порошка.

Структура каменного угля состоит из макромолекул нерегулярного строения [3–5]. При их нагревании происходит распад органического вещества с образованием твердых, жидких и газообразных продуктов. В интервале температур от 200 °C до 250–270 °C происходят эндотермические процессы, сопровождающиеся активацией макромолекул вещества угля и термическим расщеплением наименее прочных связей, при этом тепло расходуется на испарение воды, а также выделение оксида и диоксида углерода. Результатом протекания этих процессов является существенное снижение скорости нагрева на 2-м участке полученной кривой.

Для выявления причин наблюдаемой стабилизации температуры образца на 4-м участке полученной кривой и оценки влияния теплоты, выделяющейся при горении угля, на температуру образца, оценивали теоретическую температуру горения каменного угля. Рассматривали уголь, имеющий следующий состав основных элементов (масс.%): С – 79; Н – 4,5; S – 4; О – 3; N – 1,5; влага – 3.

Объем продуктов сгорания угля определяли по методике и справочным данным [6], значение теплоты сгорания – по формуле Менделеева [7].

Для расчета температуры горения использовали выражение (1) [6,7], взяв для упрощения

расчетов средние значения теплоемкости рабочего интервала температур процесса МДХТО:

$$T = T_0 + \frac{Q}{\sum V_i C_i},$$

где T – теоретическая температура горения, °С; T_0 – начальная температура, °С; Q – удельная теплота сгорания, Дж/кг; V_i – объем i -го компонента продуктов горения, м³/кг; C_i – удельная теплоемкость i -го компонента продуктов горения, Дж/(м³·град).

Расчетное значение температуры составило 1750 °С, что значительно отличается от экспериментального, однако хорошо согласуется с данными В. И. Бабия [8] экспериментального исследования температуры горения угольных частиц размером 0,5 мм. В работе показано, что после воспламенения сначала происходит быстрый нагрев частицы с дальнейшей стабилизацией температуры на уровне, зависящем от содержания кислорода в реакционном пространстве: в открытой атмосфере он составил величину около 1630 °С.

При проведении МДХТО пиролиз угольного порошка сопровождается выделением оксида и диоксида углерода, что приводит к существенному уменьшению содержания кислорода в объеме рабочей ячейки. Это приводит к снижению температуры горения угольных частиц, в результате чего температура поверхности образца имеет более низкое значение по сравнению с расчетным. К этому же результату приводят также потери тепловой энергии на нагрев рабочей ячейки и крепления образца.

Выводы

1. Экспериментально исследована кинетика нагрева поверхности образца из стали 20 в порошке каменного угля в режиме микродугообразования.

2. На кривой нагрева обнаружен участок в интервале 200–270 °С, характеризующийся снижением скорости нагрева образца, которое объясняется протеканием в этом температурном интервале эндотермических реакций в порошке каменного угля при его пиролизе.

3. Установлена стабилизация температуры МДХТО на уровне 1250 °С, что примерно на 500 °С ниже расчетного значения и значений, полученных экспериментально при изучении горения частиц угля в открытой атмосфере. Это обусловлено пониженным содержанием кислорода в рабочей ячейке для МДХТО в результате протекания химических реакций при пиролизе угольного порошка.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ворошнин, Л. Г. Теория и технология химико-термической обработки / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – М. : Новое знание, 2010. – 304 с.
2. Домбровский, Ю. М. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 12. – С. 25–29.
3. Химия и переработка угля / В. Г. Липович, Г. А. Калябин, И. В. Калечиц [и др.] ; под общ. ред. В. Г. Липовича. – М. : Химия, 1988. – 336 с.
4. Глуценко, И. М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых / И. М. Глуценко. – М. : Metallurgia, 1990. – 296 с.
5. Химическая технология твердых горючих ископаемых : учеб. для вузов / под ред. Г. Н. Макарова, Г. Д. Харламповича. – М. : Химия. – 1986. – 496 с.
6. Девисилов, В. А. Теория горения и взрыва: практикум : учеб.е пособие / В. А. Девисилов, Т. И. Дроздова, С. С. Тимофеева ; под общ. ред. В. А. Девисилова. – М. : ФОРУМ, 2012. – 352 с.
7. Основы практической теории горения : учеб. пособие для вузов / В. В. Померанцев, К. М. Арефьев, Д. Б. Ахмедов [и др.]. – Л. : Энергоатомиздат, 1986. – 312 с.
8. Бабий, В. И. Горение угольной пыли и расчет пылеугольного факела / В. И. Бабий, Ю. Ф. Куваев. – М. : Энергоатомиздат, 1986. – 208 с.

УДК 620.191.3

Е. И. Тескер, В. Ю. Тараненко, М. А. Субботин

МЕТОДОЛОГИЯ И ПРАКТИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТРЕБУЕМЫХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНО-УПРОЧНЕННЫХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ, ПРИВОДОВ И ТРАНСМИССИЙ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: agromash-vlg@rambler.ru

Изложены результаты исследований свойств поверхностных слоев деталей из конструкционных сталей с поверхностным упрочнением. Установлены показатели свойств, влияющие на контактную и изгибную прочность. Разработаны рекомендации, направленные на повышение качества поверхностно-упрочненных зубчатых передач, приводов и трансмиссий.

Ключевые слова: зубчатые передачи, контактная прочность, качество, поверхность, работоспособность, разрушение.

Ye. I. Tesker, V. Yu. Tkachenko, M. A. Subbotin

THE METHODOLOGY AND PRACTICAL RECOMMENDATIONS OF THE DETERMINATION OF REQUIRED QUALITY CONDITIONS OF SURFACE-HARDENED GEARS, DRIVE UNITS AND TRANSMISSIONS

Volgograd State Technical University

Results of researches of properties of surface layers of parts made of structural steel with surface hardening. Established indicators of properties which determine the contact and bending strength. Developed recommendations aimed at improving the quality of surface – hardened gears, drives and transmissions.

Keywords: gear contact strength, quality, surface, operation, destruction.

В конструкциях многих типов машин, приводов, силовых передачах и трансмиссий мобильных машин широко применяются зубчатые передачи, упрочненные химико-термической обработкой. Так, например в автомобильной и тракторной промышленности ХТО занимает более 50% общего объема деталей.

Анализ технического состояния и причин выхода из строя зубчатых передач свидетельствует о том, что основной причиной их неудовлетворительной работоспособности является усталостные контактные разрушения зубьев.

Это обусловлено, прежде всего, особенностями свойств поверхностных слоев, которые изменяются с расстоянием от поверхности к сердцевине. В качестве примера на рис. 1 приведены типичные кривые распределения микротвердости в упрочненном поверхностном слое, полученном в результате применения различных видов поверхностных упрочняющих обработок. Видно, что при цементации и нитроцементации твердость поверхностного слоя плавно изменяется с расстоянием от поверхностей к сердцевине. При азотировании и лазерном упрочнении твердость слоя резко изменяется, от поверхности к сердцевине.

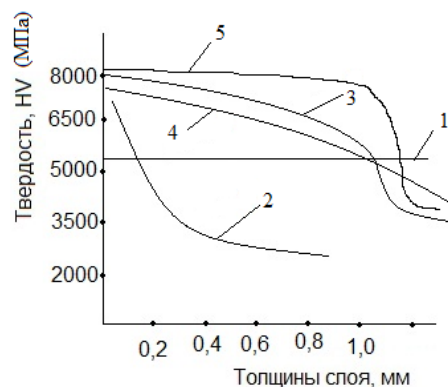


Рис. 1. Распределение микротвердости в поверхностном слое зубьев, упрочненных различными методами: 1 – закалка токами высокой частоты (ТВЧ); 2 – азотирование; 3 – нитроцементация; 4 – цементация; 5 – лазерная закалка

Металлографические исследования поверхностных слоев, выполненных по специальной методике свидетельствуют о значительной структурной неоднородности и наличие различных дефектов, существенно влияющих на контактную и изгибную прочность зубьев. Превалирующее влияние закономерностей изменения твердости на контактную прочность подтверждено лабораторными, стендовыми и натурными испытаниями поверхностно-упрочненных деталей.

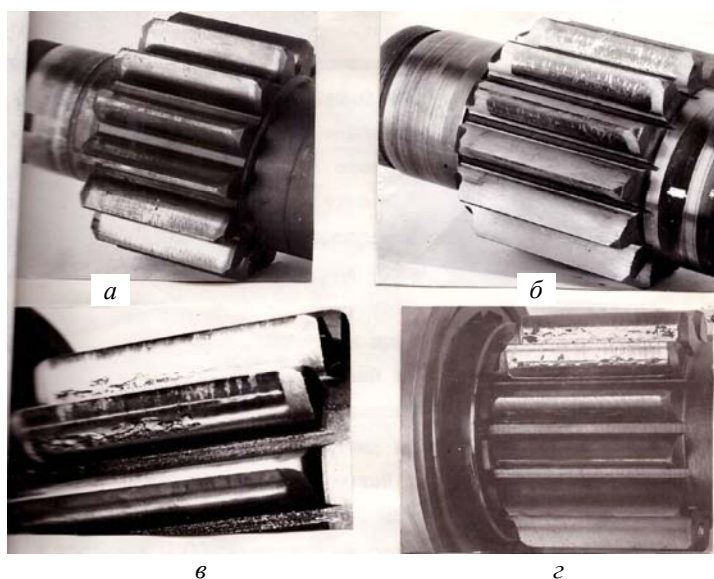


Рис. 2. Состояние зубьев шестерен после стендовых испытаний

На рис. 2 (а, б, в, г) в качестве примера показано состояние зубьев шестерен после стеновых испытаний.

Установлено, что основными характеристиками свойств материалов зубьев, определяющих сопротивляемость разрушениям, являются:

- твердость поверхностного слоя и локальных объемов, а также в зоне расположения дефектов микроструктуры;
- твердость внешней зоны (на поверхности) упрочненного слоя;
- эффективная твердость упрочненного слоя;
- твердость сердцевины (основной металл);
- общая и эффективная толщина упрочненного слоя.

Испытания показали, что сопротивляемость контактным разрушениям зубьев, прежде всего определяются твердостью и микроструктурой упрочненных зубьев.

Зависимость предела контактной выносливости от твердости в общем случае может быть выражена формулой:

$$\tau_k = kH,$$

где k – коэффициент пропорциональности, зависящий от слоев металла.

Для цементированных и нитроцементированных зубчатых колес, мобильных машин принято $k = 0,8$.

При контроле качества микроструктуры поверхностных слоев высоконагруженных зубчатых колес необходимо руководствоваться следующими требованиями.

- содержание остаточного аустенита мелкоигльчатом мартенсите не должно превышать 30–40 %. В поверхностном слое, толщина не более $0,1m$ (m – модуль зацепления);
- содержание бейнита не более 5 % в слое толщиной до $0,1m$;
- глубина залегания отдельных карбидов не более $0,05m$;
- глубина залегания тростита и темной составляющей не более 15 мкм.

Исследованиями установлено, что дефекты в тонком поверхностном слое приводят к возникновению поверхностных разрушений, которые не определяют надежную способность высоконагруженных зубчатых колес. Этот вид разрушения зубьев способствует изнашиванию рабочих поверхностей и искажению геометрии зубьев. Наиболее опасными являются поверхностные разрушения (глубинная контактная прочность). Эти разрушения чаще всего возникают в зоне, расположенной на глубине $(0,08–0,12)m$. Именно в этой зоне необходимо обеспечить необходимый запас прочности, который зависит от микроструктуры и твердости упрочненного слоя.

УДК 621.793

Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов

ВАНАДИРОВАНИЕ СТАЛИ С НАГРЕВОМ В МИКРОДУГОВОМ РЕЖИМЕ

Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону

e-mail: yurimd@mail.ru

Исследован процесс диффузионного насыщения поверхностного слоя стали 20 ванадием в режиме микродугового нагрева в порошке каменного угля. В качестве источника диффузанта использовался метаванадат аммония. Проведен термодинамический расчет возможных реакций, и выявлены наиболее вероятные из них. Подтверждена возможность прямого восстановления ванадия до атомарного состояния. Экспериментально установлено формирование ванадированного диффузионного слоя толщиной 30–40 мкм при продолжительности насыщения 3 мин.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, микродуговое поверхностное упрочнение, диффузионное насыщение ванадием.

Yu. M. Dombrovskiy, M. S. Stepanov

VANADIUM SATURATION OF STEEL UNDER MICRO-MODE HEAT TREATMENT

Don State Technical University

Studied the process of diffusion saturation of the surface layer of steel 20 vanadium in the mode of microarc heating in coal powder. As a source of diffusant used metavanadate ammonium. Made the thermodynamic calculation of possible reactions and identified the most probable of them. Confirmed the possibility of direct reduction of vanadium to the atomic state. It was experimentally established the formation of vanadium diffusion layer thickness 30–40 μm within 3 minutes.

Keywords: chemical heat treatment, microarc surface hardening, diffusion vanadium saturation.

Введение

Диффузионное насыщение поверхностного слоя стальных изделий ванадием проводят с целью повышения твердости, износостойкости и коррозионной стойкости. Ванадирование обычно осуществляют в порошковых смесях, содержащих от 49 до 98 масс.% ванадия с добавками NH_4Cl , Al_2O_3 , TiO_2 . Температура процесса составляет 950–1200 °С, продолжительность – от 4 до 6 ч. При насыщении армко-железа образуется диффузионный слой α – твердого раствора ванадия в железе толщиной до 200 мкм. При насыщении углеродистых сталей слой толщиной до 25 мкм состоит из карбида VC и далее зоны α – твердого раствора с включениями карбида VC [1,2].

Для интенсификации диффузионного насыщения предложено применение микродуговой химико-термической обработки (МДХТО).

Особенностью МДХТО является возникновение микродуговых разрядов в порошковой среде, вызванных замыканием и размыканием проводящих цепочек частиц порошка, в процессе их нагрева и выгорания в местах межчастичных контактов. В процессе МДХТО наблюдается концентрация микродуг вокруг поверхности изделия с образованием микродугового ореола, с последующим нагревом и воспламенением угольного порошка в этой зоне [3].

Ранее установлена возможность формирования поверхностных покрытий карбидного типа при насыщении хромом и молибденом [4,5]. Однако изучение ванадирования в процессе МДХТО не проводилось.

Целью работы являлось исследование результатов диффузионного ванадирования стали в микродуговом режиме.

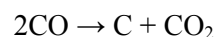
Методика проведения исследований

Исследования проводили на экспериментальном оборудовании и по методике, представленным в [3–5]. Использовали цилиндрические образцы из стали 20 длиной 35 мм и диаметром 12 мм. Образцы погружали в металлический контейнер, заполняемый угольным порошком с размером частиц 0,4–0,6 мм, и нагревали пропусканием электрического тока в цепи источник питания – контейнер – порошковая среда – образец. Обмазка на основе электропроводного геля в качестве источника диффузанта содержала метаванадат аммония NH_4VO_3 . Плотность тока на поверхности изделия составляла 0,53 А/см², максимальная температура процесса 1250 °С, общая продолжи-

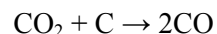
тельность обработки 3 мин. Микроструктурный анализ диффузионного слоя осуществляли с помощью микроскопов МИМ-7 и Neophot-21 на поперечных шлифах образцов, протравленных реактивом Ржешотарского. Микротвердость измеряли по ГОСТ 9450–76 с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор 0,49 Н. Регистрацию микроструктур выполняли цифровой камерой с разрешением 7,2 Мп.

Результаты исследований и их обсуждение

Нагрев порошка каменного угля приводит к его пиролизу, сопровождаемому выделением оксида и диоксида углерода, водорода и метана [6]. При контакте оксида углерода с металлической поверхностью образца происходит образование атомарного углерода:



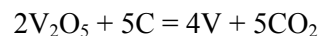
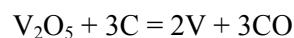
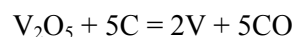
Углерод диффундирует в насыщаемый металл, обеспечивая протекание процессов цементации и карбидообразования, а диоксид углерода взаимодействует с углеродом каменного угля, обеспечивая постоянное присутствие оксида углерода по реакции:



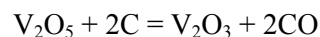
При нагревании в диапазоне температур 500–550 °С метаванадат аммония разлагается с образованием оксида V_2O_5 по реакции:



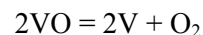
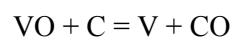
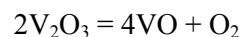
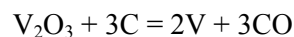
Ванадированный слой на поверхности стали образуется путем диффузии ванадия в атомарном состоянии, образовавшегося в результате восстановления оксида V_2O_5 по реакциям:



Кроме того, возможно восстановление оксида V_2O_5 до оксида V_2O_3 по реакции:



с дальнейшим восстановлением оксида V_2O_3 по реакциям:



Для выявления наиболее вероятной реакции образования атомарного ванадия в температур-

ном интервале МДХТО выполнен расчет стандартного изменения энергии Гиббса ΔG_T° с использованием метода Темкина-Шварцмана, как наиболее точного и учитывающего зависимость теплоемкости от температуры [7]. Согласно этому методу, если теплоемкость веществ, участвующих в реакции, выразить с помощью формулы:

$$C_p = a + b \cdot T + c \cdot T^{-2},$$

то изменение энергии Гиббса можно определить из выражения:

$$\frac{\Delta G_T^\circ}{T} = \frac{\Delta H_{298}^\circ}{T} - \Delta S_{298}^\circ - (M_0 \Delta a + M_1 \Delta b + M_{-2} \Delta c),$$

где Δa , Δb , Δc – алгебраические суммы коэффициентов a , b и c температурного ряда теплоемкости реакций, вычисленные аналогично расчету стандартной энтальпии и энтропии, а величины M_0 , M_1 и M_2 для различных температур вычислены Темкиным и Шварцманом. Величины коэффициентов a , b и c взяты из справочной литературы [8].

Температурные зависимости $\Delta G_T^\circ(T)$ рассчитаны для одинакового содержания кислорода в газовой фазе (в кДж/моль O_2) и приведены в таблице. Соответствующие графические зависимости представлены на рис. 1.

Результаты термодинамических расчетов

№ реакции	Уравнение	Зависимость ΔG_T° (кДж/моль O_2) от температуры T (К)
1	$V_2O_5 + 5C = 2V + 5CO$	$\Delta G = 383,88 - 0,333 \cdot T$
2	$V_2O_5 + 3C = 2V + 3CO$	$\Delta G = 462,76 - 0,164 \cdot T$
3	$2V_2O_5 + 5C = 4V + 5CO_2$	$\Delta G = 215,28 - 0,160 \cdot T$
4	$V_2O_5 + 2C = V_2O_3 + 2CO$	$\Delta G = 41,72 - 0,136 \cdot T$
5	$V_2O_3 + 3C = 2V + 3CO$	$\Delta G = 570,8 - 0,328 \cdot T$
6	$V_2O_3 + C = 2VO + CO$	$\Delta G = 159,64 - 0,103 \cdot T$
7	$2V_2O_3 = 4VO + O_2$	$\Delta G = -131,13 - 0,138 \cdot T$
8	$VO + C = V + CO$	$\Delta G = 616,64 - 0,339 \cdot T$
9	$2VO = 2V + O_2$	$\Delta G = 463,55 - 0,277 \cdot T$

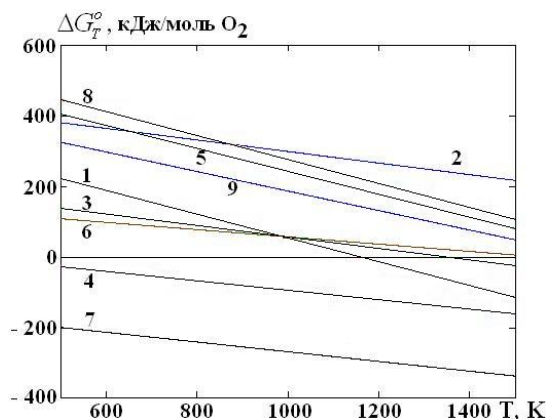


Рис. 1. Зависимости ΔG_T° (кДж/моль O_2) от температуры T (К)

Анализ результатов расчета показал, что в температурном интервале МДХТО реакции 2, 5, 8 и 9 невозможны. В то же время в процессе МДХТО возможно прямое восстановление оксида V_2O_5 до атомарного состояния: по реакции (1) при температурах выше 1152 К и по реакции (3) при температурах более 1343 К, что позволяет использовать метаванадат аммония

NH_4VO_3 в качестве источника диффузанта при ванадировании.



Рис. 2. Микроструктура стали 20 после микродугового ванадирования

Экспериментальную проверку проводили на образцах из стали 20 по указанной выше методике. Обнаружено (рис. 2) слаботравящееся покрытие толщиной 30–40 мкм микротвердостью 11–15 ГПа. Можно предположить, что оно состоит из смеси α – твердого раствора ванадия в железе с включениями карбидов ванадия VC, как это имеет место при диффузионном ванадировании углеродистых сталей с печным нагревом [1,2]. Ниже расположена науглероженная зона с перлитной структурой и далее ферритно-перлитная структура, характерная для стали 20 в исходном состоянии.

Выводы

Термодинамический анализ реакций, протекающих в температурном интервале процесса МДХТО с использованием метаванадата аммония NH_4VO_3 в качестве источника диффузанта, показал возможность его прямого восстановления до атомарного состояния.

Экспериментально установлено, что микродуговое ванадирование стали 20 в течение 3 мин формирует диффузионный слой карбидного типа, эквивалентный по толщине и твердости результатам ванадирования с печным нагревом в течение 4–6 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Борисенко, Г. В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов / Г. В. Борисенко, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин. – М. : Metallurgy, 1981. – 424 с.
2. Ворошнин, Л. Г. Теория и технология химико-термической обработки / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеев, В. А. Сметкин. – М. : Новое знание, 2010. – 304 с.
3. Домбровский, Ю. М. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 12. – С. 25–29.
4. Степанов, М. С. Формирование карбидного покрытия при микродуговом хромировании стали / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 1. – С. 35–38.
5. Степанов, М. С. Формирование карбидного покрытия при микродуговом молибденировании стали / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2015. – № 10. – С. 34–38.
6. Гюльмалиев, А. М. Теоретические основы химии угля / А. М. Гюльмалиев, Г. С. Головин, Г. С. Гладун. – М.: Изд-во Московского государственного горного университета, 2003. – 556 с.
7. Морачевский, А. Г. Термодинамические расчеты в металлургии / А. Г. Морачевский, И. Б. Сладков. – М. : Metallurgy, 1985. – 136 с.
8. Казачков, Е. А. Расчеты по теории металлургических процессов / Е. А. Казачков. – М. : Metallurgy, 1988. – 288 с.

УДК 621.793

М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский

ХИМИЧЕСКИЙ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПОВЕРХНОСТНЫХ ПОКРЫТИЙ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ДИФфуЗИОННОМ НАСЫЩЕНИИ СТАЛИ ХРОМОМ И МОЛИБДЕНОМ

Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону

e-mail: stepanovms@yandex.ru

Исследован химический и фазовый состав диффузионного слоя, полученного при поверхностном насыщении стали 20 хромом и молибденом в режиме микродугового нагрева, в порошке каменного угля. Методом растровой электронной микроскопии и рентгеновского фазового анализа выявлено, что диффузионный слой состоит из твердого раствора соответственно хрома и молибдена, содержащего карбидные включения размером до 5 мкм.

Ключевые слова: химико-термическая обработка, микродуговое поверхностное упрочнение.

M. S. Stepanov, YU. M. Dombrovskiy

CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION OF THE SURFACE COATINGS OBTAINED UNDER MICRO-MODE DIFFUSION SATURATION OF STEEL WITH CHROMIUM AND VANADIUM

Don State Technical University

Investigated the chemical and phase composition of the diffusion layer obtained by surface saturation of steel 20 by chromium and molybdenum by microarc heating in coal powder. Using scanning electron microscopy and x-ray phase analysis revealed that the diffusion layer consists of a solid solution of chromium and molybdenum, containing carbide inclusions up to 5 microns.

Keywords: chemical heat treatment, microarc surface hardening.

Введение

Традиционные технологические процессы химико-термической обработки (ХТО) характеризуются рядом недостатков, и поэтому не удовлетворяют требованиям современного производства. Одним из основных недостатков является большая продолжительность процесса [1–3]. Поэтому в настоящее время значительное внимание исследователей-материаловедов уделяется разработке новых технологических процессов ХТО, позволяющих достичь значительной интенсификации диффузионного насыщения. Как правило, такие процессы характеризуются высокоэнергетическим воздействием на обрабатываемый материал, приводящим к его скоростному нагреву. Физической основой многих методов скоростного нагрева является непосредственное воздействие электрического тока на обрабатываемые изделия и насыщающую среду [4–7]. Одним из таких процессов является микродуговая химико-термическая обработка (МДХТО), осуществляемая электронагревом металлических изделий в среде порошка каменного угля, и обеспечивающая значительное ускорение диффузионных процессов. Например, науглероживание образцов из стали 20 в течение 3 мин обеспечивает получение слоя эвтектоидной концентрации толщиной до 0,3 мм [7]. В этой связи целесообразно применение МДХТО для формирования высокопрочных поверхностных покрытий, образующихся за счет одновременно протекающих процессов цементации и диффузионного насыщения карбидообразующими элементами в условиях микродугового нагрева. Целью настоящей работы являлось изучение такого рода покрытий, образующихся при использовании в качестве диффузантов хрома и молибдена.

Материалы и методы исследования

Использовали образцы из стали 20 цилиндрической формы длиной 35 мм и диаметром 12 мм. Методика процесса МДХТО представлена в [7]. На поверхность образцов наносили электропроводную гелеобразную обмазку, содержащую оксид хрома Cr_2O_3 или молибдат аммония $(\text{NH}_4)_2\text{MoO}_4$ в качестве источников хрома и молибдена соответственно. Образцы помещали в контейнер с порошком каменного угля с размером частиц 0,4–0,6 мм и нагревали пропус-

канием электрического тока. Плотность тока на поверхности образцов составляла 0,53 А/см², максимальная температура процесса – 1250 °С, общая продолжительность – 3 мин. Изображение диффузионного слоя с его концентрационным профилем получали с помощью растрового электронного микроскопа VEGA II LMU фирмы Tescan с системой энергодисперсионного микроанализа INCA ENERGY 450/XT. Для получения изображения использовали BEC-детектор отраженных (обратно-рассеянных) электронов, позволяющий создавать фазовый контраст, возникающий вследствие различия величины потерь энергии первичного электронного пучка от атомного веса элемента, с которым произошло столкновение. Рентгеновский фазовый анализ проводили на порошковом рентгеновском дифрактометре ARL XTRA-435 в $\text{CuK}\alpha$ излучении.

Полученные результаты и их обсуждение

Для формирования карбидов на поверхности стальных изделий необходимо одновременное протекание процессов диффузии углерода и хрома или молибдена в атомарном состоянии. Проведенный термодинамический анализ реакций восстановления оксида Cr_2O_3 и триоксида молибдена MoO_3 , который образуется при нагревании молибдата аммония, показал возможность образования хрома и молибдена в атомарном состоянии в температурном интервале процесса МДХТО [9,10]. Восстановителя являются углерод либо монооксид углерода, образующиеся при пиролизе органической массы каменного угля [11,12].

При изучении поверхностного слоя образцов после хромирования в режиме микродугового нагрева выявлено образование диффузионного слоя толщиной 70–80 мкм, (рис. 1, а, светлый фон), в котором расположены темные включения округлой формы (рис. 1, б).

Содержание хрома в точках 1–9, расположенных по глубине диффузионного слоя, лежит в интервале от 8,11 до 5,82 (масс.%). В точке 10 содержание хрома снизилось до 0,56 масс.%. В точках 11 и 12 хром не обнаружен.

Представляло интерес определение содержания хрома в округлых включениях (точки 1 и 2 на рис. 1, б). Результаты измерений: соответственно 51,81 и 50,59 (масс.%).

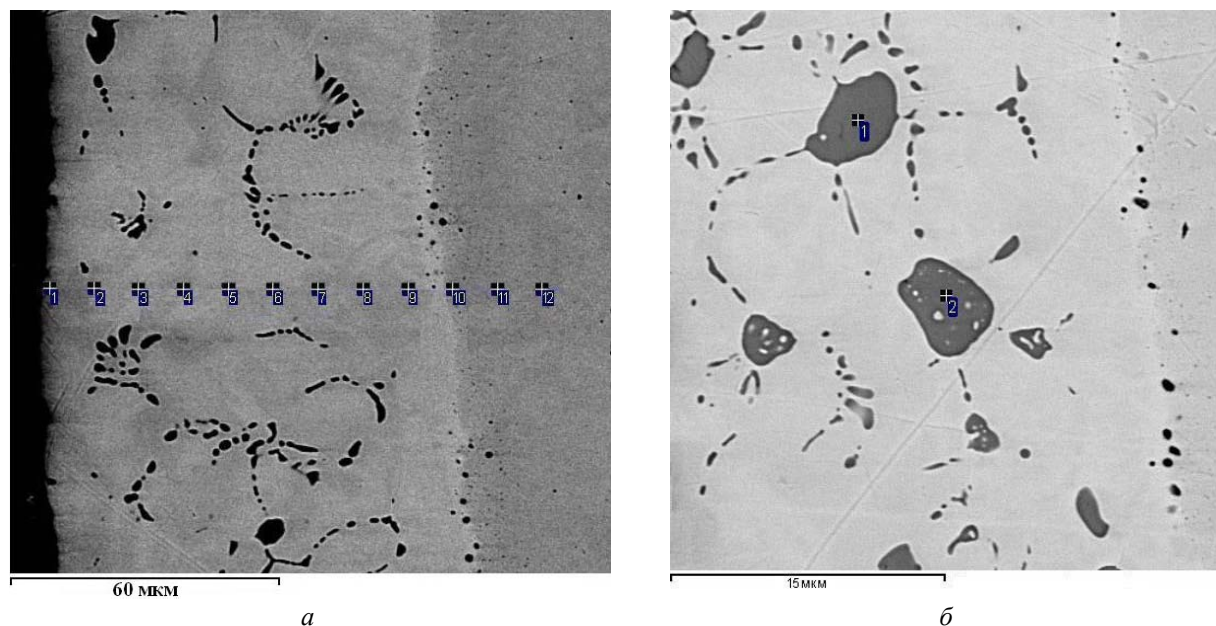


Рис. 1. Изображение в отраженных электронах диффузионного слоя стали 20 после микродугового хромирования: *a* – общий вид; *б* – фрагмент с включениями

Таким образом, основой слоя является твердый раствор хрома (6–8 масс.%) в железной основе, в котором расположены включения округлой формы размером до 5 мкм, содержащие около 50 масс.% хрома. В соответствии с диаграммой состояния Fe-Cr-C эти включения можно идентифицировать как карбид типа Cr_7C_3 , в кристаллической решетке которого, как известно [13], часть атомов хрома (до 50 %) мо-

жет замещаться атомами железа с образованием сложного карбида $(\text{Cr},\text{Fe})_7\text{C}_3$. Рентгеновский фазовый анализ образцов подтвердил наличие в поверхностном слое карбидов типа Cr_7C_3 , причем их дифракционные максимумы незначительно смещены относительно номинального положения, что подтверждает присутствие атомов железа в кристаллической решетке Cr_7C_3 (рис. 2).

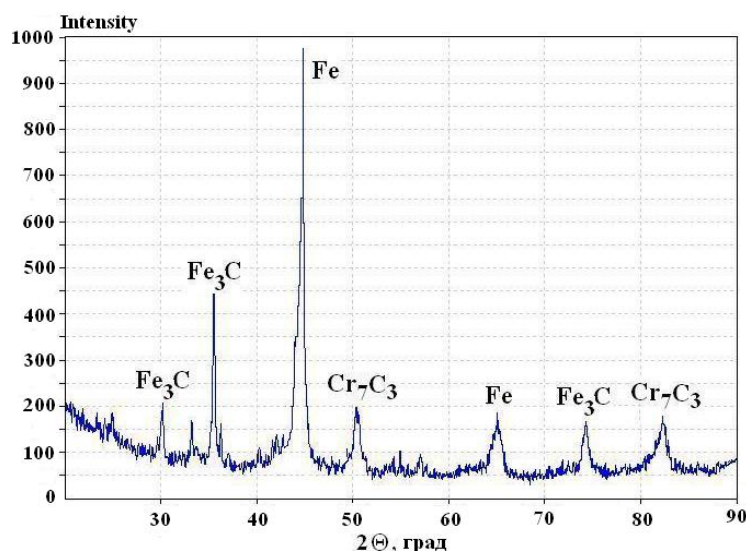


Рис. 2. Дифрактограмма поверхностного слоя образцов стали 20 после микродугового хромирования

Изображение поверхностного слоя образцов, подвергнутых молибденированию, полученное методом растровой электронной микроскопии, представлено на рис. 3.

Химический микроанализ содержания молибдена в отдельных точках показало, что диффузионный слой имеет сложное строение. В точках 1 и 2 (исходная структура стали 20) мо-

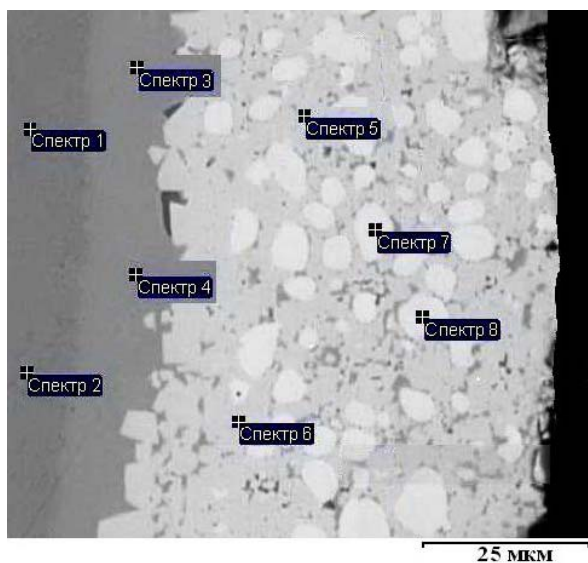


Рис. 3. Изображение диффузионного слоя в стали 20 в отраженных электронах после микродугового молибденирования

молибден не обнаружен. Далее по направлению к поверхности образца находится переходная

зона твердого раствора толщиной около 10 мкм, имеющая более светлый тон: в точках 3 и 4 содержится 3,10 и 3,33 масс.% молибдена соответственно. Непосредственно на поверхности образца расположен диффузионный слой толщиной 50–60 мкм, состоящий из участков светло-серого цвета: в точках 5 и 6 содержится соответственно 46,80 и 47,00 масс.% молибдена, в которых находятся белые включения округлой формы размером до 5 мкм, характеризующиеся точками 7 и 8, содержащими соответственно 93,88 и 94,06 масс.% молибдена. Светло-серые участки в соответствии с диаграммой состояния Fe-Mo-C, по некоторым оценкам [14], могут представлять собой интерметаллид Fe_3Mo_2 (μ -фазу) либо сложные карбиды типа $\text{Fe}_2\text{Mo}_3\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$, $\text{Fe}_2\text{Mo}_2\text{C}$. Белые включения можно идентифицировать их как карбид Mo_2C .

Рентгеновский фазовый анализ образцов подтвердил наличие карбида Mo_2C в поверхностном слое (рис. 4).

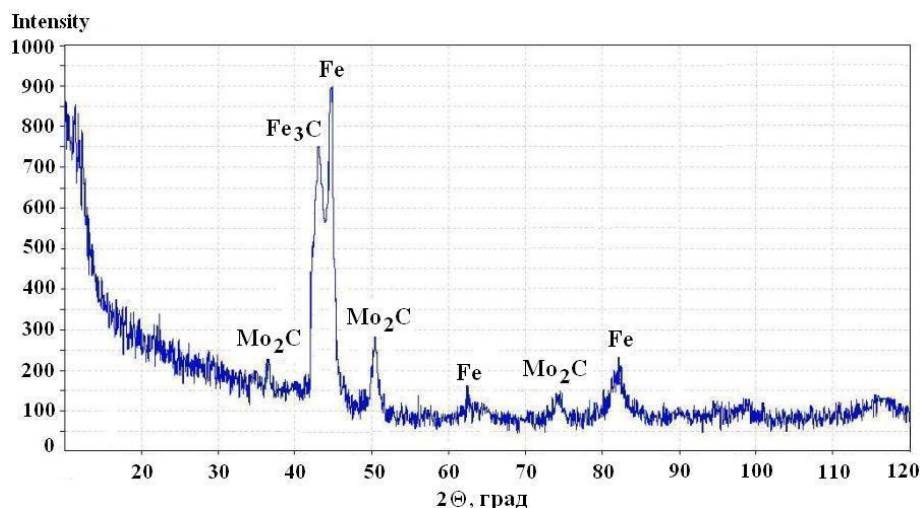


Рис. 4. Дифрактограмма поверхностного слоя образцов стали 20 после молибденирования в микродуговом режиме

Выводы

1. Изучен химический и фазовый состав поверхностных покрытий, образующихся при диффузионном насыщении хромом и молибденом стали 20 в режиме микродугового нагрева. Выявлена карбидная природа образующихся покрытий.

2. При хромировании формируется диффузионный слой толщиной 70–80 мкм, состоящий из твердого раствора хрома (6–8 масс.%) в железе, в котором расположены включения карбидов типа $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ округлой формы размером до 5 мкм, содержащих порядка 50 масс.% Cr.

3. При молибденировании формируется диффузионный слой толщиной 50–60 мкм, состоящий из участков, содержащих интерметаллид Fe_3Mo_2 либо сложные карбиды типа $\text{Fe}_2\text{Mo}_3\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$, $\text{Fe}_2\text{Mo}_2\text{C}$, с включениями карбидов Mo_2C округлой формы размером до 5 мкм. Далее обнаружена переходная зона твердого раствора (3 масс.% Mo) толщиной около 10 мкм, плавно переходящая к исходной структуре.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Лахтин, Ю. М. Химико-термическая обработка металлов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. – М. : Металлургия, 1985. – 256 с.

2. Теория и технология химико-термической обработки / Л. Г. Ворошнин, О. Л. Менделеева, В. А. Сметкин. – М. : Новое знание, 2010. – 304 с.
3. Химико-термическая обработка металлов и сплавов: справочник под ред. Л. С. Ляховича. – М. : Metallurgia, 1981. – 424 с.
4. Электрохимико-термическая обработка металлов и сплавов / И. Н. Кидин [и др.]. – М. : Metallurgia, 1978. – 320 с.
5. Справочник по электрохимическим и электрофизическим методам обработки / под общ. ред. В. А. Волосатова. – Л. : Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1988. – 719 с.
6. Берлин, Е. В. Плазменная химико-термическая обработка поверхности стальных деталей / Е. В. Берлин, Н. Н. Коваль, Л. А. Сейдман. – М. : Техносфера, 2012. – 464 с.
7. Суминов, И. В. Плазменно-электролитическое модифицирование поверхности металлов и сплавов. В 2 т. / И. В. Суминов, П. Н. Белкин, А. В. Эпельфельд ; под общ. ред. И. В. Суминова. – М. : Техносфера, 2011. – Т. 1. – 464 с.
8. Домбровский, Ю. М. Микродуговая цементация стальных изделий в порошковых средах / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – № 12. – С. 25–29.
9. Домбровский, Ю. М. Микродуговое хромирование сталей: анализ основных реакций / Ю. М. Домбровский, М. С. Степанов // Инновационные материалы и технологии в машиностроительном производстве : матер. 3-й междунар. науч.-практ. конф. 25 апреля 2014 г. – Новотроицк : НФ НИТУ «МИСиС». – С. 57–58.
10. Степанов, М. С. Диффузионное молибденирование стали в режиме микродугового нагрева / М. С. Степанов, Ю. М. Домбровский // Вопросы технических наук: новые подходы в решении актуальных проблем : сб. науч. тр. по итогам междунар. науч.-практ. конф. – Казань, 2015. – С. 34–38.
11. Химия и переработка угля / В. Г. Липович, Г. А. Калабин, И. В. Калечиц [и др.] ; под общ. ред. В. Г. Липовича. – М. : Химия, 1988. – 336 с.
12. Глуценко, И. М. Теоретические основы технологии горючих ископаемых / И. М. Глуценко. – М. : Metallurgia, 1990. – 296 с.
13. Гасик, М. И. Теория и технология производства ферросплавов / М. И. Гасик, Н. П. Лякишев, Б. И. Емлин. – М. : Metallurgia, 1988. – 784 с.
14. Физическое материаловедение : учеб. для вузов. 6 т. / под общ. ред. Б. А. Калина. Т. 6. Ч. 1. Конструкционные материалы ядерной техники. – М. : МИФИ, 2008. – 672 с.

УДК 669. 53.49.11

Л. В. Палаткина, Д. Н. Гурулев, И. Л. Гоник, В. А. Плечистов

ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ ДЕНДРИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ В ЧУГУНЕ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: lv.palatkina@yandex.ru

В работе показано, что ферритизация центральных зон дендритных кристаллов, имеющих внешнюю оболочку, происходит при более высоких температурах, чем разупрочнение дендритов штатной кристаллизации.

Ключевые слова: дендритный каркас, серый чугун, ферритизация, разупрочнение.

L. V. Palatkina, D. N. Gurulev, I. L. Gonik, V. A. Plechistov

CHANGE THE PROPERTIES OF DENDRITIC CRYSTALS IN CAST IRON BY THERMAL INFLUENCE

Volgograd State Technical University

The paper shows that ferritization of the central zones of dendritic crystals having an outer shell takes place at higher temperatures than the softening of dendrites of regular crystallization.

Keywords: dendrite skeleton, gray cast iron, ferritization, softening.

Экспериментальные исследования кристаллизации серого чугуна [1, 2] показали, что присутствие в расплаве определенного сочетания поверхностно-активных элементов в суммарном количестве порядка 0,25 % масс. способно на определенном этапе роста дендритов изменить механизм кристаллизации первичного аустенита с дендритного на послойный. Последующие твердофазные превращения формирует в центральных зонах таких дендритов сорбито-

образный перлит, отделенный внутренней высокоугловой границей от внешней ферритной или перлитной оболочки. Это обеспечивает повышение прочности чугуна в среднем на 50–100 МПа, а показатель качества ($K = \sigma_v / HВ$) приближает к уровню 1,2–1,4. Однако на сегодняшний день практически не изучен вопрос сохранения в таких структурах армирующей эффективности дендритного каркаса при технологических или эксплуатационных нагревах.

Цель работы заключалась в выявлении характерных особенностей ферритизации дендритов аномального строения.

Материалы и методы исследования

Металлографический анализ дендритной структуры серых чугунов проводили на шлифах, изготовленных из материала стандартных разрывных образцов ($\varnothing 30$ мм) чугунов марок СЧ 25–СЧ 35 штатной кристаллизации и чугунов, в которых были обнаружены дендриты аномального строения.

Для исследования особенностей ферритизации образцы чугуна размером не менее 2 см нагревали до различных температур по режиму докритического отжига. В каждом случае подбирали температуры нагрева индивидуально после проведения металлографической оценки фазового состава дендритных ветвей. Образцы, помещаемые в печь, обрабатывали для предотвращения обезуглероживания поверхности в насыщенном водном растворе медного купороса, дополнительно в печи защищали порошкообразным графитом. До и после термического воз-

действия проводили дюраметрические исследования с целью оценки свойств структурных составляющих дендритов штатной кристаллизации и дендритов аномального строения. Также измеряли микротвердость перлитной каймы для определения, является ли она промежуточной стадией перетока углерода при охлаждении от температуры кристаллизации из центра ветвей в эвтектику (данные представлены в таблице).

Результаты и их обсуждение

Кристаллизация серого чугуна обогащает дендриты кремнием, а междуветвия марганцем, вызывая в этих микроликвационных зонах перепад активности по углероду. Стремление системы его выровнять приводит к ферритизации дендритных кристаллов, снижая тем самым их армирующие свойства, а следовательно, целом и прочность серого чугуна [3]. Так уже при нагреве до температур ($570\text{--}600$) °С в дендритах штатной кристаллизации наблюдали практически полное разупрочнение, и образование в сечении дендритных ветвей феррита, уже после тридцати минут выдержки (рис. 1).

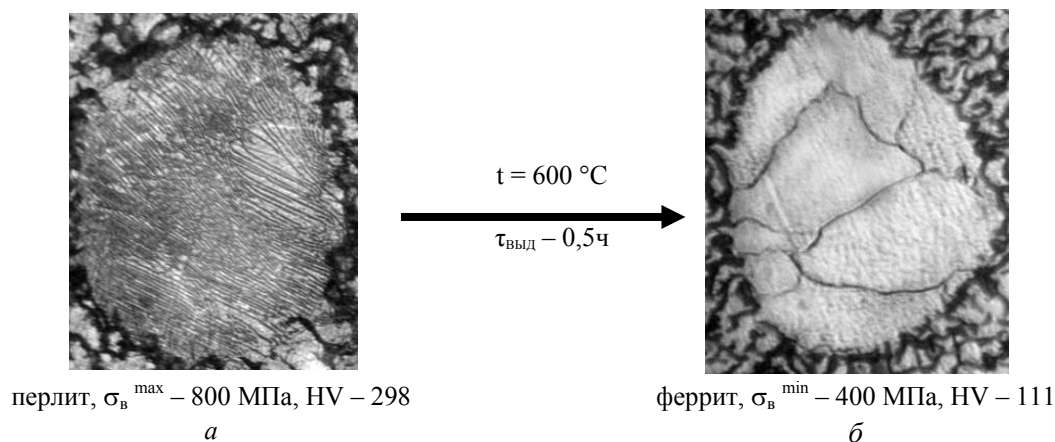


Рис. 1. Снижение армирующей способности дендритного каркаса штатной кристаллизации, $\times 500$: а – литая структура дендритной ветви; б – обезуглероженная дендритная ветвь. Травление 4 % HNO_3

Для аномальных структур стабильность в центральных зонах сорбитообразного перлита окруженного внешней оболочкой оказалась намного выше, чем перлита в штатных дендритах, рис. 2, при этом прочность центральных зон сохранялась и после двухчасовой выдержки при температуре $700\text{--}715$ °С.

При сопоставлении полученных после каждой термической обработки микроструктур, было показано, что у ветвей имеющих перлит-

ную оболочку в начальный период нагрева наблюдается постепенное снижение дисперсности перлита, как в центральных осевых зонах, так и в оболочке, рис. 3. Это связывали с началом перетекания углерода в эвтектику и его наслоением на графитных кристаллах.

Полная ферритизация оболочек грубопластинчатого перлита, сопровождалась резким падением в этих зонах значений микротвердости, а следовательно, и прочности.

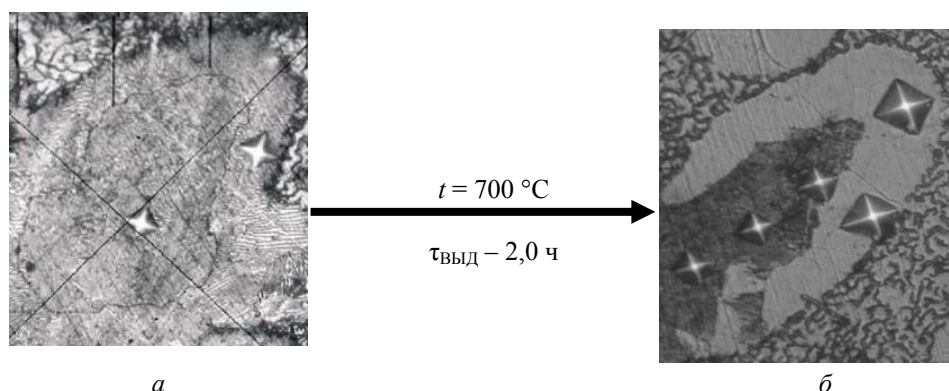


Рис. 2. Перераспределение углерода в сечении аномальных дендритов при термическом воздействии:
а – литая структура; б – обезуглероживание каймы. Травление 4 % HNO_3 , $\times 500$

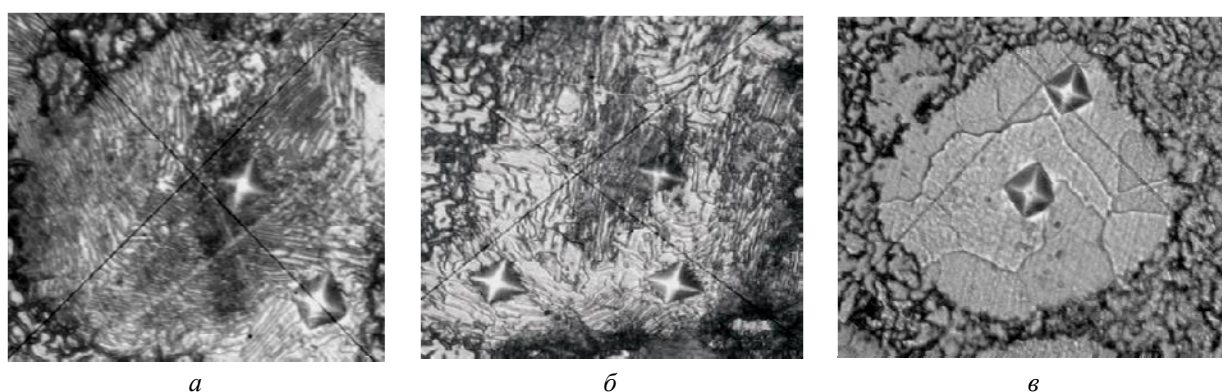


Рис. 3. Перераспределение углерода в сечении аномальных дендритов при термическом воздействии.
Травление 4 % HNO_3 , $\times 500$:
а – перлитная кайма – литая структура; б – частичное обезуглероживание каймы; в – полная ферритизация дендритных ветвей

Микротвердость в зонах армирующих дендритов аномального строения

Значения твердости	Литая структура		Термическое воздействие					
	ДК*	ОБОЛОЧКА**	$t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$		$T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$		$T = 790\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 2\text{ ч}$	
			ДК*	ОБОЛОЧКА**	ДК*	ОБОЛОЧКА**	ДК*	ОБОЛОЧКА**
HV	370	$\frac{239}{111}$	370	$\frac{154}{111}$	316	$\frac{154}{103}$	128	110

Примечание: *значения указаны для центральных зон армирующих дендритов; ** перлит / феррит

После проведенного термического воздействия также были выявлены следующие особенности в трансформации ветвей аномальных дендритов серого чугуна:

– полная ферритизация структуры не отражается на нахождении границы, отделяющей центральные части дендритов от оболочки (она сохраняет свое местоположение и еще раз подтверждает, что ее появление связано с изменениями кристаллизационного характера);

– происходящие структурные изменения в чугуне необратимы, восстановить первоначальную сорбитную структуру в центре дендрита не-

возможно никаким повторным нагревом и охлаждением;

– структурные изменения, вызванные термической обработкой, распространяются в объеме металла неравномерно (так, например, при полной ферритизации $\approx 20\%$ ветвей в структуре сохраняются ветви с перлитной основой и ферритной оболочкой).

Проведенные исследования микроструктуры при различных температурных условиях достижения парциального равновесия по углероду показывают, что переток углерода из перлитной оболочки в эвтектику происходит легче,

чем из центральных частей дендритов, но и тот и другой идут одновременно практически с равными скоростями, различаясь только началом старта – центр начинает обезуглероживаться немного позже, чем кайма. Тот факт, что углерод перетекает из каймы в эвтектику и освобождает путь углероду из центральных частей дендрита, свидетельствует о крайне небольших градиентах активности углерода, определяемой разницей кремния [4] в этих зонах (в центре и на периферии дендритов). Однако остается непонятным, почему хватило этой небольшой разницы, чтобы «запереть» углерод в центре ветвей при кристаллизации вместе с кремнием, для такого высокоподвижного, в диффузионном отношении элемента как углерод. Следует отметить, что в этой передаче углерода, эвтектический аустенит (феррит) исполняет роль передаточной или транспортной среды, и свою активность не меняет, осаждавая углерод на графите.

Вывод

Увеличение армирующей стойкости дендритных кристаллов за счет сохранения их перлитной структуры до более высоких температур нагрева, а соответственно и прочности чугуна в целом может быть обеспечено сменой механизмов кристаллизации при затвердевании необходимой для формирования внешней оболочки на ветвях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Исследование аномалий дендритной структуры чугуна / Л. В. Палаткина, Л. В. Костылева, В. А. Ильинский // Металлы. – 2010. – № 3. – С. 35–41.
2. Патент 2489511 РФ, МПК C22C37/10, C22C1/03. Способ получения серого чугуна / Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина, Г. И. Жидков ; ФГБОУ ВПО «ВГСХА». – 2013.
3. Закономерности микроликвации в железоуглеродистых сталях и новые возможности литейной технологии / В. А. Ильинский, А. А. Жуков, Л. В. Костылева // 55-й Международный конгресс литейщиков. – М., 1988. – С. 1–11.
4. Исследование микроликвационной неоднородности дендритных ветвей серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Л. В. Палаткина // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 6. – С. 9–15.

УДК 621.746.628

Д. В. Руцкий, М. Ю. Чубуков, Н. А. Зюбан, Л. В. Палаткина, В. Ф. Умаров

ИДЕНТИФИКАЦИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ И ОСОБЕННОСТИ ИХ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ В УДЛИНЕННЫХ СДВОЕННЫХ СЛИТКАХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tecmat@vstu.ru

В статье приведены результаты исследований по идентификации и распределению неметаллических включений по высоте и сечению сдвоенных прибыльных слитков. Установлено, что на верхнем и нижнем горизонтах неметаллические включения более равномерно расположены, чем в слитках обычной геометрии. Максимальное скопление неметаллических включений наблюдается на среднем горизонте в осевой части слитка. Выявленные особенности распределения неметаллических включений делают возможным их удаление при последующей ковке слитков, что делает их пригодными для получения полых поковок.

Ключевые слова: слиток, неметаллические включения, физическая и химическая неоднородность, затвердевание, ликвация, усадка.

D. V. Rutskii, M. Yu. Chubukov, N. A. Zyuban, L. V. Palatkina, V. F. Umarov

IDENTIFICATION OF NONMETALLIC INCLUSIONS AND FEATURE OF THEIR DISTRIBUTION IN THE ELONGATED TWO-PIECE INGOTS

Volgograd State Technical University

Results of researches on identification and distributions of nonmetallic inclusions on height and section of dual profitable ingots are given in article. It is established that on the top and lower horizons nonmetallic inclusions are more evenly located, than in ingots of usual geometry. The maximum congestion of nonmetallic inclusions is observed on the average horizon in axial part of an ingot. The revealed features of distribution of nonmetallic inclusions are done possible by their removal at the subsequent forging of ingots that does them suitable for receiving hollow forgings. The study was supported by RFBR research Project No. HK 15-08-08098\16.

Keywords: ingot, nonmetallic inclusions, physical and chemical heterogeneity, solidification, segregation, shrinkage.

Заготовкой для получения уникальных крупногабаритных поковок, является кузнечный слиток, затвердевание которого сопровождается значительным развитием химической и физической неоднородности литого металла и как следствие ухудшению качества металла, получаемых из него поковок.

В настоящее время существует много способов повышения качества металла за счет глубокого рафинирования на стадии выплавки и внепечной обработки [1–4]. Данные способы позволяют получать металл с ультранизким содержанием неметаллических включений и ликвирующих примесей.

Однако достигнутый положительный эффект, полученный на стадии выплавки и внепечной обработки, в значительной степени может быть утрачен при последующей разливке и затвердевания слитков за счет развития ликвационных и усадочных дефектов, образования скоплений неметаллических включений, что может приводить к ухудшению стабильности распределения уровня механических свойств по длине и сечению длинномерных изделий [5, 6].

На некоторых предприятиях [7, 8] для повышения качества металла слитков используют дорогостоящие переплавные процессы (ЭШП, ВДП), которые в значительной степени позволяют повысить чистоту металла по неметаллическим включениям и примесям, но не находят широкого применения из-за сложности оборудования и высоких энерго и трудозатрат.

Применение полых слитков [9, 10] из-за наличия стержня, приводит к более интенсивному затвердеванию, и как следствие снижению химической неоднородности, повышению дисперсности литой структуры и более равномерному распределению неметаллических включений. Ограничение использования полых слитков, связано со сложностью организации направленности процесса их затвердевания.

Для решения данной проблемы предлагаются слитки, отливаемые в имеющиеся на заводах изложницы. В качестве полуформ могут использоваться существующие на предприятии изложницы, соосно устанавливаемые друг на друга и сопрягаемые со стороны максимальных внутренних диаметров (рис. 1).

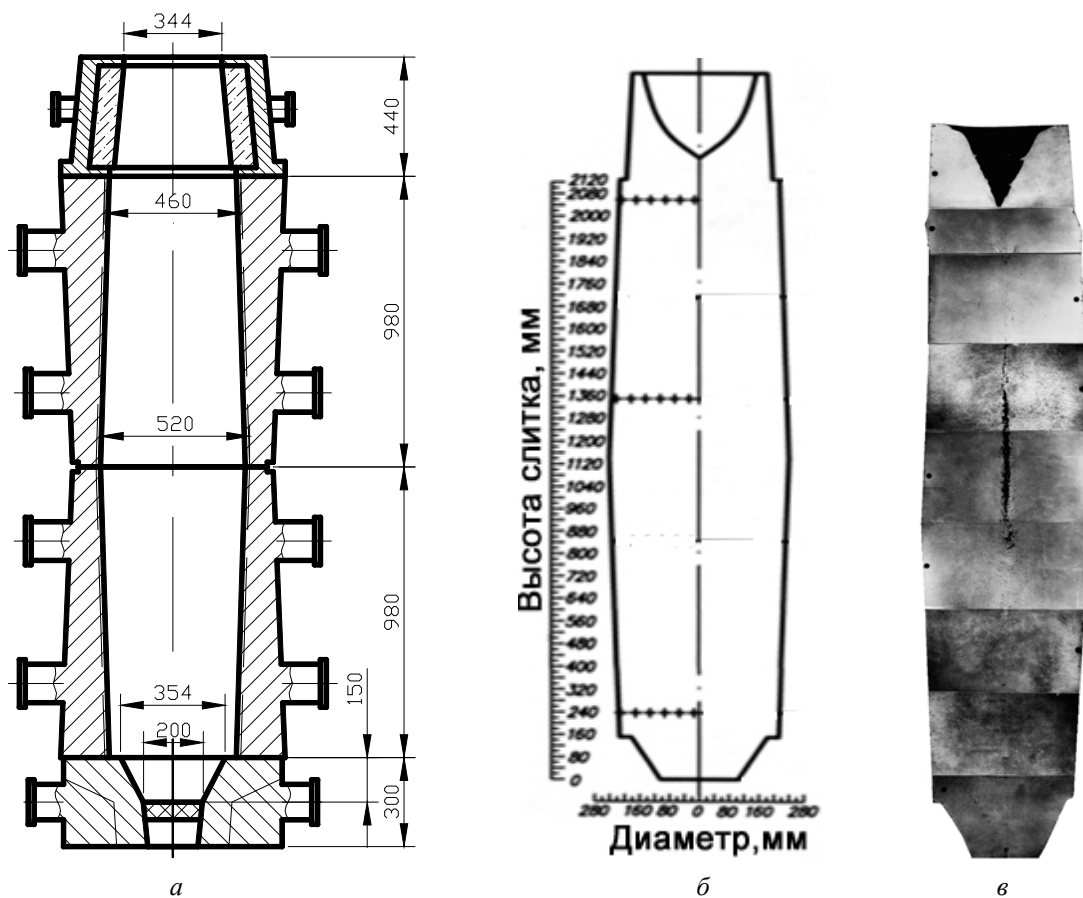


Рис. 1. Удлиненный двоянный прибыльный слиток:
 а – схема литейной оснастки; б – схема отбора проб для определения загрязненности стали неметаллическими включениями;
 в – макроструктура слитка

После разливки и затвердевания из слитка был изготовлен продольный осевой темплет, на которых после шлифовки и полировки электролитическим травлением, в 20 % H_2SO_4 , выявлялась макроструктура (см. рис. 1, в).

С полученных осевых темплетов, отбирались образцы (см. рис. 1, б) для проведения металлографических исследований с использованием методов оптической (микроскоп МЕТАМ ЛВ – 41) и электронной микроскопии (электронный двухлучевой микроскоп FEI Versa 3D).

Авторами в работах [11, 12, 13] металлографическими исследованиями было выявлено структурные зоны, характерные для слитков спокойной стали.

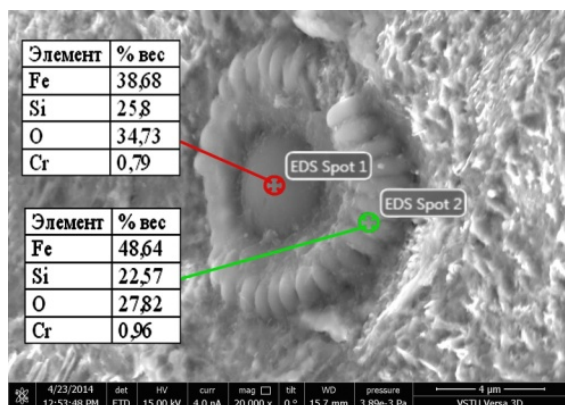
Однако, не смотря на качественную схожесть строения, сдвоенный прибыльный слиток существенно отличается по степени развития отдельных зон.

В сдвоенных слитках значительно развита физическая неоднородность, проявляющаяся в виде осевой рыхлости, и закрытой вторичной усадочной раковина. Вторичная усадочная раковина, расположена в верхней половине тела слитка, так как она закрыта сверху мостом плотного металла поверхность ее стенок не окислена и имеет дендритное строение.

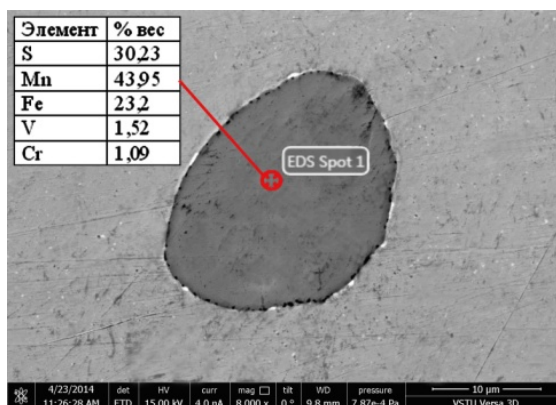
Представленные данные об особенностях строения сдвоенного прибыльного слитка косвенным образом свидетельствуют о преобладании горизонтальной составляющей при их затвердевании, что усиливает усадочные явления, ухудшает подпитку осевых объемов и приводит к развитию открытой и закрытой «вторичной» усадочной раковины.

Идентификация неметаллических включений проводилась комплексным методом с использованием методов оптической и электронной микроскопии. Неметаллические включения в слитке были классифицированы как сульфиды, оксиды и оксисульфиды.

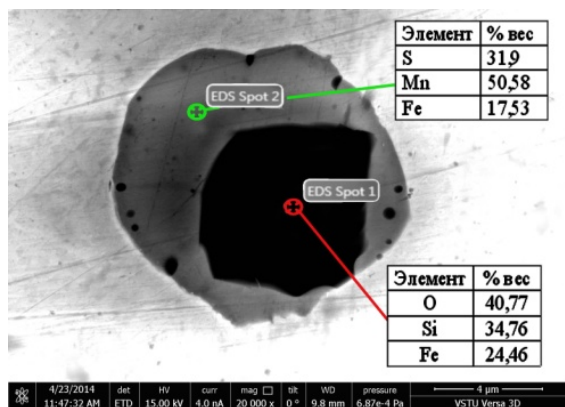
Микрорентгеноспектральным анализом установлено, что наиболее часто встречающийся тип сложных оксидов в исследуемых слитках, это силикат железа $FeO \cdot SiO_2$ - фаялит (рис. 2). Сульфидные включения в обоих слитках, представлены в виде твердого раствора $FeS \cdot MnS$ в различных соотношениях (рис. 2) в основном овальной формы. Оксисульфидные включения в обоих слитках представляют собой сложные оксиды ($FeO \cdot SiO_2$) в сульфидной оболочке ($FeS \cdot MnS$). Оксисульфидные включения имеют глобулярную форму, их количество намного превосходит количество оксидных и сульфидных, неметаллических включений.



а



б



в

Рис. 2. Химический состав неметаллических включений: а – оксид; б – сульфид; в – оксисульфид

На рис. 3 приведены результаты количественного анализа [15] распределения неметаллических включений по высоте и сечению сдвоенного прибыльного слитка.

Преимущественным видом включений являются оксисульфиды, количество которых в несколько раз превышает загрязненность по другим видам неметаллических включений.

В сдвоенном слитке распределение неметаллических включений отличается от обычного слитка. Из литературных данных [4, 11, 14] известно, что наибольшую загрязненность неметаллическими включениями имеют верхняя и донная часть слитка. Исследования показали, что в сдвоенном слитке верхний и нижний горизонты слитка имеют наименьшую общую загрязненность неметаллическими включениями (рис. 3). Верхний горизонт имеет наименьшую загрязненность всеми типами неметаллических включений, тогда как на нижнем горизонте при общем снижении содержания сульфидов и оксисульфидов, увеличивается содержание оксидных неметаллических включений. Такое распределение включений на нижнем горизонте хорошо согласуется с данными, приведенными в работах [4, 14], где указано, что температурный градиент, возникающий у фронта затвердевания слитков, обеспечивает большую скорость конвективного и гравитационного потоков только у стен изложницы, соответственно этот поток с большой скоростью будет поставлять включения на нижние горизонты слитка. Попавшие в нижние горизонты слитка тугоплавкие оксидные неметаллические включения фиксируются продвигающимся снизу фронтом затвердевания. Уменьшение количества сульфидных и оксисульфидных неметаллических включений связано с ускоренным затвердеванием донной части слитков. Анализ размеров неметаллических

включений показал, что на нижнем горизонте слитка преобладают включения, размер которых находится в пределах от 0,9 до 4,0 мкм. Согласно закону Стокса вероятность всплывания и уноса конвективными потоками мелких включений наименьшая, что также является причиной скопления тугоплавких оксидных включений в нижней части слитка.

Средний горизонт слитка имеет максимальную загрязненность неметаллическими включениями (оксидами, сульфидами и оксисульфидами.) Такое распределение включений связано с тем, что создает благоприятные условия для протекания явлений ликвации и как следствие увеличению загрязненности сульфидными ($\text{FeS} \cdot \text{MnS}$) и оксисульфидными (рис. 3) неметаллическими включениями.

Сужающаяся верхняя полуформа сдвоенного слитка и большая площадь охлаждающей поверхности увеличивают скорость продвижения твердой фазы от стенок к центру слитка, что приводит к уменьшению загрязненности сульфидными и оксисульфидными неметаллическими включениями, выделяющимися при затвердевании стали. Кроме того формирующиеся в затвердевающем слитке конвективные потоки приводят к перемещению оксидных неметаллических включений в средние и нижние горизонты слитка, где происходит их фиксация продвигающимся фронтом затвердевания.

Анализ распределения неметаллических включений по ширине слитка (рис. 3, б) показал, что поверхностные слои слитка имеют пониженную общую загрязненность неметаллическими включениями. Осевые объемы слитка затвердевают в последнюю очередь в следствии замедления процесса затвердевания создаются благоприятные условия для образования и роста неметаллических включений.

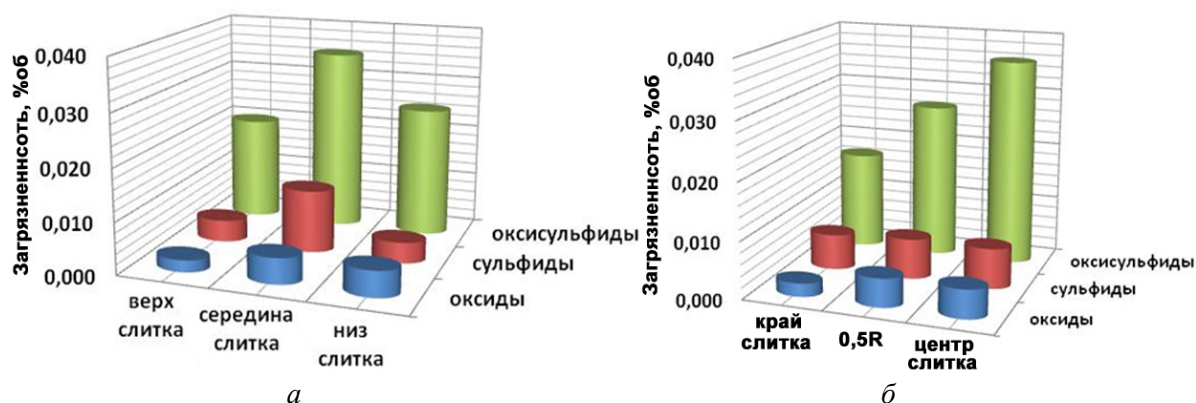


Рис. 3. Загрязненность неметаллическими включениями сдвоенного слитка:
а – загрязненность по высоте слитка; б – загрязненность по сечению слитка

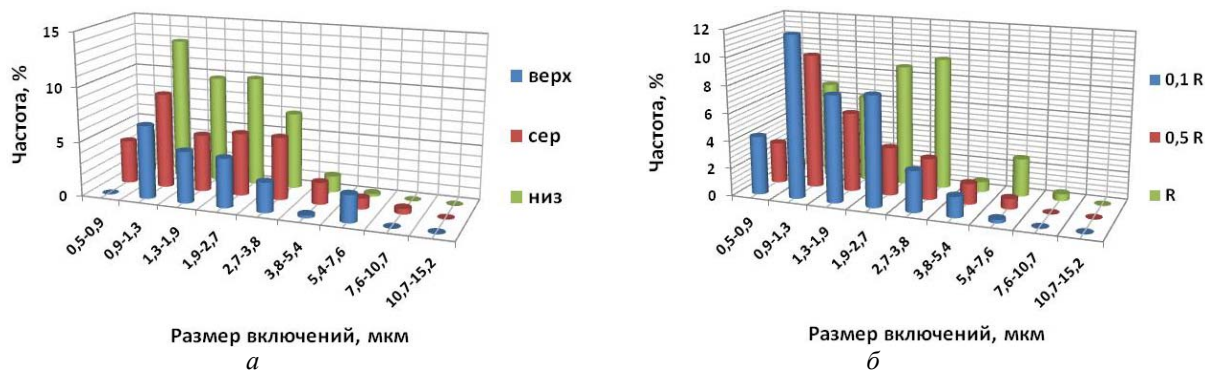


Рис. 4. Размер неметаллических включений в двоянном слитке:
а – по высоте слитка; б – по сечению слитка

Анализ размеров неметаллических включений (см. рис. 4) двоянного слитка показал, что они в общем количестве имеют небольшой размер. Крупные включения, (размером более 10 мкм) встречаются в единичных случаях в верхней осевой части слитка. В слитке преобладают включения, имеющие размер от 0,9 до 1,3 мкм, которые в основном расположены в нижней и средней части на расстоянии $(0,1-0,5) \cdot R$ от центра слитка.

Распределение неметаллических включений по размеру совпадает с литературными данными [4, 11, 14], диаметр включений всегда меньше там, где затвердевание металла идет наиболее быстро, то есть у поверхностных слоев, а вблизи оси слитков, где затвердевание идет медленно размер и их содержание больше.

Количество и состав неметаллических включений, приведенные выше, показали, что в двоянном слитке повышенное количество неметаллических включений в основном наблюдается в осевой части на среднем горизонте слитка (см. рис. 3).

Выводы

Геометрия удлиненного двоянного прибыльного слитка приводит к скоплению примесей и неметаллических включений в узкой осевой части, затвердевающей в условиях нехватки жидкой фазы и низкого температурного градиента с образованием усадочных трещин пустот и рыхлостей. Такое расположение неметаллических включений, а также дефектов усадочного происхождения делает возможным их удаление при последующей ковке слитков, что делает их пригодными для получения полых поковок.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дурынин, В. А. Исследование и совершенствование технологии производства с целью повышения ресурса стальных изделий из крупных поковок ответственного назначения / В. А. Дурынин, Ю. П. Солнцев. – СПб. : ХИМИЗДАТ, 2006. – 272 с.
2. Yasuto Ikeda, Recent Technological Progress on Large Ingots for Rotor Forgings / By Yasuto Ikeda, Koji Morinaka,

Tomohiro Muraoka // 18th International Forgemasters Market and Technical Proceedings September 12–15, 2011 • Pittsburgh, PA, USA. – P. 166–169.

3. Дюдкин, Д. А. Производство стали. Т. 3. Внепечная металлургия стали / Д. А. Дюдкин, В. В. Кисиленко. – М. : Теплотехник, 2010. – 544 с.

4. Ефимов, В. А. Технологии современной металлургии / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М. : Новые технологии, 2004. – 784 с.

5. Руцкий, Д. В. Ликвация в крупных кованых изделиях / Д. В. Руцкий, С. И. Жульев, К. Е. Титов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. – 2008. – № 2. – С. 21 – 27.

6. Руцкий, Д. В. Повышение химической однородности и стабильности механических свойств в крупногабаритных изделиях машиностроения / Д. В. Руцкий, Н. А. Зюбан, К. Е. Титов // Металлург. – 2009. – № 9. – С. 73–76.

7. Atsushi Tomioka, Quality of the work roll by new ESR / Atsushi Tomioka, Michio Nishihara, Katsushige Nishiguchi, // 16th IFM the – 2009. – P. 75–84.

8. Дуб, В. С. Электрошлаковый переплав – способ кардинального повышения качества и свойств ответственных изделий в современном машиностроении. Технические требования и новые решения / А. В. Дуб, В. С. Дуб, Ю. Н. Кригер [и др.] // Тяжелое машиностроение. – 2012. – № 6. – С. 2–6.

9. Дуб, В. С. Развитие технологии разлива стали в слитки / В. С. Дуб, А. Н. Ромашкин, А. Н. Мальгинов [и др.] // Тяжелое машиностроение. – 2012. – № 8. – С. 2–8.

10. By Sang-Hun OH, A Study on the Fabrication of a Large Hollow Ingot by CAE / By Sang-Hun OH, Jung Namkung, Seog-Ou, Cho, Dong-Hee Lee // 18th International Forgemasters Market and Technical Proceedings, Pittsburgh, PA, 2011, USA. – P. 179–182.

11. Жульев, С. И. Производство и проблемы качества кузнечного слитка : монография / С. И. Жульев, Н. А. Зюбан // ВолгГТУ. – РИП «Политехник», 2003. – 168 с.

12. Руцкий, Д. В. Исследование химической неоднородности кузнечных слитков для крупногабаритных заготовок тяжелого машиностроения : дис. канд. техн. наук / Руцкий Д. В. – М. : ЦНИИТМАШ, 2006. – 134 с.

13. Кулешов, Н. И. Разработка системы автоматизированного выбора слитка с учетом его весовых, геометрических и структурных характеристик : дис. ... канд. техн. наук / Н. И. Кулешов. – Днепропетровск, 1993. – 187 с.

14. Шпис, Х.-И. Поведение неметаллических включений в стали при кристаллизации и деформации / Х.-И. Шпис. – М. : Металлургия – 1971. – С. 125.

15. Свид. о гос. регистрации программы для ЭВМ № 2010614950 от 29 июля 2010 г. РФ, МПК (нет). Металлографическая программа / Е. И. Бузинов, Д. В. Руцкий, А. В. Мозговой, Н. А. Зюбан, Ю. М. Шелухина; ГОУ ВПО ВолгГТУ. – 2010.

УДК 621.78.004.7

*В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев***ЗАРОЖДЕНИЕ МАРТЕНСИТА В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ
АУСТЕНИТА И ВОЗДЕЙСТВИЯ ВНЕШНЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ****Донской государственный технический университет (г. Ростов-на-Дону)**

e-mail: yuridol@mail.ru

Проанализированы условия и явления, соответствующие неустойчивости кристаллической решетки перед мартенситным превращением, проведен теоретический анализ возможных структурных состояний, обнаруживаемых экспериментально, в интервале M_n-M_d рассмотрено явление сверхпластичности мартенситного превращения при растяжении и влияние, оказываемое магнитным полем.

Ключевые слова: мартенсит, мартенситное превращение, зародыш, места зарождения, сверхпластичность, магнитное поле.

*V. N. Pustovoit, Yu. V. Dolgachev***THE EMERGENCE OF MARTENSITE UNDER SUPERPLASTICITY
CONDITIONS AND THE IMPACT OF EXTERNAL MAGNETIC FIELD****Don State Technical University**

Will analysed thermodynamic conditions corresponding to unstable of crystalline lattice before martensite transformation, is considered phenomenas appearing in condition of unstable, is executed theoretical analysis of the possible structured conditions which detectable experimental, is considered phenomena superplasticity of martensite transformation at stretch in interval M_s-M_d and influence of magnetic field in this interval.

Keywords: martensite, martensite transformation, the embryo, place of origin, superplasticity, magnetic field.

Анализ работ, посвященные изучению особенностей протекания фазовых превращений в магнитном поле [1–4], приводит к убеждению, что эта проблема еще не полностью решена в теоретическом отношении. Стоит отметить, что величина энергии постоянного магнитного поля напряженностью до 2,4 МА/м на 1–2 порядка меньше движущей силы большинства фазовых превращений. Поэтому, только термодинамическое рассмотрение вопроса о влиянии магнитного поля на фазовые переходы лишено оснований, так как может привести к выводу о бесперспективности термической обработки в магнитном поле. Однако, такое заключение находится в противоречии с реально получаемыми результатами. При одностороннем, только термодинамическом, подходе упускается из виду влияние поля на механизм образования зародышей и кинетику фазовых реакций, существенным образом определяющую строение и свойства продуктов превращения. Также, не учитывается явление сверхпластичности аустенита, наличие которого может оказывать существенное влияние на развитие мартенситного превращения при воздействии магнитным полем. Анализ экспериментальных данных ранее выполненных работ указывает на то, что в условиях, когда превращение термодинамически возможно, даже небольшой энергетический стимул может

оказать существенное влияние на кинетику. Таким образом, всестороннее изучение влияния магнитного поля на мартенситное превращение представляется достаточно обоснованным.

Ставились следующие задачи: проанализировать термодинамические условия соответствующие неустойчивости кристаллической решетки аустенита перед мартенситным превращением, рассмотреть явления возникающие в состоянии неустойчивости, провести теоретический анализ возможных структурных состояний, обнаруживаемых экспериментально, рассмотреть явление сверхпластичности мартенситного превращения при растяжении в интервале M_n-M_d и влияние оказываемое магнитным полем в этом интервале.

Для проведения экспериментальных работ было создано методическое обеспечение, которое позволило осуществить задачу исследований. Механические испытания выполняли на разрывной машине 2054 Р-5 с записью диаграммы деформации в диапазоне нагрузок 0–50 кН. Деформацию образцов осуществляли в интервале температур M_d-M_n . Для испытания при низких температурах (до -70°C) разрывная машина была оснащена криостатом. Образец помещался в криостат, залитый техническим ацетоном (ГОСТ 2768–84), температуру снижали, добавляя в ацетон сухой лед (ГОСТ 12162–77).

Для измерения температуры использовали медь-константановую термопару с рабочим диапазоном температур от -270 до 400 °С (ГОСТ 6616–94). При проведении исследований применяли образцы из модельного сплава 26Н30.

В большинстве случаев структурные фазовые переходы являются переходами первого рода. Однако если в принципе превращение может быть непрерывным и деформация решетки при переходе невелика («фазовые переходы 1-го рода, близкие к переходам 2-го рода»), то они также могут быть рассмотрены в рамках теории Л. Д. Ландау [5]. С одной стороны, для таких превращений характерно наличие гистерезиса и области сосуществования двух фаз, как для фазовых переходов первого рода. С другой стороны, при приближении к точке перехода сближаются структуры фаз, например, за счет уменьшения степени тетрагональности тетрагональной фазы при переходе типа «куб – тетрагон» и уменьшаются определенные константы упругости обеих фаз (константы упругости $c' = \frac{c_{11} - c_{12}}{2}$ в случае переходов «куб – тетрагон»).

Константы упругости обеих фаз остаются конечными в точке фазового равновесия, но обращаются в ноль за точкой T_0 , в точках потери устойчивости фаз.

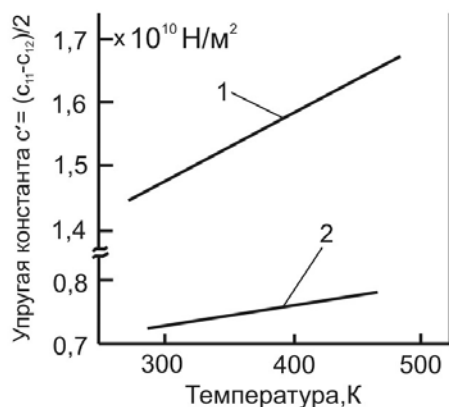


Рис. 1. Температурная зависимость упругой константы c' для сплавов:
1 – 63,2Ni- Al; 2 – 69Cu- 17Al- 14Zn [6]

Описанное поведение констант упругости, подтверждается данными полученными в работе [6]. На рис. 1 показана температурная зависимость упругой константы $c' = \frac{c_{11} - c_{12}}{2}$ для сплавов Ni-Al ($M_n \approx 278$ K) и Cu-Al-Zn ($M_n \approx 273$ K). С уменьшением температуры наблюдается уменьшение c' . Эти результаты предполагают,

что неустойчивость решетки возникает в обоих сплавах до мартенситного превращения.

В ряде случаев, состояния неустойчивости кристаллической решетки вблизи точки мартенситного превращения характеризуются ближним порядком смещений. Их описывают с помощью представления о флуктуационных волнах смещений [7, 8], что позволяет анализировать картины диффузного рассеяния электронов и рентгеновских лучей. Электронно-дифракционными и рентгеноструктурными методами в работе [9] обнаружено и исследовано диффузное рассеяние в аустените и мартенсите сплавов Fe-Ni (27–50 % Ni) в интервале температур от -130 до 600 °С. Наблюдается закономерная трансформация диффузного рассеяния, связанная с изменением атомно-кристаллической структуры аустенита и мартенсита при приближении к температурам начала прямого M_n и обратного A_n мартенситных превращений. Диффузное рассеяние описывается спектром флуктуационных волн смещений и свидетельствует о наличии значительных смещений атомов, обусловленных «размягчением» кристаллической решетки вблизи точек M_n и A_n . Но из наблюдаемого рассеяния однозначно не следует, являются ли вблизи точки превращения смещения атомов квазистатическими, отвечающими за ближний порядок, или тепловыми.

Из термодинамической теории предмартенситных состояний [6–9], аналогичной теории распада твердых растворов, следует, что вблизи точки мартенситного превращения существуют локальные области с ближним порядком смещений. Эти области, в отличие от френкелевских флуктуаций, характеризуются постепенным уменьшением порядка с удалением от центра флуктуации и отсутствием четкой межфазной границы. На дифракционных картинах им соответствуют области диффузного рассеяния, интенсивность которого определяется Фурье-образом. Основные характеристики этих состояний можно связать с упругими модулями исходной фазы.

Флуктуации волн смещений «подготавливают» кристаллическую решетку аустенита к мартенситному превращению, таким образом области с ближним порядком смещений являются местами наиболее подготовленными для образования зародышей мартенсита. Минимально возможный размер такой флуктуации (~ 1 нм) сопоставим с размерами минимального критического размера ферромагнитно-упорядоченного кластера ($\sim 0,66$ нм) [10] и с размерами кри-

тического зародыша мартенсита, вычисленным исходя из дислокационной модели мартенситного зародыша Ю. Н. Петрова (критический радиус зародыша 3 нм, его критическая полутолщина 0,125 нм [11]). В таких областях, вследствие неустойчивости кристаллической решетки, наблюдается уменьшение констант упругости практически до нуля и достаточно даже небольших напряжений чтобы инициировать мартенситное превращение. Как было показано в [10] до начала мартенситного превращения в парамагнитной матрице аустенита возникают ферромагнитные нанокластеры. С большой степенью вероятности в местах их образования можно ожидать возникновения флуктуаций волн смещения. В условиях воздействия внешним магнитным полем ферромагнитные нанокластеры восприняв энергию магнитного поля через магнитострикционные напряжения будут изменять поля упругих сил в кристаллической решетке, в том числе и в областях с ближним порядком смещений (где сделать это намного легче). Изменение полей упругих сил в микрообъемах атомной решетки матрицы способствует снижению энергетического барьера для образования зародышевого центра критического размера.

Неустойчивость кристаллической решетки перед мартенситным превращением может иметь определяющее значение для возникновения такого явления, как сверхпластичность мартенситного превращения.

Мартенситное превращение идет путем сдвигающего или «сдвигового» процесса, который на макроскопическом уровне может описываться как деформация с инвариантной плоскостью. В случае когда наряду с мартенситным превращением есть приложенное внешнее напряжение, могут встречаться такие явления как мартенситное превращение вызванное напряжением и деформацией, образование новых мест зарождения и сверхпластичность.

Под сверхпластичностью понимают способность материала к пластической деформации, во много раз превышающей ожидаемую. В ряде случаев это могут быть сотни процентов, но для малопластичных материалов способность деформироваться на десятки процентов тоже следует отнести к сверхпластичности. По другому сверхпластичность можно определить как особое состояние материала, способного к большой деформации. Сверхпластичность обусловленная состоянием металла может быть двух типов: структурная (сверхпластичность материалов с ультрамелким зерном) и превращения

(сверхпластичность обусловленная фазовым превращением). В зарубежной литературе при обсуждении мартенситной сверхпластичности зачастую используется термин *transformation - induced plasticity* или пластичность наведенная превращением.

В работе З. Нишиямы [12] установлено, что максимум пластичности наблюдается в интервале температур от точки M_d до точки M_n . Здесь и по тексту M_d – температура, лежащая выше M_n , но ниже равновесной температуры мартенситного превращения T_0 . Ниже M_d возможно образование мартенсита в результате деформации исходного аустенита. На рис. 2 показана схема проявления сверхпластичности при мартенситном превращении. Явление сверхпластичности аустенита перед мартенситным превращением используется на практике для правки изделий (пушечные сверла, протяжки и т. п.). Во время закалки опытный термист немного раньше, чем начинается мартенситное превращение, вынимает инструмент из закалочной среды и устраняет деформацию. Характерным для сверхпластичности мартенситного превращения является наличие пика пластичности (рис. 2).

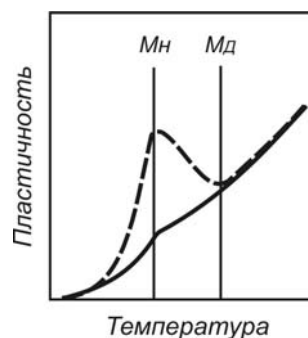


Рис. 2. Схема проявления сверхпластичности при мартенситном превращении

Ниже M_n , после начала образования мартенсита охлаждения пластичность резко падает. Поэтому механическая правка изделий в температурном интервале M_d – M_n , в котором и проявляется сверхпластичность, инициирует образование мартенсита деформацией. Это осуществляется легко даже при небольших напряжениях, так как сверхпластичный металлический материал по поведению при деформировании напоминает смолы, горячее стекло, термопластики и другие вязкие тела [13].

Для наблюдения явления сверхпластичности был проведен эксперимент с метастабильным аустенитным сплавом 26H30 ($M_n = -60$ °C, $M_d = 25$ °C), который испытывали растяжением

в интервале температур M_d-M_n . Зависимость механических свойств от температуры испытания при растяжении изображена на рис. 3.

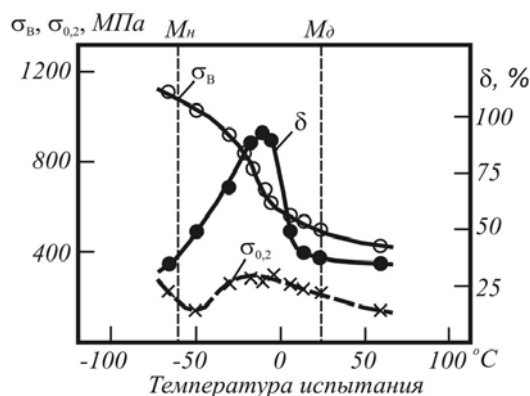


Рис. 3. Влияние температуры испытания на механические свойства при растяжении сплава 26Н30

Как видно, в интервале M_n-M_d наблюдается пик сверхпластичности, где относительное удлинение составляет почти 100 %. Такое удлинение объясняется предмартенситной неустойчивостью кристаллической решетки, а также тем, что при возникновении в результате деформации мартенситных кристаллов снимаются высокие локальные напряжения и тем самым предотвращается образование и сосредоточение шейки.

Непосредственно перед температурой M_n наблюдается аномальная обратная зависимость предела текучести. Падение предела текучести метастабильной аустенитной стали перед M_n связано с тем, что при растяжении вблизи M_n упругие напряжения вызывают мгновенное образование большого количества кристаллов мартенсита, что приводит к заметной макродеформации, срыву на диаграммах растяжения вследствие развития мартенситного превращения. Повышение $\sigma_{0.2}$ происходит после того, как появляющиеся мартенситные кристаллы станут выполнять роль каркаса при растяжении образца.

Представляют интерес данные, полученные при растяжении сплава Н31 (Fe – 31,5 % Ni) [14] (см. рис. 4). В температурном интервале M_n-M_d в этом сплаве так же, как в сплаве 26Н30, в процессе деформации происходит мартенситное превращение, сопровождающееся появлением максимума относительного удлинения. Предел текучести в сплаве Н31 после M_n падает практически до нуля. Такое поведение предела текучести связано, по-видимому, с автокаталитической природой превращения в сплавах атермического типа. При растяжении ниже темпе-

ратуры M_n уже сравнительно небольшие упругие напряжения вызывают мгновенное образование большого числа крупных кристаллов мартенсита, что приводит к заметной макродеформации, срыву на кривых растяжения вследствие сдвигового характера превращения и определенной ориентированности его продуктов в условиях нагружения. Даже довольно значительное количество мартенсита охлаждения возникающего после охлаждения ниже M_n , не может предотвратить этот эффект. Предел текучести начинает резко возрастать, когда уже образуется прочный «каркас» из большого числа кристаллов мартенсита охлаждения.

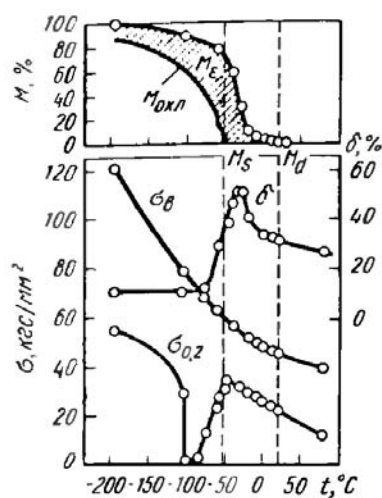


Рис. 4. Влияние температуры деформации на механические свойства и образование мартенсита в сплаве Н31 [14]

Большое относительное удлинение возникающее при деформации метастабильных аустенитных сплавов выше мартенситной точки M_n обусловлено повышенной сопротивляемостью материала локализованному течению и релаксацией пиковых напряжений при образовании мартенсита деформации. Это связано с непрерывным увеличением коэффициента деформационного упрочнения за счет появления более прочной мартенситной фазы в зонах возникновения шейки, что и обуславливает большое однородное удлинение.

Поскольку мартенситное превращение осуществляется кооперативным сдвиговым движением атомов, нетрудно представить, что прикладываемые упругие напряжения способствуют превращению. Однако роль пластической деформации в мартенситном превращении весьма сложная. Для понимания мартенситного превращения вызванного деформацией будет продуктивней рассматривать не влияние деформации, а влияние приложенного напряжения.

На рис. 5 схематически показано температурное изменение химической свободной энергии мартенсита и аустенита. На данном рисунке T_0 – температура, при которой аустенит и мартенсит находятся в термодинамическом равновесии. Разность свободных энергий аустенита (γ) и мартенсита (α) $\Delta G_{M_n}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ при температуре M_n является критической движущей силой для начала мартенситного превращения.

Когда к аустениту при температуре T_1 между (M_n и T_0) прикладываются напряжения, то движущая сила превращения F , обусловленная напряжениями, складывается с химической движущей силой $\Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha}$. Мартенситное превращение начинается при критическом напряжении, когда полная движущая сила эквивалентна $\Delta G_{M_n}^{\gamma \rightarrow \alpha}$.

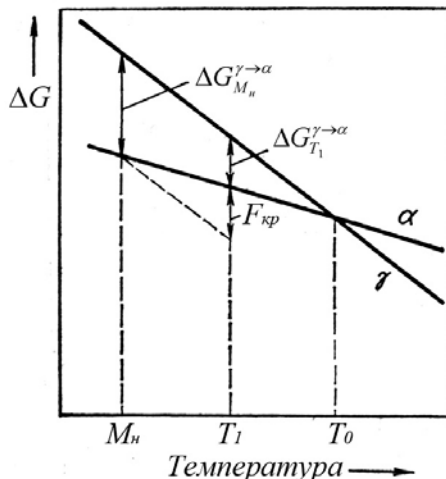


Рис. 5. Схематическая диаграмма изменения химической свободной энергии мартенситного превращения ΔG

На рис. 5 $F_{кр} = \Delta G_{M_n}^{\gamma \rightarrow \alpha} - \Delta G_{T_1}^{\gamma \rightarrow \alpha}$ представляет собой критическую движущую силу, необходимую для мартенситного превращения, вызванного напряжением при T_1 . Значение этой движущей силы превращения зависит от напряжения и ориентации превращающейся мартенситной пластины относительно приложенного напряжения (см. рис. 6):

$$F_{кр} = \tau \gamma_0 + \sigma \varepsilon_n, \quad (1)$$

где τ – напряжение сдвига, действующее вдоль направления сдвига при превращении в габитусной плоскости мартенсита; γ_0 – сдвиговая деформация при превращении вдоль направления сдвига деформации формы в плоскости габитуса; σ – нормальная компонента напряжения, действующая перпендикулярно габитус-

ной плоскости; ε_n – дилатационная компонента деформации формы при превращении.

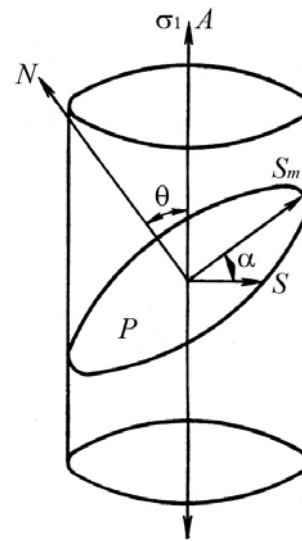


Рис. 6. Диаграмма фактора Шмита, описывающая влияние прикладываемого напряжения

На рис. 6. изображена диаграмма фактора Шмита, описывающая влияние прикладываемого напряжения σ_1 вдоль оси A при индуцировании мартенситного превращения в габитусной плоскости P с нормалью N , где S – направление деформации формы для мартенсита, а S_m – максимальное удлинение в габитусной плоскости при деформации формы. Когда к образцу прикладывается напряжение σ_1 , для любой данной ориентации мартенситной пластины τ и σ можно выразить следующим образом:

$$\tau = \frac{1}{2} \sigma_1 (\sin 2\theta) \cos \alpha; \quad \sigma = \frac{1}{2} \sigma_1 (1 + \cos 2\theta), \quad (2)$$

где σ_1 – абсолютная величина прикладываемого напряжения; θ – угол между осью прикладываемого напряжения и нормалью к габитусной плоскости; α – угол между направлением сдвига при превращении и направлением максимального сдвига в габитусной плоскости, индуцированного прикладываемым напряжением. Исходя из уравнений (1) и (2) движущую силу превращения, обусловленную прикладываемым напряжением σ_1 , можно выразить в виде:

$$F = \frac{1}{2} \sigma_1 (\gamma_0 (\sin 2\theta) \cos \alpha \pm \varepsilon_0 (1 + \cos 2\theta)). \quad (3)$$

Когда мартенситное превращение индуцируется прикладываемым к поликристаллическому аустениту напряжением, а ориентации зерен в аустените распределены хаотически, первой образуется та мартенситная пластина, ориентация которой обеспечивает максималь-

ную величину F . Максимальное значение F достигается при условии $\alpha = 0$ и $\frac{dU}{d\theta} = 0$, что позволяет выразить критическую движущую силу приложенного напряжения в виде:

$$F_{кр} = \frac{1}{2} \sigma'_1 (\gamma_0 \sin 2\theta' \pm \varepsilon_0 (1 + \cos 2\theta')), \quad (4)$$

где σ'_1 – критическое прикладываемое напряжение, необходимое для начала мартенситного превращения.

Если химическая движущая сила $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ линейно уменьшается с превышением температуры над M_n (см. рис. 5), то ожидается, что критическое напряжение для начала образования мартенсита линейно увеличивается с повышением температуры, при которой происходит нагружение. На рис. 7 показана схематическая диаграмма напряжение-температура, на которой показано критическое напряжение, вызывающее образование мартенсита в зависимости от температуры, на рисунке обозначено: 1 – превращение, индуцированное напряжением; 2 – условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ аустенита; 3 – превращение, индуцированное деформацией. Наблюдалось, что критическое напряжение для образования мартенсита линейно увеличивается с повышением температуры в интервале между M_n и M_n^σ (рис. 7). Но выше M_n^σ (при T_2) образование мартенсита будет происходить при напряжении $\sigma_{д2}$, после того как начнется пластическое деформирование аустенита.

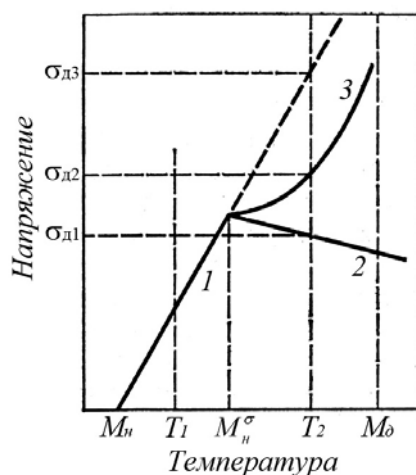


Рис. 7. Схематическая диаграмма напряжение-температура

Когда аустенит деформируют при температуре выше M_n^σ (т. е. при T_2 на рис. 7), он начинает пластически деформироваться при напря-

жении $\sigma_{д1}$ и деформационно упрочняется до $\sigma_{д2}$, после чего начинается мартенситное превращение. Напряжение $\sigma_{д2}$ значительно меньше $\sigma_{д3}$, которое получается экстраполяцией линии критического напряжения между M_n и M_n^σ . Такое уменьшение критического прикладываемого напряжения образования мартенсита обусловлено пластической деформацией аустенита, который перед M_n обладает сверхпластичностью.

Индуктированное магнитным полем существование в парамагнитной матрице устойчивых однодоменных кластеров [10] приводит к локальной анизотропной деформации атомной решетки, которая вызвана силами обменного и магнитного взаимодействий. Расчеты показывают, что однодоменная частица всегда стремится быть удлиненной, поскольку такая форма уменьшает энергию размагничивающего поля [15]. В кристаллах с направлением легкого намагничивания $\langle 100 \rangle$ эти деформации могут легко взаимодействовать с деформацией Бейна или инициировать механизм реконструктивного мартенситного превращения предложенный В. С. Крапошиным [16].

В связи с анизотропией локальных спонтанной и вынужденной магнитострикционных деформаций в микрообъемах со спиновым порядком нарушается структурная эквивалентность октаэдрических междоузлий (в о.ц.т. подрешетке Бейна) и возникает благоприятная ситуация для предпочтительного упорядоченного расположения атомов углерода в междоузлиях типа $[[0,0,1/2]]$ и $[[1/2,1/2,0]]$, которое контролируется разницей энергий 10^{-22} Дж [17], созданной однородным магнитострикционным напряжением порядка 10 МПа вдоль оси $[001]$. При этом может существенно возрастать вероятность образования в результате превращения упорядоченной фазы в тех микрообъемах матрицы, где ближний порядок уже имел место. Стоит отметить, что предпочтительная ориентация углерода под действием магнитострикционных деформаций приведет к большей деформации, чем сама магнитострикция. Эта возросшая деформация создает в окружающей аустенитной матрице напряжения, которые в условиях сверхпластичности аустенита, становятся достаточными для инициирования сдвигового мартенситного превращения (например, по механизму описанному в [16]) уже за пределами ферромагнитно-упорядоченного нанокластера.

Таким образом показано, что перед началом мартенситного превращения наблюдается неус-

тойчивость кристаллической решетки, что сопровождается падением констант упругости в точке превращения до нуля и обуславливает наличие сверхпластичности в интервале M_n – M_d . В результате воздействия внешним магнитным полем в этом интервале температур возникающие магнитострикционные напряжения в ферромагнитноупорядоченных наноклстерах аустенита в условиях сверхпластичности инициируют образование мартенсита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бернштейн, М. Л. Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле / М. Л. Бернштейн, В. Н. Пустовойт. – М. : Машиностроение. – 1987. – 425 с.
2. Корнилов, Ю. А. Влияние магнитного поля на аустенитно-мартенситное превращение в легированных инструментальных сталях / Ю. А. Корнилов, О. Ю. Сорочкина // Вестник ДГТУ. – 2004. – Т. 4. – № 1. – С. 71–75.
3. Xin Jiang Hao, Hideyuki Ohtsuka Effect of High Magnetic Field on Phase Transformation Temperature in Fe-C Alloys // Materials Transactions, 2004. – V. 45. – No.8. – P. 2622–2625.
4. Ken'ichi Shimizu, Tomoyuki Kakeshita Effect of Magnetic Fields on martensitic Transformations in Ferrous Alloys and Steels // ISIJ International, 1989. – Vol.29. – No. 2. – P. 97–116.
5. Ландау, Л. Д. Статистическая физика / Л. Д. Ландау, Е. М. Лифшиц. – М. : Наука, 1976. – Ч. 1. – 583 с.
6. Enami K., Hasunuma J., Nagasawa A., Nenno S. Elastic softening and electron-diffraction anomalies prior to the martensitic transformation in a Ni-Al β_1 alloy // Scripta Metallurgica, 1976. – V.10. – P.879–884.
7. Mori M., Jamada J., Shirane G. Soft phonon mode at the martensitic phase transformation of AuCuZn₂ // Sol. State Comm., 1975. – V.17. – N.2. – P.127–130.
8. Teklu A., Ledbetter H., Kim H., Boatner L.A., McGuire M., Keppens V. Single-crystal elastic constants of Fe-15Ni-15Cr alloy // Metallurgical and Materials Transactions A, 2007. – V.35. – N.10. – P.3149–3154.
9. Пушин, В. Г. Исследование структуры γ - и α -фаз в сплавах железо-никель вблизи точки мартенситного превращения. II. Неустойчивость кристаллической решетки и ближний порядок смещений в аустените / В. Г. Пушин, Р. Р. Романова, Ю. Д. Тяпкин, Н. Н. Буйнов // Физика металлов и металловедение, 1977. – Т. 43. – № 4. – С. 826–832.
10. Пустовойт, В. Н. Исследование механизма образования зародышей мартенсита при закалке в магнитном поле / В. Н. Пустовойт, Ю. В. Долгачев // Упрочняющие технологии и покрытия, 2007. – № 3. – С. 4–7.
11. Петров, Ю. Н. О дислокационном зарождении мартенситной фазы в стали / Ю. Н. Петров. – Киев : Наукова думка, 1974. – 233 с.
12. Nishiyama Z. Martensitic Transformation. – N. Y.: Acad. Press, 1978. – 471 p.
13. Новиков, И. И. Сверхпластичность сплавов с ультрамелким зерном / И. И. Новиков, В. К. Портной. – М. : Металлургия, 1981. – 269 с.
14. Кайбышев, О. А. Пластичность и сверхпластичность металлов / О. А. Кайбышев. – М. : Металлургия, 1975. – 280 с.
15. Neel, L. Influence des fluctuations thermiques sur l'aimantation de grains ferromagnetiques tres fins // "Compt. Rend. Acad. Sci.", 1949. – V. 228. – № 8. – P. 664.
16. Крапошин, В. С. Политопный топологический подход к описанию мартенситного превращения / В. С. Крапошин, А. Л. Талис, М. Н. Панкова // МТМ, 1999. – № 8. – С. 23–28.
17. Мишин, Д. Д. Магнитные материалы / Д. Д. Мишин. – М. : Высшая школа, 1981. – 335 с.

УДК 621.785:669.14.018.29

А. В. Бровер, Г. И. Бровер, Ю. А. Корнилов

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Донской государственный технический университет

e-mail: brover@mail.ru, wolnrok@mail.ru

В работе рассмотрены структурные особенности процесса скоростной лазерной обработки материалов. Показано, что эффективность лазерной обработки и качество облученного материала зависят, в том числе, от результирующего уровня возникающих в зонах обработки напряжений, то есть от соотношения процессов пластической деформации под действием термических и фазовых напряжений и процессов диссипации энергии путем полигонизации, рекристаллизации и массопереноса.

Ключевые слова: лазерная обработка, структура материалов, локальная деформация, рекристаллизация.

A. V. Brover, G. I. Brover, YU. A. Kornilov

THE IMPACT OF LOCAL PLASTIC DEFORMATION ON THE STRUCTURE FORMATION UNDER LASER TREATMENT OF METALS

Don State Technical University

In this study features of the structure formation process of high-speed laser treatment are discussed. It was identified that the efficiency of laser treatment as well as the quality of treated material depend on the total level of the treated zones stress values, or the relation between plastic deformation caused by thermal and phase stress values and the energy dissipation due to polygonization, recrystallization and mass transfer.

Keywords: laser treatment, material structure, local deformation, recrystallization.

Современный уровень развития машиностроения постоянно повышает уровень требований, предъявляемых к конструкционным и инструментальным материалам и в связи с этим требует их усовершенствования или создания на их основе новых материалов со специальными свойствами. Поэтому в последнее время отдается предпочтение управляемым методам термической обработки поверхности металлических материалов, в том числе с использованием высокоэффективных концентрированных потоков энергии (КПЭ).

В основе импульсной лазерной обработки лежит использование для нагрева материалов тепловых источников высокой энергонасыщенности, плотность мощности которых составляет сотни МВт/м², а время действия не выходит за пределы миллисекундного диапазона. При этом достигаются гипервысокие (10^6 град/с) скорости нагревания до закритических температур при наличии значительных температурных градиентов по глубине, обеспечивающих за счет отвода тепла в «холодную» массу по механизму теплопроводности охлаждение со скоростями 10^4 – 10^6 град/с. Изменяя режимы лазерной обработки можно не только быстро нагревать и получать зону градиентного нагрева, но и фиксировать высокотемпературное состояние металла, то есть создавать определенную структуру и задавать свойства поверхностных слоев материалов.

Отличительной особенностью настоящих исследований является признание доминирующей роли локальной пластической деформации, которая является основным механизмом диссипации упругой энергии, возникающей при фазовых превращениях, а скорость этого процесса (пластической деформации) во многом определяет кинетику превращения. Пластическая деформация при гиперскоростном лазерном нагреве является результатом нескольких процессов, в частности, релаксации внутренних термострикционных напряжений из-за огромного температурного градиента между нагретой и холодной зоной металла, релаксации внутренних напряжений на когерентной границе при полиморфном превращении, а также в результате пластического сдвига, сопровождающего обратное $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращение, когда исходная α -фаза имеет упорядоченную (мартенситную) структуру. В результате пластической деформации возникает явление фазового наклепа, который сопровождается более или менее значительным упрочнением [1]. Последствия фа-

зового наклепа релаксируют за счет протекания процессов (диффузионных) динамической полигонизации и рекристаллизации. Степень релаксации напряжений определяет остаточное упрочнение и конечную структуру стали [2]. Исследование перечисленных явлений является предметом настоящей работы, определяющим механизмы структурной самоорганизации при экстремальных методах тепловой обработки.

Методики исследований

Экспериментальную основу работы составили металлографический и рентгеноструктурный методы исследования тонкой структуры материалов.

Материалами для исследований послужили «модельные», практически однофазные материалы: медь, никель и стали ферритного (08Х13) и аустенитного (12Х18Н9Т) классов.

Импульсное лазерное облучение проводили на технологических установках: «Квант-16» и «ГОС-30М». Изменение энергии излучения (10–30 Дж), степени дефокусировки луча (3–6 мм), длительности излучения (1 – 6) $\cdot 10^{-3}$ с позволило варьировать плотность мощности излучения в широких пределах.

Просмотр и съемка микроструктур осуществлялись на микроскопах МИМ-7, МИМ-8, «Neophot-21», интерференционном микроскопе МИИ-4М.

Идентификация фазового состава в зонах лазерного воздействия производилась методом дифракционного рентгеновского анализа на установке ДРОН-0,5 в фильтрованном $\text{FeK}\alpha$ -излучении.

Обсуждение результатов

Как отмечено выше, структурные изменения в зонах лазерного воздействия происходят в условиях высоких температур и мощного теплового удара.

Эффект упрочнения материалов при лазерном воздействии достигается не только мартенситным превращением, растворением карбидов, насыщением матрицы их компонентами, микрохимической неоднородностью, но и высокотемпературным наклепом, повышением плотности дефектов кристаллического строения, пластическими сдвигами под действием напряжений, имеющих различную природу. Все эти факторы действуют одновременно, и определить влияние каждого при исследовании сталей и сплавов, подвергаемых лазерной обработке, не всегда представляется возможным.

Существование локальной пластической деформации при скоростной лазерной обработке металлов в настоящей работе удалось доказать при экспериментальных исследованиях «модельных» сплавов. Поскольку фазовые превращения способны искажать структурную картину, исследования проводились на образцах из сплавов, не претерпевающих таких превращений. Образцы имели полированную поверхность для изучения следов скольжения и поворота зерен.

Типичными результатами исследования эффектов локальной пластической деформации в области лазерной обработки является наблюдение следов пластической микродеформации.

При сравнении структур, сформировавшихся в металлических сплавах на основе железа, меди, никеля (соответственно с гранецентрированной и объемно-центрированной кубическими решетками) в условиях обработки КПЭ,

можно выделить несколько характерных особенностей.

На медных сплавах фиксировались эффекты, являющиеся микроструктурным признаком начала пластической деформации и первой стадии деформационного упрочнения – стадии легкого скольжения и представляющие собой развитие тонких линий скольжения, параллельных друг другу, как по одной, так и по нескольким системам скольжения (рис. 1).

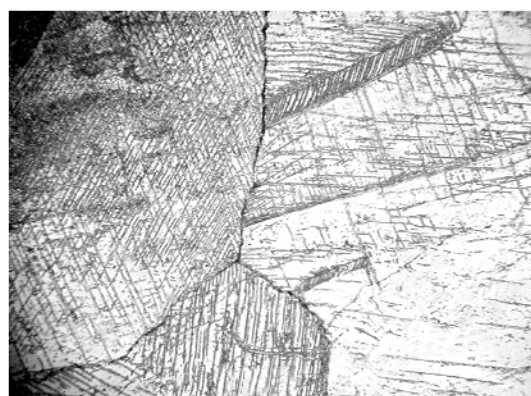
Уровень действующих напряжений может вызывать также искривление линий скольжения, и на поверхности появляются характерные «полосы сброса» (kink-band) (рис. 2) [2,3].

В неравновесных условиях лазерной обработки возможны локальные пластические повороты микрообластей, сопровождаемые появлением незаконченных или оборванных границ (рис. 3) и двойников деформации (рис. 4) [3–5].



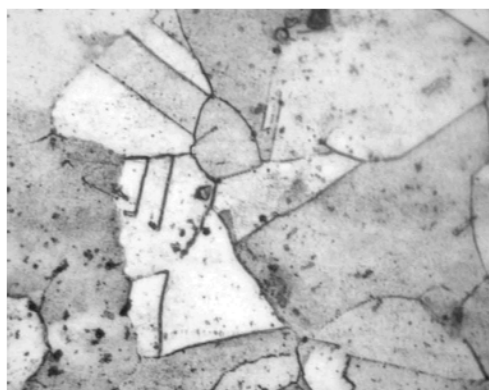
x500

Рис. 1. Эстафетная передача скольжения через границу зерен меди после лазерной обработки



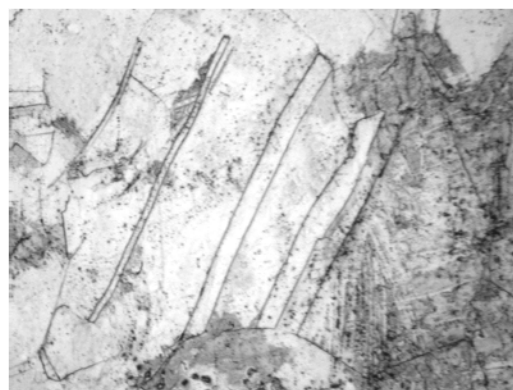
x500

Рис. 2. Строение полосы сброса на стали 08X13 в зонах лазерного облучения



x500

Рис. 3. Незаконченные или оборванные границы, наблюдаемые в зоне лазерной обработки на никеле



x500

Рис. 4. Двойники деформации после лазерной обработки никеля

Образцы материалов до и после лазерной поверхностной обработки подвергались также рентгеноструктурному анализу.

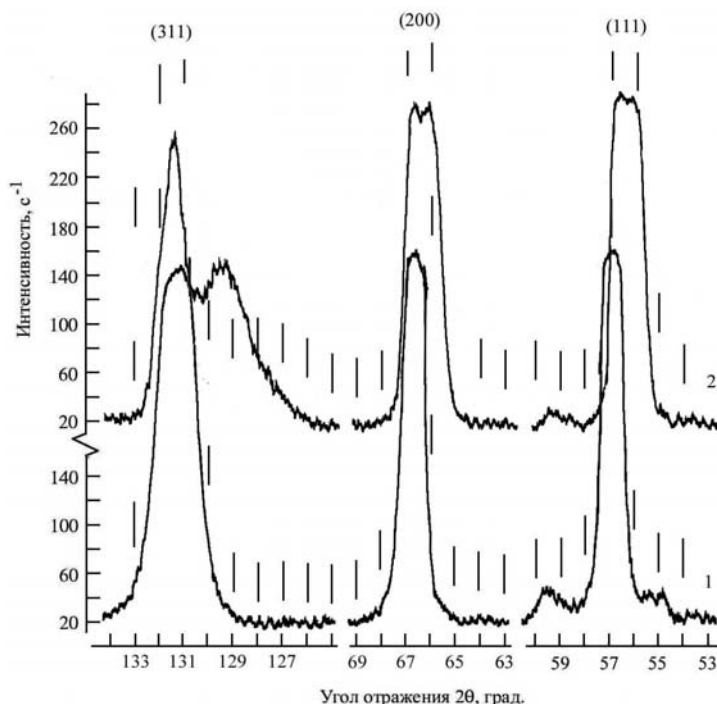
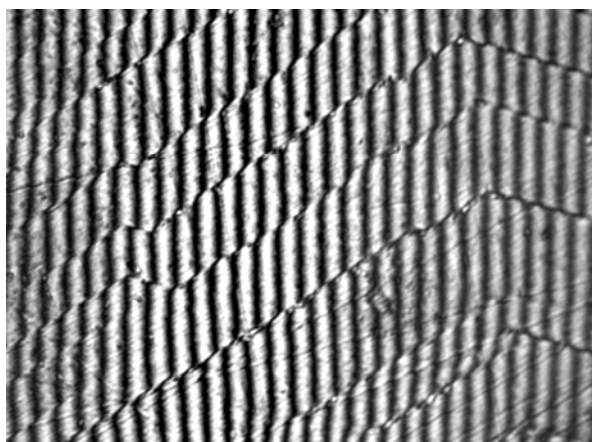


Рис. 5. Фрагменты рентгенограмм образцов из никеля в исходном состоянии (1) и после лазерной обработки (2)

На дифрактограмме (рис. 5) обнаруживается размытие рефлексов никеля и смещение их к меньшим углам отражения, что свидетельствует об искажениях кристаллической решетки, появлении большого количества дефектов кристаллического строения и значительных микронапряжений, являющихся следствием локальных пластических сдвигов в металле при высокотемпературном лазерном нагреве.

В работе предпринята попытка количественного определения напряжений сдвига, вызывающих остаточную пластическую деформацию металла в зонах лазерной обработки.



x700

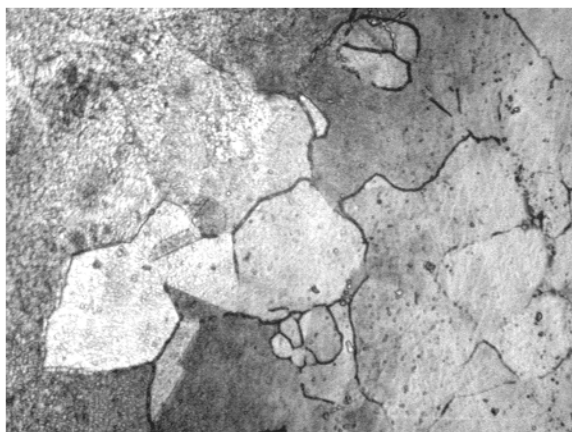
Рис. 6. Вид линий скольжения на лазерно-облученной меди в интерференционном микроскопе

Как видно на рис. 6, на линиях скольжения, которые возникают в результате смещения одной части материала относительно другой и представляют собой ступеньки на металлической поверхности, появляется смещение интерференционных линий.

Измерив величину смещения интерференционных полос равной толщины, установили, что величина остаточной пластической деформации при импульсной обработке составляет от 5 до 9 % [6,7]. Следует отметить, что проведенный расчет основывался на фиксируемых и измеряемых величинах остаточной пластической деформации. В процессе мощного теплового удара при импульсной лазерной обработке величина напряжений и пластической деформации в локальных участках металлов будут иметь гораздо большие значения. Вследствие этого в процессе охлаждения после лазерной обработки можно ожидать протекание в материалах процессов полигонизации и рекристаллизации. Следует отметить, что из-за кратковременности воздействия лазерного импульса на материал, высоких скоростей нагрева и охлаждения, процессы полигонизации и рекристаллизации находятся в очень жестких временных рамках, и как следствие, накладываются и конкурируют друг с другом.

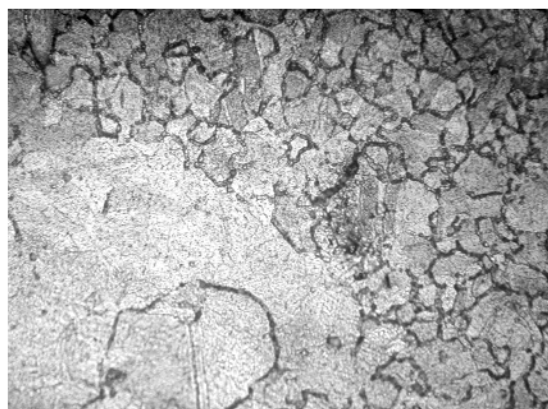
Металлографическими методами установлено, что в зоне лазерной закалки наблюдаются

структурные признаки этих процессов [8,9], такие как аномальное строение границ зерен, проявляющееся в их волнистости и оборванности (рис. 7). Замечено, что на границах возможно образование структурных несовершенств, называемых фасетками.



x600

Рис. 7. Особенности протекания полигонизации при лазерной обработке никеля

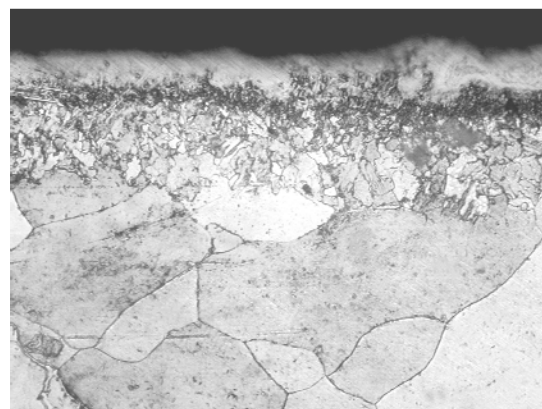


x500

Рис. 8. Коалесценция субзерен при лазерном облучении на стали 08X13

Граница в таком случае изломанная, «зубчатая» и состоит из отдельных участков хорошего сопряжения и фасеток.

При скоростной лазерной обработке в некоторых участках может происходить укрупнение зерен путем коалесценции. Ранние стадии рекристаллизации «*in situ*», возникающей после пластической деформации и зафиксированной быстрым охлаждением, наблюдались в облученном пятне на никеле и на стали 08X13 (рис. 8). Это подтверждается наличием особо мелких и аномально крупных зерен с протяженными границами в виде «выступов» или «языков», образованных путем коалесценции субзерен. Некоторые из исходных зерен растут за счет соседей путем миграции локальных участков своих высокоугловых границ, что может являться следствием градиента наклепа (*strain induced migration*) [8]. Движущей силой процесса является локальная разность плотности дислокаций по обе стороны от границы, созданная неоднородностью деформации.



x400

Рис. 9. Структурные изменения на облученном техническом железе

Следует отметить, что при лазерной обработке технического железа и, тем более, сталей к факторам, способствующим появлению напряжений и локальной пластической деформации добавляется фазовый наклеп, возникающий при полиморфных $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -превращениях.

Протекание процессов полигонизации и начальных стадий рекристаллизации в этих условиях подтверждается формированием в облученном техническом железе зоны мелкого зерна (рис. 9).

Формируемые в результате скоростной лазерной обработки зоны развитой полигонизованной структуры с полупроницаемыми барье-

рами для движущихся дислокаций создают условия для релаксации «пиковых» напряжений, возникающих при эксплуатации облученных изделий [10]. Причем это происходит путем эстафетной передачи напряжений между соседними микрообъемами структуры материала, а не путем зарождения и распространения трещины. Учет уровня возникающих при лазерном облучении напряжений и степени их релаксации за счет структурных превращений позволяет формировать в поверхностных слоях металлических материалов композиции с оптимальным сочетанием прочности, пластичности и сопротивления хрупкому разрушению.

Следует отметить еще один канал диссипации энергии лазерного излучения и релаксации достаточно высокого уровня возникающих при облучении в металлах напряжений – массоперенос. Это важный вопрос, поскольку диффузия требует времени, а при скоростной импульсной лазерной обработке наблюдается дефицит времени.

В неравновесных условиях скоростного лазерного нагрева направленный массоперенос вещества является комплексной величиной, зависящей от уровня и неоднородности достигаемых температур, напряжений, химических потенциалов и других факторов, формирующихся при лазерном облучении.

Параметры массопереноса при лазерном воздействии зависят от масштаба возникающих напряжений, релаксация которых сопровождается протеканием локальной пластической деформации, образованием повышенного числа линейных дефектов, последующего захвата и переноса атомов углерода и легирующих элементов по механизму термодиффузии Соре, по бездиффузионному механизму «дрейфа» в глубь облученного материала

Выводы

В результате выполненных исследований в настоящей работе представлен новый подход к изучению механизма структурообразования в металлических материалах при гиперскоростном нагревании лазерным излучением.

1. Металлофизическими методами показано, что при лазерной поверхностной обработке за миллисекундные отрезки времени происходят сложные структурные изменения, на которые накладываются процессы пластического деформирования, вызываемые появлением внутренних напряжений при полиморфном превращении и термострикционных напряжений из-за огромного температурного градиента между нагретой и холодной зоной металла. Особая роль этих напряжений заключается в приросте свободной энергии фаз, получении выигрыша в движущей силе фазовых переходов, что реализуется в увеличении темпа превращений и получении особого структурного состояния металла, недостижимого в условиях объемной термообработки.

2. В результате эффект упрочнения материалов при лазерном воздействии достигается

не только мартенситным превращением, растворением карбидов, насыщением матрицы их компонентами, микрохимической неоднородностью, но и высокотемпературным наклепом, повышением плотности дефектов кристаллического строения, пластическими сдвигами под действием напряжений, имеющих различную природу.

3. Структурные особенности процесса упрочнения при скоростной лазерной обработке зависят от результирующего уровня возникающих в зонах обработки напряжений, то есть от соотношения процессов пластической деформации при нагреве под действием термических и фазовых напряжений и процессов диссипации энергии путем полигонизации и рекристаллизации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Бернштейн, М. Л.* Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – М. : Металлургия, 1977. – 431 с.
2. *Горелик, С. С.* Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина. – 3-е изд. – М. : МИСиС, 2005. – 432 с.
3. *Тушинский, Л. И.* Исследование структуры и физико-механических свойств покрытий / Л. И. Тушинский. – 1986. – 216 с.
4. *Тушинский, Л. И.* Методы исследования материалов: структура, свойства и процессы нанесения неорганических покрытий / Л. И. Тушинский, А. В. Плохов, А. О. Токарев, В. И. Синдеев. – М. : Мир, 2004. – 384 с.
5. *Новиков, И. И.* Дефекты кристаллической решетки металлов / И. И. Новиков. – М. : Металлургия, 1975. – 208 с.
6. *Бровер, А. В.* К вопросу о локальной пластической деформации при поверхностной обработке металлических материалов концентрированными потоками энергии / А. В. Бровер, Л. Д. Дьяченко // Изв. вузов. Сев.-Кавк. регион. Технические науки. – 2005. – № 4. – С. 66–69.
7. *Бровер, А. В.* Проявление эффектов локальной пластической деформации в поверхностных слоях стали при обработке концентрированными потоками энергии / А. В. Бровер // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2006. – № 7. – С. 27–31.
8. *Горелик, С. С.* Формирование структуры и свойств ферритов в процессе рекристаллизации / С. С. Горелик, Э. А. Бабич, Л. М. Летюк. – М. : Металлургия, 1984. – 109 с.
9. *Бровер, А. В.* Природа возникновения и механизмы релаксации микронапряжений в зонах импульсной лазерной обработки / А. В. Бровер, В. Н. Пустовойт, Л. Д. Дьяченко, О. Ю. Сорочкина // Вестник РГУПС. – 2010. – № 1. – С. 5–9.
10. *Бернштейн, М. Л.* Термическая обработка стальных изделий в магнитном поле / М. Л. Бернштейн, В. Н. Пустовойт. – М. : Машиностроение, 1987. – 256 с.

УДК [620.17 + 620.186]:[66.018.4+66.018.2]

*В. Н. Мухин, И. А. Тришкина***СРАВНЕНИЕ УСТОЙЧИВОСТИ ХРОМОМОЛИБДЕНОВЫХ СТАЛЕЙ
К ВОЗДЕЙСТВИЮ ТЕМПЕРАТУР, ПРЕВЫШАЮЩИХ РЕГЛАМЕНТНЫЕ****ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование»**

e-mail: info@vniktinho.ru

Исследованы особенности изменения структуры, прочности и пластичности различных хромомолибденовых сталей, применяемых для печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок, под воздействием температур, превышающих регламентные.

Ключевые слова: нефтепереработка, трубы печных змеевиков, микроструктура, прочность и пластичность.

*V. N. Muhin, I. A. Trishkina***COMPARISON OF CHROMIUM-MOLYBDENUM STEELS STABILITY
TO INFLUENCE OF EXCEEDING THE PROCEDURAL TEMPERATURES****OJSC «Vniktineftekhimoborudovaniye»**

The features of the changes in the structure, durability and plasticity of various chromium-molybdenum steels used for oven coils of the oil processing installations under the influence of temperatures above regulations were investigated.

Keywords: oil processing, pipes of oven coils, a microstructure, durability and plasticity.

В процессе длительной эксплуатации происходит замена элементов змеевиков технологических печей нефтеперерабатывающих установок, достигших норм отбраковки в результате воздействия повышенных температур, давлений и коррозионных сред. Поэтому печной змеевик может состоять из труб, отличающихся сроками эксплуатации, механическими свойствами, химическим составом, типом микроструктуры и даже маркой стали. В качестве теплоустойчивых материалов для изготовления труб печных змеевиков, работающих при температурах ниже 600 °С, применяют стали 15X5M (15X5M-У) и 12X2M1.

В литературных источниках и нормативных документах можно найти противоречивые сведения о жаропрочности сталей 15X5M и 12X2M1. По данным источника [1], эффективность влияния Cr и Mo на теплоустойчивость сталей неодинакова при различных температурах: при 540 °С в присутствии 0,5 % Mo максимальное сопротивление ползучести наблюдается при добавлении 1,5 % Cr, а при 595 °С оптимальная присадка Cr составляет 5 %.

В соответствии с РД 10-249-88 [2] следует ожидать, что при температурах выше 520 °С сталь 12X2M1 обладает меньшей жаропрочностью, чем сталь 15X5M (15X5M-У), а по РТМ 26-02-67-84 [3] при тех же температурах сталь 12X2M1 превосходит по жаропрочности стали 15X5M и 15X5M-У (рис. 1). Кроме того, для длительно работающих труб сравнение теплоустойчивости сталей 15X5M и 12X2M1 при рабочих и превышающих регламентные температурах затруднительно из-за отсутствия в нормативных документах данных по прочностным характеристикам (допускаемым напряжениям) для сроков эксплуатации свыше 100 тыс. ч (рис. 2).

Так как печные змеевики нефтеперерабатывающих установок выходят из строя, главным образом, по причине перегрева металла, целью исследований являлось сравнение устойчивости сталей 15X5M и 12X2M1, находящихся в различных структурно-механических состояниях до

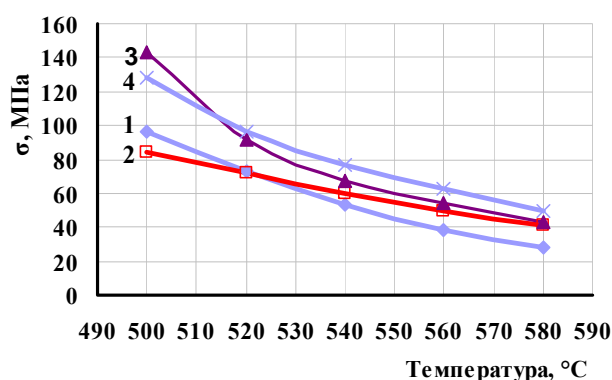


Рис. 1. Зависимость допускаемых напряжений на срок эксплуатации 100 тыс. ч от температуры по РД 10-249-88 (1) и РТМ 26-02-67-84 (2, 3, 4):
1, 4 — 12X2M1, 2 — 15X5M, 3 — 15X5M-У

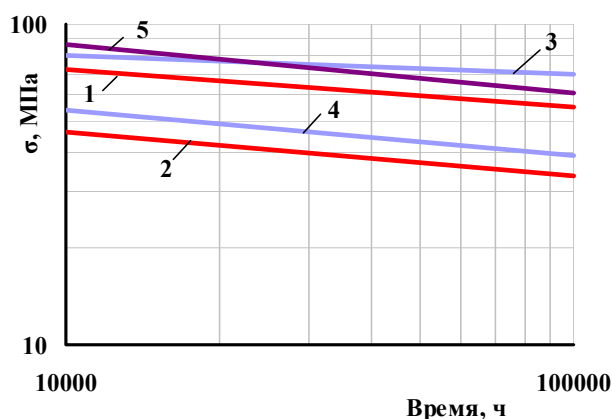


Рис. 2. Допускаемые напряжения в зависимости от срока эксплуатации по РТМ 26-02-67-84:
1, 3, 5 – 550 °С; 2, 4 – 600 °С; 1, 2 – 15X5M; 3, 4 – 12X2M1;
5 – 15X5M-Y

и после эксплуатации, к воздействию температур, превышающих расчетные. Для достижения поставленной цели решались следующие задачи: изучались изменения структуры, характеристик прочности и пластичности в результате перегревов, а также сопротивление ползучести сталей 15X5M и 12X2M1 при термических воздействиях под напряжением. Различия структурно-механи-

ческих состояний объектов исследования были обусловлены химическим составом сталей, видами термической обработки при изготовлении труб, сроками и условиями эксплуатации. Срок эксплуатации варьировался от 0 до 420 тыс. ч. Исходные структуры металла труб показаны на рис. 3. Температура нагрева выбиралась выше максимально допустимой для рассматриваемых марок сталей (600 °С) и ниже критических точек A_{c1} (815 °С для стали 15X5M и 780 °С для стали 12X2M1).

Моделирующая перегревы термическая обработка осуществлялась по следующим режимам:

1. Нагрев до 750 °С, выдержка в течение 8 ч, охлаждение в печи СНОЛ 1,6.2,5.1/11 со скоростями – a – 100 °С/ч до 300 °С, далее – на воздухе; b – 50 °С/ч; b – 20 °С/ч.

2. Нагрев до 750 °С, выдержка в течение 8 ч под напряжением 20 МПа в машине АИМА-5-2 с регистрацией кривых ползучести, нерегулируемое охлаждение в печи со скоростью ≤ 320 °С/ч.

После реализации режимов 1 и 2 проводилось исследование структуры с помощью металлографического микроскопа «Neophot-21», измерялась твердость на приборе ТК-2, опреде-

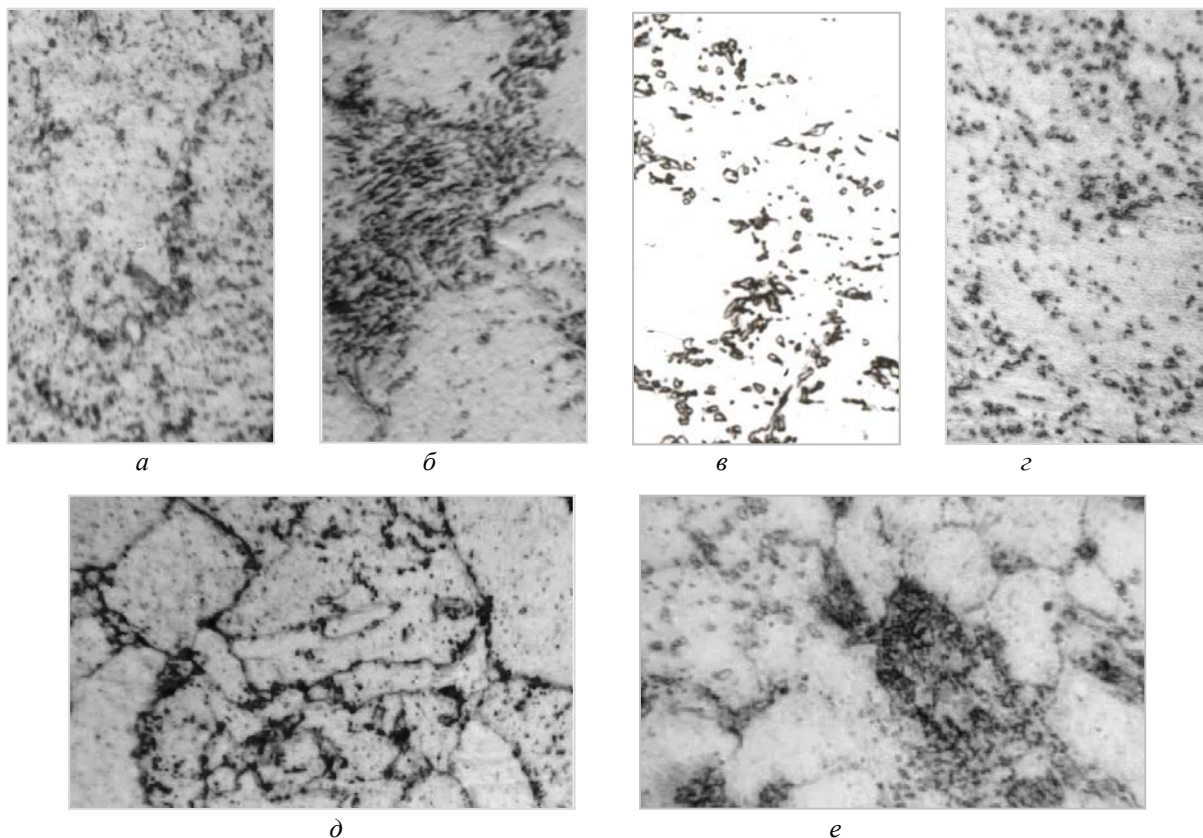


Рис. 3. Структуры ($\times 2000$) металла образцов «1» (а), «2» (б), «3» (в), «4» (г), «5» (д), «6» (е) до термического воздействия по режимам 1 и 2; а – г – 15X5M, д, е – 12X2M1

лялись характеристики прочности и пластичности по результатам испытаний: на растяжение – на машине УММ-5, на ударный изгиб – на маятниковом копре МК-30, а также фиксировалась величина деформации ползучести с помощью индикатора часового типа ИЧ 10 МН. Полученные данные сравнивались с нормами отбраковки труб по твердости, увеличению диаметра и с требованиями стандарта к механическим свойствам для металла в состоянии поставки.

После термической обработки на поверхности заготовок из стали 12Х2М1 образовался толстый слой темно-серой, рыхлой, пузырчатой окалины, а поверхность заготовок из стали 15Х5М была покрыта тонким плотным слоем ржавато-бурой окалины, что свидетельствует о меньшей жаростойкости стали 12Х2М1.

Рассмотрим структурные изменения стали 15Х5М. Результаты металлографических исследований показали, что после термического воздействия по режиму *1 а* в металле «1» (рис. 3, *а*) произошло изменение равномерного распределения карбидов на неравномерное, увеличился размер карбидных частиц округлой формы по телу ферритных зерен и появились скопления карбидов различной морфологии, в том числе протяженных. После термического воздействия по режимам *1 б* и *1 в* уменьшилась плотность распределения карбидов по телу зерен феррита. Аналогичная термическая обработка металла «2» (рис. 3, *б*) привела к исчезновению феррито-карбидных колоний и формированию более равномерного, чем в исходном состоянии, распределения карбидов в феррите. После воздействия по режиму *1 а* наблюдалась полная сфероидизация протяженных карбидов, воздействие по режимам *1 а* и *1 в* способствовало выделению в доэвтектоидном феррите карбидов различной морфологии. После термического воздействия по режиму *1 а* на металл «3» (рис. 3, *в*) размер наиболее крупных карбидов уменьшился и они распределились в феррите более равномерно, а после воздействия по режимам *1 б* и *1 в* значительно уменьшилось количество карбидов по телу ферритных зерен и сформировались карбидные прослойки по границам отдельных зерен (рис. 4, *а*). Термическое воздействие по режиму *1 а* на металл «4» (рис. 3, *г*) не привело к видимым в оптический микроскоп изменениям структуры, а по режимам *1 б* и *1 в* – вызвало структурные изменения, характерные для металла «3».

В стали 12Х2М1 с исходной феррито-бейнитной структурой и равномерным распреде-

лением карбидов округлой и точечной формы при расположении наиболее крупных по границам зерен (металл «5», рис. 3, *д*) после воздействия по режиму *1 а* появились локальные участки полного обезуглероживания с признаками первичной и вторичной рекристаллизации (рис. 4, *б, в*). Воздействие по режиму *1 б* привело к рекристаллизации бейнитных колоний и обеднению карбидами отдельных ферритных зерен. После воздействия по режиму *1 в* в структуре металла «5» при отсутствии признаков рекристаллизации феррита в бейнитных колониях наблюдалось значительное обезуглероживание (рис. 4, *г*). В результате термического воздействия по режиму *1 а* на сталь 12Х2М1 с феррито-карбидной структурой (металл «6», рис. 3, *е*) исчезли феррито-карбидные колонии и карбиды округлой формы равномерно распределились в феррите. Полная сфероидизация феррито-карбидных колоний и значительное уменьшение количества карбидов по телу зерен имели место после воздействия по режимам *1 б* и *1 в*.

Термическому воздействию при одновременном приложении рабочих напряжений (режим 2) подвергался металл «1», «5» и «6». В результате в металле «1» уменьшилась плотность распределения карбидов по телу зерен. Структурных изменений в металле «5» выявлено не было. В металле «6» осуществились частичная сфероидизация карбидных колоний и довыделение сфероидальных карбидов по телу зерен доэвтектоидного феррита.

Таким образом, аналогичные режимы термического воздействия на хромомолибденовые стали в различных исходных состояниях привели к различным структурным изменениям. Для удобства оценки структурной устойчивости сталей к превышению регламентных температур структуры до и после термических воздействий ранжировали по двум признакам: равномерности распределения карбидов (1 – равномерное распределение, 2 – неравномерное распределение карбидов, 3 – наличие феррито-карбидных колоний) и форме зерен феррита (р – близкая к равноосной и н – неравноосная). Результаты трансформации микроструктурных типов под влиянием термических воздействий приведены в табл. 1. Из приведенных в табл. 1 данных видно, что при эксплуатационных перегревах по рассмотренным режимам структурные параметры стали 12Х2М1 изменились в большей степени и структура ее менее стабильна по сравнению со сталью 15Х5М. При реализации режимов *1*

и 2 в сталях 15X5M и 12X2M1 изменялись плотность, равномерность распределения, морфология и размеры карбидов. Кроме того, в стали 12X2M1, подвергавшейся нормализации и высокому отпуску в состоянии поставки (металл «5»),

в отличие от стали 15X5M, также термоупрочненной до эксплуатации (металл «1»), произошли процессы изменения формы и размеров зерен феррита, характерные для рекристаллизационного отжига (рис. 4, б, в).

Таблица 1

Изменение микроструктуры исследованного металла

Марка стали	Маркировка образца	Микроструктура				
		До термического воздействия	После термического воздействия по режиму:			
			1а	1б	1в	2
15X5M	«1»	1н	2н	1н	1н	1н
15X5M	«2»	3р	2р	2р	2р	-
15X5M	«3»	2р	2р	1р	1р	-
15X5M	«4»	1н	1н	1н	1н	-
12X2M1	«5»	1н	Признаки первичной и вторичной рекристаллизации		2р	1н
12X2M1	«6»	3р	1р	1р	1р	2р

После термообработки по режиму 2 (перегрев под напряжением) структура металла всех исследованных образцов («1», «5», «6») оказалась ближе к исходной, чем после реализации режимов 1а, 1б, 1в, так как структурные изменения тормозились деформацией ползучести, а полнота их развития была ограничена более

высокой скоростью охлаждения. При этом деформация ползучести, накопленная в период реализации режима 2 (табл. 2), была минимальной у стали 15X5M с наибольшей величиной зерна и равномерным плотным распределением карбидов округлой формы в исходной структуре (металл «1», рис. 3, а).

Таблица 2

Изменение твердости и величина деформации ползучести исследованного металла

Марка стали	Маркировка образца	Содержание Сг в стали, %	Твердость НВ					Деформация ползучести после реализации режима 2, %
			до термообработки	после термообработки по режимам				
				1а	1б	1в	2	
15X5M	«1»	5,10	152	145	147	151	138	1,5
15X5M	«2»	4,76	151	142	139	130	–	–
15X5M	«3»	4,52	116	121	111	107	–	–
15X5M	«4»	4,71	127	127	115	110	–	–
12X2M1	«5»	2,20	136	126	124	124	134	2,2
12X2M1	«6»	2,50	172	137	130	131	131	3,1
Нормы отбраковки по СТО-СА-03-004-2009 [4] для печных змеевиков								
15X5M, 15X5M-Y			≥270					≥2,2*
12X2M1			≥270					≥4,6*

Примечание: * – увеличение наружного диаметра труб относительно номинального диаметра

Структурные изменения сопровождались изменением твердости (табл. 2). Приведенные в табл. 2 данные показали, что сталь 12X2M1 с высокой исходной твердостью (металл «6») в большей степени снизила твердость при пе-

регревах по рассмотренным режимам, что соответствовало значительным структурным изменениям (режим 1) или наибольшей деформации ползучести, превышающей 2 % (режим 2). Минимальные значения твердости были по-

лучены при малых скоростях охлаждения – 50 °С/ч (режим 1б) и 20 °С/ч (режим 1в) на металле «3» (сталь 15Х5М) с наиболее низкой исходной твердостью после эксплуатации. Сравнение твердости и деформации ползуче-

сти после термических воздействий с нормами отбраковки для печных змеевиков по СТО-СА-03-004-2009 (табл. 2) показало, что весь исследованный металл пригоден к дальнейшей эксплуатации.

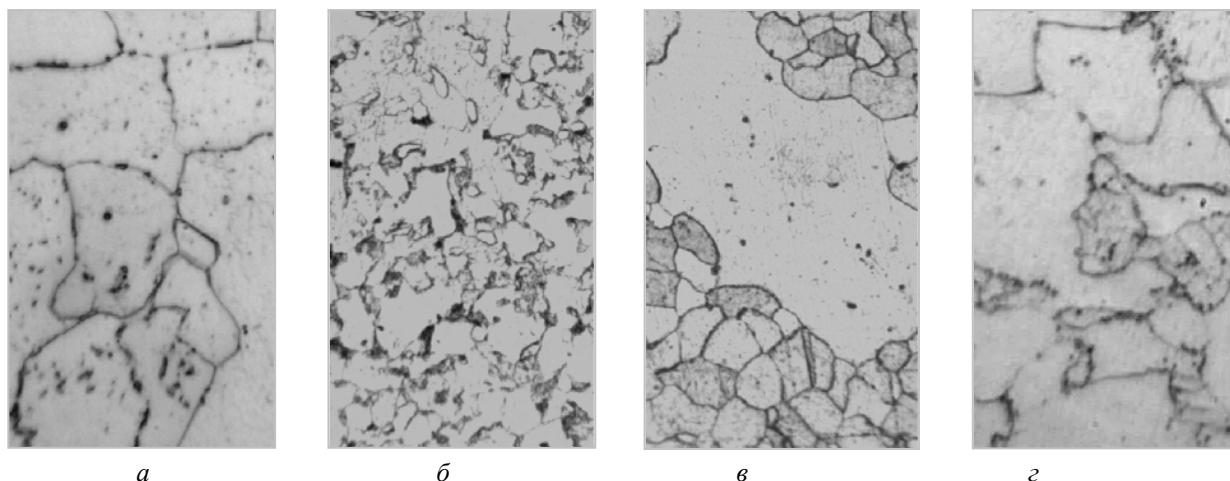


Рис. 4. Структуры сталей 15Х5М (а) и 12Х2М1 (б–д) с неудовлетворительной прочностью после термического воздействия по режимам:

1а (б, в), $\times 500$; 1в (а, з), $\times 2000$; а – образец «3», б–з – образец «5»

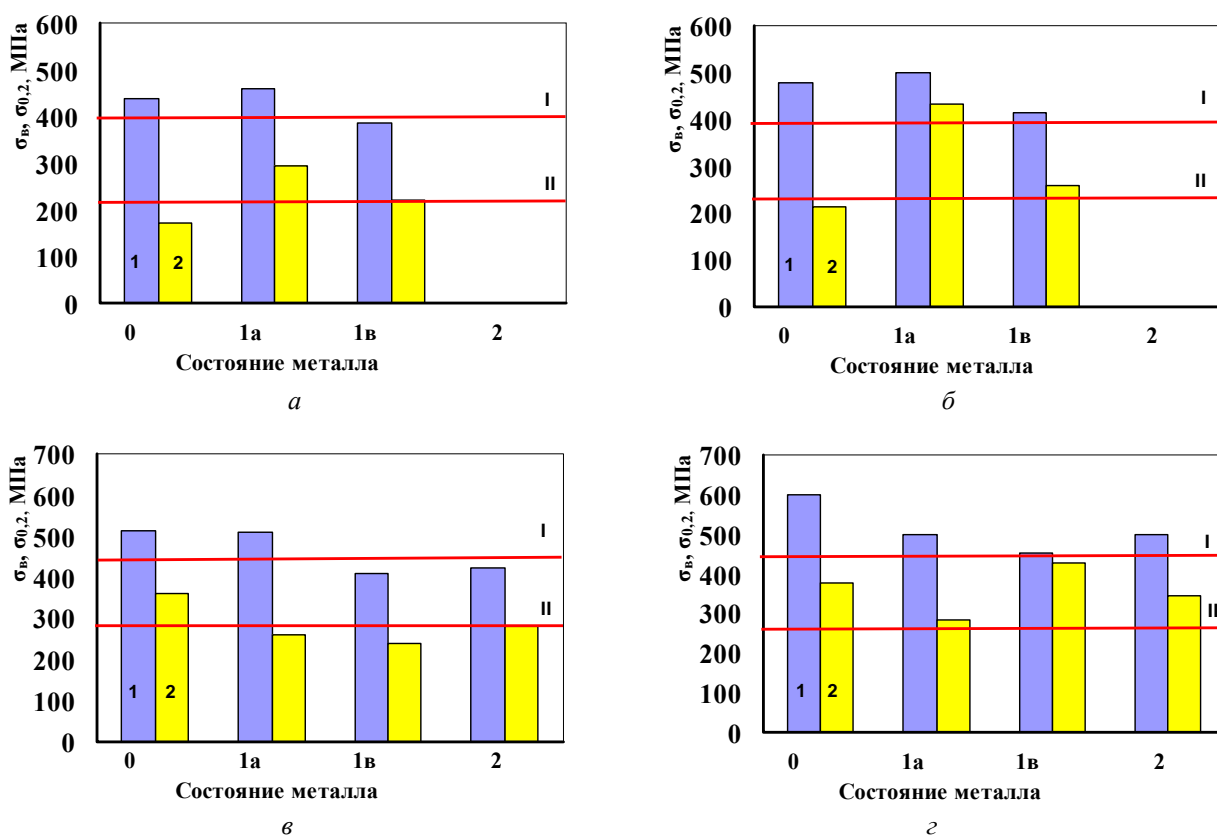


Рис. 5. Пределы прочности (I) и пределы текучести (II) при 20 °С металла «3» (а), «4» (б), «5» (в) и «6» (г) в исходном состоянии после эксплуатации (0) и после термических воздействий по режимам 1а, 1в и 2; линии – минимально допустимые значения по ГОСТ 550–75, столбики – экспериментальные значения

Результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб свидетельствовали о достаточно высоких характеристиках пластичности металла всех труб. Однако значения пределов прочности, близкие к минимально допустимым по ГОСТ 550–75, были получены для металла «4» (15X5M, рис. 5, б) и «6» (12X2M1, рис. 5, з) после термообработки по режиму 1 в. При этом твердость металла «4» понизилась до 110 НВ, а металла «6» – до 131 НВ. Кроме того, неудовлетворительными оказались пределы прочности и пределы текучести металла «3» (сталь 15X5M, рис. 5, а) после реализации режима 1 в и металла «5» (12X2M1, рис. 5, в) после всех режимов термического воздействия. Твердость металла «3» понизилась до 107 НВ, а металла «5» опустилась ниже 130 НВ. Недопустимое снижение пределов прочности и пределов текучести в результате термических воздействий по рассмотренным режимам наблюдалось для металла труб с наименьшим содержанием хрома и с наиболее низкими прочностными характеристиками в исходном состоянии после эксплуатации (табл. 2). Важную роль в снижении прочности сыграло обезуглероживание, наиболее значительное для металла «5». Обезуглероживание, измельчение зерен, а также разнотекучность металла «5» после перегрева, очевидно, способствовали снижению и характеристик длительной прочности.

С учетом вышеизложенного и того, что металл «3» с минимальным содержанием хрома уже в исходном состоянии после эксплуатации имел пониженный предел текучести (рис. 5, а), а прочностные свойства металла «5» (рис. 5, б) со средним в пределах марочного состава содержанием хрома соответствовали требованиям ГОСТ 550–75, можно заключить, что сталь 12X2M1 является менее стойкой к перегревам при 750 °С по сравнению со сталью 15X5M.

Следует отметить также, что дополнительное приложение напряжений при перегреве (режим 2) привело к снижению предела прочности металла «5» до уровня ниже требований

ГОСТ 550–75 (рис. 5, в) при почти неизменной твердости и деформации ползучести, не достигшей отбраковочной величины изменения наружного диаметра труб (табл. 2).

Выводы

1. По результатам исследования изменений структуры, твердости, прочности и пластичности, сопротивления деформации ползучести, а также с учетом более низкой жаростойкости (окалиностойкости), сталь 12X2M1 менее устойчива, чем сталь 15X5M, к отрицательным воздействиям перегревов до 750 °С с охлаждением в печи.

2. После нерегламентных термических воздействий существующие нормы отбраковки труб печных змеевиков из хромомолибденовых сталей не обеспечивают безопасность их дальнейшей эксплуатации. Поэтому деформация ползучести труб, превышающая 2 %, а также твердость ниже 120 НВ для стали 15X5M и ниже 130 НВ для стали 12X2M1 указывают на необходимость замены труб на новые или оценки возможности их дальнейшей эксплуатации по результатам исследования физико-механических свойств металла.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Дьяков, В. Г. Легированные стали для нефтехимического оборудования / В. Г. Дьяков, Ю. С. Медведев, З. А. Абрамова, А. Н. Бочаров, В. Н. Пупелис. – М. : Машиностроение, 1971. – 200 с.
2. РД 10-249-98. Нормы расчета на прочность стационарных котлов и трубопроводов пара и горячей воды. – АООТ «НПО ЦКТИ им. И. И. Ползунова» : Утвержден Госгортехнадзором России в 1998. – Введ. 2001-01-09. – 209 с.
3. РТМ 26-02-67–84. Методика расчета на прочность элементов печей, работающих под давлением. – Москва: Утвержден Союзнефтехиммаш в 1983. – Введ. 1984-01-01. – 17 с.
4. СТО-СА-03-004–2009. Трубчатые печи, резервуары, сосуды и аппараты нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств. Требования к техническому надзору, ревизии и отбраковке. – Ассоциация «Ростехэкспертиза», ОАО «ВНИКТИнефтехимоборудование». – Волгоград: Перемена, 2010. – 155 с.

УДК 621.791.72

*А. А. Антонов, А. А. Артемьев, Г. Н. Соколов, В. И. Лысак***ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКИ
ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ С ПОДАЧЕЙ ПРИСАДОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: nanomaterial-vstu@yandex.ru

Проанализированы известные способы наплавки плавящимся электродом с использованием присадочных проволок и лент. Разработана технология дуговой наплавки с использованием электронейтральной присадочной порошковой проволоки, содержащей частицы тугоплавких химических соединений. Экспериментально обоснованы оптимальные технологические параметры ввода присадочной проволоки в сварочную ванну, обеспечивающие модифицирование наплавленного металла.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, присадочная проволока, модифицирование.

*A. A. Antonov, A. A. Artem'ev, G. N. Sokolov, V. I. Lysak***STUDY OF THE PROCESS OF ARC SURFACING OF CONSUMABLE
ELECTRODE WITH DELIVERY CORED WIRE****Volgograd State Technical University**

A famous methods of surfacing consumable electrode with using filler cored wires and tapes is analyzed. The technology of arc welding with using electrically flux cored wire includes of comprising particles of refractory chemical compounds is designed. Experimentally proved optimal technological parameters of filler wire entry into the weld pool, ensuring modification of the weld metal.

Keywords: surfacing, flux cored wire, filler wire, modification.

Введение

В настоящее время модифицирование структуры наплавленного металла и сварных швов производится путем введения в расплав сварочной ванны порошков тугоплавких химических соединений (ТХС), обеспечивающих измельчение структуры и формирование новых упрочняющих фаз, что способствует повышению эксплуатационных характеристик металла [1].

Известны методы ввода ультрадисперсных частиц ТХС в сварочную ванну через покрытие электродов, керамический флюс, наполнитель электродных порошковых проволок, защитный газ, гранулированную присадку [2–4]. При этом остается нерешенной проблема сохранения в сварочной ванне ультрадисперсных частиц, активно диссоциирующих в процессе наплавки. Повысить эффективность модифицирования металла такими частицами можно путем их введения в низкотемпературную зону ванны в составе присадочной порошковой проволоки. Однако известные способы наплавки с использованием присадочных материалов широко применяются в основном для повышения производительности сварки и наплавки [5, 6].

Цель работы – исследовать способ аргонодуговой наплавки плавящимся электродом с ис-

пользованием присадочной порошковой проволоки, содержащей порошки ТХС, обеспечивающий модифицирование наплавленного металла.

**Материалы, методы исследований
и эксперимент**

В качестве электродной использовали порошковую проволоку, обеспечивающую получение износостойкого наплавленного металла типа 200Х12М2НР. В качестве присадочной использовали порошковую проволоку, состоящую из стальной низкоуглеродистой оболочки и наполнителя, содержащего гранулированный порошок из нано- и микрочастиц нитрида TiN. Скорость подачи присадочной проволоки составляла 0,21 м/мин и ее выбирали из расчета необходимого для модифицирования металла количества TiN (0,6 % от массы наплавленного металла). Дуговую наплавку в среде аргона проводили с использованием наплавочной установки У-653 на пластины из стали 20 (ГОСТ 1050–88) толщиной 12 мм.

Температуру расплава сварочной ванны и газовой среды над ней измеряли с помощью термопар ВР-5/20, подключенных к аналого-цифровому преобразователю LA-20USB, передающему данные на персональный компьютер.

© Антонов А.А., Артемьев А.А., Соколов Г.Н., Лысак В.И., 2016

* Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ (проекты № 16-08-01276, 16-38-00764), а также гранта Президента РФ (№ МК-4713.2016.8).

Структуру и элементный состав наплавленного металла изучали с помощью оптической (цифровой микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT) и электронной микроскопии (растровый электронный микроскоп Versa 3D с системой микро-рентгеноспектрального анализа). Твердость измеряли цифровым микротвердомером Duroline M по методу Викерса, вдавливанием индентора в виде алмазной четырехгранной пирамиды с квадратом в основании при нагрузке 0,245 и 9,8 Н.

Обзор способов наплавки с присадкой

В 60-е годы 20-го в. в ФРГ был разработан способ наплавки под флюсом, в котором кроме электродной проволоки в зону дуги подается электронейтральная порошковая проволока [6]. Это позволило повысить на 30...40 % производительность наплавки в сравнении с одноэлектродной наплавкой под флюсом.

С помощью присадочной проволоки возможно также формирование пластичного аустенитного подслоя между основным и наплавленным металлом [7, 8]. Подключенная к отдельному источнику тока присадочная проволока подается параллельно электроду в сварочную ванну и расплавляется на ее дне за счет электроконтактного плавления. Наплавка данным способом позволяет повысить сопротивление наплавленного металла образованию горячих трещин, отказаться от предварительного подогрева изделия, а также увеличивает производительность наплавки.

В работе [5] использование присадочной ленты в процессе наплавки под слоем флюса позволило существенно уменьшить глубину проплавления основного металла при сохранении устойчивого горения дуги. В данном способе присадочная лента подается в зону горения дуги перед электродной проволокой по направлению наплавки, выполняя роль экрана для тепла сварочной дуги.

Способ, разработанный авторами работы [10], предусматривает введение легированной присадочной проволоки в различные области сварочной ванны как перед электродом, так и после него. При этом проволоки из легированной стали или цветных металлов подаются в ванну под острым углом к основному металлу на расстоянии 1,5...3 мм от электрода. Способ обеспечивает сохранение легирующих элементов в наплавленном металле, позволяет изменять химический состав и целенаправленно влиять на структуру наплавленного металла.

Анализ известных способов наплавки с применением присадочных проволок и лент показал, что их применение с целью модифицирования наплавленного металла может быть затруднено вследствие ряда факторов. Введение присадочных проволок, содержащих ультрадисперсные частицы ТХС, перед электродом, а также на небольшом расстоянии после него, равно как и дополнительный нагрев проволок проходящим током, приводит к значительным потерям модификатора из-за его расплавления и растворения в перегретом металлическом расплаве. Применение электронейтральной присадочной проволоки, вводимой в сварочную ванну под большими углами к наплаваемой поверхности, существенно ограничивает скорость ее подачи, превышение которой вызывает приваривание проволоки к дну ванны. Применение нескольких проволок приводит к переохлаждению ванны и нарушению качества формирования слоя наплавленного металла.

Таким образом, необходимо экспериментально определить оптимальные технологические параметры процесса наплавки с применением присадочной проволоки с модификатором и исследовать эффективность модифицирования металла.

Результаты и обсуждение

Установлено, что при наплавке сплава 200Х12М2НР на оптимальных энергетических режимах формируется сварочная ванна длиной $L=30...33$ мм и глубиной до 6 мм (рис. 1). Исследование формы сечения сварочной ванны и результаты проведенных экспериментов при различных углах α ввода присадочной проволоки в ванну (от 20° до 50°) показали, что оптимальным значением α , обеспечивающим эффективное плавление проволоки в расплаве сварочной ванны, является величина $25^\circ...30^\circ$.

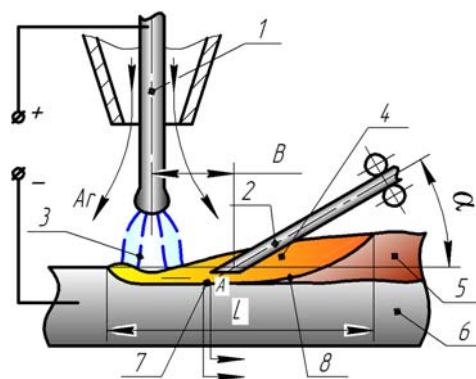


Рис. 1. Схема введения присадочной проволоки в сварочную ванну в процессе электродуговой наплавки: 1, 2 – электродная и присадочная проволоки соответственно; 3 – электрическая дуга; 4 – сварочная ванна; 5, 6 – наплавленный и основной металлы соответственно; 7 – термопара, расположенная вблизи фронта кристаллизации в сварочной ванне; 8 – фронт кристаллизации

Исследование теплового поля в реакционной зоне над сварочной ванной показало (рис. 2), что введение под оптимальным углом присадочной порошковой проволоки позволяет минимизировать перегрев содержащихся в ее наполнителе частиц ТХС в периферийных областях плазмы дуги.

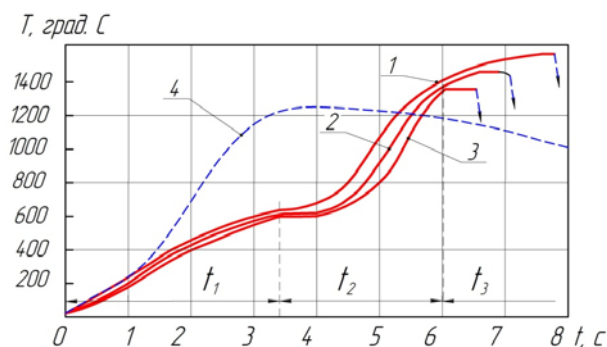


Рис. 2. Изменение температуры на торце присадочной проволоки при ее подаче в сварочную ванну на расстоянии от электрода $B=0,25L$ (1), $0,4L$ (2), $0,55L$ (3), а также термический цикл (4) в точке А (на рис. 1): t_1 – время формирования сварочной ванны без подачи проволоки; t_2 – время движения проволоки до касания ванны; t_3 – время движения проволоки в расплаве ванны

Варьировали расстоянием B между присадочной и электродной проволоками в диапазоне $0,15...0,55$ от длины сварочной ванны. Измерение температуры металлического расплава ванны показало (рис. 2), что при уменьшении B от $0,55L$ до $0,25L$ температура расплава на поверхности ванны возрастает с 1360°C до 1550°C , причем вблизи фронта кристаллизации она не превышает 1300°C . Низкая температура плавления сплава объясняется формированием в процессе его кристаллизации карбоборидной эвтектики. При $B < 0,3L$ плавление проволоки с тонкостенной ($0,25$ мм) оболочкой происходит над сварочной ванной под воздействием плазмы дуги, что обуславливает капельный массоперенос и повышенную степень диссоциации частиц TiN, содержащихся в перегретом расплаве капель. При $B > 0,5L$ скорость плавления проволоки в расплаве оказывается недостаточной и она может привариваться ко дну сварочной ванны, вызывая нарушение процесса наплавки.

Установлено, что оптимальным с точки зрения стабильности процесса и эффективности модифицирования значением B является диапазон $(0,4...0,5)L$. При этом наблюдается высокий ($0,78$) коэффициент перехода титана из проволоки в наплавленный металл, что существенно превышает данный показатель ($0,2...0,4$) при

классических способах электродуговой и электрошлаковой наплавки. Это косвенно подтверждает пониженную степень диссоциации частиц TiN в металлическом расплаве, что обуславливает снижение его насыщения химически активным титаном и уменьшает потери на образование оксида TiO_2 , выходящего на поверхность наплавленного металла.

Металлографические исследования наплавленного металла показали высокую однородность распределения в его объеме микрочастиц TiN, которые имеют как глобулярную, так и кубовидную формы (рис. 3). Глобулярные включения, вероятно, являются сохранившимися в металле и не полностью диссоциировавшими частицами TiN из состава модификатора. Их анализ показал, что они однородны по составу и в них отсутствуют другие химические соединения. В центральных областях выделений кубовидной формы находятся нано- и субмикроразмерные включения оксидов TiO_2 и Al_2O_3 , которые играют роль центров кристаллизации для нитридов TiN, выделяющихся из металлического расплава, насыщенного титаном и азотом, образовавшихся из диссоциированных частиц модификатора. Также вероятно формирование кубовидных нитридов TiN на оплавленных частицах TiN из состава модификатора.

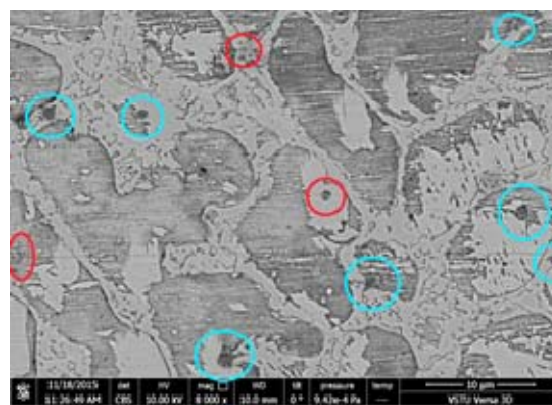


Рис. 3. Микроструктура сплава 200X12M2HP, модифицированного частицами TiN в количестве $0,6$ масс. %, при $\alpha = 30^\circ$, $B = 0,4L$; красным – глобулярная форма частиц; синим – кубовидная

Выводы

Введение присадочной порошковой проволоки, содержащей частицы ТХС, в зону кристаллизации металлического расплава в процессе дуговой наплавки плавящимся электродом позволяет снизить степень диссоциации тугоплавких частиц и повысить эффективность модифицирования наплавленных сплавов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Современные представления о модифицировании наплавленного металла и металла шва наноразмерными частицами (обзор) / Н. В. Коберник, Р. С. Михеев, А. С. Панкратов, А. А. Линник // Сварка и диагностика. – 2015. – № 5. – С. 13–18.
2. Влияние нанодispersных карбидов WC и никеля на структуру и свойства наплавленного металла / Г. Н. Соколов, А. С. Трошков, В. И. Лысак, А. В. Самохин, Ю. В. Благовещенский, Н. В. Алексеев, Ю. В. Цветков // Сварка и диагностика. – 2011. – № 3. – С. 36–38.
3. Кузнецов, М. А. Строение, морфология и дисперсность металла, наплавленного дуговой сваркой плавящимся электродом в аргоне в присутствии наноструктурированных модификаторов / М. А. Кузнецов [и др.] // Сварка и диагностика. – 2012. – № 6. – С. 8–10.
4. Феноменологическая модель формирования центров кристаллизации в металлическом расплаве при сварке под влиянием ультрадисpersных тугоплавких компонентов / Г. Н. Соколов, В. И. Лысак, И. В. Зорин, А. А. Ар-

темьев, Ю. Н. Дубцов, В. О. Харламов, А. А. Антонов // Вопросы материаловедения. – 2015. – № 4. – С. 159–168.

5. Филимонов, Б. В. Наплавка бронзы с дополнительной подачей ленты / Б. В. Филимонов, В. В. Степанов, Б. В. Степанов // Сварочной производство. – 1976. – № 1. – С. 19–21.

6. Кауфман, М. С. Наплавочное производство за рубежом / М. С. Кауфман, В. Я. Спевак, Л. П. Петухова // Технология, организация и механизация сварочного производства : сб. науч. ст. / НИИИНФОРМТЯЖМАШ. – М., 1971. – № 6. – С. 30–43.

7. Пат. 2143962РФ, МПК B23K9/04. Способ восстановления наплавкой поверхностей катания / В. В. Шефель [и др.]. – 2000.

8. Якушин, Б. Ф. Новая технология формирования подслоя при износостойкой дуговой наплавке / Б. Ф. Якушин, А. В. Сударев, В. Н. Куценко // Сварка и диагностика. – 2009. – № 5. – С. 32–37.

9. Пат. 2403138РФ, МПК B23P6/04. Способ восстановления наплавкой поверхностей деталей / А. Н. Виноградов, М. А. Лутахов, В. В. Мешков, Д. В. Кузнецов; СГТУ. – 2010.

УДК 621.791

*А. В. Савинов, О. А. Полесский, И. Е. Лапин, В. И. Лысак,
А. А. Чудин, П. П. Красиков*

ПРОПЛАВЛЯЮЩАЯ СПОСОБНОСТЬ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА С ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ФОРМОЙ ИМПУЛЬСОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: svarka-nv@vstu.ru

В работе исследовали влияние длины дуги, силы тока, скорости сварки, частоты, длительности импульсов тока обратной полярности на проплавляющую способность дуги переменного тока с прямоугольной формой импульсов (ПФИ). Установлено, что по проплавляющей способности дуга ПФИ существенно превосходит дугу с синусоидальной кривой переменного тока, причем это преимущество увеличивается с ростом величины тока.

Ключевые слова: дуга ПФИ, глубина проплавления, частота тока, форма заточки электрода, алюминиевый сплав.

A. V. Savinov, O. A. Polesskiy, I. E. Lapin, V. I. Lysak, A. A. Chudin, P. Krasikov

PENETRATING POWER OF ALTERNATING CURRENT ARC WITH A RECTANGULAR PULSE SHAPE

Volgograd State Technical University

The paper studied the effect of the arc length, current, welding speed, frequency, duration of current pulses of opposite polarity to the penetrating power of the AC arc with a rectangular pulse shape (PFI). It was found that the penetrating ability of the TFIs arc substantially exceeds the arc sine curve AC, and this advantage increases with increasing current.

Keywords: PFI arc, depth of penetration, frequency, current, sharpening formula electrode, an aluminum alloy.

Известно, что параметры проплавления (прежде всего глубина H) в основном определяются величиной тока дуги и скоростью перемещения дуги (скорость сварки). На ширину проплавления B влияют как ток I_d , так и, в большей мере, напряжение горения дуги U_d [1]. Однако необходимо учитывать, что при сварке неплавящимся

электродом возможность изменения U_d (т. е. длины дуги l_d) крайне мала [2]. По этой причине в опытах по исследованию проплавляющей способности дуги ПФИ изучали влияние на результаты проплавления U_d , как фактора, определяемого величиной междугового промежутка, а также тока и скорости перемещения дуги. Учитыва-

лось также влияние специфических параметров: частоты тока f и длительности импульсов обратной полярности $\tau_{обр}$ (или отношения $\tau_{обр}/T$). При этом следует подчеркнуть одно обстоятельство, которое не всегда учитывается при постановке подобных опытов. Известно, что если глубина провара в опытах превышает 0,7–0,8 толщины проплавляемой пластины, возможно скачкообразное его увеличение (до сплошного проплавления) и соответствующее изменение размеров и формы проплавления [3]. С другой стороны, если толщина проплавляемой пластины многократно меньше возможной величины провара, последняя оказывается гораздо меньше той, которую можно получить при сопоставимых значениях ожидаемого провара и толщины пластины. Учитывая эти обстоятельства, в опытах стремились подвергать проплавлениям пластины, толщины которых превышали величину ожидаемого провара в 1,5–2 раза.

На рис. 1 представлена зависимость глубины проплавления пластин из алюминия толщиной 4 и 6 мм от тока дуги с использованием

электродов, имеющих коническую заточку. Здесь же для сравнения приведены данные о проплавляющей способности дуги синусоидального тока с электродами традиционной конструкции. Из графиков видно, что в диапазоне малых токов, когда глубина проплавления металла невелика, существенного эффекта от применения заточенных на конус электродов не наблюдается. С ростом тока и увеличением объема сварочной ванны становится значимым влияние толщины жидкой прослойки металла на формирование шва. При использовании электродов с конической заточкой глубина проплавления с ростом тока увеличивается значительно быстрее, чем у электродов, заточенных на полусферу, что объясняется более высокой степенью сжатия дуги в первом случае и более высоким пиковым значением ее давления. Оттеснение жидкой прослойки, хорошо наблюдаемое визуально, приводит к улучшению теплопередачи от дуги к свариваемому металлу, что проявляется в почти пятидесятипроцентном приросте глубины проплавления.

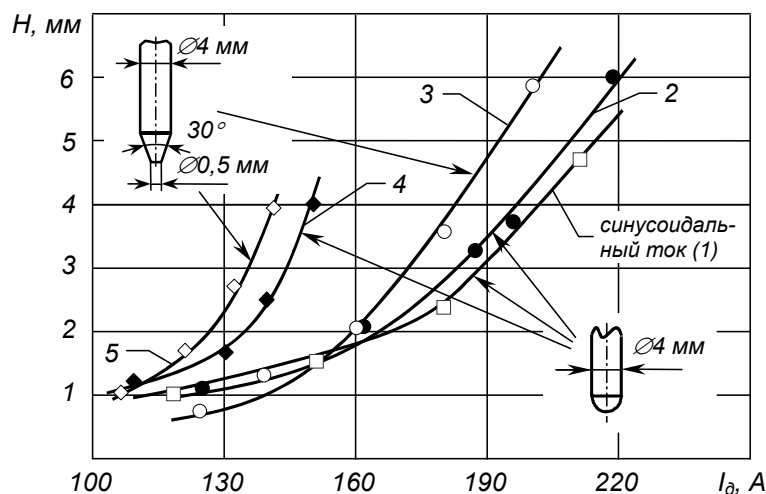


Рис. 1. Влияние толщины материала и формы рабочего участка электрода на глубину проплавления H от тока дуги: $f = 50$ Гц (1–5); дуга ПФИ $\tau_{обр} = 3,75$ мс (2–5); дуга переменного синусоидального тока (1); $\delta_{Al} = 6$ мм (1–3); $\delta_{Al} = 4$ мм (4, 5)

Следует отметить, что на проплавляющую способность дуги ПФИ при использовании заточенных на конус электродов существенно влияет соотношение длительностей импульсов $\tau_{пр}$ и $\tau_{обр}$. Так, при весьма малых значениях $\tau_{обр}$, отмечается как высокая стойкость электродов, так и хорошая проплавляющая способность дуги (рис. 2, а). Однако, в большинстве случаев, такие режимы неприемлемы по причине низкого качества катодной очистки свариваемой поверхности. Требуемое качество катодной очи-

стки наблюдается при относительной длительности импульсов тока обратной полярности $\tau_{обр}/(\tau_{пр} + \tau_{обр})$, превышающей 0,2. Как показали исследования, при $\tau_{обр}/(\tau_{пр} + \tau_{обр}) = 0,15–0,3$, на рабочем участке электрода протекает интенсивный процесс образования мелкодисперсных обособленных капель расплава. В результате этого происходит смена режима горения дуги: развитая поверхность рабочего участка электрода способствует формированию рассредоточенного катодного пятна. Сказывается это и на

технологических свойствах дуги, приводя к резкому снижению ее проплавляющей способности (рис. 2, б, в). Увеличение $\tau_{обр}/(\tau_{пр} + \tau_{обр})$ свыше 0,35 приводит к сплыванию капель без существенного нарушения геометрии конической заточки

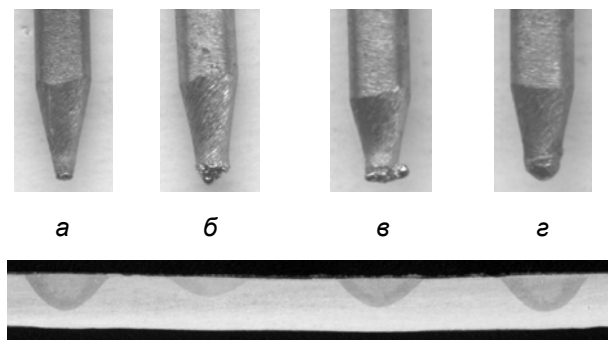


Рис. 2. Внешний вид электродов и проплавлений: $d_s = 4$ мм, угол заточки $\angle 30^\circ$, $I_d = 160$ А, $\delta_{Al} = 4$ мм, $\tau_{обр} = 1,25$ мс (а), $\tau_{обр} = 3,75$ мс (б), $\tau_{обр} = 6,25$ мс (в), $\tau_{обр} = 8,75$ мс (г), $f = 50$ Гц

ки в целом. Глубина проплавления при этом вновь возрастает (рис. 2, г) и такой режим горения дуги для электродов с конической заточкой следует, по-видимому, считать оптимальным.

Область применения электродов с конической заточкой ограничивается величиной сварочного тока 180–200 А, поскольку при больших его значениях при рекомендуемых выше параметрах $\tau_{обр}/(\tau_{пр} + \tau_{обр})$ отмечается нарушение геометрии рабочего участка. Зависимость глубины проплавления от тока дуги при использовании электродов с заточкой на полусферу кривая 1 и с полостью на рабочем торце кривая 2 представлена на рис. 3. Для сравнения на этом рисунке приведена аналогичная зависимость для дуги переменного синусоидального тока (кривая 2). Как видно, последняя по проплавляющей способности значительно уступает дуге ПФИ, причем с ростом тока это различие становится более существенным.

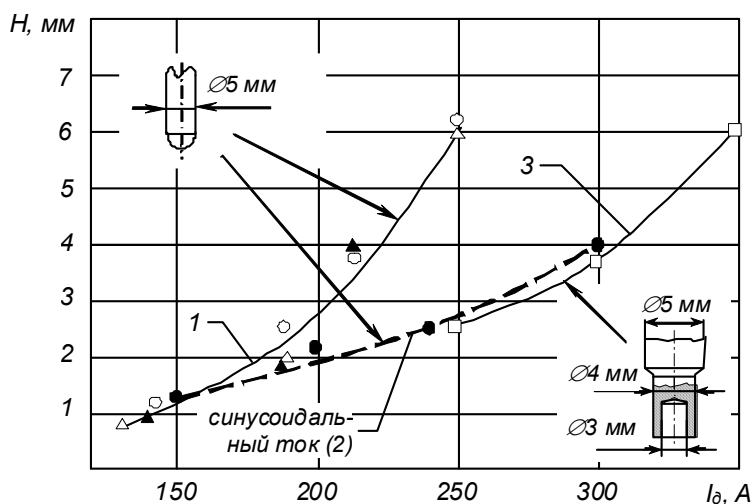


Рис. 3. Зависимость глубины проплавления H от тока дуги: $f = 50$ Гц (1–3); дуга ПФИ $\tau_{обр} = 3,75$ мс (1, 3); дуга переменного синусоидального тока (2); \blacktriangle – $d_s = 2$ мм (1); \circ – $d_s = 3$ мм (1); Δ – $d_s = 4$ мм (1); \bullet – $d_s = 5$ мм (2); \square – полный катод $d_{ос} = 5$ мм, $d_{раб} = 4$ мм, $d_{пол} = 3$ мм, $h_{пол} = 6...7$ мм (3)

Возможность использования электродов со сферической заточкой в диапазоне больших значений тока по сравнению с электродами с конической заточкой при малых значениях $\tau_{обр}$ объясняется отсутствием процесса образования мелкодисперсных капель расплава в силу особенностей нагрева их рабочего участка [4]. Существенное различие в проплавляющей способности дуги ПФИ и дуги синусоидальной с заточенным на полусферу электродами объясняется, по-видимому, двумя факторами. Во-первых, это более высокое пиковое значение давления дуги на сварочную ванну у дуги ПФИ, приводящее к оттеснению прослойки жидкого металла сварочной ван-

ны. В пользу этого говорит тот факт, что применение электродов с полостью на рабочем торце, обеспечивающих горение дуги с рассредоточенным катодным пятном и, как следствие, более равномерно распределенное давление дуги на сварочную ванну [5, 6], резко снижает глубину проплавления. Для дуги ПФИ с электродом со сферической заточкой на 1 мм провара проходится около 41 А/мм (в диапазоне токов 240–250 А), в то время как для дуги с электродом с полостью на рабочем торце – примерно 100 А/мм. По-видимому, применение таких электродов с дугой ПФИ имеют перспективы в тех случаях, когда необходима сравнительно мощная дуга с мини-

мальной проплавляющей способностью: наплавка, заполнение разделки, сварка тонколистовых материалов. С другой стороны нельзя исключить влияния на проплавляющую способность дуги ПФИ резкого изменения характера распределения давления дуги на сварочную ванну в результате быстрой смены полярности. В пользу такого влияния говорит то, что термический КПД дуги при изменении соотношения $\tau_{обр}/T$ изменяется незначительно и, следовательно, влияние силового воздействия дуги прямой полярности на проплавление не столь существенно. Резкий перепад давления дуги на сварочную ванну способствует интенсивному перемешиванию металла, улучшению условий теплообмена и повышению проплавляющей способности дуги.

Обобщая полученные данные, можно предположить, что при сварке дугой ПФИ эффект ди-

намического воздействия на сварочную ванну в результате резкой смены полярности всегда имеет место (сильнее проявляясь с ростом тока), а силовое воздействие дуги прямой полярности на процесс проплавления зависит от конструкции рабочего участка неплавящегося электрода. Относительно дуги с электродом традиционной конструкции следует также добавить, что диаметр электрода практически не влияет на глубину провара. Интересно отметить еще одно обстоятельство. Считается, что зависимость $H = f(I_d)$ выражается уравнением прямой [3]:

$$H = k_n I_d, \quad (1)$$

где k_n – коэффициент пропорциональности.

В то же время эта зависимость для дуги ПФИ (рис. 3, кривая 1) отличается от прямой и, следовательно, не может быть выражена уравнением (1).

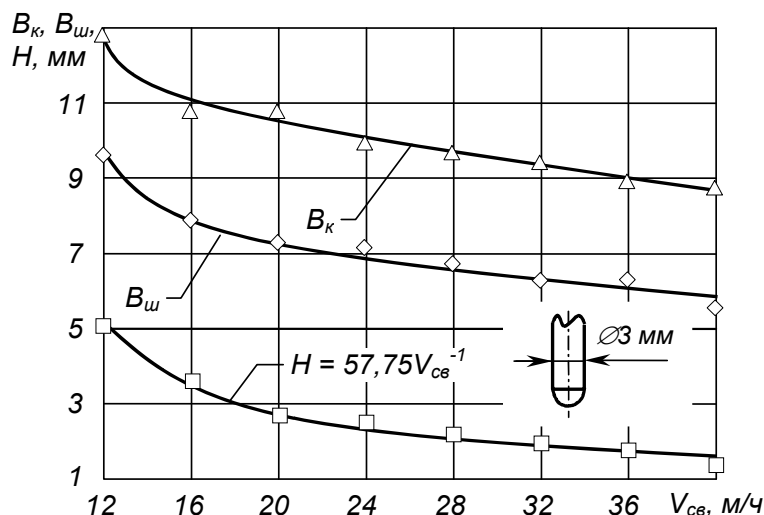


Рис. 4. Зависимость глубины проплавления H , ширины шва $B_{ш}$ и ширины катодного распыления B_k от скорости сварки $V_{св}$: $f = 50$ Гц; ток дуги $I_d = 230$ А; $\tau_{обр} = 6,25$ мс

Зависимость глубины проплавления H от скорости перемещения дуги ПФИ $V_{св}$ (скорости сварки), не отличается в целом от аналогичной зависимости для дуг переменного синусоидального и постоянного тока, и подчиняется в данном случае эмпирической зависимости, выраженной уравнением $H = 57,75 V_{св}^{-1}$ (рис. 4).

Гораздо меньше влияет на глубину проплавления H длительность импульса обратной полярности $\tau_{обр}$ (рис. 5). Так, в диапазоне изменений $\tau_{обр}$ от 3,75 мс до 11,25 мс ($f = 50$ Гц) глубина проплавления изменилась (в сторону больших значений) лишь на 0,7 мм (в равной мере для токов 180 А и 250 А). Этот небольшой прирост H объясняется, по-видимому, увеличе-

нием погонной энергии с ростом $\tau_{обр}$ (рис. 5).

Тот факт, что длительность обратного импульса $\tau_{обр}$ мало влияет на глубину провара, позволяет построить обобщенный график $H = f(I_d)$ (рис. 6) для всего диапазона изменений $\tau_{обр}$ ($f = 50$ Гц). Для его построения привлечены данные с использованием вольфрамовых электродов различных диаметров (от 2 до 4 мм) традиционной конструкции, а также с конической заточкой и композиционный. На графике приведены средние значения глубины провара H (из 6–12 проплавлений) и показаны отклонения их от средних величин. Сравнение обобщенного графика с кривой 1 на рис. 3 показывает практически полное их совпадение.

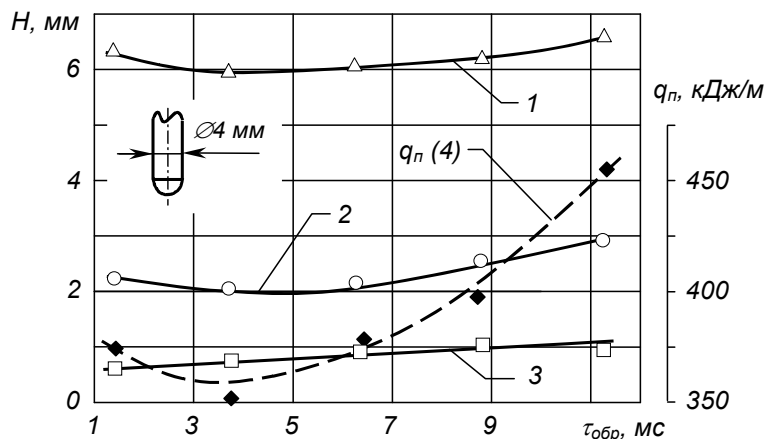


Рис. 5. Зависимость глубины проплавления H и погонной энергии q_n от длительности импульса обратной полярности $\tau_{обр}$: $f = 50$ Гц; ток дуги $I_d = 250$ А (1), 180 А (2, 4), 125 А (3)

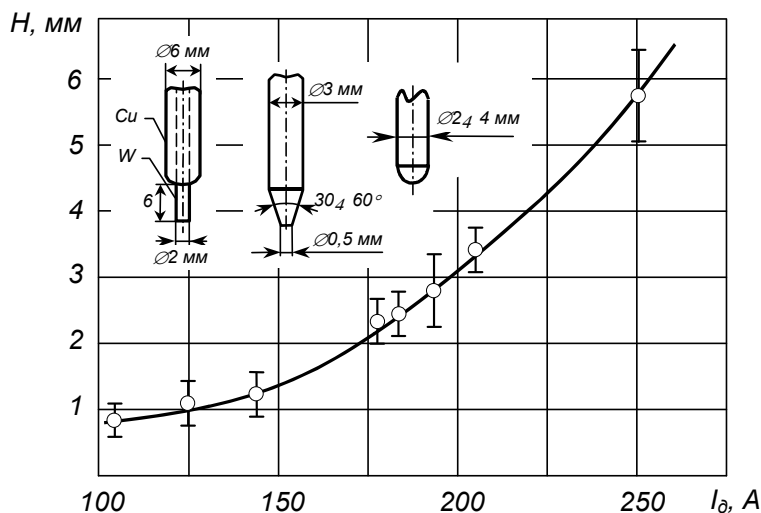


Рис. 6. Обобщенный график – зависимость глубины проплавления H от тока дуги ПФИ: $f = 50$ Гц; $\tau_{обр} = 1,25\text{--}13,75$ мс

Этот факт является дополнительным подтверждением сделанного ранее вывода о незначительности влияния длительности импульса обратной полярности $\tau_{обр}$ и конструкции электрода (за исключением электрода с полостью на рабочем торце) на проплавляющую способность дуги ПФИ.

Как уже отмечалось выше, линия 1 на рис. 3 отличается от прямой и, следовательно, не может быть выражена уравнением $F_d = kI_d^2$. То же самое можно сказать и о зависимостях, приведенных на рис. 6.

Для определения зависимости $H = f(I_d)$ по экспериментальным данным был применен графический способ [7]. В качестве исходной формулы приняли уравнение $H = k_{пр}I_d^n$. Выполнив необходимые преобразования ее (логарифмиро-

вание, введение новых переменных, линеаризация функции) и определив значения постоянных $k_{пр}$ и n , получили в конечном итоге формулу:

$$H = 0,76 \cdot 10^{-5} I_d^{2,6} \quad (2)$$

Соответствующая этой формуле кривая представлена на рис. 7, на котором приведены также экспериментальные данные (по результатам 54 проплавлений). Как видно, наблюдается неплохая сходимость экспериментальных результатов проплавлений с расчетом по формуле (1). Сравнение формул $F_d = kI_d^2$ и $H = k_{пр}I_d^n$, а также данные рис. 3 свидетельствуют о большей проплавляющей способности дуги ПФИ в сравнении с дугой переменного синусоидального тока. Внешний вид получаемых проплавлений приведен на рис. 8.

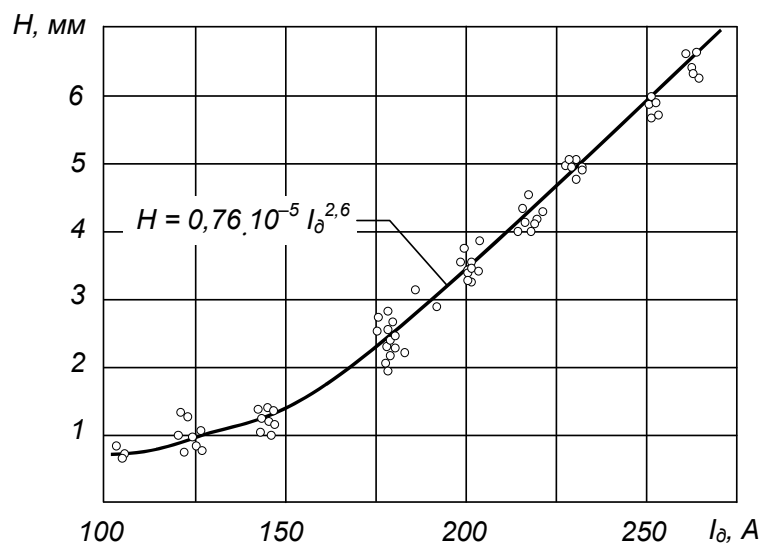


Рис. 7. Расчетные и экспериментальные данные зависимости глубины проплавления H от тока дуги ПФИ

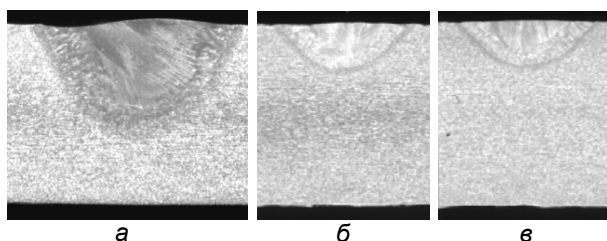


Рис. 8. Макрошлифы проплавлений дуг ПФИ (а, б) и переменного синусоидального тока (в): $f = 50$ Гц; $\tau_{обр} = 3,75$ мс (а, б); $I_d = 250$ А; электрода с полусферической заточкой $\varnothing 4$ мм (а) и $\varnothing 5$ мм (в); с полостью на рабочем торце (б); $\delta = 10$ мм; сплав АМгб

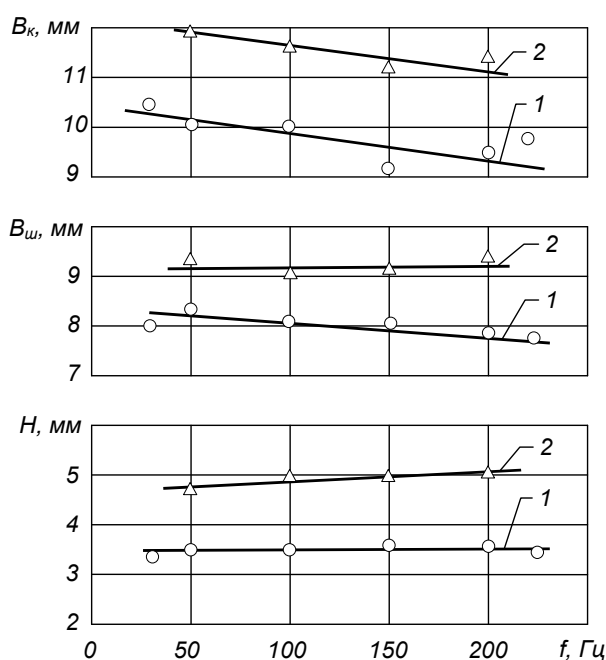


Рис. 9. Влияние частоты тока f дуги ПФИ на глубину H и ширину B_w провара и ширину зоны катодной очистки B_k : $\tau_{обр}/T = 0,3725$; $I_d = 200$ А (1) и 230 А (2)

Большое влияние величины тока на глубину проплавления в рассматриваемом случае можно предположительно объяснить большой крутизной переднего фронта импульсов тока и, как следствие, более интенсивным движением (перемешиванием) металла в сварочной ванне.

Второй из специфических параметров дуги ПФИ – частота импульсов тока – на проплавляющую способность ее влияет мало (рис. 9). При изменении частоты от 33 до 225 Гц глубина H и B_w проплавлений не изменяются или изменяются незначительно. Более заметно влияние частоты на ширину зоны катодной очистки B_k ; последняя уменьшается с ростом f , однако и это влияние вряд ли можно считать значительным.

Выводы

1. Из специфических параметров дуги ПФИ: $\tau_{обр}$, $\tau_{пр}$, f и T в качестве технологически значимого можно принять длительность обратного импульса $\tau_{обр}$ при фиксированной частоте f или, в общем случае, отношение $\tau_{обр}/T$. Оптимальный диапазон изменений последнего составляет 0,1875–0,375.

2. Силовое воздействие дуги ПФИ определяется не только величиной тока, но и относительной длительностью импульсов обратной полярности, уменьшаясь с ростом последней.

3. Изменение частоты импульсов тока прямой и обратной полярности в диапазоне 30–240 Гц при неизменном соотношении $\tau_{обр}/(\tau_{пр} + \tau_{обр})$ не влияет на проплавляющую способность дуги ПФИ.

4. По проплавляющей способности дуга ПФИ существенно превосходит дугу с синусоидальной

кривой переменного тока, причем это преимущество увеличивается с ростом величины тока.

5. Проплавающая способность дуги ПФИ значительно зависит от конструкции рабочего участка неплавящихся электродов. При $\tau_{обр}/(\tau_{пр} + \tau_{обр}) = 0,06-0,37$ возможно, применяя электроды с различной конструкцией рабочего участка, обеспечить горение дуги ПФИ как с сосредоточенным, так и с рассредоточенным катодными пятнами. Это позволяет изменять проплавающую способность дуги ПФИ в нужную сторону и, тем самым, повысить эффективность ее применения при сварке и наплавке.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Финкельбург, В. Электрические дуги и термическая плазма / В. Финкельбург, Г. Меккер. – М.: Изд. иностр. литер., 1961. – 370 с.

2. Лапин, И. Е. Неплавящиеся электроды для дуговой сварки / И. Е. Лапин, В. А. Косович. – Волгоград: ВолгГТУ, 2001. – 190 с.

3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.

4. Савинов, А. В. Повышение эффективности работы неплавящихся электродов при сварке алюминия и его сплавов дугой переменного тока прямоугольной формы: дисс. канд. техн. наук / Савинов А. В. – Волгоград, 2000.

5. Косович, В. А. Повышение эффективности нагрева металла при аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом / В. А. Косович, А. И. Маторин, В. С. Седых // Сварочное производство. – 1981. – № 3. – С. 29–30.

6. Косович, В. А. Технологические характеристики сильноточной дуги с полым катодом в аргоне / В. А. Косович, В. А. Полупан, В. С. Седых [и др.] // Сварочное производство. – 1992. – № 6. – С. 34–35.

7. Зельдович, Я. Б. Элементы прикладной математики / Я. Б. Зельдович, А. Д. Мышкис. – М.: Наука, 1972. – 592 с.

УДК 669.017

Н. И. Габельченко¹, Н. В. Волкова², А. И. Габельченко³, А. А. Белов¹

КОРРЕКТИРОВКА РЕЖИМА ТЕРМООБРАБОТКИ ОТЛИВОК ИЗ СТАЛИ 110Г13Л С ЦЕЛЮ ПОЛУЧЕНИЯ СТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТРУКТУРЫ

¹Волгоградский государственный технический университет

²ОАО «Волгограднефтемаш»

³Московский государственный университет им. Ломоносова, физический факультет

e-mail: mitlp@vstu.ru

В работе установлена температура формирования метастабильных карбидов цементитного типа в структуре стали 110Г13Л. Показано, что для получения гомогенной аустенитной структуры в отливках при проведении термической обработки необходимо подбирать температурные и временные режимы нагрева отливок таким образом, чтобы получать метастабильные карбиды цементитного типа, легко растворяющиеся при последующих нагревах.

Ключевые слова: сталь, карбиды, область гомогенности цементита, темодинамическая активность углерода, термическая обработка.

N. I. Gabelchenko¹, N. V. Volkova², A. I. Gabelchenko³, A. A. Belov¹

CORRECTION MODE HEAT TREATMENT OF STEEL CASTING 110G13L TO OBTAIN A STABLE AUSTENITIC STRUCTURE

¹Volgograd State Technical University

²JSC "Volgogradneftemash"

³Lomonosov Moscow State University Physical Department

In this paper, we determined the temperature of formation of metastable cement type carbides in the structure of 110G13L steel. It is shown that in order to obtain a homogeneous austenite structure in the casting during heat treatment it is necessary to select the temperature and time of heating modes castings so as to obtain the metastable cementite carbides type, easy to dissolve in easy to dissolve in subsequent heating.

Keywords: steel, carbide, homogeneity region cementite temodinamicheskaya activity of carbon, heat treatment.

Для литых деталей, работающих при значительных динамических, циклических и ударных нагрузках, часто применяют высокомарганцовистую сталь 110Г13Л. Основной особенностью этой стали является способность поверхности деталей к упрочнению в процессе эксплуатации при сохранении мягкой аустенитной сердцевины. Однако в процессе производства отливок

не всегда обеспечиваются высокие и стабильные пластические и вязкостные показатели, характерные для аустенита, что выражается в крайне неравномерной и завышенной твердости металла, приводящей к преждевременному выходу из строя литых деталей [1, 2].

Литая структура стали 110Г13Л содержит карбиды, которые должны быть устранены при

проведении термической обработки (стандартный режим: закалка от 1050–1100 °С и охлаждение в воде). Однако, термообработка по такому режиму не всегда растворяет карбиды в структуре, что приводит к неравномерности и завышению твердости металла.

Это можно объяснить тем, что карбиды цементитного типа, образующиеся в процессе кристаллизации отливки, имеют различную термодинамическую активность углерода и в зависимости от этого по-разному реагируют на термообработку.

Широко распространено мнение, что цементит является дальтони́дом M_3C с постоянным стехиометрическим содержанием углерода (25 ат. % C) [1].

Однако еще академиком А. А. Байковым были высказаны предположения о существовании цементита нестехиометрического состава. В последние десятилетия было доказано, что цементит может формироваться переменного состава с концентрацией углерода ниже 6,67 %, а благодаря работам А. А. Жукова и других исследователей на современную диаграмму состояния железо – цементит была нанесена область гомогенности цементита с линиями изоактивности углерода [3], рис. 1.

Представленная на рис. 1 область гомогенности цементита отвечает переменной концентрации углерода в цементите и отличается резко выраженной ее несимметричностью по отношению к стехиометрической оси. Эту особенность можно трактовать следующим образом: цементит легко образует твердые растворы вычитания на базе соединения Fe_3C , например, путем повышения концентрации структурных вакансий в углеродной подрешетке, но практически не растворяет существенного количества дополнительных углеродных атомов сверх стехиометрической доли из-за отсутствия соответствующих дополнительных пор в железной подрешетке.

Ширина области гомогенности цементита при различных температурах только начинает изучаться, и поэтому на рис. 1 шкала концентраций по оси абсцисс отсутствует. Так, например, Розанов А. Н. указывает положение точки F, соответствующее содержанию углерода 4,22 % C; А. А. Жуков – содержанию 6,3 % C; В. А. Ильинский – 5,8 % C.

Как было показано в работе [3] стабильность цементита зависит от термодинамической активности в нем углерода ($a_{Fe_3C}^C$), которая максимальна при стехиометрическом составе и уменьшается даже при небольшом дефиците по углероду.

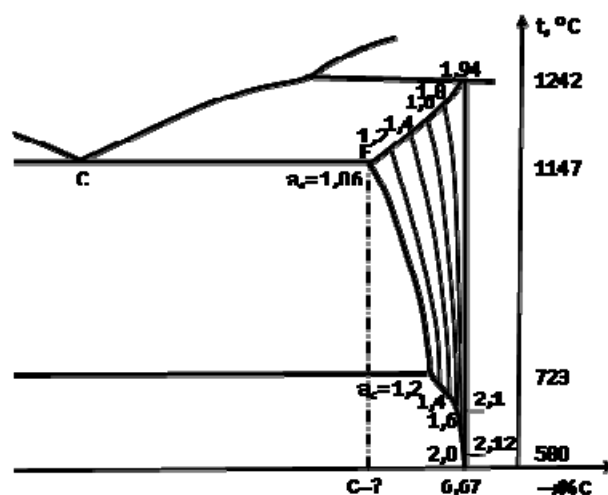


Рис. 1. Область гомогенности цементита в Fe-Fe₃C-системе с линиями изоактивности углерода [6]

При заданной температуре активность углерода в цементите может принимать различные значения от некоторого минимума до определенного максимума в пределах области гомогенности. Поэтому одна температура еще не определяет уровня активности углерода в цементите [8].

Максимальное значение активности углерода в пределах области гомогенности цементита приходится на точку эвтектоидного распада этого карбида на феррит и алмаз при ~580 °С. Разбег значений активности углерода внутри области гомогенности от 1,06 до 2,12 находится в разумных пределах. Он существенно меньше, например, чем внутри области гомогенности карбида тантала или карбида ванадия [3]. Однако он все же достаточно велик, что и должно наблюдаться внутри области гомогенности соединения. Для практических целей, анализируя область гомогенности цементита, важно отметить, что:

- меньшей концентрации углерода в цементите соответствует меньшая его термодинамическая активность;
- цементит с пониженной концентрацией углерода имеет меньшую твердость, чем цементит стехиометрического состава;
- чем меньше скорость охлаждения от высоких температур, тем более метастабильными зафиксированы карбиды, и, следовательно, легко будут растворяться при последующих нагревах.

Из вышеизложенного следует, что в пределах области гомогенности цементита, характеризующейся снижением растворимости углерода при повышении температуры, углерод имеет существенно разную термодинамическую активность для стехиометрической и не стехиометрической концентрации. Другими словами, чем ближе со-

став цементита к стехиометрическому, тем более высокой оказывается активность углерода в нем. И цементит, содержащий 6,67 % C, имеет максимальную термодинамическую активность углерода и поэтому, как наиболее метастабильное соединение, легко растворяется в аустените.

При переходе к реальным сталям необходимо учитывать, что активность углерода в них зависит как от содержания самого углерода, так и от содержания других компонентов. Так элементы, имеющие положительные значения коэффициента активности будут повышать активность углерода, а элементы, имеющие отрицательные значения коэффициента активности – понижать ее [5].

Применительно к исследуемой стали 110Г13Л, входящий в ее состав в больших количествах марганец (по ГОСТу 977–88 до 15 %) резко снижает термодинамическую активность углерода, что увеличивает возможность формирования стабильных карбидов цементитного типа, весьма устойчивых к повторным нагревам.

Из вышесказанного можно заключить, что вопрос определения условий формирования метастабильных карбидов цементитного типа представляет большой научный интерес. Решение этого вопроса позволит получать качественную и долговечную продукцию.

Объектом исследования были образцы из стали 110Г13Л (данные представлены в таблице).

Химический состав образцов

Номера образцов	Содержание элементов, %						
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni
3,3',4,4',5,5',6,6'	1.2	11.84	0.47	0.142	0.019	0.68	0.37
1,1',2,2',7,7',8,8'	1.28	10.61	0.34	–	–	0.40	0.22

Методикой предусматривалось создание температурных условий, провоцирующих рост карбидов цементитного типа; выявление температуры наибольшей метастабильности карбидов цементитного типа в структуре высокомарганцевистой стали; определение температуры начала растворения карбидов; разработка рекомендаций по повышению эффективности термической обработки стали 110Г13Л.

Для этого исследовалось влияние различных температурных режимов на формирование структуры металла образцов, а в частности на образование и рост карбидов цементитного типа.

Определение температуры формирования наиболее метастабильных карбидов цементитного типа и температуры начала растворения карбидов в структуре высокоуглеродистой марганцевистой стали производилось методом прерванной закалки и металлографическим анализом структуры полученных образцов.

Для определения температуры формирования наиболее метастабильных карбидов цементитного типа в структуре стали создавались следующие температурные условия:

нагрев со скоростью не выше 70 град/ч:

образцы 1, 1' – до 550 °С, охлаждение в воде;

образцы 2, 2' – до 600 °С, охлаждение в воде;

образцы 3, 3' – до 650 °С, охлаждение в воде;

образцы 4, 4' – до 700 °С, охлаждение в воде;

образцы 5, 5' – до 750 °С, охлаждение в воде;

образцы 6, 6' – до 850 °С, охлаждение в воде;

образцы 7, 7' – до 900 °С, охлаждение в воде;

образцы 8, 8' – до 950 °С, охлаждение в воде.

Для проведения металлографических исследований из образцов изготавливались микрошлифы: образцы подвергались механической полировке и травлению 4% - ным спиртовым раствором азотной кислоты [4].

При проведении исследований структуры применялся оптический микроскоп Neophot-21.

Качественная оценка структуры проводилась при помощи растрового электронного микроскопа Zeiss LEO 430 [5] и Röntec UHV Dewar Detector.

Как указывалось выше, для определения температуры формирования наиболее метастабильных карбидов цементитного типа в структуре стали для каждой пары образцов производилась индивидуальная термообработка.

Металлографический анализ показал, что в структуре образцов 1, 1' после закалки в воде от температуры 550 °С отчетливо видны лишь выделения мартенситных пластин.

В структуре образцов 2, 2' после закалки в воде от 600 °С пластины мартенсита утолщились, а также начали образовываться карбидные включения в виде цепочек по границам зерен.

При повышении температуры закалки до 650 °С в структуре образцов 3, 3' наблюдалось дальнейшее утолщение мартенситных пластин, при этом цепочки карбидов по границам зерен сохранялись.

После закалки от 700 °С образцы 4, 4' уже имели в структуре сферические включения по

границам и внутри зерен, при этом пластины мартенсита сохранялись (рис. 2).

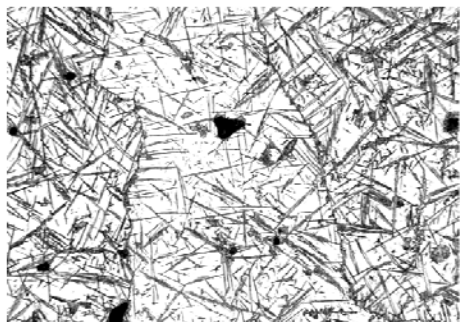


Рис. 2. Микроструктура образцов 4, 4' после закалки в воде от 700 °С, $\times 250$

Образцы 5, 5' после закалки в воде от температуры 750 °С имели структуру, представленную на рис. 3.

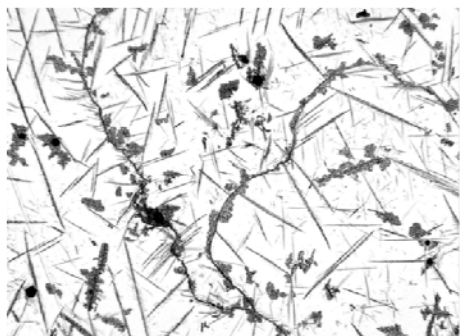


Рис. 3. Микроструктура образцов 5, 5' после закалки в воде от 750 °С, $\times 250$

Как видно, структура образцов содержит скопления сферических включений по границам и внутри зерен, количество мартенситных пластин заметно снизилось.

После закалки в воде от температуры 850 °С карбидные включения в структуре образцов 6, 6' начали растворяться и приняли вид мелких (точечных) образований, пластины мартенсита также заметно растворились (рис. 4).

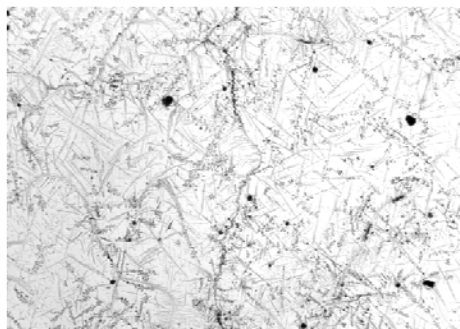


Рис. 4. Микроструктура образцов 6, 6' после закалки в воде от 850 °С, $\times 250$

Образцы 7, 7' после закалки в воде от температуры 900 °С содержали в структуре мелкие включения в виде сетки преимущественно по границам зерен.

После закалки в воде от температуры 950 °С структура образцов 8, 8' состояла из аустенита и мелких точечных включений в виде сетки по границам зерен.

То есть, нагрев образцов до 550 °С еще не приводит к образованию карбидной фазы в структуре стали 110Г13Л. Дальнейшее повышение температуры до 650–750 °С способствует образованию и росту карбидных включений, причем наиболее интенсивно эти процессы развиваются при нагреве до 700–750 °С. Последующий нагрев приводит к растворению образовавшихся ранее карбидных включений.

Таким образом, в структуре образцов 4, 5, 4', 5', и 6, 6' сформировались наиболее развитые карбидные включения, т. е. температурой формирования метастабильных карбидов цементитного типа в структуре стали 110Г13Л является ~ 700 °С.

В соответствии с результатами проведенного исследования целесообразно делать изотермическую выдержку отливок при этой температуре при проведении термической обработки в режиме нагрева. Это позволит сформировать метастабильные карбиды цементитного типа, легко растворяющиеся при дальнейшем нагреве, и гарантированно получать однородную аустенитную структуру стали 110Г13Л после закалки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Жураковский, Е. А. О природе цементита / Е. А. Жураковский, А. А. Жуков, А. Н. Кокора, Т. Ф. Архипова. – Киев, 1988. – 38 с.
2. Габельченко, Н. И. Получение однородной аустенитной структуры в отливках из стали 110Г13Л / Н. И. Габельченко, Ю. В. Гребнев, Н. В. Волкова, А. А. Зенин // Изв. ВолГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 4 / ВолГТУ. – Волгоград, 2010. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 4). – С. 151–154.
3. Жуков, А. А. Геометрическая термодинамика сплавов железа / А. А. Жуков. – М. : Металлургия, 1979. – 232 с.
4. Получение стабильной аустенитной структуры и свойства деталей из стали 110Г13Л / Н. И. Габельченко, Н. В. Волкова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2012. – № 12. – С. 39–41.
5. Ильинский, В. А. Оценка качества чугуна по кремниевому эквиваленту химического состава / В. А. Ильинский // Литейное производство. – 1987. – № 4. – С. 3–5.

Редактор
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Макарова

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

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

Темплан 2016 г. Поз. № 5ж. Подписано в печать 27.04.2016 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Печать офсетная. Усл. печ. л. 16,74. Уч.-изд. л. 15,28.
Тираж 100 экз. Заказ №
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены РИО ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.
Отпечатано в типографии ИУНЛ ВолгГТУ
400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28, корп. 7.