

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

Редакционная коллегия:

Байбурин В. Б., д-р физ.-мат. наук, проф., академик РАЕН, засл. деятель науки РФ, Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Безъязычный В. Ф., д-р техн. наук, проф., Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П. А. Соловьева (г. Рыбинск, Россия)
Бодров В. Н., д-р, проф., Университет прикладных наук (г. Берлин, Германия)
Бребельс А., PhD, доцент факультета инженерных наук университета г. Левена (г. Левен, Бельгия)
Буренин А. А., чл.-корр. РАН, Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре, Россия)
Голованчиков А. Б., д-р. техн. наук, проф. ВолгГТУ
Гринберг Б. А., д-р физ.-мат. наук, Институт физики металлов УрО РАН (г. Екатеринбург, Россия)
Гуревич Л. М., д-р техн. наук, доц. ВолгГТУ
Добрушин Л. Д., д-р техн. наук, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев, Украина)
Злотин С. Г., д-р хим. наук, проф., Институт органической химии им. Н. Д. Зелинского РАН (г. Москва, Россия)
Иванов А. М., д-р техн. наук, проф., Московский автомобильно-дорожный государственный технический университет (МАДИ, г. Москва, Россия)
Иващенко Н. А., д-р техн. наук, проф., засл. деятель науки РФ, МГТУ им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Королев А. В., д-р техн. наук, проф., Саратовский государственный технический университет (г. Саратов, Россия)
Кузьмин С. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Кураев А. А., д-р физ.-мат. наук, проф., Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники (БГУИР, г. Минск, Республика Беларусь)
Лысак В. И., чл.-корр. РАН, засл. деятель науки РФ, д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ
Марков В. А., д-р техн. наук, проф., Московский государственный технический университет (МГТУ) им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия)
Мертен Клеменс, д-р техн. наук, проф. Universität Stuttgart Institut für Chemische Verfahrenstechnik (г. Штутгарт, Германия)
Навроцкий А. В., д-р хим. наук, проф. ВолгГТУ
Нижегородцев Р. М., д-р экон. наук, Институт проблем управления им. В. А. Трапезникова РАН (г. Москва, Россия)
Пай В. В., д-р физ.-мат. наук, Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН (г. Новосибирск, Россия)
Поляничков 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)
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)
Шарипов 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
Щербаков М. В., д-р техн. наук, проф. ВолгГТУ

Серия
«ПРОБЛЕМЫ
МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ,
СВАРКИ И ПРОЧНОСТИ
В МАШИНОСТРОЕНИИ»

ИЗВЕСТИЯ



ВОЛГОГРАДСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО
ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

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

РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Председатель

Гуревич Л. М.,

д.т.н., доц.

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

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

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

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

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

Багмутов В. П., д.т.н., проф.

Зюбан Н. А., д.т.н., проф.

Матлин М. М., д.т.н., проф.

Кидалов Н. А., д.т.н., проф.

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

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

Международный индекс журнала
ISSN 1990-5297.

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

Тел. издательства ВолгГТУ:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

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

№ 2 (237)
Февраль
2020

УЧРЕДИТЕЛЬ

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

Адрес редакции:

Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.

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

E-mail: president@vstu.ru

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

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

Печатается по решению редакционно-издательского совета
Волгоградского государственного технического университета

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

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

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

© Волгоградский государственный технический университет,
«Известия Волгоградского государственного технического университета», 2020

Head Editor of the scientific journal "Izvestiya VSTU":

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

Editorial board:

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

IZVESTIA



VOLGOGRAD STATE TECHNICAL
UNIVERSITY

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

Editorial board:
Chairman

Gurevich L. M.,

D. Sc. (Engineering), Associate Prof.

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

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

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

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

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

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

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

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

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

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

International index of the journal
ISSN 1990-5297.

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

Tel. Of VSTU editorial office:

8-(8442) 24-84-05

8-(8442) 24-84-08

zavrio@vstu.ru

Scientific journal

Published since January 2004

12 times a year

№ 2 (237)
February
2020

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. 37, 42
Адаменко Н. А. 37, 42
Арисова В. Н. 7, 28
Барон А. А. 76
Биршбаева А. Е. 7
Богданов А. И. 28
Булаева С. А. 16
Вурдова Н. Г. 66
Гаманюк С. Б. 70
Гоник И. Л. 86
Губаревич Г. П. 66
Гуревич Л. М. 7, 16, 47, 80
Гурулев Д. Н. 76
Даненко В. Ф. 16
Джелялов С. И. 32
Елсуков С. К. 62
Зорин И. В. 62
Зюбан Н. А. 70
Исакхажиев У. С. 22
Истрати А. А. 47
Казанкин В. А. 55
Казанкина Е. Н. 55
Казуров А. В. 37, 42
Кириличев М. В. 70
Кулевич В. П. 22
Матлин М. М. 55
Новиков Р. Е. 12
Нотов И. В. 52
Палаткина Л. В. 76
Пасичник Е. Г. 86
Писарев С. П. 28
Полунин И. А. 62
Понкратова Г. В. 16
Попов А. В. 52
Поповкина А. Э. 70
Проничев Д. В. 22
Руцкий Д. В. 70
Савин Д. В. 37, 42
Савченко А. В. 66
Серов А. Г. 12
Скалкин М. А. 16
Слаутин О. В. 12, 22
Соколов Г. Н. 62
Соннова В. А. 47
Таранова М. С. 76
Тельдеков В. А. 80
Трудов А. Ф. 7
Тырымов А. А. 58
Фастов С. А. 62
Фомичев В. Т. 66
Фрункин Д. Б. 47
Харламов В. О. 28
Шморгун В. Г. 12, 22

СОДЕРЖАНИЕ

I. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

<i>Трудов А. Ф., Арисова В. Н., Гуревич Л. М., Бирибаева А. Е.</i> Трансформация структуры в сваренном взрывом биметалле сталь 20+сталь 50X15M2Ф после термической обработки.....	7
<i>Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Новиков Р. Е.</i> Локальное легирование титана медью.....	12
<i>Даненко, В. Ф. Гуревич Л. М., Булаева С. А., Понкратова Г. В., Скалкин М. А.</i> Производство круглой биметаллической заготовки с плакирующим слоем из коррозионностойкой стали.....	16
<i>Шморгун В. Г., Проницев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Исахажицев У. С.</i> Трансформация химического и фазового состава в слоистом Al/ FeAl ₃ (Cr,Ni) / Fe ₂ Al ₅ (Cr,Ni) покрытии на стали 12X18H10T при высокотемпературных нагревах.....	22

II. ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Писарев С. П., Богданов А. И., Арисова В. Н., Харламов В. О.</i> Изучение возможности легирования порошковых композиций из боридов вольфрама и никеля, полученных взрывным прессованием.....	28
<i>Джелялов С. И.</i> Термодинамика процесса взаимодействия моноклинного диоксида циркония с алюминием и углеродом.....	32
<i>Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Казуров А. В., Савин Д. В.</i> Исследование структурных изменений при взрывном прессовании полимерных композиционных смесей.....	37
<i>Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В.</i> Исследование особенностей структурообразования во фторопласт-алюминиевых композиционных материалах при спекании.....	42

III. ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

<i>Гуревич Л. М., Фрункин Д. Б., Истрати А. А., Соннова В. А.</i> Моделирование работы головки гидромеханического экспандера для сварных труб большого диаметра.....	47
<i>Попов А. В., Нотов И. В.</i> Особенности выбора подшипника качения для сферического преобразующего механизма.....	52
<i>Матлин М. М., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А.</i> Методика неразрушающего контроля относительного сужения после разрыва.....	55
<i>Тырымов А. А.</i> Численная оценка коэффициента интенсивности напряжений и коэффициента биаксиальности для компактного образца с использованием сингулярного элемента графовой модели упругого тела.....	58

IV. ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

<i>Елсуков С. К., Соколов Г. Н., Зорин И. В., Фастов С. А., Полунин И. А.</i> Исследование дугового процесса при наплавке расщепленным электродом в смеси защитных газов.....	62
---	----

<i>Фомичев В. Т., Савченко А. В., Губаревич Г. П., Вурдова Н. Г.</i> Влияние импульсного электролиза на физические и химические свойства электролитических осадков сплава олово-кадмий.....	66
<i>Зюбан Н. А., Руцкий Д. В., Гаманюк С. Б., Кириличев М. В., Поповкина А. Э.</i> Влияние окисленности металла и особенностей вакуумирования на формирование и расположение неметаллических включений в крупных слитках стали 38ХНЗМФА.....	70
<i>Барон А. А., Палаткина Л. В., Таранова М. С., Гурулев Д. Н.</i> Структурные изменения при нагреве в дендритных кристаллах серого чугуна.....	76
<i>Тельдеков В. А., Гуревич Л. М.</i> Структура и свойства боридных и карбоборидных покрытий, формирующихся в расплавах солей бора и углерода.....	80
<i>Гоник И. Л., Пасичник Е. Г.</i> Технологические параметры процесса производства обожженного анода как фактор, влияющий на производительность электролизера.....	86

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

УДК 669-419:621.791.13

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-7-12

А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова, Л. М. Гуревич, А. Е. Биришбаева

ТРАНСФОРМАЦИЯ СТРУКТУРЫ В СВАРЕННОМ ВЗРЫВОМ БИМЕТАЛЛЕ СТАЛЬ 20+СТАЛЬ 50X15M2Ф ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Приведены результаты исследований изменения структуры в двухслойном сваренным взрывом композиционном материале углеродистая сталь 20 + легированная нержавеющая сталь 50X15M2Ф после нормализации при температурах 800 – 1100 °С и времени выдержки 1 час. Установлено, что при 800 °С наблюдается «обратная» диффузия углерода – из стали с меньшей его концентраций в сталь 50X15M2Ф с образованием обезуглероженного слоя в стали 20. При дальнейшем повышении температуры атомы углерода диффундируют в сталь 20 вместе с атомами хрома, изменяя структуру околосшовной зоны (увеличение объемного содержания перлита и формирование структуры видманштеттового феррита в стали 20 и образование мартенсита в стали 50X15M2Ф). Рассмотрены особенности изменения структуры в локальных оплавах, сформировавшихся в процессе сварки взрывом.

Ключевые слова: сваренный взрывом биметалл, сталь, термическая обработка, диффузия, структура.

A. F. Trudov, V. N. Arisova, L. M. Gurevich, A. E. Birshbaeva

STRUCTURE TRANSFORMATION IN THE EXPLOSION WELDED BIMETAL STEEL 20 + STEEL 50Cr15Mo2V AFTER THERMAL TREATMENT

Volgograd State Technical University

The results of studies of structural changes in a two-layer explosion-welded composite material are presented: carbon steel 20 + alloyed stainless steel 50Cr15Mo2V after normalization at temperatures of 800 - 1100 °C and holding time 1 hour. It was found that at 800 °C there is a “reverse” diffusion of carbon — from its lower to higher concentrations and the formation of a decarburized layer in steel 20, and with increasing temperature, carbon diffuses back into steel 20 together with chromium, changing the structure of the heat-affected zone: with an increase in the amount of perlite, the formation of the structure of Widmannstätten and carbide colonies in steel 20 and the formation of martensite in steel 50Cr15Mo2V. The features of structural changes in the alloys that were formed after explosion welding are considered.

Keywords: explosion-welded bimetal, steel, thermal treatment, diffusion, structure.

Получение сваркой взрывом (СВ) соединений со стабильными свойствами и оптимальной структурой осложняется проявлением нестационарности процесса СВ, способствующей формированию в зоне соединения различных видов дефектов и неоднородностей, причинами возникновения которых могут быть: масштабный фактор, различная степень пластической деформации вдоль волнообразной границы раздела металлов, структурная неоднородность поверхностных слоев пластин и др. Особую сложность представляет обеспечение стабильности механических характеристик (σ_b , σ_t , δ , ψ) и характера разрушения композиционных со-

единений из металлов и сплавов, имеющих узкий диапазон оптимальных режимов сварки. Реализуемая при сварке взрывом крайне неоднородная по толщине соединяемых элементов пластическая деформация приводит к анизотропии свойств слоистых материалов. Образование химической, физической и структурной неоднородности в свариваемых взрывом соединениях оказывает значительное влияние на конструкционную прочность, деформационную способность, работу разрушения и другие характеристики в процессе их технологических переделов и последующей эксплуатации соответствующих конструкций [1–3].

Несмотря на то, что в области СВ однородных и разнородных материалов накоплен значительный теоретический и экспериментальный материал [1–13], ряд вопросов, касающихся трансформирования структуры в околосварочной зоне композиционных материалов из углеродистых и легированных сталей при термической обработке, изучен недостаточно.

Формирование соединений металлов заканчивается на стадии взаимной диффузии химических элементов. Во многих случаях биметаллы подвергаются дополнительной термической обработке, что вызывает дальнейшее диффузионное перераспределение атомов химических элементов соединяемых металлов. Для управления процессом получения биметаллов необходимо разработать методики определения направленности диффузии атомов в биметаллических соединениях и ширины диффузионной зоны в биметаллических соединениях в зависимости от химического состава соединяемых сталей.

В предыдущих работах авторов данной статьи [14–16], а также в исследованиях других авторов, например [17–18], показано, что в зоне соединения разнородных сталей происходят сложные диффузионные процессы, связанные с перемещением углерода и легирующих элементов. Так, в работе [17] методами атомно-силовой микроскопии и оптической металлографии установлено, что в биметалле сталь Ст3-сталь 12Х18Н9Т имеют место два встречных диффузионных потока: диффузия углерода из Ст3 и легирующих элементов (хрома и никеля) из стали 12Х18Н9Т. Казалось бы парадоксальной диффузия элемента (углерода) из стали с меньшей концентрацией в сталь с большей

концентрацией объясняется тем, что она определяется не разностью концентраций в сталях, а градиентом термодинамической активности углерода, которая резко снижается в присутствии легирующих карбидообразующих элементов.

Целью данной работы явилось детальное изучение диффузионных процессов в биметалле, состоящем из углеродистой (сталь 20) и легированной стали (50Х15М2Ф), при термической обработке при разных температурах, и их влияние на формирование структуры зоны соединения с использованием методов количественной металлографии.

Материалы и методика проведения исследований

В данной работе проводилось изучение трансформации структуры в полученном сваркой взрывом (СВ) биметалле сталь 20 + 50Х15М2Ф после нормализации при температурах 800–1100 °С в течение 1 часа. В качестве основы толщиной 20 мм использовалась низкоуглеродистая сталь 20, на которую взрывом приваривалась высоколегированная нержавеющая мартенситная сталь 50Х15М2Ф толщиной 6 мм.

Исследования влияния режимов термической обработки на структуру и свойства биметалла проводились на вырезанных из заготовки после СВ образцах, которые подвергались нагреву в печи СНОЛ-1.6.2.51/11-ИЗ.

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

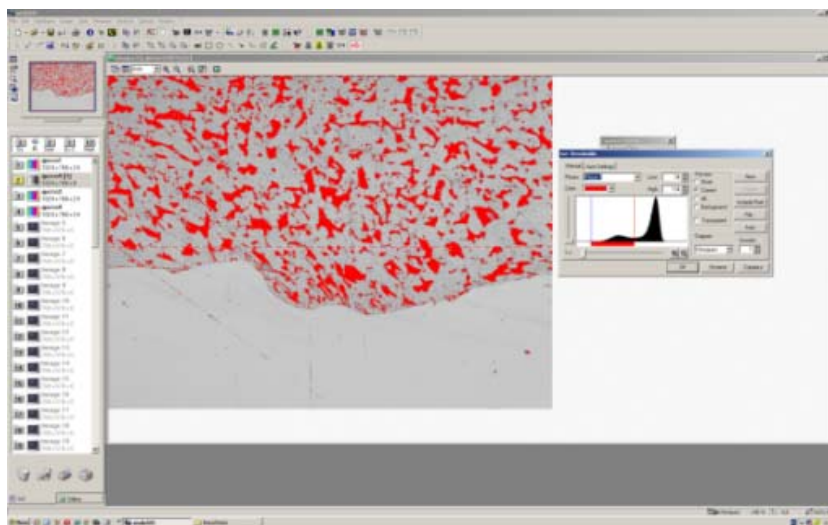


Рис. 1. К определению количества перлитной составляющей стали 20 на оптическом металлографическом микроскопе «Olympus BX61»

скопа DP12 при увеличениях 50–500. Выявление структуры проводилось в два этапа: 1-й – химическое травление в спиртовом растворе азотной кислоты ($4 \text{ см}^3 \text{ HNO}_3$, 96 см^3 этилового спирта $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$) в течении 20–40 сек для выявления структуры стали 20; 2-й – электролитическое травление в 10 % – растворе хромового ангидрида в течение 20–25 сек при силе тока 2 А для выявления структуры стали 50X15M2Ф.

Объемную долю перлита в околосшовной зоне стали 20 определяли количественным металлографическим анализом на оптическом металлографическом микроскопе «Olympus BX61» с использованием лицензионного программного обеспечения фирмы AnalySiS GmbH:

производилось окрашивание перлитной составляющей (рис. 1) с последующим определением количества перлита по окрашиваемой площади.

Результаты исследований и их обсуждение

На рис. 2 приведены микроструктуры зоны соединения исследуемого биметалла после СВ и термической обработки при различных режимах. Исходная структура после сварки взрывом представляет собой: в стали 20 – феррит с равномерно-распределенными зернами перлита, количество которого составляет 21 %; в структуре нержавеющей стали присутствуют мелкие равномерно распределенные включения карби-

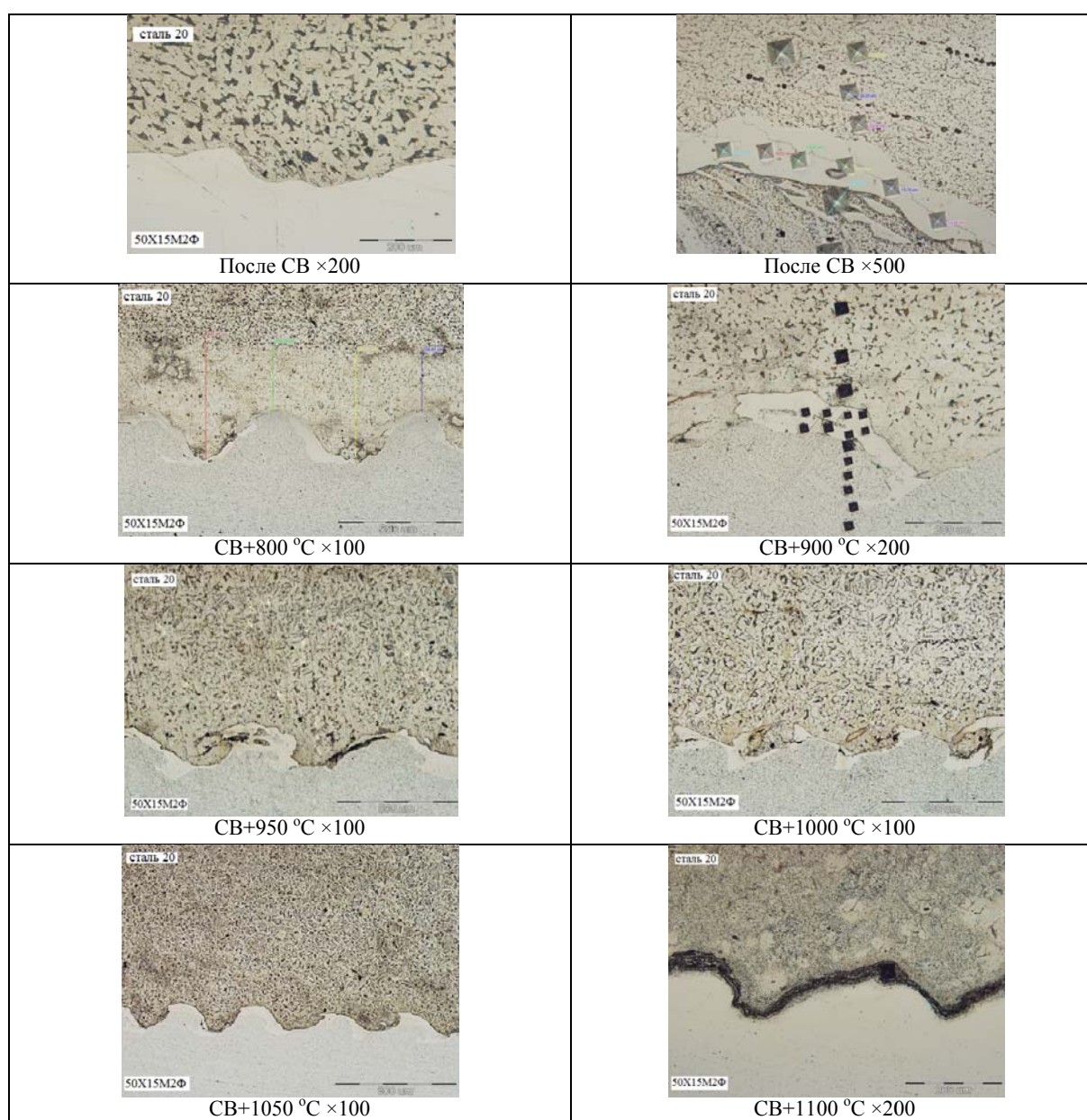


Рис. 2. Микроструктуры околосшовной зоны биметалла сталь 20+сталь 50X15M2Ф после СВ и нормализации при разных температурах

дов на ферритном поле, что соответствует ото-
 жженному состоянию. При большом увеличении ($\times 500$) в зоне соединения выявлены не-
 дифференцируемые при травлении оплавы. Распре-
 деление микротвердости по зоне соединения

(рис. 3) соответствует металлографически выяв-
 ляемой структуре: у стали 50X15M2Ф ~ 3–
 4 ГПа, у стали 20 ~ 2 ГПа, а твердость оплава до-
 стигает 5–5,5 ГПа, что соответствует бесструк-
 турному высоколегированному мартенситу.

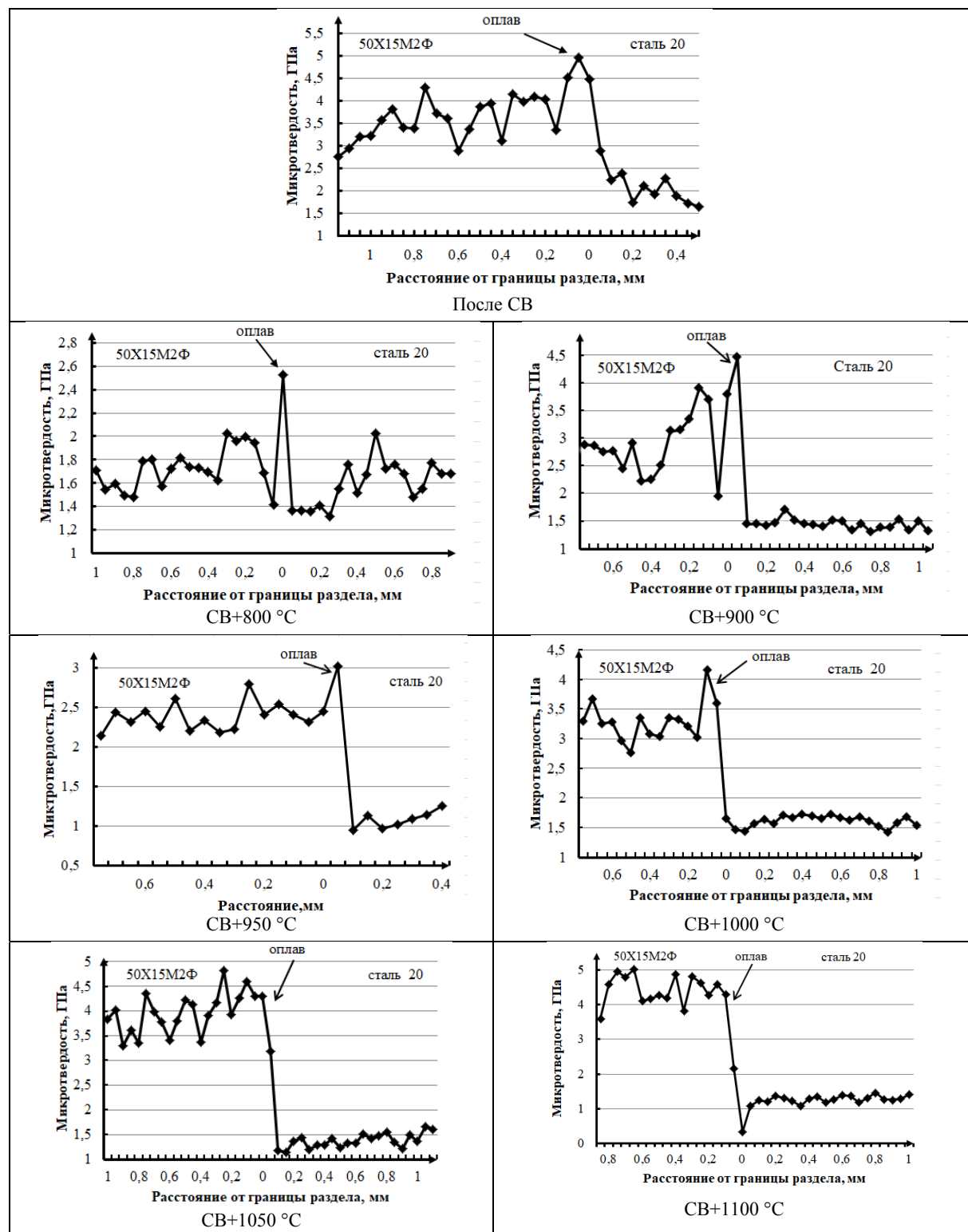


Рис. 3. Графики распределения микротвердости по зоне соединения биметалла сталь 20+сталь 50X15M2Ф после СВ и нормализации при разных температурах

Нагрев и последующая выдержка при 800 °С в течение 1 ч привели к существенным изменениям в структуре: в стали 20 образовался обезуглероженный слой толщиной до 500 мкм, содержание перлита в котором не превышает 5 %, что свидетельствует о диффузии углерода из стали 20 в сталь 50X15M2Ф. При этом несколько изменяется распределение твердости (рис. 3): твердость стали 50XM2Ф снижается до 1,5–2 ГПа, а оплавов – до 2,5 ГПа, при этом структура оплавов дифференцируется при травлении с выявлением мелких карбидных частиц.

Нагрев до 900 °С привел к уменьшению толщины обезуглероженной зоны в стали 20 до 300 мкм и увеличению объемной доли перлита до 12 %. Твердость околошовной зоны в коррозионностойкой стали составила 3–3,5 ГПа, а оплавов достигала 4,0–4,5 ГПа. Термическая обработка биметалла при 950 °С приводила к дальнейшему уменьшению ширины обезуглероженной зоны, то есть к перемещению углерода в стали 20 в направлении зоны соединения. При температурах 1000, 1050 и 1100 °С обезуглероженный слой в стали 20 уже не наблюдается.

Приведенная на рис. 4 структура зоны соединения после термической обработки при 950 °С свидетельствует о наличии в оплаве участков бесструктурного мартенсита с твердостью до 4,5 ГПа и участков продуктов распада мартенсита с твердостью ~ 2 ГПа.

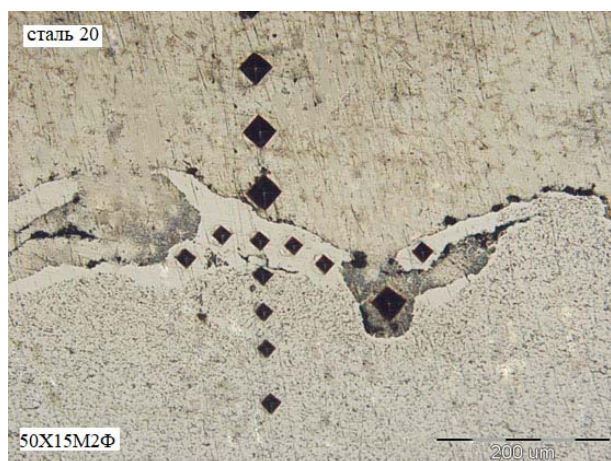


Рис. 4. Микроструктура зоны соединения после нагрева 950 °С ×200

Нормализация при высоких температурах (более 1000 °С) приводит к повышению твердости легированной стали до 5 ГПа, связанному с образованием мартенсита в высоколегированной зоне при охлаждении на воздухе, и существенное изменение перлитно-ферритной

структуры стали 20 в структуру видманштеттова феррита. Выдержка при температуре 1100 °С вызывает образование на границе соединения сталей сплошной карбидной прослойки, вызванное, вероятно, диффузией легирующих элементов (рис. 2).

Выводы

1. Установлено, что нормализация полученного сваркой взрывом биметалла сталь 20+50X15M2Ф приводит к значительным изменениям в структуре зоны соединения. При температурах обработки до 800–900 °С происходит диффузия углерода из низкоуглеродистой стали 20 в сталь с большим содержанием углерода 50X15M2Ф, что связано с наличием в ней элементов с большим сродством к углероду (Сг, Мо, V), которые снижают термодинамическую активность углерода. При температурах более 900 °С, когда в обезуглероженной зоне повышается за счет диффузии содержание карбидообразующих элементов, становится возможным приток туда углерода как из стали 20, так и из стали 50X15M2Ф.

2. Нагрев биметалла до высоких температур 1000–1100 °С приводит к образованию на границе раздела сплошной карбидной прослойки и существенному изменению перлитно-ферритной структуры стали 20 в структуру видманштеттова феррита.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М. : Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Кудинов, В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев. – М. : Металлургия, 1978. – 168 с.
3. Трыков, Ю. П. Свойства и работоспособность слоистых композитов : монография / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун ; ВолгГТУ. – Волгоград, 1999. – 190 с.
4. Трыков, Ю. П. Свойства сваренных взрывом соединений из углеродистых сталей при пластической деформации / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002. – № 6. – С. 52.
5. Трыков, Ю. П. Неоднородность свариваемых взрывом соединений из углеродистых сталей и пути ее направленного регулирования / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002. – № 7. – С. 76–77.
6. Степанищев, И. Б. Тонкая структура композиционного соединения из углеродистых сталей / И. Б. Степанищев, Ю. П. Трыков, В. Н. Арисова // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002. – № 11. – С. 75.
7. Трыков, Ю. П. О повышении стабильности свойств слоистых композитов / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2002. – № 12. – С. 62.

8. Трыков, Ю. П. Структура и свойства сваренных взрывом соединений из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Металловедение и термическая обработка металлов, 2002. – № 12. – С. 26–30.
9. Трыков, Ю. П. Структура и свойства биметалла сталь 50X15M2Ф + сталь 09Г2С, полученного сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003. – № 1. – С. 76–77.
10. Трыков, Ю. П. Неоднородность структуры и свойств биметаллических материалов, полученных сваркой взрывом из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, И. Б. Степанищев, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Перспективные материалы, 2003. – № 2. – С. 79–89.
11. Трыков, Ю. П. Структура и микромеханические свойства соединений из углеродистых сталей, полученных сваркой взрывом / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев, В. Н. Арисова // Технология металлов, 2003. – № 3. – С. 14–20.
12. Трыков, Ю. П. Структурообразование зоны соединения при сварке взрывом биметаллов из углеродистых сталей / Ю. П. Трыков, И. Б. Степанищев, А. Ф. Трудов // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003. – № 5. – С. 64.
13. Трыков, Ю. П. Влияние энергетических условий сварки взрывом биметаллических соединений из углеродистых сталей на механическую неоднородность зоны соединения / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. Б. Степанищев // Изв. вуз. Черная металлургия, 2003. – № 7. – С. 78.
14. Трыков, Ю. П. Исследование влияния нагревов на формирование тонкой структуры биметалла углеродистая сталь – нержавеющая сталь / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9(96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 67–61.
15. Трудов, А. Ф. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства сваренного взрывом биметалла 16Г2С+50Х15М2Ф / А. Ф. Трудов, В. Н. Арисова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4(96). – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 23–27.
16. Арисова, В. Н. Структура и свойства биметаллоа из сталей 50Х15М2Ф и 09Г2С после технологических переделов / В. Н. Арисова, Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, И. А. Пономарева // Упрочняющие технологии и покрытия, № 12. – 2006. – С. 43–46.
17. Шляхова, Г. В. Исследование структуры биметалла конструкционная углеродистая сталь – нержавеющая сталь / Г. В. Шляхова, С. А. Баранникова, А. В. Бочкарева, Ю. В. Ли, Л. Б. Зуев // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 2018. – № 61 (4). – С. 300–305.
18. Гельман, А. С. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман. – М. : Машиностроение, 1978. – 191 с.

УДК 621.791

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-12-16

В. Г. Шморгун, О. В. Слаутин, А. Г. Серов, Р. Е. Новиков

ЛОКАЛЬНОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА МЕДЬЮ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние параметров лазерной обработки медной плакировки, нанесенной на поверхность титана с помощью сварки взрывом и последующей прокатки, на структуру и фазовый состав формирующихся покрытий. Показано, что легирование титана медью приводит к формированию в зоне переплава интерметаллидов (купридов титана), что способствует значительному росту износостойкости поверхностного слоя. При испытании на изнашивание о закреплённый абразив износостойкость покрытия, в сравнении с титановым сплавом ВТ1-0, выше в 2 раза.

Ключевые слова: титан, медь, лазерная обработка, покрытия, куприды титана, износостойкость.

V. G. Shmorgun, O. V. Slautin, A. G. Serov, R. E. Novikov

LOCAL ALLOYING OF TITANIUM COPPER

Volgograd State Technical University

The influence of the parameters of laser processing of copper plating deposited by explosion welding and subsequent rolling on the titanium surface on the structure and phase composition of the coatings is studied. It is shown that alloying titanium with copper leads to the formation of intermetallic compounds (titanium cuprides) in the remelting zone, which contributes to a significant increase in the wear resistance of the surface layer. When tested for wear on a fixed abrasive, the wear resistance of the coating is 2 times higher than that of VT1-0 titanium alloy.

Keywords: titanium, copper, laser processing, coatings, titanium cuprides, wear resistance.

Введение

Лазерные технологии позволяют успешно решать проблему создания материалов с задан-

ным комплексом свойств путем целенаправленного формирования структуры их поверхностного слоя. При лазерном легировании форми-

© Шморгун В. Г., Слаутин О. В., Серов А. Г., Новиков Р. Е., 2020.

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-38-20101.

рующиеся поверхностные слои имеют высокий уровень твердости [1], теплостойкости [1–3], износостойкости [1, 4, 5], коррозионной стойкости [1, 6] и других характеристик. Процессы локального легирования реализуются посредством как импульсного [1, 2], так и непрерывного [1, 4–9] лазерного излучения. При этом могут применяться различные схемы обработки «с перекрытием» [1, 2, 4, 5, 8, 9] и без него [1, 2, 10].

Анализ работ [1, 4–9], посвященных исследованию процесса лазерного поверхностного легирования показывает, что лазерное излучение, направленное на обрабатываемую поверхность, частично поглощается, а частично отражается. Вследствие поглощения в зоне действия лазерного излучения начинает действовать интенсивный источник теплоты [1]. Известно, что при плотностях мощности излучения $10^5 \dots 10^6$ Вт/см² происходит активный локальный разогрев поверхности, при котором на поверхности ванны расплава (жидкой фазы) образуется парогазовая фаза [11]. При лазерном легировании происходят взаимосвязанные процессы теплопереноса и микрометаллургические процессы. При перемещении лазерного луча расплавленный металл вследствие явления теплопереноса (интегрального действия давления пара, разницы сил поверхностного натяжения в центральной и хвостовой частях ванны расплава, турбулентных течений расплава) отесняется в хвостовую часть ванны [1]. В момент существования жидкого металла благодаря термокапиллярной конвекции Марангони происходит перемешивание расплавленной легирующей композиции с металлической матрицей [12]. При этом происходит насыщение поверхности легирующими элементами, образование химических соединений, частичная гомогенизация в зоне жидкого металла [1, 3, 7]. При кристаллизации металла ванны расплава образуется легированный слой. При повышении плотности мощности излучения более 10^6 Вт/см² наблюдается переход в режим кинжального проплавления, характеризующегося образованием парогазового канала в ванне расплава [1].

Целью настоящей работы явилось исследование особенностей формирования зоны переплава при лазерной обработке слоистой (медь М1 + титан ВТ1-0) системы.

Материалы и методы исследования

Образцы для исследования были получены из сваренных взрывом и прокатанных листов биметалла медь М1 + титан ВТ1-0. Сварка мед-

ных (1,0 мм) и титановых (5,0 мм) листов проводилась по плоскопараллельной схеме. Их прокатку осуществляли на стане «ДУО» (диаметр валков 130 мм) без подогрева, натяжения и правки с обжатием за один проход (0,3–0,4 мм). Конечная толщина медной плакировки (δ) перед лазерной обработкой составляла 200–800 мкм. Лазерную обработку проводили на установке ТЛ 1200. Скорость перемещения лазерной головки (V) изменяли от 0,8 до 1,2 м/мин при диаметре пятна 1,2 мм. Металлографические исследования осуществляли с применением оптической (модульный моторизованный микроскоп Olympus BX61 с фиксацией изображения цифровой камерой DP-12) и электронной (растровый электронный микроскоп Versa 3D) микроскопии.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили на электронном микроскопе Versa 3D с использованием энергодисперсионного спектрометра EDAX Trident XM 4. Фазовый состав оценивали с помощью рентгенофазового анализа на дифрактометре Bruker D8 Advance.

Моделирование температурных полей при лазерной обработке биметалла осуществляли с помощью пакета программ COMSOL Multiphysics, обладающего необходимой гибкостью в постановке связанных мультифизических задач и в задании граничных условий для отдельных слоев композита. COMSOL имеет готовый модуль Laser Heating, позволяющий решать связанные теплофизические задачи.

Испытания на изнашивание методом Хрущева-Бабицева проводили на установке аналоге машины Х4-Б, предназначенной для испытания материалов на изнашивание о закрепленный абразив (шлифовальная бумага КК19ХВ зернистостью 32-Н), при статической нагрузке 3,5 Н. Движение образца, сопряженного с истирающей поверхностью, осуществлялось по спирали Архимеда, что при диаметре шлифовальной бумаги 340 мм обеспечивало путь длиной 30 м.

Результаты и их обсуждение

Рассмотрим процессы, происходящие при формировании структуры поверхностных слоев при лазерном легировании титана. Схема процесса показана на рис. 1. Образец с тонким слоем меди, предварительно нанесенным на поверхности методом сварки взрывом, при движении под лазерным лучом локально оплавляється, медь переходит в объем жидкой ванны металла, которая затем кристаллизуется.

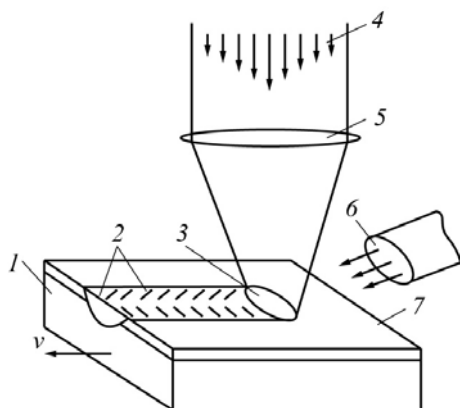


Рис. 1. Схема процесса локального лазерного легирования:

1 – образец из сплава ВТ1-0, движущийся со скоростью V ; 2 – легированная дорожка; 3 – ванна расплава; 4 – лазерный пучок; 5 – фокусирующая система; 6 – защитный газ; 7 – медная плакировка

Поскольку титан имеет низкий коэффициент теплопроводности, металл в ванне расплава разогревается до очень высоких температур (рис. 2). Глубина ванны расплава при этом небольшая. Так как в центре луча наблюдается максимум энергии, а к периферии луча его энергия уменьшается, металл оказывается нагретым неравномерно. В работах [1, 2, 10–13] показано, что это способствует возникновению кругового характера движения жидкости, направленного от поверхности металла к периферии и вглубь ванны расплава. С одной стороны, где к ванне расплава прилегает холодный, не нагретый лазерным лучом металл, теплоотвод осуществляется интенсивнее, чем со стороны металла, уже подверженного влиянию лазерного излучения. Движение металла происходит

от областей с более высокой температурой к менее нагретым областям. Вихревой характер движения жидкости приводит к ее интенсивному перемешиванию, что способствует получению гомогенной структуры, а малая длительность процесса позволяет сохранить высокую концентрацию меди. Экспериментальные данные (рис. 3) показывают достаточно однородное распределение меди и титана по сечению зоны переплава, а, следовательно, на главенствующую роль конвективного массопереноса в сравнении с диффузионным. Результаты исследований показали, что в зоне переплава образуются дендритные фрагменты на основе интерметаллида Ti_2Cu (≈ 35 ат. % Cu и 65 ат. % Ti) и $\beta TiCu_4$ (≈ 77 ат. % Cu и 24 ат. % Ti), междендритное пространство между которыми заполнено интерметаллидом $TiCu_2$ (≈ 77 ат. % Cu и 23 ат. % Ti) (рис. 4).

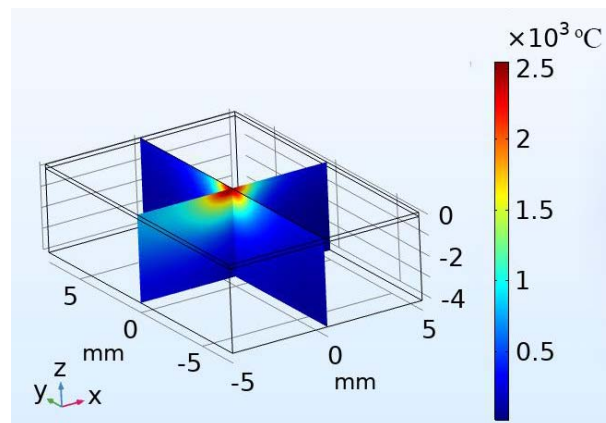


Рис. 2. Моделирование температурных полей при лазерной обработке биметалла М1+ВТ1-0

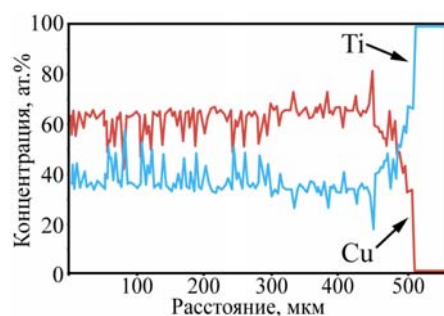


Рис. 3. Структура зоны переплава с распределением химических элементов в центральной ее части после лазерной обработки ($\delta = 0,4$ мм, $V = 0,8$ м/мин)

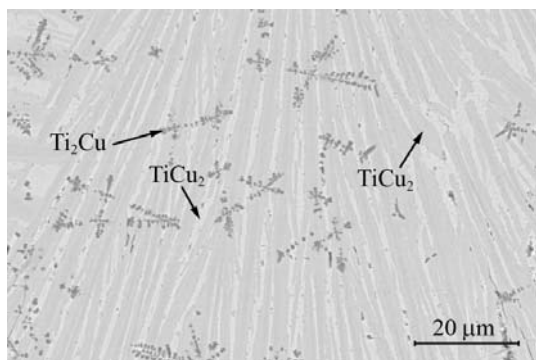


Рис. 4. СЭМ изображение зоны переплава

Диффузия элементов из зоны переплава в зону термического влияния происходит на глубину 35–40 мкм (рис. 5). Вследствие конвективного перемешивания расплава по мере удаления от поверхности, перехода от фаз с большей концентрацией меди к фазам с меньшей концентрацией не происходит. Все фазы в легированной зоне по глубине перемешаны примерно равномерно. Размер зоны переплава зависит, в основном, от энергетического параметра излучения

$$E = P/(d_{\text{л}} \cdot V),$$

где E – удельная энергия (Дж/мм²), P – мощность излучения, Вт; $d_{\text{л}}$ – диаметр луча, мм; V – скорость наплавки, мм/с; и толщины медной плакировки (рис. 6).

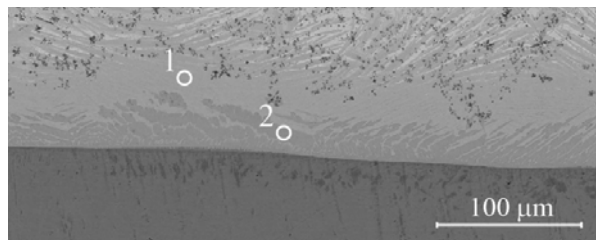


Рис. 5. СЭМ изображение зоны термического влияния и расположение точек определения элементного состава (результаты в таблице)

Результаты точечного энергодисперсионного анализа

Точка	Элемент	Масс. %	Ат. %	Ошибка %	Фазовый состав
1	Ti	42,82	49,84	1,92	TiCu
	Cu	57,18	50,16	2,46	
2	Ti	59,85	66,42	1,71	Ti2Cu,
	Cu	40,15	33,58	2,72	

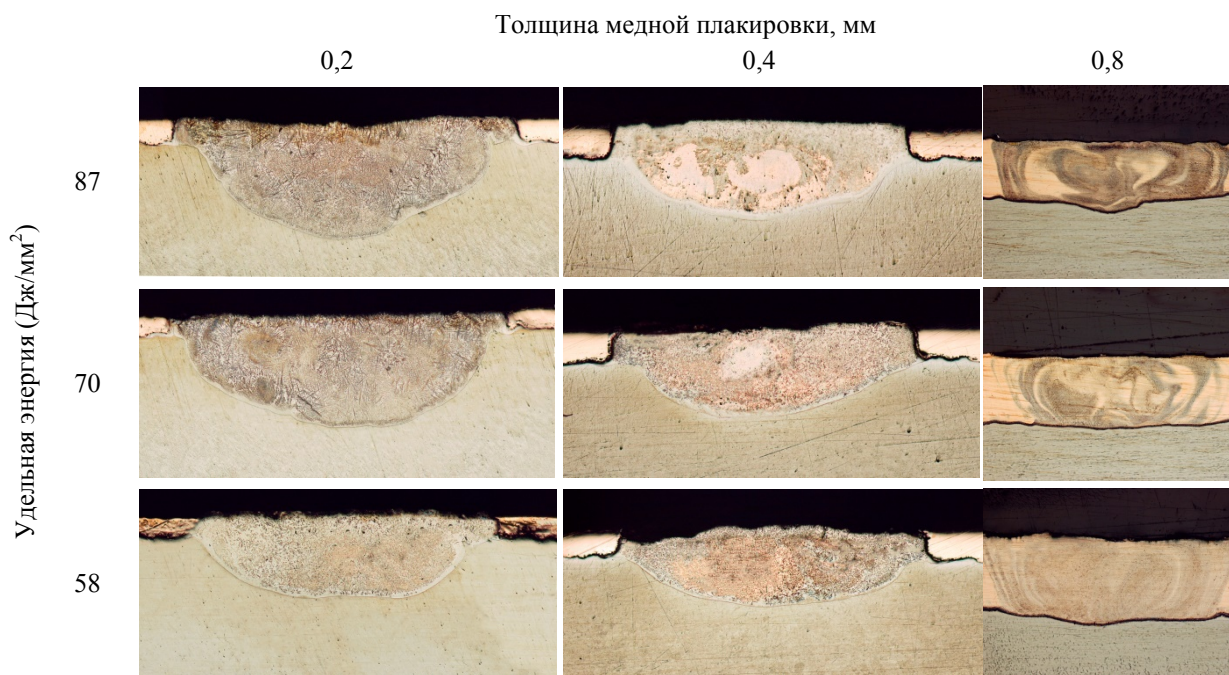


Рис. 6. Влияние энергетического параметра излучения и толщины медной плакировки на размер зоны переплава

Поскольку легирование титана медью приводит к формированию в зоне переплава интерметаллидов (купридов титана), это способствует значительному росту микротвердости и износо-

стойкости поверхностного слоя. При испытании на изнашивание о закрепленный абразив износостойкость покрытия в сравнении с титановым сплавом BT1-0 увеличилась в 2 раза.

Выводы

1. Несмотря на научный и практический интерес лазерные технологии поверхностной обработки титана и сплавов на его основе в настоящее время не получили должного развития и внедрения. Причиной этого является недостаточная изученность общих закономерностей изменения свойств обрабатываемых сплавов в зависимости от фазового и структурного состояния при их легировании в условиях сверхвысоких скоростей нагрева и охлаждения, что сдерживает разработку конкретных рабочих технологий и рекомендаций прикладного характера.

2. Предварительное нанесение тонкого слоя меди с помощью сварки взрывом и обработки давлением на поверхность титана и последующее его проплавление лазерным лучом совместно с основной позволяет получать плотные беспористые покрытия на основе купридов титана.

3. Высокие значения износостойкости покрытия обеспечиваются за счет образования в его структуре интерметаллидов βTiCu_4 , Ti_2Cu и TiCu_2 .

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Григорьянц, А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисюров. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
2. Коваленко, В. С. Упрочнение и легирование деталей машин лучом лазера / В. С. Коваленко, Л. Ф. Головкин, В. С. Черненко. – Киев: Техніка, 1990. – 192 с.
3. Бураков, В. А. Повышение теплостойкости быстрорежущих сталей лазерным легированием / В. А. Бураков, Г. И. Бровер, Н. М. Буракова // Металловедение и терм. обработка мет. – 1985. – № 11. – С. 2–6.
4. Лихошва, В. П. Лазерное легирование узлов трения / В. П. Лихошва, А. П. Шатрава, Л. А. Бондарь // Процессы литья. – 2007. – № 3. – С. 35–37.
5. Application of high power diode laser (HPDL) for alloying of X40CrMoV5-1 steel surface layer by tungsten carbides / L. A. Dobrzanski, M. Bonek, E. Hajduczek, A. Klimpel // J. of Mat. Proc. Tech. – 2004. – № 155-156. – С. 1956–1963.
6. Zhong M., Liu W., Zhang H. Corrosion and wear resistance characteristics of NiCr coating by laser alloying with powder feeding on grey iron liner // Wear. – 2006. – 260, Issues 11-12. – P. 1349–1355.
7. Anandan S., Pityana L., Majumdar J. D. Structure property correlation in laser surface alloyed AISI 304 stainless steel with WC + Ni + NiCr // Ibid. – 2012. – Vol. 536. – P. 159–169.
8. Microstructure, microhardness, composition, and corrosive properties of stainless steel 304 I. Laser surface alloying with silicon by beam-oscillating method / Y. Isshiki, J. Shi, H. Nakai, M. Hashimoto // Applied Physics A. – 2000. – 70, Issue 4. – P. 395–402.
9. Majumdar J. D. Development of wear resistant composite surface of mild steel by laser surface alloying with silicon and reactive melting // Mater. Lett. – 2008. – Vol. 62. – P. 4257–4259.
10. Чудина, О. В. Комбинированные технологии поверхностного упрочнения конструкционных сталей: автореф. дис. ... д-ра техн. наук / О. В. Чудина. – М.: Моск. гос. автомобил.-дорож. ин-т, 2003. – 46 с.
11. Технологические лазеры: справочник: В 2 т. / Г. А. Абилюсеев, В. С. Голубев, В. Г. Гончаров и др.; под общ. ред. Г. А. Абилюсеева. – М.: Машиностроение, 1991. – Т. 1. Расчет, проектирование и эксплуатация, 1991. – 432 с.
12. Consolidation phenomena in laser and powder-bed based layer in manufacturing / J.-P. Kruth, G. Levy, F. Klocke, T. H. Childs // CIRP Annals – Manufacturing Technology. – 2007. – 56, Issue 2. – P. 730–759.
13. Бирюков, В. П. Влияние распределения плотности мощности лазерного луча на повышение износостойкости поверхностей трения / В. П. Бирюков // Вестн. машиностроения. – 2008. – № 3. – С. 33–36.

УДК 669.058:669-122.4

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-16-22

В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева, Г. В. Понкратова, М. А. Скалкин

ПРОИЗВОДСТВО КРУГЛОЙ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ЗАГОТОВКИ С ПЛАКИРУЮЩИМ СЛОЕМ ИЗ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: omd@vstu.ru

Выполнен сравнительный анализ способов изготовления круглой биметаллической заготовки для производства проволоки: сварка взрывом; совместная горячая прокатка (пакетная прокатка). Приведены результаты экспериментальных исследований сопротивления срезу и отрыву при определении прочности соединения слоев, показавшие, что надежное сцепление между слоями достигается при изготовлении заготовки обоими способами.

Ключевые слова: биметалл, сердечник, плакирующий слой, сварка взрывом, горячая прокатка, напряжение, срез, отрыв, соединение слоев, прочность, проволока.

V. F. Danenko, L. M. Gurevich, S. A. Bulaeva, G. V. Ponkratova, M. A. Skalkin

MANUFACTURE OF A ROUND BIMETALLIC WORK WITH A FLATING LAYER FROM CORROSION-RESISTANT STEEL

Volgograd State Technical University

A comparative analysis of the methods for manufacturing a round bimetallic billet for wire production is carried out: explosion welding; joint hot rolling (batch rolling). The results of experimental studies of the shear and tear resistance when determining the strength of the connection of the layers are shown, which showed that reliable adhesion between the layers is achieved in the manufacture of the workpiece by both methods.

Keywords: bimetal, core, clad layer, explosion welding, hot rolling, stress, shear, separation, connection of layers, strength, wire.

Высокая механическая прочность биметаллической проволоки с основным слоем (сердечником) из средне- и высокоуглеродистой стали и плакирующим из стали 12X18H10T делает возможным ее применение для изготовления высоконагруженных канатов и пружин, подвергающихся обычной или усталостной коррозии [1]. Основными способами изготовления заготовки для производства биметаллической проволоки являются сварка взрывом с последующей прокаткой и совместная горячая прокатка (пакетная прокатка) [2].

Физическая природа и механизм твердофазной сварки, к которой относятся сварка пакета горячей прокаткой и сварка взрывом, большинством исследователей объясняется с помощью гипотезы топохимических реакций, основанной на физическом представлении о несовершенствах кристаллической решетки и кинетике протекания местных поверхностных химических (топохимических) реакций [3–7]. При этом основными стадиями соединения разнородных металлов в твердом состоянии являются [2]: а) образование физического контакта, сближение соединяемых веществ на расстояние действия сил межатомного взаимодействия; б) химическое взаимодействие фаз, в ре-

зультате которого между системами атомов, образующих кристаллические решетки, возникает металлическая связь; в) протекание в образовавшемся соединении релаксационных процессов. В зависимости от длительности развития стадий, образование прочного соединения может произойти при импульсном характере процесса (сварка с использованием энергии взрыва) или при относительном медленном развитии стадий (совместная горячая прокатка слоев).

Целью данной работы является сравнительная оценка прочности соединения слоев в предназначенных для дальнейшего передела на проволоку биметаллических заготовках «сталь 45+сталь 12X18H10T», полученных сваркой взрывом или совместной горячей прокаткой.

Материалы, оборудование и методы исследования

Биметаллические образцы сталь 45+сталь 12X18H10T (плакирующий слой) получали из темплетов, вырезанных из биметаллических заготовок после сварки взрывом (цилиндр диаметром 50 мм) и после совместной горячей прокатки (квадрат 50×50 мм). Химический состав и механические свойства исследуемых сталей приведены в табл. 1, 2.

Таблица 1

Химический состав сталей

Материал	Содержание элементов, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti
Сталь 45	0,43	0,71	0,33	0,014	0,029	0,15	0,13	0,18	–
Сталь 12X18H10T	0,12	1,24	0,80	0,035	0,020	18,0	10,0	–	0,42

Таблица 2

Механические свойства сталей

Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	Ψ , %
Сталь 45	660	380	23	50
Сталь 12X18H10T	650	310	55	52

Для получения цилиндрических биметаллических заготовок сварку взрывом проводили по ампульной схеме [6]. Высота контейнера была больше собранной системы на 50–70 мм, т. е. примерно на длину электродетонатора. Основание системы и нижнее днище контейнера устанавливали на предварительно подготовленную грунтовую площадку. Поверхности соединяемых элементов перед сваркой взрывом соответствующим образом подготавливали: очищали от окалины, ржавчины и обезжиривали.

В работе исследовали возможность получения сваркой взрывом двух типов заготовок:

1) большого диаметра ($\approx \varnothing 50$ мм), из которой дальнейшим переделом получали биметаллическую заготовку (катанку) для производства проволоки волочением;

2) малого диаметра ($\varnothing 12$ –14 мм), для получения катанки, минуя стадию прокатки.

Определение режимов сварки взрывом (СВ) для обоих типов заготовок производили на лабораторных образцах длиной 150–210 мм, где метаемым элементом являлась труба из стали 12Х18Н10Т, а внутренним элементом – круглый стержень из углеродистой стали 45. Серия опытов на лабораторных образцах позволила установить оптимальные режимы для СВ заготовок первого типа: труба из стали 12Х18Н10Т с размерами $55 \times 3,5 \times 210$ мм; стержень из стали 45 диаметром 43 мм и длиной 210 мм; зазор $h = 2,5$ мм; взрывчатое вещество (ВВ) 50 % аммонит № 6ЖВ+50 % просушенного кварцевого песка, высота заряда ВВ $H = 45$ мм.

Исходным материалом для сварки заготовок второго типа послужили: стержни из стали 45 $\varnothing 10$ –13 мм; трубы из стали 12Х18Н10Т $\varnothing 14$ мм с

толщиной стенки 0,6 и 0,9 мм, что соответствовало доле плакирования 15 и 25 % соответственно.

В результате проведения серии опытов была установлена сложность получения заготовок второго типа из элементов принятых размеров, минуя стадию горячей прокатки. Получение качественного соединения слоев при сварке заготовок второго типа затруднялось необходимостью тщательного центрирования стержня относительно трубы для обеспечения равномерности зазора h по всей длине соединения, а также неустойчивостью полета тонкой стенки в процессе метания.

Биметаллическую заготовку цилиндрической формы для последующего производства проволоки получали также способом совместной горячей прокатки на Волгоградском металлургическом заводе «Красный Октябрь». Составная заготовка с объемной долей плакирующего слоя 25 % (труба из стали 12Х18Н10Т с наружным диаметром 102 мм и толщиной стенки 6 мм и стержень из стали 45 диаметром 89 мм) показана на рис. 1.

Заготовку на первом этапе подвергали совместной горячей прокатке на среднесортном стане 450–2 на квадрат 50×50 мм [8] по существующей калибровке ромб-квадрат, преимуществом которой является менее интенсивное остывание при прокатке углов полосы и всего сечения в целом. Величина суммарного обжатия составила 68 % после семи проходов. Температура начала прокатки составляла 1150–1100 °С. Принятые режимы, как следует из данных практики [9], должны обеспечить высокую прочность сцепления слоев при дальнейшем переделе на проволоку.

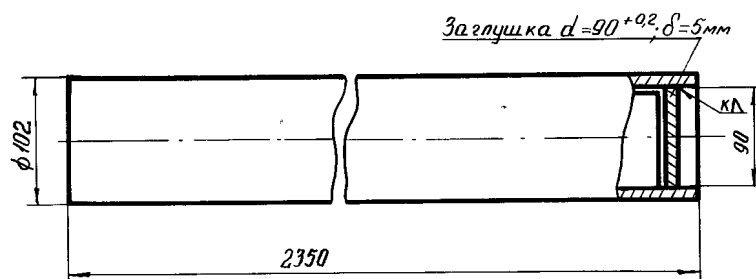


Рис. 1. Составная заготовка для горячей прокатки

Обычно при пакетной прокатке проводится [10] предварительное вакуумирование пакета или заполнение его полостей инертным газом, однако опыты показали [9], что применение трубных заготовок и высоких степеней обжатия позволяет получить при непрерывной горячей

прокатке качественный биметаллический прокат и без предварительного вакуумирования. В процессе прокатки биметаллической заготовки из-за увеличения поверхности контакта окисная пленка на свариваемых поверхностях разрушалась и не препятствовала получению

прочного соединения. Отслоения лакирующего слоя от сердечника в процессе прокатки не происходило [9].

Прочность соединения слоев биметалла по ГОСТ 10885–85 проверяется испытанием на срез с определением сопротивления срезу. В ряде случаев дополнительно к испытаниям

биметаллов на срез проводят механические испытания по определению сопротивления отрыву [11]. Испытания по определению сопротивления срезу и отрыву по плоскости соприкосновения основного и лакирующего слоев проводили на машине МУП-20 в специальных приспособлениях, показанных на рис. 2.

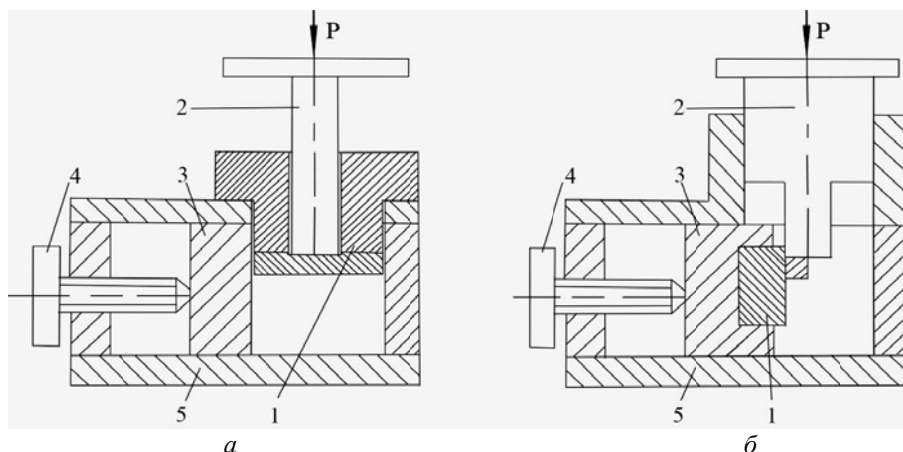


Рис. 2. Схемы устройства для испытания образцов на отрыв (а) и срез (б):
1 – образец; 2 – пуансон; 3 – прижим; 4 – винт; 5 – корпус

Образцы устанавливали в устройство так, чтобы плоскость соприкосновения основного и лакирующего слоев воспринимала действующую на образец нагрузку при отрыве или срезе. Для облегчения точной установки образцов относительно нагрузочного инструмента предварительно выявляли границы раздела слоев на одном из торцов темплета травлением в 4 %-ном спиртовом растворе HNO_3 .

Касательные $\tau_{\text{ср}}$ и нормальные $\sigma_{\text{от}}$ напряжения, полученные при разрушении образцов под нагрузкой P_{max} , определяли по уравнениям $\tau_{\text{ср}} = P_{\text{max}}/F_{\text{ср}}$ и $\sigma_{\text{от}} = P_{\text{max}}/F_{\text{от}}$, где $F_{\text{ср}}$ и $F_{\text{от}}$ – площади поверхностей среза и отрыва, соответственно.

Определение сопротивления срезу на образцах после совместной деформации позволяло учитывать стадийность процесса прокатки. Из-

вестно [12], что на каждой из стадий прокатки закономерности деформации имеют свои особенности, связанные с неустановившимся характером процесса прокатки в период захвата и выброса полосы из валков. Общий вид переднего (1) и заднего (2) концов прокатанного квадрата сечением 50×50 мм показан на рис. 3.

Успешная дальнейшая прокатка для получения катанки возможна при условии прочного соединения слоев заготовки сечением 50×50 мм. Вследствие неустановившегося процесса прокатки схватывание слоев переднего и заднего концов раската оказывается неудовлетворительным, поэтому их необходимо удалять. С целью установления необходимой длины отрезаемых частей раската было изучено влияние неустановившегося процесса прокатки на схватывание слоев биметалла.

Темплеты для изготовления образцов вырезали на расстояниях 150, 300 и 450 мм от концов полосы. Для сопоставления результатов определения напряжений $\tau_{\text{ср}}$ в различных сечениях полосы применяли методы математической статистики [13] с использованием критериев Кохрана и Стюдента.

Для проверки гипотезы H_0 об однородности генеральных дисперсий $\sigma_1^2 = \sigma_2^2 = \dots = \sigma_m^2$ применяли критерий Кохрана $G = S_{\text{max}}^2 / (S_1^2 + S_2^2 + \dots + S_m^2)$, используемый при сравнении трех



Рис. 3. Передний (1) и задний (2) концы раската

и более выборок одинакового объема $n = 15$, где число эмпирических дисперсий $S_1^2, S_2^2, \dots, S_m^2$ соответствовало числу выборок $m \leq 6$ измерений напряжений среза в различных сечениях на заданных расстояниях от концов полосы.

Для проверки гипотезы H_0 о равенстве генеральных средних (математических ожиданий $M(X_1)=M(X_2)$) определяли критерий Стьюдента $t = (\bar{x}_1 - \bar{x}_2) / S_{CB} \sqrt{1/n_1 + 1/n_2}$, где \bar{x}_1 и \bar{x}_2 – выборочные средние для объемов выборки $n_1 = n_2 = 15$; $S_{CB} = \sqrt{\frac{S_1^2 \cdot k_1 + S_2^2 \cdot k_2}{k_1 + k_2}}$ – сводная оценка

среднеквадратического отклонения; $k_1 = k_2 = k = n - 1$ – число степеней свободы.

Результаты исследований

Результаты первичной (выборочное среднее, эмпирическая дисперсия) и вторичной (сравнение дисперсий и средних, относящихся к разным выборкам) статистической обработки экспериментальных данных по определению напряжений среза для различных поперечных сечений полосы по длине раската приведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты статистической обработки значений напряжений среза для поперечных сечений по длине раската

Расстояние от концов раската l , мм	Напряжение среза $\tau_{ср}$, МПа		Эмпирическая дисперсия, S^2 (m=6)		Критерий Кохрана расчет квантиль	Эмпирическая дисперсия, S^2 (m=5)		Критерий Кохрана расчет квантиль
	Передние концы	Задние концы	Передние концы	Задние концы		Передние концы	Задние концы	
450	354	335	51,2 ²	52,7 ²	0,50 0,33	51,2 ²	52,7 ²	0,47 0,38
300	331	302	55,1 ²	81,6 ²		55,1 ²	81,6 ²	
150	153	254	168,8 ²	116,0 ²		-	116,0 ²	

Окончание табл. 3

Эмпирическая дисперсия, S^2 (m=4)		Критерий Кохрана расчет квантиль	Сводная оценка дисперсии, S_{CB}^2		Критерий Стьюдента, t расчет квантиль	
Передние концы	Задние концы		Передние концы	Задние концы	Передние концы	Задние концы
51,2 ²	52,7 ²	0,44	53,2 ²	68,7 ²	1,185	1,316
55,1 ²	81,6 ²	0,45			2,048	2,048
-	-	-	-	-	-	-

Полученные значения напряжений среза по длине раската ниже напряжений среза для компонентов биметалла: для стали 12X18H10T $\tau_{ср}=451$ МПа, для стали 45 $\tau_{ср}=489$ МПа (среднее значение из 15 испытаний).

Из табл. 3 видно, что неустановившийся процесс прокатки значительно снижает прочность соединения слоев биметалла на концевых участках раската протяженностью около 150 мм, что наиболее заметно у переднего конца раската ($\tau_{ср} = 153$ МПа), где происходит захват заготовки с ударом. По мере удаления от концов раската значения сопротивления срезу по границе раздела слоев увеличиваются и снижается разброс напряжений $\tau_{ср}$ относительно средних значений, характеризуемый дисперсией S^2 .

Проверка гипотезы H_0 об однородности дисперсий, полученных при статистической обработке значений напряжений среза $\tau_{ср}$ плакирующего слоя биметалла по длине раската, показывает, что на расстоянии $l=150$ мм от концов раската расчетное значение критерия Кохрана больше значения квантиля как для переднего ($0,5 > 0,33$ при числе выборок $m=6$), так и для заднего ($0,47 > 0,38$ при числе выборок $m=5$) концов раската (см. табл. 3), что с достоверной вероятностью $P=0,95$ говорит о неоднородности дисперсий множеств напряжений среза $\tau_{ср}$ на разных расстояниях от концов раската (невыполнение нулевой гипотезы H_0).

В свою очередь, выполнение условия $0,44 < 0,45$ при числе выборок $m=4$ на расстоя-

нии $l \geq 300$ мм от концов раската (см. табл. 3) говорит о том, что нулевая гипотеза H_0 должна быть принята с доверительной вероятностью $P=0,95$. Незначимость расхождения между эмпирическими дисперсиями указывает на повышение равномерности распределения напряжений среза $\tau_{ср}$ в поперечных сечениях полосы с удалением от концов раската.

Принятие гипотезы о равенстве дисперсий при числе выборок $m=4$ позволяет проверить гипотезу H_0 о равенстве генеральных средних путем вычисления критерия Стьюдента для выборочных средних $\bar{x}_1 = 354$ МПа, $\bar{x}_2 = 331$ МПа (передние концы раската) и $\bar{x}_1 = 335$ МПа, $\bar{x}_2 = 302$ МПа (задние концы раската). Из табл. 3 следует, что расчетное значение критерия Стьюдента меньше значения квантиля как для переднего ($1,185 < 2,048$), так и заднего ($1,316 < 2,048$) концов раската на расстояниях 300 и 450 мм.

Таким образом, гипотеза о равенстве генеральных средних для двух серий испытаний от-

вергается с доверительной вероятностью $P=0,95$. Различия между выборочными средними значениями напряжений среза $\tau_{ср}$ плакирующего слоя на расстояниях 300 и 450 мм от переднего и заднего концов раската значимы. Удаление переднего и заднего концов раската длиной 400 мм гарантирует в дальнейшем получение биметаллической заготовки с требуемой прочностью соединения слоев. На всех последующих переделах наблюдалось совместное деформирование слоев за счет высокой прочности их соединения [9].

Среднее значение напряжения среза $\tau_{ср}$ на расстоянии 450 мм от переднего и заднего концов раската составляет $\tau_{ср} = (354+335)/2 = 345$ МПа. Напряжение отрыва определяли на образцах, вырезанных на расстоянии 400–450 мм от концов раската. Результаты испытаний на срез и отрыв биметаллических образцов, изготовленных способом совместной горячей прокатки, и сравнение их с характеристиками биметаллических образцов, полученных сваркой взрывом, представлены в табл. 4.

Таблица 4

Результаты испытаний на срез и отрыв

Способ получения биметаллической заготовки	Прочность соединения слоев	
	Сопротивление срезу $\tau_{ср}$, МПа	Сопротивление отрыву $\sigma_{от}$, МПа
Сварка взрывом	315	615
Совместная горячая прокатка	345	550

Из таблицы следует, что максимальные значения напряжений отрыва, близкие к прочности исходных материалов (см. табл. 2), получаются при сварке взрывом. При испытании образцов разрушение происходило как по металлу сердечника, так и по зоне соединения слоев. Более низкое значение $\sigma_{от}$ образцов, вырезанных из заготовки, полученной совместной горячей прокаткой, связано с градиентом прочностных свойств на поверхности раздела слоев [14]. Разрушение полученных совместной горячей прокаткой образцов происходило как по металлу обезуглероженной зоны углеродистой стали, так и по аустениту плакирующего слоя.

Сопротивление срезу исследованных образцов превышает минимально допустимую ГОСТ 10885–85 величину 147 МПа. При этом средние значения $\tau_{ср}$ у полученных совместной горячей прокаткой образцов несколько выше, чем у изготовленных сваркой взрывом. Вероятно, это связано с волнообразным профилем границы

раздела слоев после сварки взрывом, оказывающим существенное влияние на равномерность распределения напряжений в переходной зоне биметалла и формирование зон локальной концентрации напряжений вблизи «волн». Уменьшение волнообразности профиля границы и диффузионные явления, развивающиеся в зоне соединения слоев при последующей горячей прокатке, способствуют повышению прочности на срез [2].

Выводы

1. Изготовлены опытные образцы биметаллической заготовки «сталь 45+сталь 12X18Н10Т», предназначенной для дальнейшего передела на проволоку, с применением различных способов соединения основного и плакирующего слоев: сварка взрывом и совместная горячая прокатка (пакетная прокатка).

2. Установлено достижение необходимого уровня прочности соединения слоев образцов

биметалла от заготовки диаметром 50 мм (при сварке взрывом) и сечением 50×50 мм (при совместной горячей прокатке). Напряжения отрыва $\sigma_{от}$ и среза $\tau_{ср}$ составляют в среднем: при сварке взрывом $\sigma_{от} = 615$ МПа, $\tau_{ср} = 315$ МПа; при совместной горячей прокатке $\sigma_{от} = 550$ МПа, $\tau_{ср} = 345$ МПа, то есть близки к прочности исходных материалов. Прочность соединения слоев во многом зависит от формы линии контакта границы раздела слоев и формирования у границы раздела слоев переходной зоны.

3. Производство круглых биметаллических заготовок «сталь 45+сталь 12Х18Н10Т» способами сварки взрывом и совместной горячей прокатки обеспечивают необходимую прочность соединения слоев для дальнейшего успешного передела на проволоку.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Даненко, В. Ф. Коррозионная стойкость биметаллической проволоки углеродистая сталь + сталь 12Х18Н10Т в сажегазовой среде / В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, С. А. Булаева // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 12 (175) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2015. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 36–39.
2. Тананов, А. И. Строение и свойства биметаллических материалов / А. И. Тананов, В. Д. Катихин, И. С. Гузь [и др.]. – М. : Наука. – 1975. – 124 с.
3. Голованенко, С. А. Сварка прокаткой биметаллов / С. А. Голованенко. – М. : Металлургия. – 1977. – 160 с.
4. Рудской, А. И. Теория и технология прокатного производства / А. И. Рудской, В. А. Лунев. – СПб. : Наука. – 2008. – 527 с.
5. Красулин, Ю. Л. О механизме образования соединения разнородных металлов в твердом состоянии / Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров // Физика и химия обработки материалов. – 1967. – № 1. – С. 89–97.
6. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – М. : Машиностроение – 1, 2005. – 544 с.
7. Кобелев, А. Г. Материаловедение и технология композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев, Е. В. Кузнецов : учебник. – М. : Изд. «Интернет Инжиниринг». – 2006. – 366 с.
8. Трыков, Ю. П. Прогнозирование прочностных характеристик биметаллической коррозионностойкой проволоки / Ю. П. Трыков, В. Ф. Даненко, Л. М. Гуревич, А. С. Сергиенко // Производство проката. – 2009. – № 9. – С. 29–33.
9. Гурьев, А. В. Биметаллическая катанка для производства коррозионностойкой проволоки / А. В. Гурьев, Я. А. Гохберг, Х. С. Шахпазов, А. С. Ширванян // Сталь. – 1972. – № 7 – С. 661–662.
10. Король, В. К. Основы технологии производства многослойных металлов / В. К. Король, М. С. Гильденгорн. – М. : Металлургия. – 1970. – 237 с.
11. Новые способы определения прочности сцепления компонентов биметалла. – М. : Информация ЦНИИЧМ, 1967. – (серия № 7), № 7–8. – 40 с.
12. Грудев, А. П. Теория прокатки / А. П. Грудев. – М. : Металлургия. – 1988. – 240 с.
13. Мельниченко, А. С. Статистический анализ в металлургии и материаловедении : учебник / А. С. Мельниченко. – М. : Изд. Дом МИСиС. – 2009. – 268 с.
14. Даненко, В. Ф. О влиянии переходной зоны на процесс высокотемпературной ползучести биметалла углеродистая сталь + сталь 12Х18Н10Т / В. Ф. Даненко, Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Г. В. Понкратова // Производство проката. – 2012. – № 11. – С. 23–28.

УДК 620.22:669

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-22-27

В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич, У. С. Исакхажиев

ТРАНСФОРМАЦИЯ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА В СЛОИСТОМ Al/ FeAl₃ (Cr,Ni) / Fe₂Al₅ (Cr,Ni) ПОКРЫТИИ НА СТАЛИ 12Х18Н10Т ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ НАГРЕВАХ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Исследовано влияние термического воздействия при 1100 °С на кинетику фазовых превращений в покрытии, полученном после алитирования стали 12Х18Н10Т погружением в расплав. Показано, что после 500 ч выдержки химический состав выравнивается по всему объему образца. При этом прогнозируемое время сохранения жаростойких свойств покрытия при 1100 °С составляет около 2000 ч.

Ключевые слова: термообработка, алюминиды железа, покрытия, фазовый состав, жаростойкость, микротвердость.

© Шморгун В. Г., Проничев Д. В., Слаутин О. В., Кулевич В. П., Исакхажиев У. С., 2020.

* Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 19-38-90012.

V. G. Shmorgun, D.V. Pronichev, O. V. Slautin, V. P. Kulevich, U. S. Isakhazhiev

**TRANSFORMATION OF CHEMICAL AND PHASE COMPOSITION
IN A LAYERED Al/ FeAl₃ (Cr,Ni) / Fe₂Al₅ (Cr,Ni) COATING
ON 12H18N10T STEEL AT HIGH TEMPERATURE HEATING**

Volgograd State Technical University

The effect of thermal action at 1100 °C on the kinetics of phase transformations in the coating obtained after aluminizing of 12Kh18N10T steel by immersion in a melt is studied. It was shown that after 500 hours of exposure, the chemical composition is leveled over the entire volume of the sample. Moreover, the predicted retention time of the heat-resistant properties of the coating at 1100 °C is about 2000 hours.

Keywords: heat treatment, iron aluminides, intermetallic, coatings, phase composition, heat resistance, microhardness.

Система Fe-Cr-Ni-Al является одной из наиболее перспективных в области создания жаростойких интерметаллидных покрытий [1–4]. Ранее в работе [5] нами была предложена последовательность технологических операций получения на поверхности сплава X15Ю5 алюминидного покрытия и получены данные об изменении химического состава и фазовых превращениях на всех этапах его жизненного цикла. Целью настоящей работы является исследование трансформации химического и фазового состава в слоистом покрытии, полученном при алитировании стали 12Х18Н10Т методом погружения в расплав, при высокотемпературных нагревах.

Материалы и методика эксперимента

Алитирование стали 12Х18Н10Т проводили на предварительно отшлифованных и обезжиренных образцах размером 10×20×4 мм. Для качественного протекания процесса алитирования применялся флюс на основе полиэфирной смолы (ФППУ25). Расплав алюминия АД31 нагревали до 740 °С, затем погружали в него образцы с выдержкой 10 мин.

Жаростойкость оценивали в соответствии с ГОСТ 9.312–89 «Единая система защиты от коррозии и старения. Покрытия защитные. Методы определения жаростойкости». Согласно ГОСТ, покрытие считается исчерпавшим свои защитные свойства, если содержание в нем основного компонента, определяющего его защитные свойства, в результате испытаний или их экстраполяции достигает уровня содержания в материале основы. В данном случае таким компонентом является Al, отсутствующий в стали 12Х18Н10Т, поэтому защитные свойства покрытия оценивали по времени снижения его содержания в поверхностном слое до 10 ат %, что соответствует минимально необходимой концентрации Al для стабильного формирования оксидной пленки Al₂O₃ [6–7].

Нагревы образцов проводили в воздушной атмосфере печи LOIP LF-7/13-G1 при 1100 °С с выдержкой 5–500 ч. Металлографические исследования выполняли на модульном металлографическом микроскопе Олимпус ВХ-61. Электроннооптические исследования и определение химического состава осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam. Рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE ECO в геометрии Брегга–Брентано при нормальных условиях в излучении медного анода ($\lambda=1,5406\text{\AA}$) с использованием никелевого K β -фильтра. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Расшифровку фазового состава осуществляли с помощью программного обеспечения к дифрактометру Diffrac.EVA (version 4.2.1). Измерение микротвердости осуществляли на приборе ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 100 г.

Результаты и их обсуждение

Металлографический анализ показал, что после алитирования на поверхности стали 12Х18Н10Т формируется покрытие толщиной 120 мкм, верхний слой которого представляет собой алюминиевую матрицу с включениями интерметаллида FeAl₃ (рис. 1, а, б). На границе со сталью присутствуют две прослойки фазовый состав которых (рис. 1, в, г) аналогичен составу диффузионной зоны, полученной при термообработке (ТО) сваренного взрывом композита 12Х18Н10Т+АД1 по режиму жидкофазного взаимодействия [8] (прослойки интерметаллидов FeAl₃ и Fe₂Al₅). Их суммарная толщина составляет 25 мкм. Микротвердость верхнего (алюминиевого) слоя не превышает 0,7 ГПа, а стали – 2,3 ГПа.

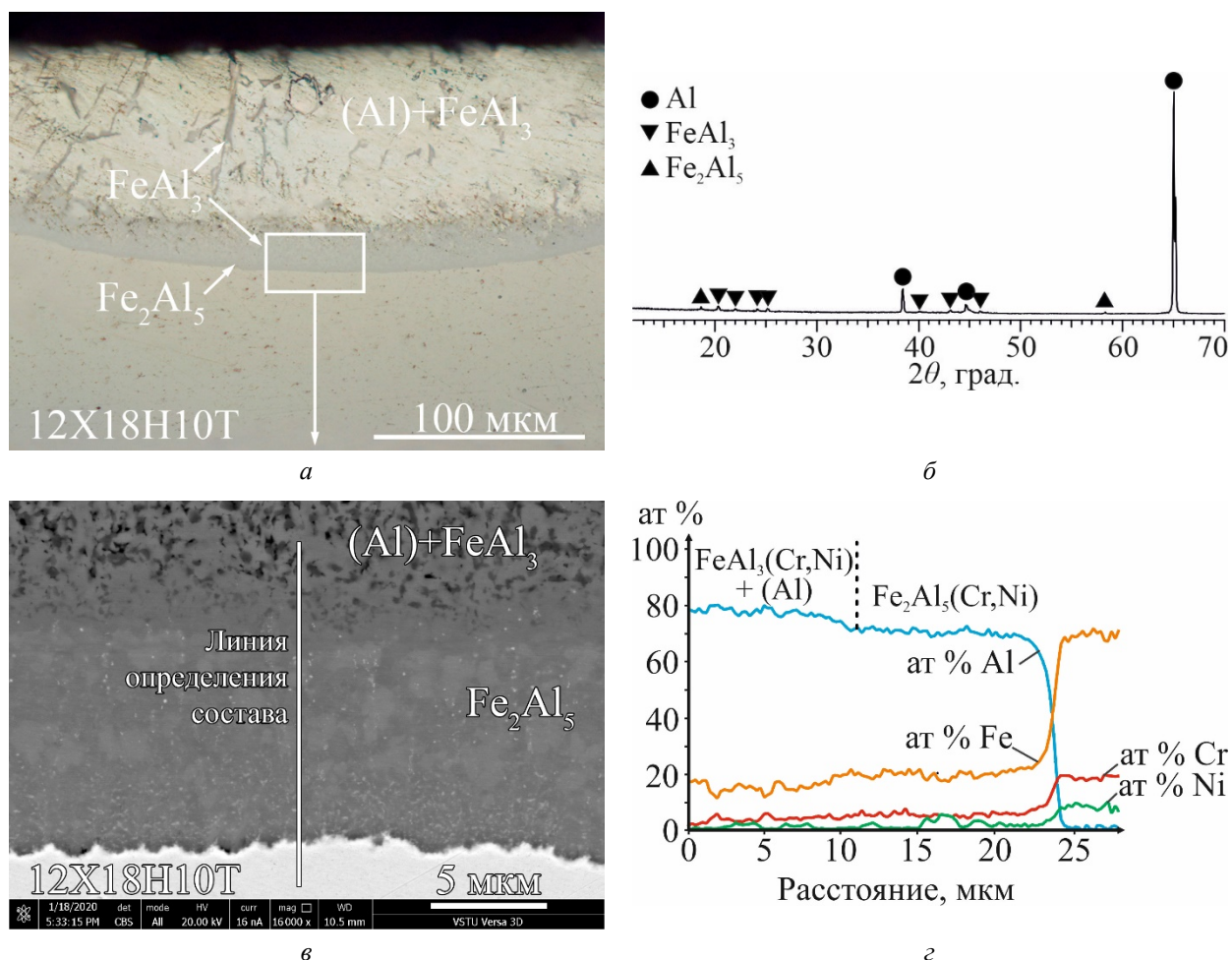
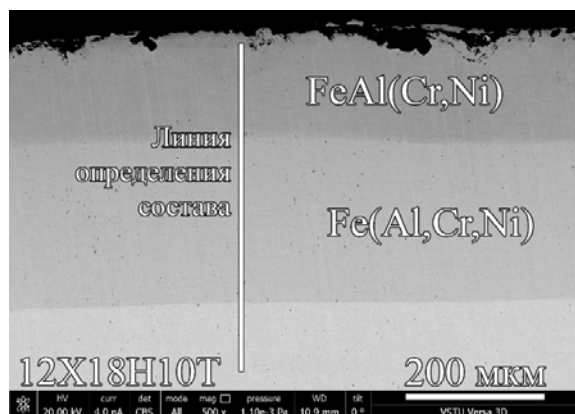


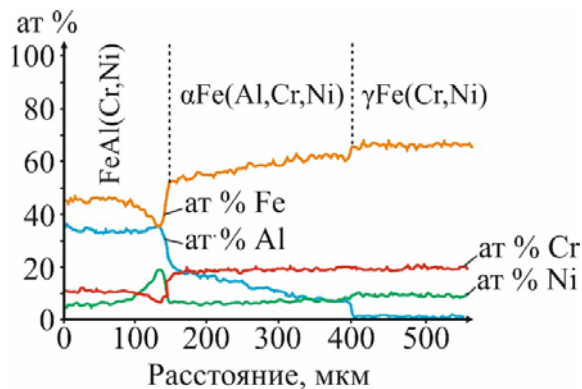
Рис. 1. Структура поверхностного слоя стали 12X18H10T после алитирования (а, в), дифрактограмма, снятая с поверхности покрытия (б) и распределение химических элементов по толщине образца (г)

Термообработка при 1100 °С приводит к трансформации химического и фазового состава покрытия за счет взаимной диффузии Al из его поверхностного слоя и Cr с Ni из стали. Так после 5 ч выдержки при ТО концентрация Al в поверхностном слое покрытия снизилась до 37 ат. %, а его толщина увеличилась до 400 μm (рис. 2). Анализ СЭМ изображения (рис. 2, а) показал, что алюминидное покрытие имеет слоистую структуру. На основании данных рентгеноструктурного и энергодисперсионного анализа (рис. 2, б и 3) установлено, что верхний слой является твердым раствором на основе интерметаллида $FeAl(Cr,Ni)$ (толщина 150 μm),

а нижний – твердым раствором $\alpha Fe(Al,Cr,Ni)$ (толщина 250 μm) с плавно убывающим к стали 12X18H10T содержанием Al. Наблюдаемый на распределении химических элементов скачок в концентрации Ni (до 20 ат. %) по границе слоев покрытия связан с формированием β -фазы (рис. 4, точка I), соответствующей неограниченному твердому раствору на основе интерметаллидов $FeAl$ и $NiAl$, обеспечивающей благоприятные условия для насыщения этой области Ni (предельная растворимость Ni в αFe не превышает 5,5 ат. %) [9]. Микротвердость покрытия плавно уменьшается по его толщине от 5,7 до 4 ГПа, а стальной подложки находится на уровне 2 ГПа.



а



б

Рис. 2. СЭМ изображение структуры покрытия после ТО 1100 °С, 5 ч (а) и распределение химических элементов по его толщине (б)

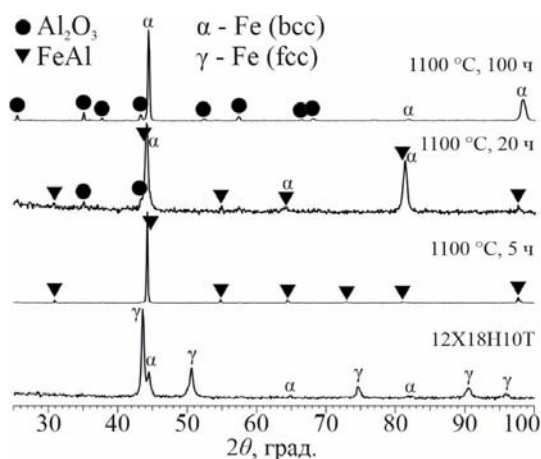


Рис. 3. Дифрактограммы, снятые с поверхности стали 12X18H10T и покрытия после ТО при 1100 °С

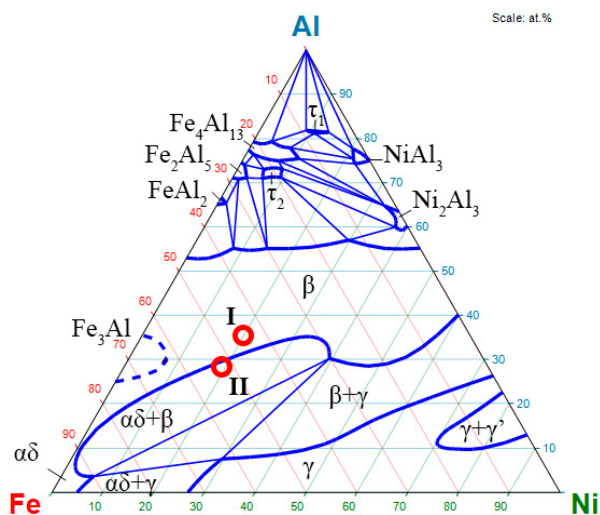
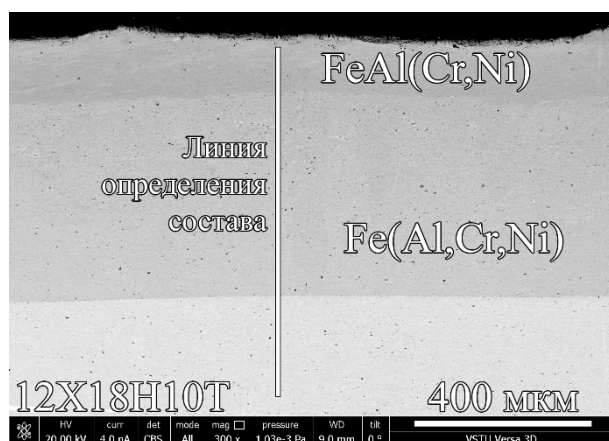


Рис. 4. Диаграмма состояния сплавов системы Fe-Ni-Al после охлаждения со скоростью 10 °С/с [10]

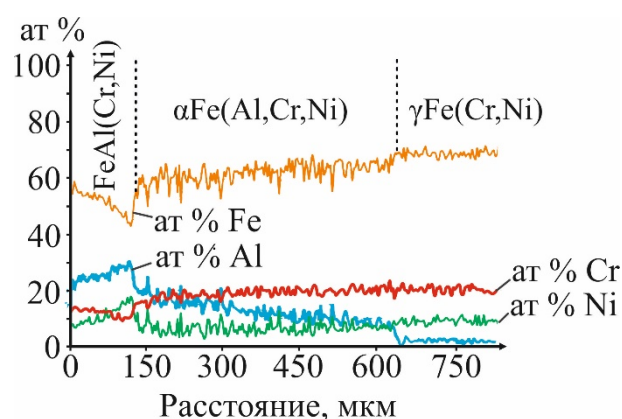
Увеличение времени выдержки до 20 ч сопровождается увеличением толщины покрытия

до 600 мкм и снижением концентрации Al в поверхностном слое до 25 ат. % (рис. 5). При этом покрытие сохраняет слоистую структуру со скачком концентрации Ni на границе слоев (до 20 ат. %), однако концентрация Al в области скачка значительно снизилась (с 37 до 30 ат. %). Изменение химического состава привело к смещению структуры в двухфазную область (рис. 4, точка II), соответствующую смеси β-фазы и αFe (αδ на тройной диаграмме состояния), что подтверждается данными с СЭМ изображения, сделанного при увеличении x60000. Присутствие смеси фаз также подтверждается данными с дифрактограммы, на которой наблюдаются слабо различимые рефлексы (100) на угле $2\theta = 30,8^\circ$ и (111) на $54,9^\circ$, соответствующие β-фазе, и уширение всех рефлексов, общих для β-фазы и αFe. Микротвердость покрытия снизилась до 5–3,8 ГПа, а стали – до 1,6 ГПа.

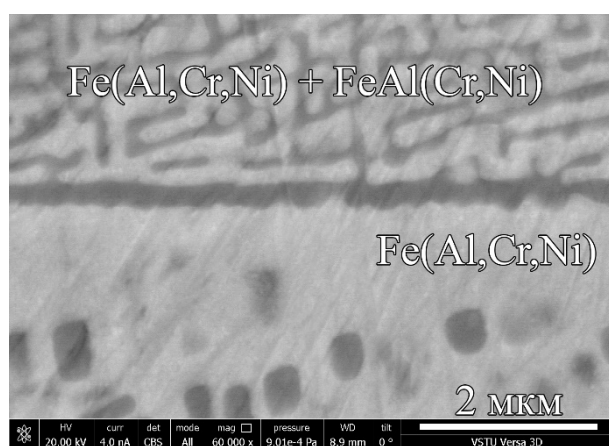
Дальнейшее увеличение времени выдержки привело к исчезновению слоистой структуры покрытия (после 50 ч) и выравниванию химического состава по всей толщине образца до 20 ат. % Al, 19 ат. % Cr и 8 ат. % Ni (после 100 ч). Несмотря на сложный химический состав, дифракционная картина (рис. 3) соответствует ОЦК решетке αFe, а смещение отражений относительно табличных значений (PDF-00-006-0696) в область меньших углов свидетельствует об изменении параметров ОЦК решетки αFe за счет ее легирования Al, Ni и Cr. Диаграмма Шеффлера [11], позволяющая прогнозировать количество феррита и аустенита для сталей различного химического состава с помощью расчета хром- и никель-эквивалентов, так же указывает, что структура соответствует αFe.



а



б



в

Рис. 5. СЭМ изображение структуры покрытия после ТО 1100 °С, 20 ч (а, в) и распределение химических элементов по его толщине (б)

Так как испытания в выбранном временном диапазоне не обеспечили снижение концентрации Al в поверхностном слое ниже 10,5 ат. %, путем экстраполяции экспериментальных данных было установлено, что покрытие может исчерпать свои защитные свойства примерно через 2000 ч (рис. 6).

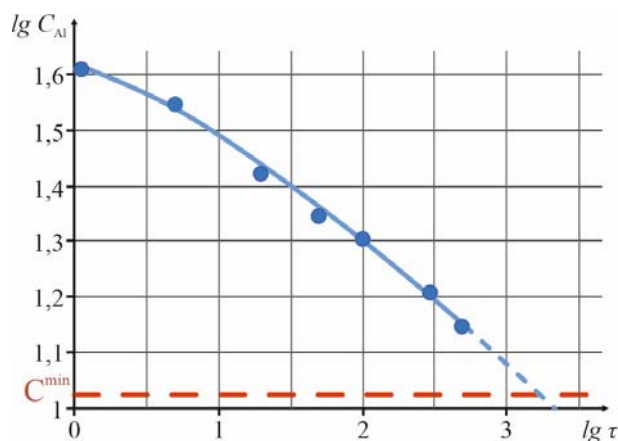


Рис. 6. Изменение концентрации Al в поверхностном слое от времени выдержки при температуре 1100 °С

Выводы

1. При алитировании стали 12X18H10T методом погружения в расплав на ее поверхности формируется сплошное, равномерное по толщине покрытие без дефектов в виде пор и трещин. Структура поверхностного слоя представляет собой матрицу из закристаллизовавшегося алюминия с включениями интерметаллида FeAl_3 , на границе со сталью располагается прослойка интерметаллида Fe_2Al_5 .

2. Высокотемпературное воздействие при 1100 °С на покрытие, сформированное на поверхности стали 12X18H10T, в результате диффузионного перераспределения элементов приводит к формированию слоистой структуры, состоящей из твердого раствора на основе αFe и алюминида FeAl . С увеличением времени выдержки происходит постепенная трансформация фазового состава $\text{Fe(Al,Cr,Ni)} / \text{FeAl(Cr,Ni)} \rightarrow \text{Fe(Al,Cr,Ni)}$, которая полностью завершается после 50 ч выдержки.

3. Прогнозируемое время сохранения жаростойких свойств покрытия при 1100 °С за счет формирования защитной оксидной пленки Al_2O_3 составляет 2000 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. *Loudjani M.* et al. Corrosion of Fe-Ni-Cr, Fe-Cr-Al, and Fe-Ni-Cr-Al Alloys in H₂/H₂O/H₂S Mixtures at 1200° C // *Metallurgical Transactions A*. – 1982. – Т. 13. – №. 7. – С. 1299-1311.
2. *Lai, G.* High Temperature Corrosion and Materials Application / G. Lai. – USA : ASM International, 2007. – С. 461.
3. *Delaunay D., Huntz A. M., Lacombe P.* Impurities influence on oxidation kinetics of Fe-Ni-Cr-Al alloys // *Corrosion science*. – 1984. – Т. 24. – №. 1. – С. 13-25.
4. *Deodeshmukh V. P., Matthews S. J., Klarstrom D. L.* High-temperature oxidation performance of a new alumina-forming Ni-Fe-Cr-Al alloy in flowing air // *International journal of hydrogen energy*. – 2011. – Т. 36. – №. 7. – С. 4580-4587.
5. Aluminizing of the Cr15Al5 alloy surface by hot-dipping in the melt / В. Г. Шморгун, А. И. Богданов, О. В. Слаутин, В. П. Кулевич // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. Vol. 537 : International Workshop «Advanced Technologies in Material Science, Mechanical and Automation Engineering – MIP: Engineering – 2019» (Krasnoyarsk, Russian Federation, 4-6 April, 2019). – [IOP Publishing], 2019. – Issue «Material Science and Aerospace Technology». – 6 p. – URL : <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/537/2/022069/pdf> (Published online: 25 June 2019).
6. *Prescott R., Graham M. J.* The oxidation of iron-aluminum alloys // *Oxidation of Metals*. – 1992. – Т. 38. – №. 1-2. – С. 73-87.
7. *Engkvist J.* et al. High temperature oxidation of FeCrAl-alloys–influence of Al-concentration on oxide layer characteristics // *Materials and corrosion*. – 2009. – Т. 60. – №. 11. – С. 876-881.
8. О взаимодействии компонентов при твердо- и жидкофазном взаимодействии на межслойной границе композита алюминий АД1 + сталь 12Х18Н10Т / В. Г. Шморгун, Д. В. Проничев, В. П. Кулевич, О. В. Слаутин, Н. А. Артемьев // *Известия ВолГГТУ : научный журнал* № 2 (225) / ВолГГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – С. 14–17.
9. *Villars, P., Calvert, L. D.*, Pearson's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases, 2nd edition, ASM, Materials Park, Ohio, 1991
10. *Bradley, A.J., Bragg, W.L., Sykes, C.*, "Researches into the Structure of Alloys", J. Iron Steel Inst., London, 80, 63-156 (1940) (Equi. Diagram, Experimental, Crys. Structure, #, 22)
11. *Schaeffler, A. L.* Metal Progress, Vol. 56, No. 5, Nov. 1949, pp. 680.680-B.

ПОРОШКОВЫЕ И ПОЛИМЕРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

УДК 621.762

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-28-32

С. П. Писарев, А. И. Богданов, В. Н. Арисова, В. О. Харламов

ИЗУЧЕНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ЛЕГИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ ИЗ БОРИДА ВОЛЬФРАМА И НИКЕЛЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЗРЫВНЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv @ vstu.ru

Исследован химический состав фаз в полученных взрывным прессованием в стальных ампулах порошковых композициях из борида вольфрама и никеля до и после термической обработки. Установлена возможность с помощью термической обработки при температуре 1200 °С легирования материалом стенки ампулы из аустенитной стали 12X18H10T спрессованной взрывом порошковой композиции, содержащей 50 % борида вольфрама.

Ключевые слова: композиционные материалы, порошковые композиции, взрывное прессование, термическая обработка, аустенитная сталь, борид вольфрама, никель, легирование, химический состав.

S. P. Pisarev, A. I. Bogdanov, V. N. Arisova, V. O. Kharlamov

STUDY ON THE POSSIBILITY OF DOPING OF POWDER COMPOSITIONS FROM TUNGSTEN AND NICKEL BORIDE OBTAINED BY EXPLOSIVE PRESSING

Volgograd State Technical University

The chemical composition of the phases obtained by explosive pressing in steel ampoules of tungsten boron and nickel powder compositions before and after heat treatment was studied. It has been established that it is possible by means of heat treatment at 1200 °C to alloy with the material of the ampoule from austenitic steel 12Cr18Ni10Ti powder composition pressed by explosion, containing 50% tungsten boride.

Keywords: composite materials, powder compositions, explosive pressing, heat treatment, austenitic steel, tungsten boride, nickel, alloying, chemical composition.

Взрывное компактирование смесей металлических порошков с неметаллическими обычно осуществляют в стальных цилиндрических ампулах сохранения с последующей термической обработкой, например, как в [1, 2], что позволяет получать композиционные материалы (КМ) с необходимыми свойствами, однако возможности использования материала ампул для легирования расположенных внутри них порошковых прессовок изучены пока еще недостаточно. В связи с этим целью настоящей работы явилось установление возможности с помощью термической обработки (ТО) легирования стенками ампул из стали 12X18H10T полученных внутри них взрывным прессованием порошковых композиций (ПК) из борида вольфрама (W_2B_5) и никеля (Ni).

Материалы и методы исследования

Объектами исследования являлись два КМ, полученные взрывным прессованием (ВП) как в работе [2]. Каждый полученный КМ состоял из стальной оболочки и расположенной внутри ее спрессованной ПК из смеси порошков борида вольфрама и никеля. Стальные оболочки выполняли из аустенитной стали 12X18H10T с наружным диаметром 16 мм и с толщиной стенок 1 мм. В КМ №1 ПК содержала 12,5 % (вес.) W_2B_5 , в КМ №2 – 50 %.

ТО полученных КМ проводили в герметичных стальных контейнерах в электрической печи LIOP LF-7/13-G1 при температуре 1200 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением с печью до 800 °С, после чего охлаждение производилось на воздухе. Перед ТО каждый из иссле-

дуемых КМ помещали в оболочку из никелевой фольги. Промежутки между КМ и стенками каждой из оболочек заполняли порошком α -корунда.

Сканирующую электронную микроскопию (СЭМ) и определение химического состава КМ (ЭДС анализ) осуществляли на растровом двухлучевом электронном микроскопе Versa 3D Dual Beam.

Результаты исследований и их обсуждение

Электронно-микроскопические исследования показали, что КМ после ВП представляют собой механические смеси, в которых дискретные частицы W_2B_5 распределены в непрерывной никелевой матрице (рис. 1), что подтверждается данными ЭДС анализа (табл. 1).

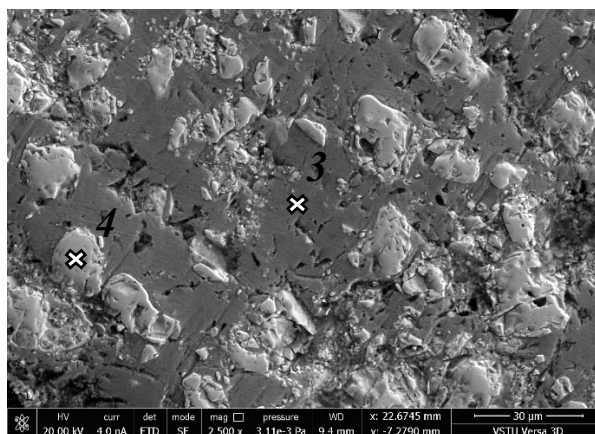
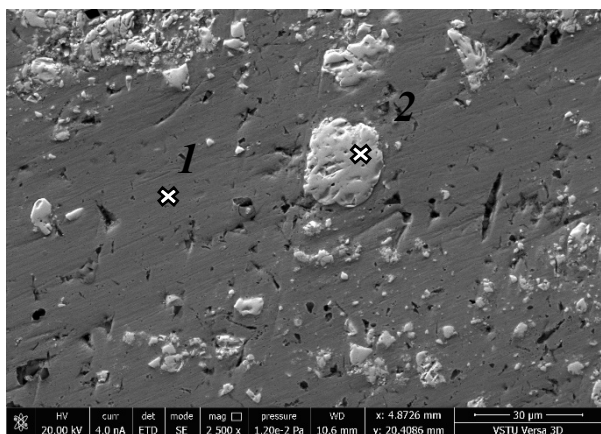


Рис. 1. СЭМ-изображения структуры КМ №1 (а) и КМ №2 (б) после ВП

Таблица 1
Результаты точечного ЭДС анализа состава КМ после ВП

Анализируемая точка (рис. 1)	Содержание элемента, ат. %		
	W	Ni	B
1	—	100	—
2	27,8	—	72,2
3	—	100	—
4	24,65	—	75,35

ТО при 1200 °С приводит к радикальным изменениям структуры и состава исследуемых КМ. Так, структура КМ №1 представляет собой гетерогенную смесь крупных светлых округлых включений состава ~ 37,4 ат. % В, ~60,3 ат. % Ni, ~ 2,3 ат. % W в темной матрице (рис. 2, табл. 2). При больших увеличениях становится очевидным эвтектический характер строения матрицы (рис. 3). Она, в свою очередь, состоит из темной никелевой основы (~100 ат. % Ni), в которой хаотично распределены мелкие свет-

лые включения состава ~ 37,3 ат. % В, ~60,9 ат. % Ni, ~ 1,8 ат. % W (табл. 2).

Согласно данным металлографического анализа, размер крупных светлых включений составляет ~30-120 мкм, и они занимают до 93 % площади КМ. Между стальной оболочкой и КМ наличествует переходная зона толщиной ~150 мкм, соответствующая по своему составу светлым включениям (рис. 2, б, табл. 2). Характер распределения химических элементов по мере удаления от стальной оболочки вглубь КМ №1 приведен на рис. 3, а данные точечного ЭДС анализа сведены в табл. 2

Наблюдаемые изменения в структуре КМ наиболее вероятно вызваны выделением тепла при экзотермических реакциях образования новых фаз, что приводит к контактному плавлению (температура плавления Ni -1453 °С, а W_2B_5 – 2370° С) на межфазных границах составляющих КМ и формированию структур эвтектического типа при последующей кристаллизации.

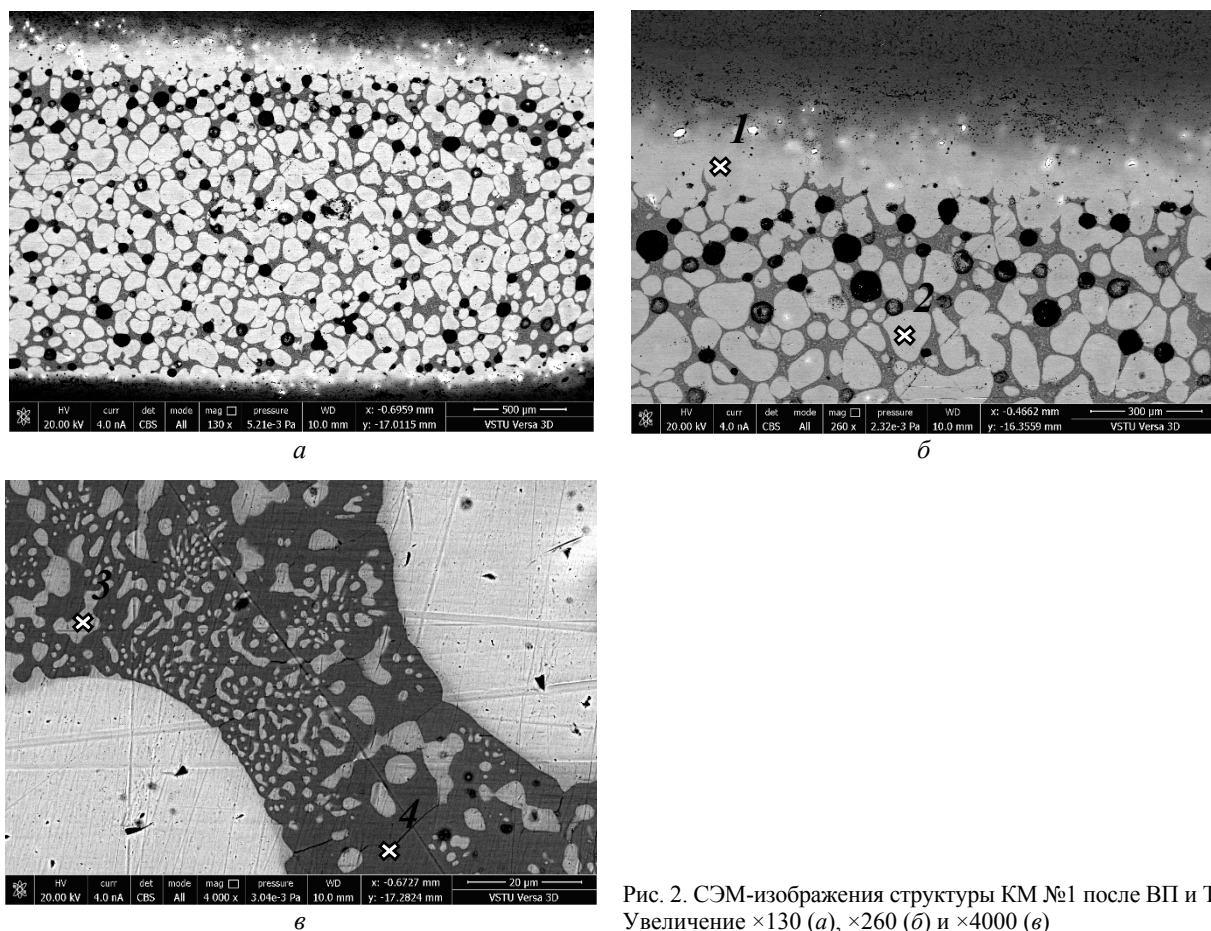


Рис. 2. СЭМ-изображения структуры КМ №1 после ВП и ТО. Увеличение $\times 130$ (а), $\times 260$ (б) и $\times 4000$ (в)



Рис. 3. Результаты ЭДС анализа распределения химических элементов в поперечном сечении КМ № 1 после ВП и ТО

Результаты точечного ЭДС анализа состава КМ №1 после ВП и ТО

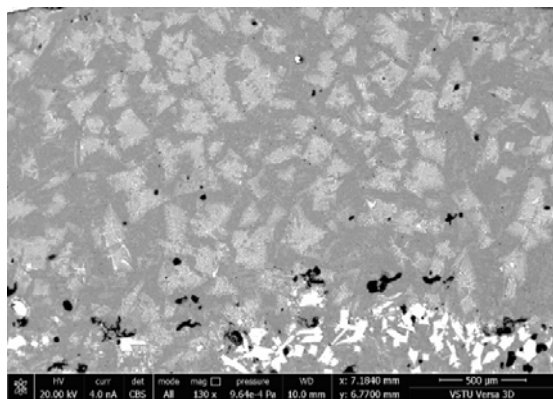
Анализируемая точка (рис. 2)	Содержание элемента, ат. %		
	W	Ni	B
1	2,5	61,3	36,2
2	2,6	58,9	38,5
3	1,8	60,9	37,3
4	—	100	—

Таблица 2

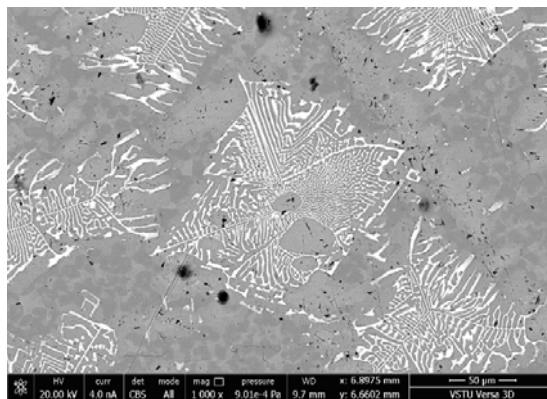
Указанные тепловые эффекты в еще большей степени проявляются при ТО КМ № 2, в которых в межфазное взаимодействие вовлекается стальная оболочка. На рис. 4 представлена трансформированная в результате ТО структура стальной оболочки, включающая матрицу из светло- и темно-серых участков состава $\sim 8,17$ ат. % Cr, $\sim 42,78$ ат. % Fe, $\sim 49,06$ ат. % Ni и $\sim 11,65$ ат. % Cr, $\sim 44,7$ ат. % Fe, $\sim 43,65$ ат. % Ni, соответственно, и светлые «ске-

летные» кристаллы дендритного строения (рис. 4, табл. 3). ЭДС анализ «скелетных» кристаллов показал наличие в их составе следующих элементов в соответствующих концентрациях: В (55,09 ат. %), Cr (19,1 ат. %), Fe (13,28 ат. %), Ni (6,25 ат. %) и W (6,29 ат. %). Стоит учитывать, однако, что поперечный размер осей пер-

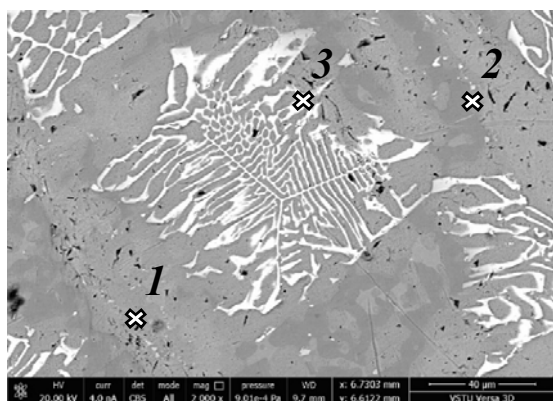
вого и второго порядков «скелетных» кристаллов в большинстве случаев не превышал 1 мкм, что, в свою очередь, усложняет интерпретацию результатов точечного ЭДС анализа, т. к. в область генерации характеристического излучения могут вовлекаться участки междендритного пространства с другим химическим составом.



а



б

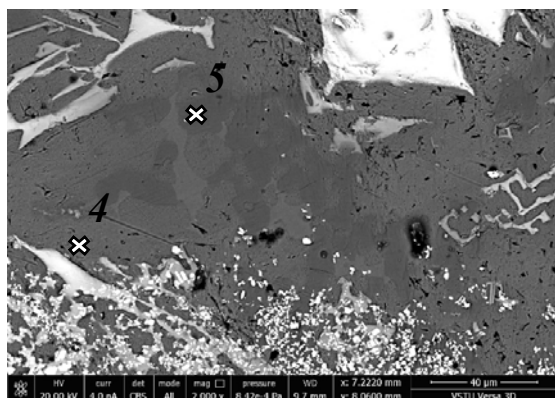


в

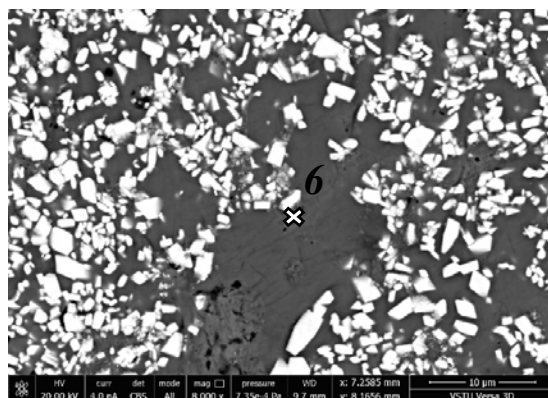
Рис. 4. СЭМ-изображения структуры стальной оболочки в КМ № 2 после ВП и ТО. Увеличение $\times 130$ (а), $\times 1000$ (б) и $\times 2000$ (в)

В результате интенсивного массообмена между составляющими КМ и стальной оболочкой структура и состав самого КМ № 2 также претерпели значительные изменения (рис. 5).

В структуре наблюдаются более светлые участки состава $\sim 6,45$ ат. % Cr, $\sim 33,06$ ат. % Fe, $\sim 60,49$ ат. % Ni и более темные состава $\sim 11,17$ ат. % Cr, $\sim 43,0$ ат. % Fe, $\sim 45,83$ ат. % Ni.



а



б

Рис. 5. СЭМ-изображения структуры КМ № 2 после ВП и ТО. Увеличение $\times 2000$ (а) и $\times 8000$ (б)

Сопоставляя данные по составу матрицы трансформированной стальной оболочки и составу прессовки, можно сделать вывод о том, что диффузионные процессы протекают по всей глубине КМ. На границе между трансформирован-

ной стальной оболочкой и прессовкой расположена зона наноразмерных (30–800 Å) светлых включений состава ~ 58,9 ат. % В, ~15,5 ат. % Ni, ~ 25,6 ат. % W. Результаты точечного ЭДС анализа КМ № 2 сведены в табл. 3.

Таблица 3

Результаты точечного ЭДС анализа состава КМ №2 после ВП и ТО

Анализируемая точка (рис. 4, 5)	Содержание элемента, ат. %				
	W	Ni	B	Fe	Cr
1	–	49,06	–	42,78	8,17
2	–	43,65	–	44,7	11,65
3	6,29	6,25	55,09	13,28	19,1
4	–	60,49	–	33,06	6,45
5	–	45,83	–	43,0	11,17
6	25,6	15,5	58,9	–	–

Стоит отметить, что процесс контактного плавления и кристаллизации исследуемых КМ сопровождается порообразованием, причем, если в КМ № 1 поры присутствуют в большем количестве и имеют сферическую форму (рис. 2, а), то в КМ № 2 пор значительно меньше и они не имеют строгой формы (рис. 4, а).

Вывод

Установлена возможность с помощью термической обработки при температуре 1200 °С сквозного легирования материалом стенки ампулы из стали 12Х18Н10Т спрессованной взрывом ПК, содержащей 50 ат. % W₂B₅, остальное Ni, в ней обнаружены структурные составляющие, содержащие, помимо основных компонентов, компоненты стальной оболочки:

железо и хром. В КМ с меньшим содержанием борида вольфрама (12,5 ат. %) легирование ПК материалом стенки ампулы наблюдается лишь в приграничной зоне.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Патент РФ №1797217, МПК В22F 3/08, В23К 20/08. Способ взрывного прессования кольцевых антифрикционных уплотнений / В. Н. Арисова, Н. В. Орешин, Р. К. Ткачев, А. Ф. Трудов. Опубл. 10.09.96, бюл №25.
2. Писарев, С. П. О формировании соединений между сталью 12Х18Н10Т и прессовками из порошков боридов вольфрама и никеля, полученными взрывным прессованием / С. П. Писарев, В. Д. Рогозин, А. И. Богданов, В. Н. Арисова // Известия ВолГТУ : научн. журнал № 6 (229) / ВолГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 18–22.

УДК 666.3-187

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-32-37

С. И. Дзелялов

ТЕРМОДИНАМИКА ПРОЦЕССА ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МОНОКЛИННОГО ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ С АЛЮМИНИЕМ И УГЛЕРОДОМ ГБОУВО РК «Крымский инженерно-педагогический университет им. Ф. Якубова» e-mail: dzhelyalov@mail.ru

Работа содержит результаты исследований термодинамики взаимодействия компонентов реакционной смеси ZrO_{2(м)}–Al–С стехиометрического состава, основанных на расчетах энергии Гиббса химических реакций, характерных для данной системы, дифференциально-термического, рентгеноструктурного анализов образцов, нагретых до высоких (1650–1775 °С) температур. Выявлен характер взаимодействия компонентов реакционной смеси, установлены состав конечного материала, содержащий Al₂O₃, ZrC, и возможность использования смеси ZrO_{2(м)}–Al–С для получения керамики оксидно-карбидного типа инструментального назначения.

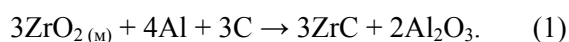
Ключевые слова: термодинамика, дифференциально-термический анализ, рентгеноструктурный анализ, керамика.

*S. I. Dzhelialov***THERMODYNAMICS OF THE PROCESS OF INTERACTION
OF MONOCLINIC ZIRCONIUM DIOXIDE WITH ALUMINUM AND CARBON****Department of Crimean Engineering-Pedagogical University named after F. Yakubov**

The work contains the results of studies of the thermodynamics of the interaction between components of the $ZrO_{2(m)}-Al-C$ reaction stoichiometric composition mixture, based on the Gibbs energy calculations of the chemical reactions characteristic of this system, differential-thermal, and X-ray structural analysis of the samples, heated to high (1650–1775 °C) temperatures. The nature of the reaction interaction between mixture components has been established. Al_2O_3 , ZrC was recognized as a components of the final material. The possibility of using the $ZrO_{2(m)}-Al-C$ mixture for the preparation of instrumental-purpose oxide-carbide ceramics have been established.

Keywords: thermodynamics, differential thermal analysis, X-ray diffraction analysis, ceramics.

Керамические материалы, полученные в результате реакционного синтеза, находят свое применение в различных областях техники. Одной из наиболее успешных сфер их использования является материалобработка, основанная на создании лезвийного инструмента, обладающего комплексом свойств, позволяющих обрабатывать металлы при высоких скоростях [1, 2]. Характеристики таких керамических материалов в значительной степени зависят от свойств конечных его составляющих, образовавшихся в результате химического взаимодействия компонентов исходной шихты. Характерный состав инструментальной керамики формируется на основе сочетания свойств оксидов, карбидов, нитридов, а также других высокопрочных соединений. Основой инструментальных керамических материалов оксидно-карбидного типа является оксид алюминия, который обычно упрочнен дисперсными частицами карбидов, а также оксидом циркония, проявляющего трансформационное упрочнение. Исследования, направленные на прогнозирование возможности создания керамики новых составов, с целью улучшения свойств, совершенствования технологии синтеза материала, целесообразно начинать с установления характера взаимодействия компонентов реакционных смесей. В этой связи вызывает научный интерес изучение термодинамики процессов взаимодействия компонентов реакционной смеси состава $ZrO_{2(m)}-Al-C$, которая, по аналогии с реакцией взаимодействия оксида титана с алюминием и углеродом [3–6], в общем виде может быть представлена как:



Такие исследования становятся еще более актуальными, когда синтез осуществляется при использовании энергоемких технологий, в частности – горячего прессования, которое является

наиболее распространенным способом получения керамических материалов, в том числе инструментального назначения.

Целью данной работы является установление возможности использования реакционной смеси $ZrO_{2(m)}-Al-C$ для получения керамики оксидно-карбидного типа, на основе анализа результатов термодинамических расчетов, дифференциально-термического и рентгеноструктурного анализов, а также выявление предпосылок к созданию на ее основе материала инструментального назначения.

**Методика проведения
исследований**

Результаты дифференциально-термического анализа (ДТА) были получены на высокотемпературном дифференциальном термоанализаторе ВДТА-7, предназначенном для исследования тугоплавких материалов в диапазоне температур 20–2500 °C. Подъем температуры осуществляется автоматически по заданной программе с одновременной регистрацией результатов измерений в координатах: температура образца – разность температур образца и эталона. Рентгеноструктурные исследования проводили при использовании дифрактометра ДРОН-2. Сканирование образцов, подвергшихся дифференциально-термическому анализу, проводилось в $CuK\alpha$ -излучении с Ni фильтром.

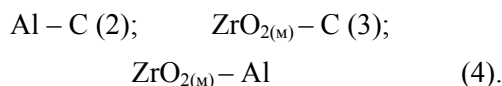
Возможность прохождения реакции в указанной системе в интервале температур 100–1700 °C устанавливалась по результатам расчета свободной энергии Гиббса (ΔG) реакции (1) по традиционной методике при использовании справочных значений термодинамических потенциалов веществ.

Обсуждение результатов

Согласно проведенным расчетам, значения изменения энергии Гиббса для реакции (1) в интервале температур 100–1700 °C находится

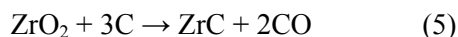
в пределах 13,8–225,6 кДж/моль. Это указывает на то, что проверяемая реакция не должна проходить. Однако следует учитывать возможность прохождения других химических реакций между компонентами смеси.

Механизм образования конечных компонентов реакции (1), по аналогии с [3] (где рассматривается взаимодействие в системе $\text{TiO}_2\text{--Al--C}$) может определяться последовательностью реакций, происходящих в системах:

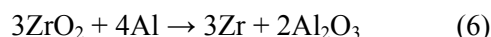


Согласно диаграмме состояния алюминий – углерод [7], единственным устойчивым соединением, образующимся в системе (2) является карбид Al_4C_3 , выделение которого происходит в результате перитектической реакции при 2300 °С. При более низких температурах растворимость углерода в алюминии чрезвычайно мала: 0,14% (по массе) при 1000 °С и 0,32 % (по массе) при 1200 °С.

Результаты термодинамических расчетов, полученных для уравнения равновесия:



характеризуют взаимодействие в системе (3). Изменение энергии Гиббса в температурном интервале 100–1700 °С, согласно проведенным расчетам, находится в пределах –341,9 – (–64,7) кДж/моль и указывает на возможность прохождения данной химической реакции. Полученные данные хорошо коррелируют с данными [8], где ко всему отмечается, что температура начала взаимодействия между ZrO_2 и С по реакции (5) составляет 1400 °С. Известно также, что одним из способов синтеза ZrC является науглероживание порошка металлического циркония [9–11]. Это может быть возможно в результате освобождения Zr при реакции:



Более низкое положение диоксида циркония по сравнению с оксидом алюминия на диаграмме сродства кислорода к металлам, представленной в [12], а также результаты работы [13], дают основание предположить, что взаимодействие (6) может иметь место. Эти данные подтверждаются результатами ДТА (рис. 1) и рентгеноструктурного анализа (рис. 2), снятыми с образца, полученного из смеси $\text{ZrO}_2\text{--}22\text{Al}$ % (по массе) (стехиометрический состав, рассчитанный по уравнению равновесия (7)).

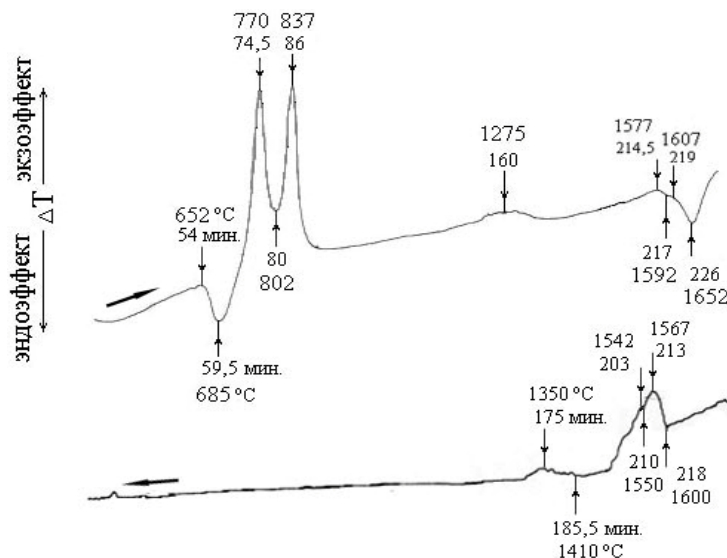


Рис. 1. Термограмма ДТА, полученная при нагреве и остывании образца из смеси $\text{ZrO}_{2(\text{м})} - 22\text{Al}$ (% по массе)

Первый эндоэффект (652–685 °С) термограммы ДТА (см. рис. 1) соответствует плавлению алюминия. Далее расплав Al начинает взаимодействовать с оксидом циркония по реакции (7), что проявляется в виде экзоэффекта при 770 °С. Образовавшийся оксид алюминия,

в соответствии с результатами, описанными в [14], при данной температуре имеет структуру $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$. Впоследствии при 1275 °С (см. рис. 1) он претерпит полиморфное превращение в устойчивую для нормальных условий α -фазу.

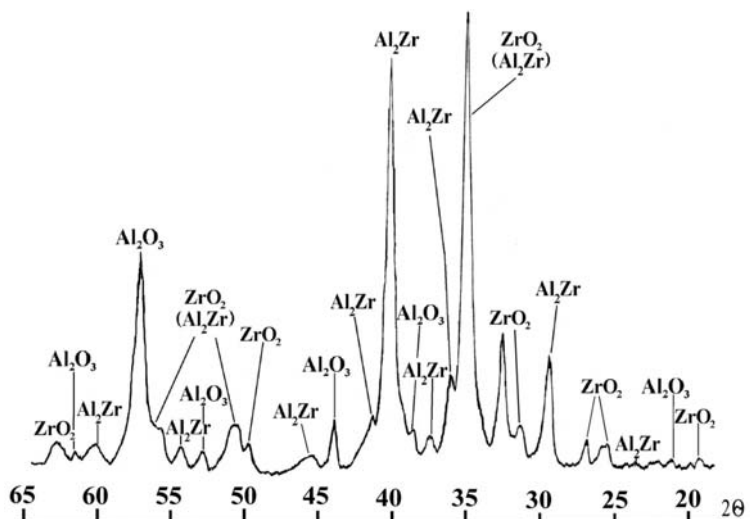
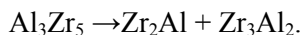


Рис. 2. Рентгенограмма, снятая с образца состава $ZrO_{2(Al)} - 22Al$ (% по массе) после нагрева в ДТА-анализаторе

Так как мы имеем дело с порошковой системой, существует вероятность того, что не весь алюминий участвует в реакции освобождения циркония. Та его часть, которая оказывается на границе с цирконием, освободившимся при реакции (6) вступает с ним во взаимодействие с образованием интерметаллидов. Этому взаимодействию соответствует пик термограммы ДТА при 837 °С.

Наличие пиков диоксида циркония на рентгенограмме снятой с исследуемого образца (см. рис. 2) характеризует наличие в составе материала той его части, которая не вступила в реакцию с Al, так как перед этим алюминий был частично израсходован на образование интерметаллидов.

В работе [15] сделано предположение о возможности образования в данной системе соединения Al_3Zr_5 с последующим распадом по реакции:



При этом авторами [16], исследовавшими взаимодействие циркония с алюминием, в конечном составе материала наряду с иными компонентами констатируется наличие двух интерметаллидов Al_3Zr , а также Al_2Zr . Возможность образования каких-либо из вышеперечисленных соединений следует связывать с концентрацией алюминия в исходном составе порошковой смеси в сочетании с температурными условиями. Множество экзо- и эндозффектов, появляющихся при нагреве выше 1500 °С, вероятно, являются последствиями перекристаллизации образовавшихся ранее ин-

терметаллидов, что в итоге привело к формированию устойчивой фазы Al_2Zr , обнаруженной в составе конечного материала в результате рентгеноструктурных исследований (см. рис. 2). Эти данные коррелируют с результатами работы [17]. Некоторые из температурных эффектов, возникающих в интервале 1500→1652→1350 °С также могут свидетельствовать о возможных полиморфных превращениях характерных для сформировавшихся ранее оксидов.

С появлением в составе реакционной смеси углерода ($ZrO_2-21Al-7C$ % (по массе) – стехиометрический состав, рассчитанный по уравнению (1)) экзоэффект на диаграмме ДТА, связанный с образованием интерметаллидов смещается вправо (пик при 915 °С на рис. 3).

При этом температура предполагаемого $\theta \rightarrow \alpha$ перехода оксида алюминия остается в пределах близких к предыдущей системе – 1170 °С, незначительно сместившись влево. В соответствии с [8] наличие экзотермического пика при 1417 °С на диаграмме ДТА характеризует взаимодействие диоксида циркония и углерода по реакции (5) (рис. 3). Отметим, что часть оксида циркония временем ранее уже вступила во взаимодействие с алюминием.

С учетом того, что количество С в исходной смеси было рассчитано на взаимодействие со всем объемом ZrO_2 , определенное количество углерода еще остается в смеси. Также в системе произошло выделение газовой фазы СО по реакции (5). С повышением температуры С и СО вступают во взаимодействие с ранее образовавшимися интерметаллидом и свободным цирконием, также образуя карбид. При этом кисло-

род, отделившийся от газа, взаимодействует с алюминием, выделившимся из интерметаллида, образуя Al_2O_3 . Можно предположить, что наличие ряда экзо- и эндоэффектов при темпе-

ратурах 1510 °C и выше (см. рис. 3), связано с данными химическими реакциями. Соответствие их вышеуказанным предположениям в рамках данных исследований не устанавливалось.

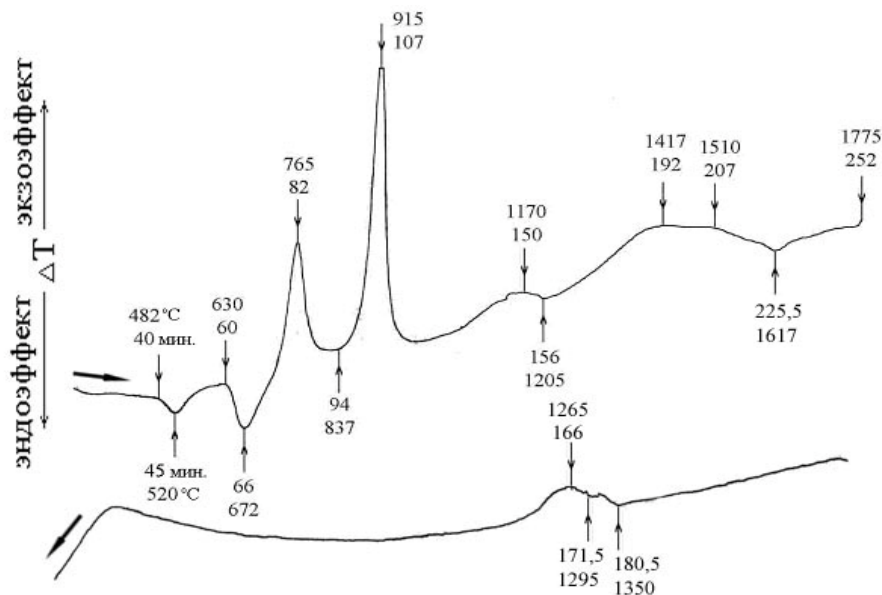


Рис. 3. Термограмма ДТА, полученная при нагреве и остывании образца из смеси ZrO_2 –21Al–7C % (по массе)

Рентгенограмма образца, нагретого в анализаторе, содержит пики двух типов соединений: оксид алюминия и карбид циркония (рис. 4). Это свидетельствует о том, что подавляющая масса промежуточных фаз, образующихся в си-

стеме $\text{ZrO}_{2(m)}\text{–Al–C}$, включая свободный цирконий, интерметаллиды, а также газовая фаза СО активно взаимодействуют, с образованием устойчивых соединений, представленных в составе конечного материала.

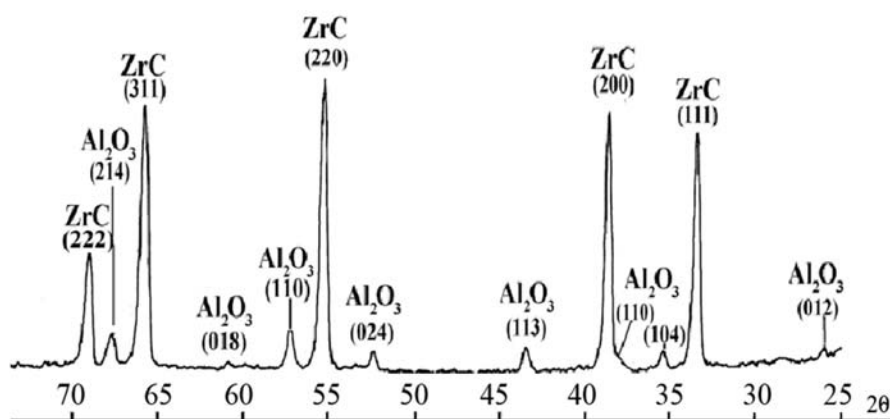


Рис. 4. Рентгенограмма образца с составом исходной шихты $\text{ZrO}_{2(m)}\text{–21Al–7C}$ (% по массе), снятая после нагрева в ДТА-анализаторе

Выводы

На основе комплексного анализа результатов термодинамических расчетов, а также сопоставления аналитических данных с экспериментальными (ДТА, рентгеноструктурный анализ) изучен характер взаимодействия компо-

нентов реакционной смеси $\text{ZrO}_{2(m)}\text{–Al–C}$ стехиометрического состава, и отмечена вероятность многостадийного взаимодействия в процессе нагрева с образованием оксида алюминия Al_2O_3 и карбида циркония ZrC в качестве конечных компонентов с возможным протекани-

ем промежуточной реакции образования интерметаллида Al_2Zr . Полученные результаты являются предпосылкой для дальнейшего изучения закономерностей фазо- и структурообразования в рассмотренных системах при горячем прессовании с целью получения высокоплотных материалов и указывают на целесообразность использования смеси $ZrO_{2(m)}-Al-C$ для получения керамики оксидно-карбидного типа инструментального назначения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Мержанов, А. Г. Процессы горения и синтез материалов / А. Г. Мержанов. – Черноголовка. Издательство ИСМАН, 1998. – 512 с.
2. Геворкян, Э. С. Разработка композиционного материала на основе оксида хрома для лезвийного инструмента: автореф. дис. на звание канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Материаловедение в машиностроении» / Геворкян Э. С. – Киев, 1989. – 26 с.
3. Чиа, Т. Д. Микроструктура керамики $Al_2O_3 - TiC$, спеченной методом СВС-синтеза / Т. Д. Чиа, Т. М. Ванг, В. Д. Жао, Т. Э. Лиу // Перспективные материалы. – 1999. – № 6. – С. 57–61.
4. Choi Yoon. Reaction of TiO_2-Al-C in the combustion synthesis of $TiC - Al_2O_3$ composite / Choi Yoon, Rhee Shi-Woo // J. Amer. Ceram. Soc. – 1995. – 78, № 4. – С. 986–992.
5. Xia Tiandong. The form of phases in the $TiC - Al_2O_3$ composites combustion synthesized from TiO_2-Al-C / Tiandong, Liu Tianzuo, Zhao Wenjun, Wang Tianmin // J. Gansu Univ. Tehnol. – 1997. – № 1. – С. 16–20.
6. Boudebane S. The influence of additions on the self propagating high-temperature synthesis of $TiC-Al_2O_3$ ceramics. / S. Boudebane, A. Boudebane, S. Lemboub, S. Mchachi, O. Benchiheb, H. Boutefnouchet // Annales de chimie. – 2002. – Vol. 27, № 2, Р. 1–15.
7. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных систем : справочник: В 3 т. Т. 1 / Н. П. Лякишев, О. А. Банных, Л. Л. Рохлин [и др.]. – М. : Машиностроение, 1996. – 992 с.
8. Рогайлин, М. И. Справочник по углеграфитовым материалам / М. И. Рогайлин, Е. Ф. Чалых. – Л. : Химия, 1974. – 208 с.
9. Самсонов, Г. В. Исследование диффузии бора и углерода в некоторые металлы переходных групп / Г. В. Самсонов, В. П. Латышева // Физика металлов и металловедение. – 1956. – Т. II, № 2. – С. 309–311.
10. Самсонов, Г. В. К вопросу о параметрах реакционной диффузии бора и углерода в тугоплавкие переходные металлы / Г. В. Самсонов, А. П. Эпик // Физика металлов и металловедение. – 1962. – Т. XIV, № 3. – С. 479–480.
11. Павлинов, Л. В. Диффузия углерода в β -цирконии / Л. В. Павлинов, В. Н. Быков // Физика металлов и металловедение. – 1965, т. XIX. – С. 397–400.
12. Косолапова, Т. Я. Карбиды / Т. Я. Косолапова. – М. : Металлургия, 1968. – 300 с.
13. Матренин, С. В. Активирование спекания оксидной керамики добавками нанодispersных порошков / С. В. Матренин, А. П. Ильин, Л. О. Толбанова, Е. В. Золотарева. // Известия Томского политехнического университета. – 2010. – Т. 317. – № 3. – С. 24–28.
14. Жарныльская, А. Л. Синтез прекурсора керамики системы $Al_2O_3-ZrO_2$ золь-гель-методом / А. Л. Жарныльская, В. В. Вольхин // Вестник Башкирского университета. – 2009. – Т. 14, № 3. – С. 753–756.
15. Шишковский, И. В. Лазерный синтез огнеупорной керамики из порошков Al и ZrO_2 / И. В. Шишковский, В. И. Щербаков, А. Л. Петров // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 3. – С. 45–48.
16. Натанзон, Я. В. Взаимодействие циркония с жидким алюминием, насыщенным цирконием / Я. В. Натанзон, В. Я. Петрищев // Порошковая металлургия. – 1992. – № 8. – С. 80–85.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-37-42

Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, Д. В. Савин

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ВЗРЫВНОМ ПРЕССОВАНИИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ СМЕСЕЙ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Методом рентгеноструктурного анализа исследованы полимерные композиционные материалы с гибридной матрицей в виде смесей термопластичных полимеров политетрафторэтилена ПТФЭ с жесткоцепным высокотермостойким полиарилатом ПА, наполненных дисульфидом молибдена после взрывного прессования давлением 0,9–4,6 ГПа. Исследования проведены с целью разработки технологии взрывного прессования полимерных композиционных материалов с гибридной матрицей, наполненных дисульфидом молибдена, обладающих повышенными прочностными и антифрикционными свойствами.

Ключевые слова: взрывное прессование, политетрафторэтилен, полиарилат, дисульфид молибдена, рентгеноструктурный анализ.

© Адаменко Н. А., Агафонова Г. В., Казуров А. В., Савин Д. В., 2020.

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

N. A. Adamenko, G. V. Agafonova, A. V. Kazurov, D. V. Savin

RESEARCH OF STRUCTURAL CHANGES IN EXPLOSIVE PRESSING OF POLYMERIC COMPOSITE BLENDS

Volgograd State Technical University

The method of X-ray diffraction analysis was used to study polymer composite materials with a hybrid matrix in the form of blends of thermoplastic polymers of polytetrafluoroethylene PTFE with rigid high-temperature resistant polyarylate PA filled with molybdenum disulfide after explosive pressing with a pressure of 0.9-4.6 GPa. The studies were carried out with the aim of developing the technology of explosive pressing of polymer composite materials with a hybrid matrix, filled with molybdenum disulfide, with increased strength and antifriction properties.

Keywords: explosive pressing, polytetrafluoroethylene, polyarylate, molybdenum disulfide, X-ray diffraction analysis

Введение

Одним из путей повышения эксплуатационных свойств триботехнических узлов, работающих в жестких температурных условиях и агрессивных средах является создание антифрикционных деталей из композиций на основе высокотермостойких полимеров [1–3]. Введение наполнителей позволяет направленно изменять ряд характеристик полимерных материалов, однако такие показатели, как предельная рабочая температура длительной эксплуатации, теплостойкость и т. д., определяются преимущественно свойствами связующих. В связи с этим создание полимер-полимерных систем повышенной прочности и термостойкости имеет большое практическое значение. Такие композиции характеризуются низкой плотностью, повышенной водостойкостью и химической стойкостью, при этом коэффициенты термического расширения компонентов очень близки, что создает дополнительный эффект упрочнения наполненной системы в результате снижения термических напряжений. Достигнуть нового уровня прочностных, антифрикционных, теплофизических свойств удастся применением материалов на основе гибридных матриц в виде порошковых смесей термопластичных полимеров, таких как мягкий политетрафторэтилен (ПТФЭ) с жесткоцепными высокотермостойкими полимерами, например, полиимидами или полиарилатами [4]. Для повышения антифрикционных свойств применяют комплексное модифицирование полимеров неорганическими наполнителями (MoS_2 , BN, графит, сиалон и др), что способствует снижению коэффициента трения и повышению износостойкости триботехнических узлов. Например, при наполнении ПТФЭ полиарилатом ПА, износостойкость значительно повышается и превосходит износостойкость фторлона и бронзы, а введение до 5 % в эту композицию дисульфида молибдена позволяет дополнительно расши-

рить температурный диапазон эксплуатации, повысить износостойкость, снизить электризацию узла трения [4].

Однако переработка высокотермостойких полимерных материалов, затруднена, требует высоких давлений и температур и ограничивает размеры изделий. Значительной проблемой является и создание достаточной адгезии на границах раздела неорганический наполнитель – полимер, полимер – полимер, что обеспечивает максимальный упрочняющий эффект наполнителя в полимерной матрице и получения полимерных композитов с однородной структурой [4–6].

Перспективным способом получения изделий из порошков трудноперерабатываемых полимеров является взрывное прессование (ВП), при котором создаются благоприятные условия для структурных превращений, что в значительной мере определяет свойства получаемых материалов [5–11].

Материалы и методы исследования

В данной работе исследованы композиционные материалы с гибридной матрицей высокоэластичного ПТФЭ со стеклообразным жесткоцепным полиарилатом ПА, наполненные MoS_2 . Изучены структурные изменения при воздействии ударных волн различной интенсивности на композицию 75 % ПТФЭ + 20 % ПА + 5 % MoS_2 .

Взрывная обработка порошковых композиций осуществлялась по плоской схеме нагружения скользящей ударной волной. Варьирование интенсивности ударного воздействия достигалось путем использования различных типов взрывчатых веществ с изменением давления ВП от 0,9 до 4,6 ГПа. Спекание полученных компактов проводили при температуре 380 °C в свободном состоянии.

Для проведения структурного анализа полученных композиционных прессовок, а также для оценки степени кристалличности композиции, влияющей на прочность материала и его фи-

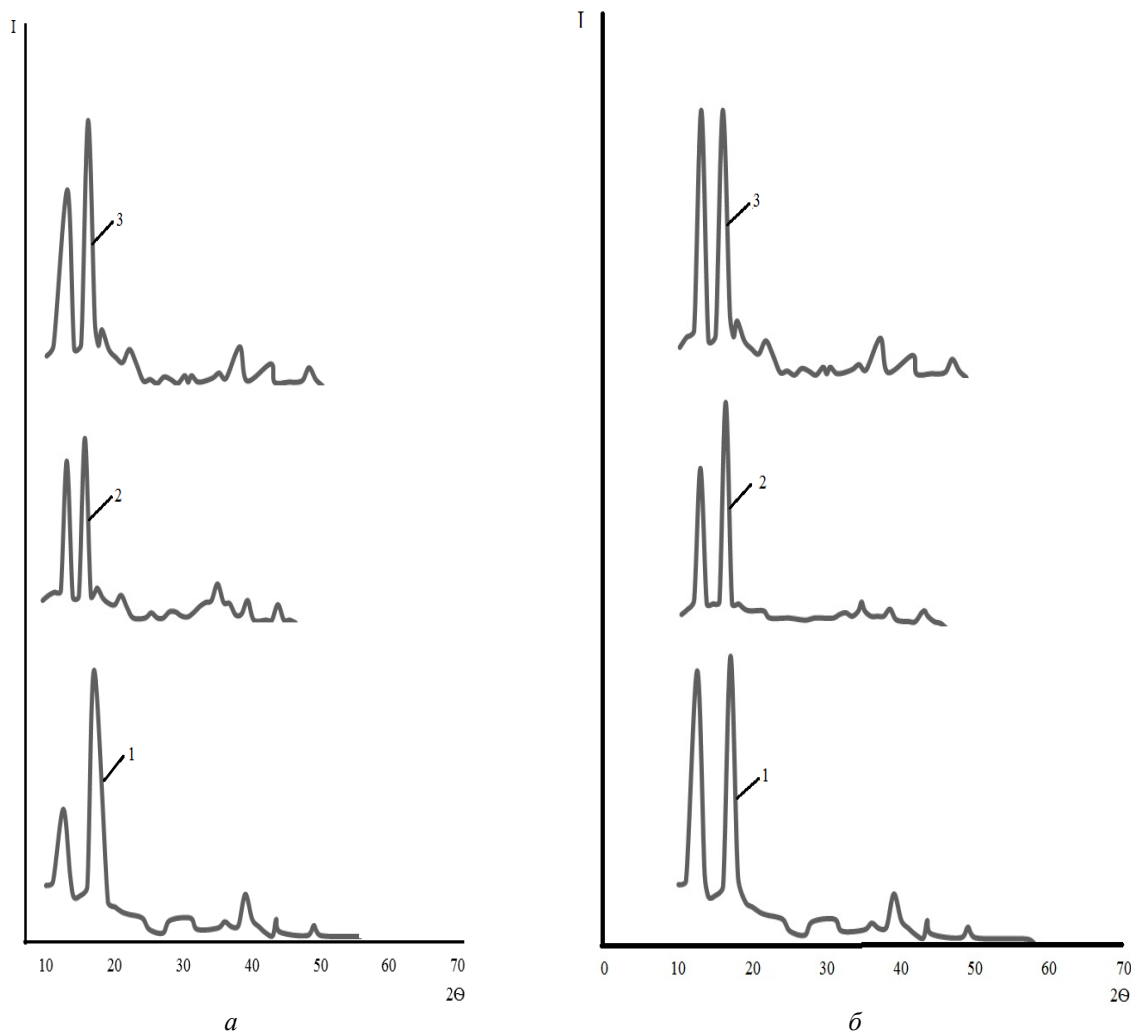
зико-механические свойства, был использован метод рентгеноструктурного анализа (РСА).

Исследование кристаллической структуры полимера осуществляли на рентгеновском дифрактометре D8 ADVANCE (Bruker AXS GmbH, Germany) в излучении медного анода $\text{CuK}\alpha$. Образцы исследовали на отражение, интенсивность дифракционной картины регистрировали с помощью позиционно-чувствительного детектора SSD160 линейного типа с числом каналов 160. Фазы идентифицировали с использованием порошковой базы ICDD PDF-2 (2016). Анализ полученных дифрактограмм проводился с помощью программного обеспечения Diffrac.EVA (version 4.2.1).

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты исследований образцов после ВП методом РСА свидетельствуют о сохране-

нии аморфно-кристаллической структуры полимеров композиции с высокой степенью кристалличности 45–78 % не зависимо от интенсивности ударного воздействия (рисунок, а, таблица). Вид дифрактограмм композиции, представляет смесь трех компонентов (75 % ПА, 20 % ПТФЭ и 5 % MoS_2). При всех давлениях ВП наиболее интенсивные дифракционные максимумы находятся при постоянных углах 2θ , характерных для ПТФЭ ($18,00^\circ$), ПА ($19,58^\circ$) и дисульфида молибдена ($12,00$ – $13,00^\circ$). Соотношение интенсивностей дифракционных максимумов изменяется в зависимости от увеличения давления ВП от 0,9 до 4,6 ГПа. А при ВП $P = 2,8$ ГПа наблюдается снижение интенсивности основного пика Ф-4 при $2\theta = 18^\circ$, что вероятно обусловлено основным воздействием энергии взрыва на кристаллическую часть полимера и его аморфизацией.



Дифрактограммы композита 75 % ПТФЭ+20% ПА+5 % MoS_2 после ВП (а) и последующего спекания (б):

1 – $P = 0,9$ ГПа; 2 – $P = 2,8$ ГПа; 3 – $P = 4,6$ ГПа

Интенсивность рефлексов ПА при углах $2\theta=19,58^\circ$; $2\theta=20,88^\circ$; $2\theta=23,58^\circ$; $2\theta=31,78^\circ$ существенно ниже пика ПТФЭ ($2\theta=18,00^\circ$) у всех образцов. Повышение давления ВП снижает интенсивность рефлексов ПА и при давлении 4,6 ГПа они практически не идентифицируются.

Дифракционный максимум MoS_2 также изменяется с увеличением давления ВП и наиболее сильное его снижение одновременно с интенсивным уширением наблюдается при ВП давлением 4,6 ГПа.

Значительное влияние на кристаллическую структуру компонентов наиболее высокого давления ВП сопровождается интенсивным изменением соотношения интенсивностей их рентгеновских линий и подтверждается наименьшей

степенью кристалличности и наибольшим размером аморфных прослоек (таблица).

Последующее спекание прессовок приводит к уменьшению ширины дифракционных отражений, обусловленному стабилизацией структуры кристаллической части полимеров (рисунок, б).

Увеличение давления ВП приводит к уменьшению степени кристалличности композиции χ с 76 до 56 % и увеличению межслоевого расстояния $C_{\text{ам}}$, характерного для неупорядоченных (аморфных) областей, с 3,20 до 4,30 нм. Последующее спекание снижает степень кристалличности до 49–69 %, одновременно увеличивая межслоевое расстояние аморфной фазы до 3,40–4,60 нм, сохраняя качественную зависимость χ и $C_{\text{ам}}$ от давления ВП.

Характеристики структуры композиции 75 % ПТФЭ+20 % ПОБ+5 % MoS_2

Параметр		Спекание	Давление взрывного прессования, ГПа		
			0,9	2,8	4,6
α , %		–	76	71	56
		+	69	67	49
$C_{\text{ам}}$, нм		–	3,20	3,32	4,30
		+	3,40	3,52	4,60
ПА	β , рад·10 ^{–3}	–	4,8	3,8	6,1
		+	3,5	3,2	5,1
	$\Delta d/d$ ·10 ^{–3}	–	3,0	2,9	4,3
		+	2,7	2,6	2,9
	D , нм	–	45	50	36
		+	46	53	39
ПТФЭ	β , рад·10 ^{–3}	–	6,8	6,4	9,2
		+	4,5	4,3	7,0
	$\Delta d/d$ ·10 ^{–3}	–	6,5	6,3	8,2
		+	3,4	3,3	5,3
	D , нм	–	40	43	22
		+	46	48	35
MoS_2	β , рад·10 ^{–3}	–	7,8	6,2	8,7
		+	3,8	3,6	4,9
	$\Delta d/d$ ·10 ^{–3}	–	5,9	4,5	6,9
		+	3,6	3,4	4,7
	D , нм	–	35	40	24
		+	37	42	31

Параметры кристаллической структуры композиции, рассматривались отдельно для ПТФЭ, ПА и MoS_2 и представлены в таблице. Установлено, что минимальные (β , $\Delta d/d$) и максимальные (D) значения параметров структуры

ПА характерны для образцов, полученных ВП давлением 2,8 ГПа. Размер кристаллитов максимален (50 нм) у образцов, полученных давлением 2,8 ГПа, а последующее спекание увеличивает его независимо от величины ударного

воздействия. Повышение давления ВП до 2,8 ГПа вызывает увеличение размера кристаллитов с 45 нм (при $P = 0,9$ ГПа) до 50 нм, уменьшая структурные искажения кристаллической решетки ПА. Физическое уширение рентгеновских линий и уровень относительной деформации решетки, являющиеся интегральной характеристикой структурных искажений кристаллической решетки полимера, у образцов, спрессованных давлением 2,8 ГПа, снижаются с 4,8 до 3,8 мрад и с $3,0 \cdot 10^{-3}$ до $2,9 \cdot 10^{-3}$, соответственно.

Увеличение давления до 4,6 ГПа ведет к повышению дефектности структуры (физическое уширение увеличилось до 6,1 мрад, а относительная деформация решетки до $4,3 \cdot 10^{-3}$) и дроблению кристаллитов ($D = 36$ нм). Такие изменения структуры обусловлены тем, что высокое давление 4,6 ГПа вызывает неоднородность сжатого состояния, приводит к интенсивной деформации полимера, вплоть до разрушения полимерной пресовки отраженной ударной волной и повышению дефектности структуры [5, 6, 8].

Полученные результаты РСА для ПТФЭ показали, что изменение давления в ударной волне до 2,8 ГПа почти не влияют на размер кристаллитов (40–43 нм), физическое уширение (6,8–6,4 мрад) и уровень относительной деформации решетки ($6,5\text{--}6,3 \cdot 10^{-3}$), что согласуется с результатами исследований по взрывной обработке ПТФЭ [12–14]. Материал, полученный при более высоком давлении 4,6 ГПа, имеет меньший размер кристаллитов ($D = 22$ нм) и в 1,3–1,4 раза выше уровень структурных искажений ($\beta = 9,2$ мрад, $\Delta d/d = 8,2 \cdot 10^{-3}$). Причем, необходимо отметить, что у ПТФЭ уровень дефектности выше, а размер кристаллитов меньше, чем у ПА не зависимо от давления прессования, что свидетельствует о большем влиянии интенсивной деформации на мягкую составляющую композиции, содержащейся в большем количестве.

Результаты РСА дисульфида молибдена свидетельствуют об аналогичной полимерам ПТФЭ и ПА зависимости параметров структуры от давления ВП. Меньшую дефектность и максимальный размер кристаллитов ($D = 40$ нм, $\beta = 6,2$ мрад, $\Delta d/d = 4,5 \cdot 10^{-3}$) наполнитель приобретает после ВП $P = 2,8$ ГПа, а максимум изменений ($D = 24$ нм, $\beta = 8,7$ мрад, $\Delta d/d = 6,9 \cdot 10^{-3}$) наблюдается после ВП наиболее высоким давлением, что согласуется с ранее полученными результатами при изучении морфологии компо-

зиции 45 % ПА, 50 % ПТФЭ и 5 % MoS_2 [15].

Аналогичные изменения зависимости параметров структуры от давления ВП наблюдались у двухкомпонентной композиции 70 % ПТФЭ и 30 % ПА [14]. Качественное изменение параметров структуры ПТФЭ и ПА от давления ВП и последующего спекания аналогично изменениям параметров полимеров, представленных в данном исследовании. Минимум и максимум изменений тонкой структуры наблюдается при $P = 2,8$ ГПа. Степень кристалличности композиции 75 % ПТФЭ + 20 % ПОБ + 5 % MoS_2 несколько выше за счет присутствия высококристаллического MoS_2 , но также снижается с ростом давления.

Выводы

1. Проведенные исследования показали различное влияние давления ВП на параметры кристаллической структуры компонентов композита с гибридной матрицей ПТФЭ с ПА, содержащей 5 % MoS_2 . Материал после ВП давлением 2,8 ГПа и последующего спекания обладает наименьшей дефектностью структуры со степенью кристалличности 67 %, размером кристаллитов ПА – 53 нм, ПТФЭ – 48 нм, MoS_2 – 42 нм, физическим уширением ПА – 3,2–3,6 мрад, ПТФЭ – 2,7–3,2 мрад.

2. Повышение давления ВП до 4,6 ГПа способствует диспергированию кристаллитов компонентов (ПА – 36 нм, ПТФЭ – 22 нм, MoS_2 – 24 нм) и формированию наиболее дефектной кристаллической структуры, что подтверждается значениями физического уширения (ПА – 3,2–3,6 мрад, ПТФЭ – 2,7–3,2 мрад).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фторполимерные материалы / Н. А. Адаменко, Е. Н. Бельбасов, В. М. Бузник [и др.] ; отв. ред. академик В. М. Бузник. – Томск : Изд-во НТЛ, 2017. – 600 с.
2. Полимерные композиционные материалы в триботехнике / Ю. К. Машков, З. Н. Овчар, М. Ю. Байбарацкая, О. А. Мамаев. – М. : ООО «Недра-Бизнесцентр», 2004. – 262 с.
3. Бузник, В. М. Применение фторполимерных материалов в трибологии: состояние и перспективы / В. М. Бузник, Г. Ю. Юрков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 4 (72). – С. 133–149.
4. Охлопкова, А. А. Пластики, наполненные ультрадисперсными неорганическими соединениями / А. А. Охлопкова, А. В. Виноградов, Л. С. Пинчук. – Гомель : ИММС НАН Беларуси, 1999. – 162 с.
5. Адаменко, Н. А. Explosive Pressing of Heat Resistant Polymers and Their Composites with PTFE-4 / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова // Chemical and Petroleum Engineering. – 2016. – Vol. 52, No. 7–8. – С. 567–572.

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

7. Адаменко, Н. А. Effect of Explosive Processing on the Structure and Properties of Polyarylate / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров // Materials Science Forum. – 2019. – Vol. 946 : Materials Science and Metallurgical Technology. – P. 14–19.

8. Properties of explosion-treated polymer composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Н. Х. Нгуен, Ю. А. Калмыкова // International Polymer Science and Technology. – 2008. – Vol. 35, № 6. – С. 33–36.

9. Адаменко, Н. А. Influence of explosive pressing on the formation of structure and properties of PTFE-based composites / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, Э. В. Седов // Materials Today: Proceedings. Vol. 11, 2019. – P. 276–280.

10. Study on structure formation in polyimide-polytetrafluoroethylene composites after explosive pressing / Adamenko N.A., Kazurov A.V., Agafonova G.V. // International Conference on Innovations and Prospects of Development of Mining Machinery and Electrical Engineering 2017, IPDME 2017 Sep. "IOP Conference Series: Earth and Environmental Science" 2017. С.

11. Изменение структуры фторопласта-4 при взрывной

обработке / Н. А. Адаменко, Л. Н. Игнатъева, Г. В. Агафонова, В. Г. Курявый, Г. А. Зверев, Е. Б. Меркулов, А. Э. Герасимук, В. М. Бузник // Известия ВолгГТУ : межвуз. сб. науч. ст. № 9 (96) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2012. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»; вып. 6). – С. 86–89.

12. Shock Wave Treatment of Polytetrafluoroethylene: Structure and Properties / А. Э. Волкова, Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 116, 2016. – 4 p.

13. Structure and property formation of composite materials on the basis of polytetrafluoroethylene under the explosive processing / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Г. В. Агафонова, С. М. Рыжова, А. Э. Герасимук // Procedia Engineering. Vol. 113, 2015. – P. 418–422.

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

15. Исследование полимерных композитов с гибридной матрицей, полученных методом взрывного прессования / Н. А. Адаменко, Г. В. Агафонова, А. В. Казуров, Д. В. Савин // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 (233) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 48–52.

УДК 678.743:539.2

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-42-46

Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ВО ФТОРОПЛАСТ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ СПЕКАНИИ*

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mvpol@vstu.ru

Исследовано структурообразование во фторопласт-алюминиевых композиционных материалах в процессе спекания после статического прессования. Концентрация дисперсного алюминия составляла 30 % об. Во фторопласт-алюминиевых композиционных материалах после спекания обнаружено межфазное расслоение, образующееся при кристаллизации за счет усадки, что свидетельствует о низкой адгезии наполнителя с полимером. Спекание алюминиевых композиционных материалов в замкнутом объеме приводит к формированию материала с меньшей пористостью, чем при спекании в свободном состоянии.

Ключевые слова: фторопласт, порошок алюминия, композиционные материалы, статическое прессование, спекание, структуры, адгезионное взаимодействие, межфазное расслоение.

N. A. Adamenko, A. V. Kazurov, D. V. Savin, G. V. Agafonova

RESEARCH OF FEATURE OF STRUCTURE FORMATION IN PTFE-ALUMINUM COMPOSITE MATERIALS DURING SINTERING

Volgograd State Technical University

The structure formation in fluoroplastic-aluminum composite materials during sintering after static pressing was studied. The concentration of dispersed aluminum was 30% vol.. After sintering, interfacial separation was observed in the fluoroplastic-aluminum composite materials, which is formed during crystallization due to shrinkage, which indicates a low adhesion of the filler to the polymer. Sintering of composite materials in a closed volume leads to the formation of a material with a lower porosity than when sintering in a free volume.

Keywords: fluoroplastic, aluminum powder, composite materials, static pressing, sintering, structures, adhesive interaction, interfacial separation.

© Адаменко Н. А., Казуров А. В., Савин Д. В., Агафонова Г. В., 2020.

* Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Администрации Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-43-343001.

Введение

В узлах трения машиностроительного оборудования широко применяют фторопласт-4 (Ф-4), который обладает уникально низкими коэффициентами трения, химической инертностью, теплостойкостью и широким интервалом рабочих температур [1]. Для повышения износостойкости, прочности при сжатии и снижения ползучести Ф-4 в материал вводят различные виды наполнителей, в частности металлы, которые повышают теплопроводность [2, 3]. Предельная концентрация наполнителя не превышает 40 % об., так как при большем наполнении резко падают прочность при растяжении и ударная вязкость, материал становится хрупким, что связано с низкой адгезионной прочностью между фторопластом и наполнителем [2–4]. Теплопроводность является важным параметром, характеризующим работоспособность антифрикционных материалов [3]. Ранее уже были проведены исследования теплопроводности у фторопласт-алюминиевых композиционных материалов (КМ), полученных статическим прессованием (СП) и было выявлено ее снижение после спекания [5], что связывалось с повышением пористости. Однако, данный факт не был подтвержден структурными исследованиями. Целью работы являлось изучение структурообразования в фторопласт-алюминиевых КМ в процессе спекания статически прессованных КМ.

Методика проведения исследований

Так как было установлено [5], что наибольшее снижение теплопроводности наблюдалось при 30–40 % концентрациях алюминия, поэтому исследовались КМ на основе ПТФЭ (ГОСТ 10007–80), наполненного 30 % порошка алюминия марки ПА-4 (ГОСТ 6058–73) со сферической формой и дисперсностью 100–200 мкм, которые получали односторонним статическим прессованием (СП) в пресс-формах давлением 0,2 ГПа с последующим спеканием. Объемные пропорции компонентов обеспечивали смешиванием навесок заданной массы, взвешенных с точностью до 0,01 г. на лабораторных электронных весах *ОНАУС-123*. Было установлено при исследовании КМ на основе фторопласта [6], что спекание в замкнутом объеме интенсифицирует процессы структурообразования и улучшает эксплуатационные характеристики, что подтверждается исследованиями фторопласт-алюминиевых КМ [7], поэтому спекание производили в свободном состоянии и в замкнутом

объеме в электропечи *SNOL8,2/1100* на воздухе при температуре 380 °С с выдержкой 15 минут на один миллиметр толщины образца.

Плотность измеряли гидростатическим взвешиванием на аналитических весах *Shinko HTR-220CE* согласно ГОСТу 15139–69. Теоретические значения плотности рассчитывали по правилу смеси. Для расчетов плотность алюминия принимали $\rho_{Al} = 2700 \text{ кг/м}^3$, а плотность фторопласта принимали равной $\rho_{Ф-4min} = 2120 \text{ кг/м}^3$ и $\rho_{Ф-4max} = 2280 \text{ кг/м}^3$, что связано с зависимостью его плотности от степени кристалличности [8]. Микроструктуры КМ изучали на оптическом микроскопе *Olympus 61BX* в отраженном свете и сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) *Versa 3D DualBeam* в среде высокого вакуума, путем детектирования обратно отраженных электронов с изучением локального элементного состава образца с помощью приставки энергодисперсионного спектрометра *EDAX Apollo X* на изломах, сделанных при комнатной температуре. Количественное соотношение фаз контролировали на структурах с помощью программы *AnalySiS*.

Результаты исследований

Исследования показали, что плотность полученных КМ близка к теоретическим значениям (табл. 1). После спекания, как в свободном состоянии, так и в замкнутом объеме, наблюдается снижение плотности, что связано, как с изменением степени кристалличности, так и с плохим адгезионным взаимодействием. Спекание в замкнутом объеме обеспечивает более высокую плотность, чем спекание в свободном состоянии.

Таблица 1

Плотность фторопласт-алюминиевых КМ

Способ получения	Спекание	ρ , кг/м ³
СП	Без спекания	2370
	В свободном состоянии	2310
	В замкнутом объеме	2360
Рассчитанные по правилу смеси		2294–2406

Структуры полученных КМ (рис. 1) состоят из равномерно распределенных частиц алюминия в объеме полимера. На микроструктурах КМ наблюдаются пустоты, образовавшиеся от выпадения из полимера частиц алюминия при полировке микрошлифа. Причем максимальное их количество наблюдается после спекания в свободном состоянии (рис. 1, в).

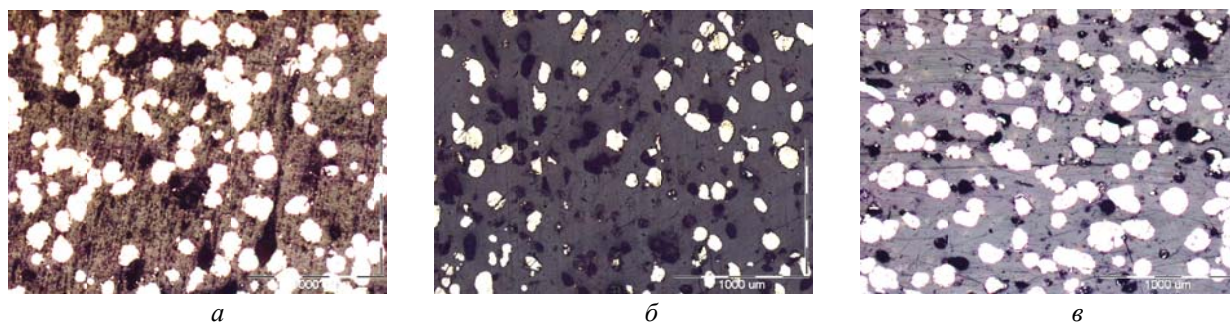


Рис. 1. Микроструктуры (x50) фторопласт-алюминиевых КМ после СП:
а – без спекания; б – спекание в свободном состоянии; в – спекание в замкнутом объеме

На структурах изломов КМ наблюдается различная морфология фторопласта и межфазной границы. До спекания (рис. 2, а) фторопласт плотно прилегает к алюминиевым частицам. Ф-4 состоит из фибрилл, которые проявляются в местах формирования адгезионного контакта между двумя частицами Ф-4, а также есть отпечатки частиц алюминия (рис. 2, б). После спекания структуры КМ сильно изменя-

ется (рис. 2, в–е). Появляется межфазное расслоение в виде пор, окружающих частицы алюминия (рис. 2, в). Структура Ф-4 (рис. 2, д) однородная и состоит из фибрилл, плотно прилегающих друг к другу. После спекания в замкнутом объеме структура фторопласта имеет более крупные фибриллы, что коррелирует с меньшей степенью кристалличности [9].

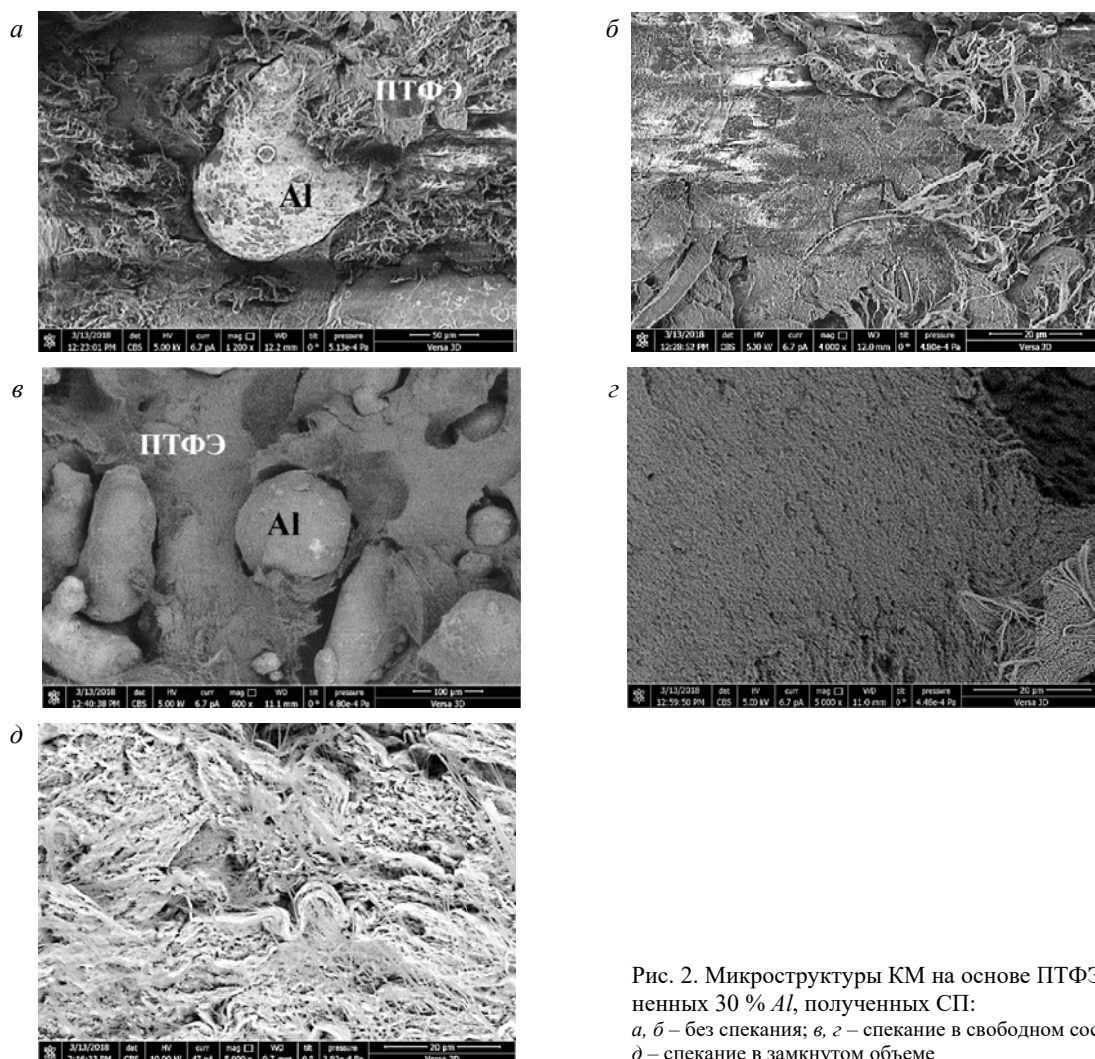


Рис. 2. Микроструктуры КМ на основе ПТФЭ, наполненных 30 % *Al*, полученных СП:
а, б – без спекания; в, г – спекание в свободном состоянии;
д – спекание в замкнутом объеме

По результатам ЭДА после СП и спекания в свободном состоянии поверхность частицы алюминия состоит в основном из кислорода и алюминия с небольшим содержанием фтора, который выделяется при температурах выше 200 °С [10] и адсорбировался на поверхности

наполнителя. После СП и спекания в замкнутом объеме на поверхности наполнителя присутствует фтор и углерод, что свидетельствует о наличии полимера. Соотношение фтора и углерода ($F/C = 0,7$) меньше исходного стехиометрического соотношения ($F/C = 2$).

Таблица 2

Химический состав поверхности частиц алюминия, по результатам ЭДА

Метод получения		Содержание атомов элемента, %				F/C
Прессование	Спекание	Al	O	C	F	
СП	С.С.	54,5	34,0	0	11,5	–
СП	З.О.	26,0	43,0	18,6	12,4	0,7

Обсуждение результатов

В результате исследования структур установлено, что КМ после СП представляют собой совокупность слабо связанных частиц фторопласта и алюминия и структура не монолитна. При механическом воздействии практически не деформируются, а происходит расслоение между частицами. При этом в местах адгезионных контактов между частицами фторопласта проявляются фибриллы.

В процессе спекания КМ, как в свободном состоянии так и в замкнутом объеме, происходит монолитизация фторопласта и из-за усадки в процессе кристаллизации происходит межфазное расслоение. Причем из-за больших изменений объема образца при охлаждении после спекания в свободном состоянии усадочные напряжения приводят к формированию большего количества пор, что проявляется в меньшей плотности КМ, по сравнению со спеканием в замкнутом объеме. Появление межфазного расслоения объясняет снижение теплопроводности фторопласт-алюминиевых КМ, поскольку поры выступают в качестве теплового барьера для теплопередачи между матрицей и наполнителем.

В результате в КМ, полученных СП, после спекания в свободном состоянии или замкнутом объеме, фторопласт и алюминий слабо связаны между собой и при изломе происходит отслоение матрицы от частицы алюминия, т. е. межфазное расслоение, указывающее на слабое адгезионное взаимодействие. Низкая адгезионная прочность после СП может быть связана с инертной оксидной пленкой, покрывающей алюминий и препятствующей формированию адгезионного соединения за счет химических реакций. Стоит отметить, что после спекания

в замкнутом объеме, несмотря также на наличие межфазного расслоения, формируется более сильное адгезионное взаимодействие, чем после спекания в свободном состоянии, на что указывает большая теплопроводность и плотность [7].

Низкая адгезия полимера и наполнителя в КМ после СП со спеканием делает не пригодными их для практического использования, поскольку при эксплуатации выпадающие частицы алюминия будут попадать в зону трения и становиться абразивными элементами, увеличивающими износ.

Выводы

В результате исследований установлено, что:

1. Во фторопласт-алюминиевых КМ после СП и спекания обнаружено межфазное расслоение, образующееся при спекании за счет усадки, что свидетельствует о низкой адгезии наполнителя с полимером.
2. Спекание в замкнутом объеме КМ после статического прессования приводит к формированию материала с меньшей пористостью, чем при спекании в свободном состоянии, при котором усадочные напряжения приводят к формированию большего количества пор, что проявляется в меньшей плотности КМ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Бузник, В. М. Применение фторполимерных материалов в трибологии: состояние и перспективы / В. М. Бузник, Г. Ю. Юрков // Вопросы материаловедения. – 2012. – № 4 (72). – С. 133–149.
2. Металлополимерные наноккомпозиты (получение, свойства, применение) / В. М. Бузник, В. М. Фомин, А. П. Алхимов [и др.]. – Новосибирск : изд. СО РАН, 2005. – 260 с.
3. Фторполимерные материалы : монография / Н. А. Адаменко, Е. Н. Больбасов, В. М. Бузник, С. Ю. Ва-

вилова, С. В. Гнеденков, В. И. Дяченко, И. В. Зибарева, Л. Н. Игнатъева, С. М. Игумнов, А. В. Казуров, Д. П. Кирюхин, Г. А. Кичигина, Т. Ю. Кумеева, П. П. Куш, Д. В. Машталар, О. А. Мельник, В. Г. Назаров, Л. Н. Никитин, А. А. Охлопкова, Н. П. Пророкова, Е. Ю. Сафронова, С. А. Серов, С. Л. Синябрюхов, С. А. Слепцова, В. И. Соколов, В. П. Столяров, С. И. Твердохлебов, С. А. Хатилов, А. К. Цветников, Е. Ю. Шиц, А. Б. Ярославцев ; отв. ред. В. М. Бузник ; Ин-т химии растворов им. Г. А. Крестова РАН, Национальный исследовательский Томский гос. ун-т, ФГУП «Всероссийский НИИ авиационных материалов», Консорциум «Фторполимерные материалы и нанотехнологии». – Томск, 2017. – 596 с.

4. Ениколопов, Н. С. Принципы создания полимерных композиционных материалов / Н. С. Ениколопов, А. А. Берлин, С. А. Вольфонсон, В. Г. Ошмян. – М. : Химия, 1990. – 238 с.

5. Адаменко, Н. А. Изучение влияния дисперсных алюминиевых и медных наполнителей на теплофизические свойства фторопласта-4 / Н. А. Адаменко [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 10 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 65–69.

6. Кропотин, О. В. Оптимизация условий спекания композиционного материала методом моделирования контактного взаимодействия с учетом вязкоупругих свойств полимера / О. В. Кропотин, В. А. Егорова // Омский на-

учный вестник. – 2011. – Т. 103, № 3. – С. 60–64.

7. Structure and thermophysical properties of polytetrafluoroethylene–aluminum composite materials produced by explosive pressing [Электронный ресурс] / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. Vol. 450 : IX International Multidisciplinary Scientific and Research Conference «Modern Issues in Science and Technology» Workshop «Advanced Technologies in Aerospace, Mechanical and Automation Engineering» (Krasnoyarsk, Russian Federation, 20-28 October, 2018) : Proceedings. – [IOP Publishing], 2018. – 6 p. – URL : <http://iopscience.iop.org/article/10.1088/1757-899X/450/3/032044/pdf>.

8. Катаев, В. М. Справочник по пластическим массам : Т. 1 / В. М. Катаев [и др.]. – 2-е изд., перераб. и доп. – М. : Химия, 1975. – 447 с.

9. Исследование влияния условий спекания на структуру ПТФЭ – алюминиевых композитов / Н. А. Адаменко, А. В. Казуров, Д. В. Савин, Г. В. Агафонова // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 9 (219) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 65–70.

10. Машков, Ю. К. Термодинамика физикохимических процессов в металлополимерных трибосистемах / Ю. К. Машков // Омский научный вестник. – Омск, 2012. – № 2 (110).

ПРОЧНОСТЬ И РАБОТОСПОСОБНОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ

УДК: 621.771: 519.876.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-47-51

Л. М. Гуревич¹, Д. Б. Фрункин², А. А. Истрати¹, В. А. Соннова¹

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАБОТЫ ГОЛОВКИ ГИДРОМЕХАНИЧЕСКОГО ЭКСПАНДЕРА ДЛЯ СВАРНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

¹ Волгоградский государственный технический университет

² АО «Волжский трубный завод»

e-mail: mv@vstu.ru

Проведено моделирование методом конечных элементов работы головки экспандера при калибровании сварных крупногабаритных труб. Определены усилия, необходимые для перемещения деталей силового привода экспандера. Показано, что изменение длины цилиндрической части клиновых сегментов экспандера и величины шага их осевого перемещения изменяет распределение пластической деформации трубной заготовки при постоянстве радиального раздвигания сегментов.

Ключевые слова: экспандер, труба, конечно-элементное моделирование, усилия, деформация, клиновой сегмент, конус.

L. M. Gurevich¹, D. B. Frunkin², A. A. Istrati¹, V. A. Sonnova¹

MODELING THE WORK OF THE HEAD OF A HYDROMECHANICAL EXPANDER FOR WELDED PIPES OF A LARGE DIAMETER

¹ Volgograd State Technical University

² AO Volzhsky pipe plant

Finite element simulate of the operation of the expander head during the calibration of welded bulky pipes was carried out. The forces required to move the parts of the expander power drive are determined. It is shown that a change the length of the cylindrical surface of the wedge segments of the expander and the axial movement step size with constant radial extension of the segment changes the distribution of plastic deformation in the tube billet s.

Keywords: expander, pipe, finite element modeling, forces, deformation, wedge segment, cone.

Одна из тенденций современного рынка газонефтепроводных труб большого диаметра – постоянное ужесточении требований к точности геометрии торцов труб, в частности к величине их овальности (разницы максимального и минимального диаметров). Одной из операций, определяющей конечное геометрическое качество труб, и, в первую очередь, овальность, является операция экспандирования в холодном состоянии. Из-за постоянного снижения максимально допустимой овальности торцов труб в последние два десятилетия производители сварных труб большого диаметра стали отказываться от традиционного экспандирования на прессах-расширителях, в которых калибровка сварных труб осуществляется методом раздачи внутренним гидравлическим давлением,

что позволяло производить калибровку трубы по всей длине с одновременным упрочнением, правкой и гидравлическим испытанием. Пресс-расширитель имел две силовые головки, связанные между собой колоннами, и раскрывающийся штамп. При гидравлической раздаче силовые головки надвигались с двух сторон на трубу, раздавали ее конусами, калибруя и уплотняя тем самым концы труб, затем происходило наполнение водой под высоким давлением. Одновременно вся труба закрывалась разъемными полуштампами, внутренний диаметр которых в закрытом состоянии равнялся требуемому наружному диаметру готовой трубы. При величине экспандирования 1 % исходная овальность труб уменьшалась на 60 %, а при раздаче на 2 % – до 80 % [1]. На запущенных

в последние два десятилетия цехах производства сварных труб большого диаметра используется гидромеханическое экспандирование. Вначале для уменьшения сил трения между головкой экспандера и внутренней стенкой трубы внешние элементы головки экспандера смазываются струями эмульсии из воды и масла, а внутренняя поверхность трубы очищается струями воды. Далее внутрь трубы вводится головка экспандера, которая включает 10–12 сегментов (с наружными цилиндрическими и внутренними клиновыми поверхностями) и сопрягающуюся с ними внутреннюю многогранную усеченную пирамиду. Осевое перемещение гидравлическим приводом пирамиды внутрь сегментов приводит к их раздвиганию в радиальном направлении, соприкосновению с внутренней поверхностью трубы и увеличению локального диаметра трубы. Затем пирамида возвращается в исходное состояние, сегменты сближаются, и головка экспандера перемещается вдоль оси на один шаг, величина которого меньше длины сегментов. После окончания каждого шага процесса экспандирования происходит распруживание стенки трубы, и труба несколько уменьшается в диаметре [2].

Многоступенчатый характер процесса гидромеханического экспандирования затрудняет его эмпирическую оптимизацию, поэтому в последнее десятилетие появилось значительное число публикаций, посвященных моделированию процесса гидромеханического экспандирования. в части из них описана физическая сущность процессов, происходящих при экспандировании, и предложены методики расчета остаточных напряжений и деформаций на основе известных зависимостей сопротивления материалов [3–6].

В других публикациях с различной степенью подробности описаны попытки компьютерного моделирования поведения стенки трубы изменения пластических деформаций и напряжений в металле трубы в процессе экспандирования трубных заготовок, полученных различными вариантами формовки: пошаговая (схема JCO), валковая (схема RBE), на прессах (схема UOE) [7–11]. Ряд работ были посвящены оптимизации процесса экспандирования труб большого диаметра на основе метода компьютерного моделирования условиях АО «Волжский трубный завод» [12–14]. Опубликованные разными авторами приведенные статьи позволяют составить представления о влиянии

процесса экспандирования процессы, происходящие при ступенчатом локальном деформировании трубы, однако они не могут быть использованы при конструировании экспандера, так как не содержат данные об уровне усилий и напряжений в основных деталях головки экспандера, влиянии соотношения длин сегментов и шага головки на однородность пластической деформации по длине экспандированной трубной заготовки. В тоже время увеличение длин сегментов и шага головки позволяет уменьшить общее количество шагов при экспандировании трубы и, следовательно, повысить производительность процесса.

Целью настоящей статьи является определение усилий, необходимых для осевого перемещения привода раздвигания сегментов, а также влияния конструктивных размеров головки экспандера на однородность пластической деформации экспандированной трубной заготовки.

В качестве объекта моделирования выбрана труба внутренним диаметром 1153 мм и толщиной стенки 30,9 мм из стали класса прочности K60 (X70) с пределом текучести около 600 МПа. Механические свойства стали были определены испытанием на растяжение образцов с различной ориентировкой относительно направления прокатки листов [12]. По результатам предшествующих моделирований напряжения и деформации от шага экспандирования не распространяются более 1 м от зоны локального деформирования, поэтому использовали фрагмент трубы длиной 1500 мм. При моделировании (рис. 1) использовалась круглая трубная заготовка, что позволяло выделить чистое влияние только процесса экспандирования. Для радиального раздвигания недеформируемых клиновых сегментов (тела *discrete rigid*) использовалось осевое перемещение абсолютно жесткого конуса (тело *ANALYTICAL RIGID*) с углом 4° между осью и образующей длиной 1500 мм. При моделировании использовались два варианта длин цилиндрической части сегментов – 400 и 450 мм, при длине сегмента 400 мм шаг осевого перемещения головки экспандера составлял 300 мм, а при длине 450 мм – 300 и 350 мм. На обоих концах сегментов выполнялись фаски под углом 20° и длиной 50 мм. График осевого перемещения конуса на двух шагах экспандирования показан на рис. 2, максимальное перемещение сегмента составляло около 20 мм. Пример радиальных перемещений клиновых сегментов на первом и втором шагах

экспандера показан на рис. 3. Для осевого перемещения конуса использовали движение двух управляемых недеформируемых диска (тела Discrete rigid), что обеспечивало возможность непрерывной записи усилия, необходимого для движения конуса. В процессе моделирования фиксировались осевые усилия, осевые и радиальные перемещения недеформируемых элементов и ячеек трубной заготовки, а также напряжения и деформации в стенке трубной заготовки.

Изменение осевого усилия на стадиях первого и второго раздвигания клиновых сегментов показано на рис. 4.

На первом шаге экспандирования увеличение длины клиновых сегментов с 400 до 450 мм приводит к росту максимального осевого усилия, необходимого для перемещения конуса с 23,5 до 25,8 МН. На втором шаге усилие в ос-

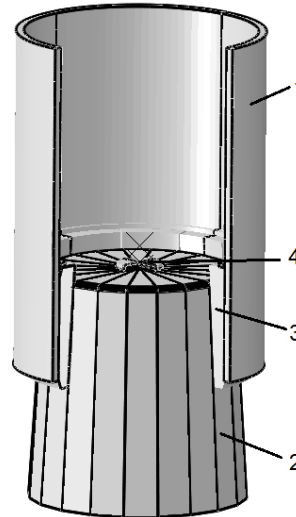


Рис. 1. Модель экспандирования трубы: 1 – труба; 2 – конус; 3 – клиновые сегменты; 4 – диск управления перемещением конуса

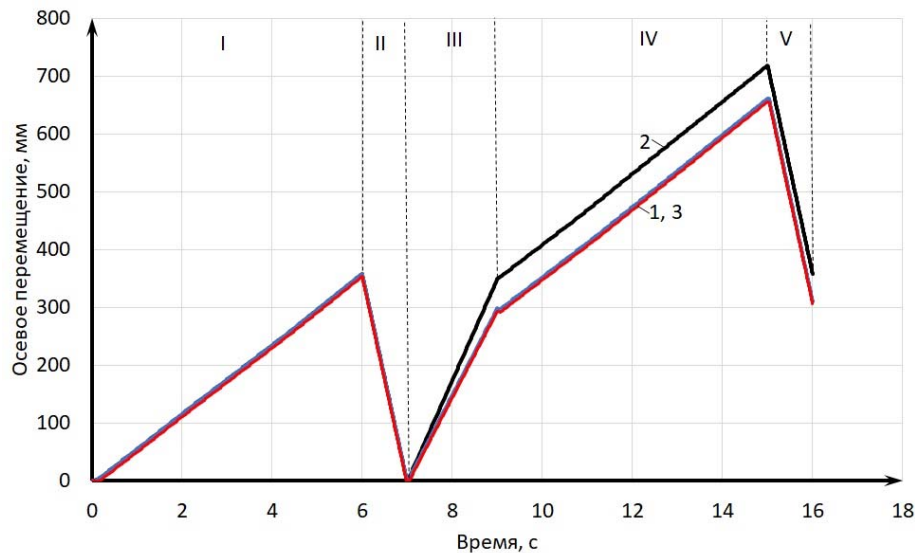


Рис. 2. График осевого перемещения конуса на двух шагах экспандирования: I – первое раздвигание клиновых сегментов; II – первое сдвигание клиновых сегментов; III – осевое перемещение головки экструдера; IV – второе раздвигание клиновых сегментов; V – второе сдвигание клиновых сегментов; 1 – клиновые сегменты длиной 400 мм; 2 и 3 – клиновые сегменты длиной 450 мм

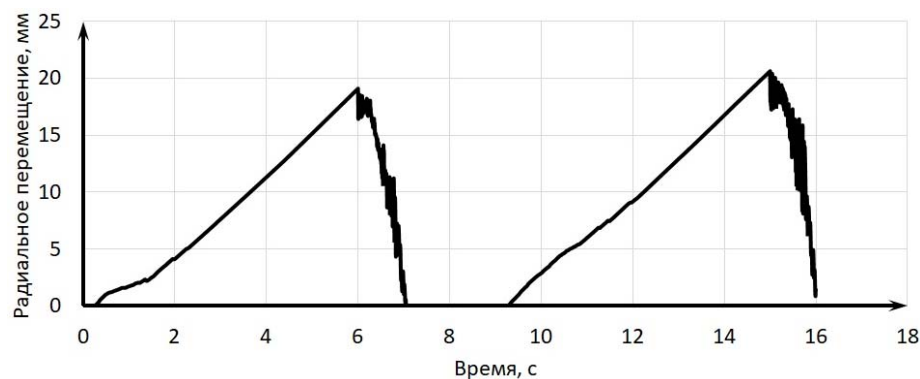


Рис. 3. График радиальных перемещений клиновых сегментов на двух шагах экспандирования

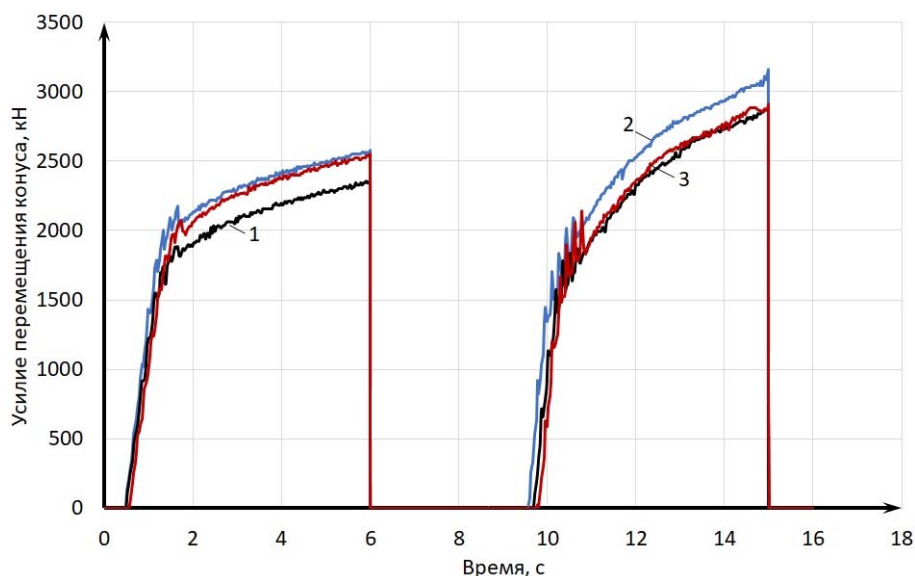


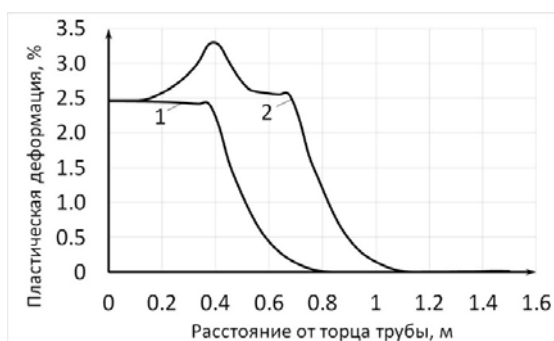
Рис. 4. График изменения осевого усилия для перемещения конуса на двух шагах экспандирования:

1 – клиновые сегменты длиной 400 мм, шаг перемещения головки 300 мм; 2 – клиновые сегменты длиной 450 мм, шаг перемещения головки 350 мм; 3 – клиновые сегменты длиной 450 мм, шаг перемещения головки 300 мм

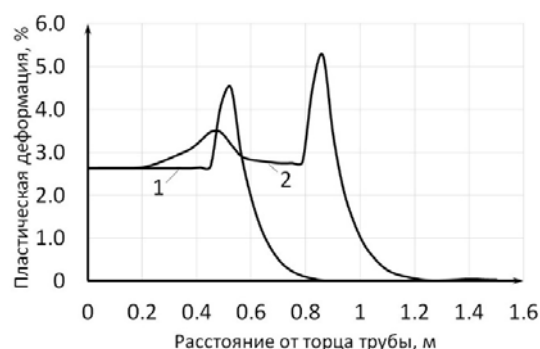
новном зависит не от длины клиновых сегментов, а от шага осевого перемещения головки экспандера: при шаге 300 мм максимальное осевое усилие составляло 29,1 Мн, а при шаге 350 мм – 30,8 МН. Как видно из рис. 3, при моделировании экспандирования с использованием клиновых сегментов длиной 450 мм наблюдались значительные колебания осевых усилий в момент начала возникно-

вления пластических деформаций в стенках трубы как на первом, так и на втором шаге.

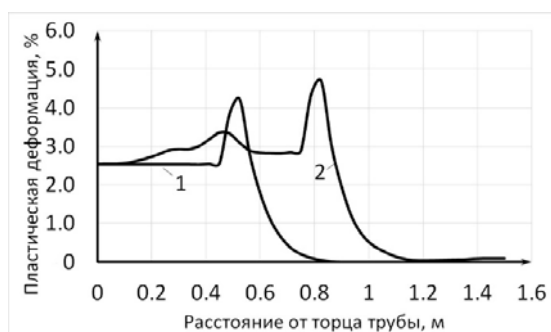
Значительный практический интерес представляет характер изменения распределения пластической деформации стенок трубы после первого и второго шагов экспандирования при варьировании длины сегментов и шагов перемещения головки экспандера (рис. 5).



а



б



в

Рис. 5. Распределение пластической деформации по длине стенки трубной заготовки:

1 и 2 – соответственно после окончания первого и второго шага экспандирования

При длине цилиндрической части сегмента 400 мм пластическая деформация на экспандируемом участке трубной заготовки после первого шага равномерная, а после второго шага возникает участок с повышенной пластической деформацией между двумя проэкспандированными участками. Картина распределения пластической деформации значительно изменяется при увеличении длины цилиндрической части сегмента до 450 мм: уже на первом шаге формируется зона повышенной пластической деформации на границе экспандированного и неэкспандированного участков трубы (рис. 5, б и в). На втором шаге экспандирования градиент пластической деформации в этой зоне уменьшается, но формируется новая зона повышенной пластической деформации на границе экспандированного и неэкспандированного участков.

Таким образом при оптимизации геометрических параметров головки экспандера и технологии экспандирования необходимо кроме силовых факторов учитывать возможность формирования зон экстремальных пластических деформаций.

Выводы

1. Определена возможность определения методами конечно-элементного моделирования усилий, возникающих в приводах головки экспандера при калибровке сварных труб большого диаметра.

2. Показано, что при оптимизации геометрических параметров головки экспандера и технологии экспандирования необходимо кроме силовых факторов учитывать возможность формирования зон экстремальных пластических деформаций.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Технология и оборудование трубного производства : учебник для вузов / В. Я. Осадчий, А. С. Вавилин, В. Г. Зимовец, А. П. Коликов. – М. : Интермет Инжиниринг, 2001. – 608 с.
2. Механика сплошных сред для металлургов : учебник / В. Н. Шинкин. – М. : Изд. дом МИСИС, 2014. – 627 с.

3. Вдовин, И. В. Расчет технических параметров формоизменения трубной заготовки при различных режимах экспандирования в линии ТЭСА 1420 при производстве труб большого диаметра / И. В. Вдовин // Достижения вузовской науки. – 2013. – №. 7. – С. 215–218.

4. Цветков, И. В. Расчет усилий экспандирования труб для газонефтепроводов / И. В. Цветков // Механическое оборудование металлургических заводов. – № 2(11). – 2018. – С. 51–59.

5. Delistoian D., Chirchor M. Uoe Pipe Manufacturing Process Simulation: Equipment Designing and Construction // ACTA Universitatis Cibiniensis. – 2017. – Т. 69. – №. 1. – С. 100–112.

6. Шинкин, В. Н. Технологические расчеты процессов производства труб большого диаметра по технологии SMS Meer / В. Н. Шинкин, А. П. Коликов // Металлург. – 2011. – №. 11. – С. 77–81.

7. Коликов, А. П. Оценка напряженно-деформированного состояния металла на основе математического моделирования при производстве труб большого диаметра / А. П. Коликов, Д. Ю. Звонарев, М. Р. Галимов // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2017. – Т. 60. – № 9. – С. 706–712.

8. Галкин, В. В. Оценка напряженно-деформированного состояния металла трубных заготовок, изготовленных пошаговой формовкой, методом математического моделирования / В. В. Галкин, А. С. Чебурков, Г. В. Пачурин // Современные проблемы науки и образования. – 2013. – №. 2. – С. 131–131.

9. Костюков, В. Е. Численное моделирование производства труб большого диаметра для глубоководной прокладки / В. Е. Костюков [и др.] // Вестник Нижегородского университета им. Н. И. Лобачевского. – 2010. – №. 6.

10. Ren Q. et al. Numerical study on the X80 UOE pipe forming process //Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Т. 215. – С. 264–277.

11. Pervez T. et al. Experimental and numerical simulation of in-situ tube expansion for deep gas wells //Materials and Manufacturing Processes. – 2012. – Т. 27. – №. 7. – С. 727–732.

12. Фрункин, Д. Б. Верификация моделирования процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016.

13. Фрункин, Д. Б. Моделирование процесса экспандирования сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 15 (194) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2016.

14. Фрункин, Д. Б. Изменение геометрии при экспандировании сварных прямошовных труб большого диаметра, производимых на АО «Волжский трубный завод» / Д. Б. Фрункин [и др.] // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 6 / ВолгГТУ. – Волгоград, 2017. – С. 49–54.

УДК 621. 817

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-52-54

*А. В. Попов, И. В. Нотов***ОСОБЕННОСТИ ВЫБОРА ПОДШИПНИКА КАЧЕНИЯ
ДЛЯ СФЕРИЧЕСКОГО ПРЕОБРАЗУЮЩЕГО МЕХАНИЗМА*****Волгоградский государственный технический университет**

e-mail: apopov34@rambler.ru

В работе представлено обоснование выбора подшипника качения для сферического механизма с двумя и тремя степенями свободы. Приведены расчетные схемы для определения направления и значений действующих сил. Приведены рекомендации по выбору подшипника качения из условия действующих сил на элементы механизма.

Ключевые слова: сферический механизм, бесступенчатый привод, подшипник качения.

*A. V. Popov, I. V. Notov***FEATURES OF CHOOSING A ROLLING BEARING
FOR A SPHERICAL TRANSFORMING MECHANISM****Volgograd State Technical University**

The article presents the rationale for choosing a rolling bearing for a spherical mechanism with two and three degrees of freedom. Calculation schemes for determining the direction and values of active forces are given. Recommendations are given for selecting a rolling bearing based on the forces acting on the mechanism elements.

Keywords: spherical mechanism, stepless drive, rolling bearing.

Неотъемлемой частью сферических механизмов для преобразования равномерного вращательного движения в управляемое колебательное является элемент, отсекающий первоначальное вращение ведущего вала [1, 2]. Как показали предыдущие исследования [3], используемый в таких конструкциях подшипник качения подвергается значительным нагрузкам ввиду того, что подшипник нагружен не по стандартной схеме. Дополнительно он испытывает в крайних положениях механизма деформации кручения в плоскости перпендикулярной оси вращения, связанные с колебанием колец в разных плоскостях. Рекомендаций по выбору подшипников качения для подобных условий работы в литературе авторами не выявлено, что вызвало необходимость выработать таковые для проектирования и создания сферических механизмов для различных машин и приводов. Поэтому задача по подбору подшипника качения в механизмах совершающих сложное движение в пространстве является актуальной.

Определяющее значение при проектировании является расчет конструктивных элементов, соответствующих основным требованиям оптимальной конструкции при гарантировании работоспособности создаваемых узлов. Для сферических преобразующих механизмов таковыми являются размеры кольцевидных звеньев [3].

Как правило, проектирование подшипникового узла начинают с его эскизной компоновки, затем определяют направление и значение действующих нагрузок.

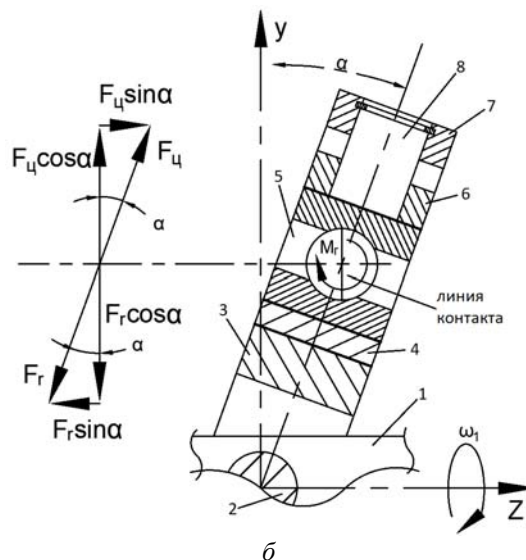
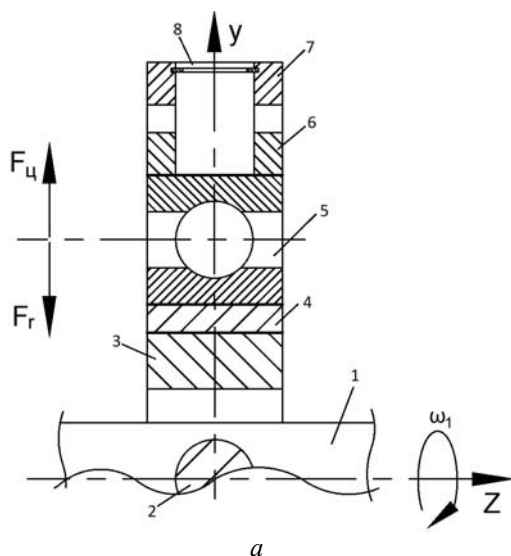
Для нашего случая, поскольку подшипник изменяет свое положение в пространстве (совершает сложное колебательное движение в пространстве), необходимо определить какие силы действуют на его элементы и как они изменяются для различных положений механизма. Изначально принимаются допущения, что зазоры между телами качения и кольцами подшипника отсутствуют, в качестве рассматриваемого подшипника выбран шариковый однорядный радиальный подшипник качения.

Для работы сферического механизма с двумя и тремя степенями свободы можно выделить два основных режима работы. Первый случай, когда механизм работает в режиме муфты и угол α наклона внутреннего кольца относительно перпендикуляра к оси вращения ведущего вала равен 0° . Расчетная схема по определению действующих сил представлена на рисунке, а. В этом положении, расчет сил и контактных напряжений между телами качения и кольцами подшипника будет соответствовать методике, для радиального подшипника описанной в [4] для случая, когда вектор нагрузки совпадает с плоскостью симметрии подшипника.

При этом расчет эквивалентной нагрузки P на подшипник можно проводить по следующей формуле:

$$P = XV(F_r - F_u),$$

где X – коэффициент, соответствующий динамической нагрузке на подшипник, V – коэффициент вращения ($V=1$), F_r – радиальная составляющая нагрузки, F_u – центробежная сила.



Расчетная схема действующих сил при работе механизма:

1 – ведущий вал; 2 – внутренний шарнир; 3 – внутреннее кольцо; 4 – промежуточное кольцо; 5 – подшипник качения; 6 – среднее кольцо; 7 – наружное кольцо; 8 – наружный шарнир; ω_1 – угловая скорость ведущего вала

Во втором случае, при отклонении внутреннего кольца механизма на некоторый угол $\alpha \neq 0^\circ$ расчетная схема действующих сил будет выглядеть, как показано на рисунке, б. При вращении ведущего вала радиальную нагрузку раскладываем на две составляющие вертикальную и горизонтальную. Вертикальная составляющая, будет всегда параллельна вертикальной оси y , и характеризовать угол контакта шарика с наружным и внутренним кольцами. Горизонтальная составляющая будет характеризовать направление движения среднего кольца механизма и осевую нагрузку, приходящуюся на элементы подшипника. Поскольку, линия контакта отклонена от вертикальной оси на некоторый угол $\alpha \neq 0^\circ$, то на шарик будет действовать гироскопический момент M_r , стремящийся повернуть шарик вокруг собственной оси поперек желоба внутреннего и наружного колец. Это необходимо учитывать при больших частотах вращения ведущего вала. Поскольку максимальная угловая скорость ω_1 вала при работе данного механизма находится в пределах $157...209 \text{ с}^{-1}$ (для уменьшения динамических составляющих нагрузок), а масса шарика достаточно мала, то действием центробежных сил для расчетов приводов можно пренебречь.

При повороте ведущего вала и связанного с ним внутреннего кольца на угол 90° , главная ось внутреннего шарнира совпадает с вертикальной осью, что дает возможность поворота подшипника вокруг оси y от действия горизонтальной составляющей действующих сил. Так как внутреннее кольцо механизма связано с устройством изменения угла наклона (на рисунке не показано) и удерживается от поворота, то вращение вокруг оси y будет невозможно. Внутреннее кольцо, на котором закреплен подшипник, займет вертикальное положение и угол α станет близким к 0° . Таким образом, усилия на элементы подшипника будут действовать, как показано на рисунке, а.

Для рабочего положения сферического механизма характерны радиальная и осевая составляющие, результирующую, которых найдем из следующей формулы:

$$F_r = \sqrt{(F_r \sin \alpha)^2 + (F_r \cos \alpha)^2}.$$

Для примера примем максимальное значение радиальной силы равное $F_r = 1000 \text{ Н}$, угол отклонения внутреннего кольца примем максимально реализуемое из модели механизма [3] $\alpha_{max} = 20^\circ$, составим таблицу для определения действительных сил, нагружающих подшипник при различных значениях угла наклона внутреннего кольца механизма.

Таблица значений действующих сил на подшипник

Действующие силы	Угол наклона внутреннего кольца механизма							
	0°	3°	6°	9°	12°	15°	18°	20°
F_r, H	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000	1000
$F_r \sin \alpha, H$	0	52,34	104,53	156,44	207,91	258,82	309,02	342,02
$F_r \cos \alpha, H$	1000	998,63	994,52	987,69	978,15	965,93	951,01	939,69

Замечено, что значения осевой составляющей нагрузки на подшипник достаточно велики и не позволяют применять радиальные подшипники качения, поскольку они могут воспринимать не более 30% осевой нагрузки от неиспользованной радиальной [4]. Применение упорно-радиальных и упорных подшипников качения также не представляется возможным, так как выполняется условие:

$$F_r \geq F_a,$$

где F_a – осевая составляющая нагрузки на подшипник.

Из проведенного теоретического анализа можно сделать следующие выводы.

1. Основной нагрузкой действующей на детали механизма, является радиальная сила F_r .
2. Осевая составляющая нагрузки на подшипник, превышает рекомендованные значения по процентному соотношению от остаточной радиальной нагрузки.
3. Гироскопический момент, возникающий при значительных угловых скоростях вращения ведущего вала, при использовании шариковых подшипников накладывает дополнительное условие при расчете на долговечность подшипника.

В связи с этим, в сферических механизмах рекомендуется использовать радиально-упорные подшипники из условия действующих сил. Поскольку внутреннее кольцо совершает сложное движение в пространстве, и отклонение от вертикальной оси будет изменяться от $+\alpha$ до $-\alpha$, соответственно, линия контакта будет менять свое направление вместе с изменением осевой силы. Поэтому рекомендуется использование двух радиально-упорных подшипников вос-

принимающих осевые нагрузки в разных направлениях или установка одного подшипника с четырехточечным контактом, который способен воспринимать нагрузки в двух направлениях. Либо при установке одного шарикового подшипника, необходимо дооснастить конструкцию возможностью регулировки осевого натяга для предотвращения возникновения гироскопического момента.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Попов, А. В. Моделирование и анализ деформаций звеньев сферического преобразующего механизма с двумя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов, А. А. Рожнов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 82–84.
2. Попов, А. В. Сферический механизм с тремя степенями свободы для регулируемых приводов маломощной техники (теоретические и экспериментальные исследования) / А. В. Попов // Проблемы механики современных машин : материалы VII междунар. науч. конф. (г. Улан-Удэ, 25–30 июня 2018 г.). В 2 т. Т. 1 / редкол.: В. С. Балбаров (отв. ред.) [и др.] ; Восточно-Сибирский гос. ун-т технологий и управления, Ин-т машиноведения им. А. А. Благонравова РАН, Уханьский текстильный ун-т (Китай), Иркутский гос. ун-т путей сообщения, Братский гос. ун-т. – Улан-Удэ, 2018. – С. 75–78.
3. Попов, А. В. Условия конструктивного исполнения и анализ напряженно-деформированного состояния звеньев сферического преобразующего механизма с тремя степенями свободы / А. В. Попов, И. В. Нотов // Известия ВолгГТУ : научный журнал № 4 (227) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2019. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 42–45.
4. Черменский, О. Н. Подшипники качения : справочник-каталог / О. Н. Черменский, Н. Н. Федотов. – М. : Машиностроение : Машиностроение-1, 2003 (Акад. тип. Наука РАН). – 575 с. : ил., табл.

УДК 621.81

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-55-57

*М. М. Матлин, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин***МЕТОДИКА НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ
ОТНОСИТЕЛЬНОГО СУЖЕНИЯ ПОСЛЕ РАЗРЫВА*****Волгоградский государственный технический университет**

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

В работе представлен предложенный авторами метод неразрушающего определения относительного сужения после разрыва, базирующийся на закономерностях упругопластического вдавливания сферического индентора. Показана приемлемая точность метода для инженерной оценки пластических свойств углеродистых и легированных конструкционных сталей.

Ключевые слова: сферический индентор, неразрушающий контроль, модуль пластичности, пластическая твердость, относительное сужения после разрыва.

*M. M. Matlin, E. N. Kazankina, V. A. Kazankin***NON-DESTRUCTIVE CONTROL METHOD
OF RELATIVE NARROWING AFTER RUPTURE****Volgograd State Technical University**

The paper presents the method of non-destructive determination of relative narrowing after rupture, based on the laws of elastoplastic indentation of a spherical indenter proposed by the authors. An acceptable accuracy of the method for engineering assessment of the plastic properties of carbon and alloyed structural steels is shown.

Keywords: spherical indenter, non-destructive testing, modulus of plasticity, plastic hardness, relative narrowing after rupture.

Стандартный метод определения относительного сужения после разрыва [1] предусматривает вырезку из детали образцов для испытания на растяжение. Относительное сужение ψ_k после разрыва определяют как отношение разности начальной площади и минимальной площади поперечного сечения образца к начальной площади поперечного сечения образца. Более совершенным является метод [2], однако и он требует изготовления и испытания образцов на растяжение. Неразрушающий метод определения относительного сужения после разрыва предложен в работе [3]. Этот метод предусматривает нанесение царапины алмазным конусом, измерение глубины царапины t , критической длины царапины $L_{ц}$, с последующим определением относительного сужения после разрыва по формуле

$$\psi_k = 0,0076 \left(L_{ц} / t \right)^{0,881}, \quad (1)$$

которая получена путем статистической обработки экспериментальных данных для различных материалов; метод предусматривает построение диаграммы царапания, при которой глубина царапания составляет 5 мкм. В связи с этим этот способ может быть реализован только на тщательно подготовленных плоских

образцах с полированной поверхностью и с использованием специального оборудования.

Предлагаемый метод неразрушающего определения относительного сужения после разрыва базируется на закономерностях модуля пластичности M материала [4, 5]. Модуль пластичности, как и контактный модуль упрочнения (пластическая твердость НД [6, 7]) является комплексной характеристикой механических свойств материала (предела текучести, истинного сопротивления разрыву, коэффициента упрочнения). Так, согласно [5] с уменьшением модуля пластичности (что соответствует уменьшению предела текучести) и с увеличением истинного сопротивления разрыву S_k относительное поперечное сужение ψ_k увеличивается.

Предлагаемый метод предусматривает внедрение сферического индентора в испытываемую поверхность детали, определение контактного модуля упрочнения (пластической твердости НД), по которому определяют модуль пластичности M испытываемого материала по формуле

$$M = a \cdot \text{НД}^b, \quad (2)$$

где « a » и « b » коэффициенты, зависящие от химического состава испытываемого материала.

© Матлин М. М., Казанкина Е. Н., Казанкин В. А., 2020.

* Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1).

Значение относительного сужения после разрыва ψ_k определяют с учетом истинного сопротивления разрыву S_k испытуемого материала по зависимости

$$\psi_k = \frac{S_k}{M}. \quad (3)$$

Отметим, что истинное сопротивление разрыву S_k можно определить по справочным данным или экспериментально [1], а также разрушающим методом, согласно [8].

Зависимость (3) в новой форме устанавливает взаимосвязи между всеми существенными параметрами, определяющими величину относительного сужения после разрыва: пластические свойства материала при контактной деформации (от них зависит пластическая твердость), прочностные свойства материала (от них зависит истинное сопротивление разрыву), пластические свойства материала при растяжении (от них зависит относительное сужение после разрыва и, следовательно, модуль пластичности), а также коэффициенты a и b , значения которых зависят от химического состава испытуемого материала.

Для определения числовых значений коэффициентов a и b использовали вспомогательные образцы с известными величинами пластической твердости и модуля пластичности; материал вспомогательных образцов (черный или цветной металл) выбирают в зависимости от того относительное сужение после разрыва какого материала предполагается определять.

Экспериментальную проверку описанного выше метода определения относительного сужения после разрыва проводили на образцах, изготовленных из углеродистых и легированных конструкционных сталей различного уровня прочности и пластичности.

В качестве индентора использовали стальной закаленный шарик диаметром 5 мм, а для сталей с пластической твердостью большей, чем 4500 МПа - сферический индентор из твердого сплава.

Для определения коэффициентов a и b использовали вспомогательные образцы, изготовленные из стали 10 с известными значениями пластической твердости $HD_1=1570$ МПа и модулем пластичности $M_{3,1}=14,91$ МПа (в табл. 1 – № 2), а также образец из стали 12Х2Н4А с пластической твердостью $HD_2=6573$ МПа и модулем пластичности $M_{3,2}=38,07$ МПа (в табл. 1 – № 7). Внедрение сферического индентора в поверхность вспомогательных образцов проводили с использованием пресса Бринелля при нагрузке 7358 Н.

Для стальных деталей с учетом числовых значений коэффициентов a и b формула примет вид

$$M = 0,12 \cdot HD^{0,65}. \quad (4)$$

В табл. 1 представлены механические свойства испытанных материалов. Испытания на растяжение проводили с помощью программно-технического комплекса для испытания металлов ИР 5143-200.

Таблица 1

Механические свойства испытанных образцов

Номер образца	Марка стали, пластическая твердость HD, МПа	Истинное сопротивление разрыву, $S_{k,3}$, МПа [1]	Относительное сужение после разрыва $\psi_{k,3}$, %, [1]	Модуль пластичности $M_3=S_{k,3}/\psi_{k,3}$, МПа [1]
1	Сталь 10, 1510	927	68	13,63
2	Сталь 10, 1570	969	65	14,91
3	Сталь 10, 1510	1009	69	14,62
4	Сталь 20, 1570	969	65	14,91
5	Сталь 35, 2158	1000	56	17,85
6	Сталь 45, 2590	1100	54	20,37
7	Сталь 12Х2Н4А, 6573	2246	59	38,07
8	Сталь 40ХН, 5100	1590	54	29,44
9	Сталь 45Х, 4610	1510	54	27,96
10	Сталь 18ХНВА, 5984	2000	55	36,36
11	Сталь У4, 3669	1609	61	26,38
12	Сталь 30ХГСА, 7554	2129	53	40,17

Результаты сравнительных испытаний приведены в табл. 2. Как видно из табл. 2, погрешность оперативного определения относительно-

го сужения после разрыва по сравнению со стандартной методикой [1] не превышает (5...6) % и имеет характер двухстороннего разброса.

Таблица 2

Сопоставление экспериментальных значений относительного сужения после разрыва ($\psi_{k,э}$) путем растяжения образцов по ГОСТ [1] и определенных по описанному методу (ψ_k)

Номер образца	Марка стали пластическая твёрдость НД, МПа	Относительное сужение после разрыва $\psi_{k,э}$, %	Модуль пластичности М, МПа испытываемого материала; форм. (4)	Относительное сужение после разрыва испытываемого материала $\psi_k = S_{k,э} / M$, %;	Погрешность $\frac{\psi_{k,э} - \psi_k}{\psi_{k,э}} \cdot 100$ %
1	Сталь 10, 1510	68	13,98	66,31	2,49
2	Сталь 10, 1570	65	14,33	67,62	-4,03
3	Сталь 10, 1510	69	13,98	72,17	-4,59
4	Сталь 20, 1570	65	14,33	67,62	-4,03
5	Сталь 35, 2158	56	17,63	56,72	-1,85
6	Сталь 45, 2590	54	19,85	55,42	-2,63
7	Сталь 12Х2Н4А, 6573	59	36,37	61,75	-4,66
8	Сталь 40ХН, 5100	54	30,84	51,56	4,52
9	Сталь 45Х, 4610	54	28,88	52,29	3,17
10	Сталь 18ХНВА, 5984	55	34,22	58,44	=6,25
11	Сталь У4, 3669	61	24,90	62,62	-2,66
12	Сталь 30ХГСА, 7554	53	39,81	53,48	-0,91

Следует отметить, что формула (4) получена для углеродистых и легированных конструкционных сталей. Однако можно предполагать, что и для других материалов, которые разрушаются с образованием шейки, конструкция формулы (4) сохранится; при этом значения коэффициентов a и b могут быть иными.

Таким образом, результаты экспериментальной проверки свидетельствуют о пригодности предлагаемого метода для практического использования при контроле различных деталей машин (зубчатые колеса, болты, стержни, элементы металлоконструкций, балки и т. п.).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 1497–84, ИСО 6892–84. Металлы. Методы испытания на растяжение. Введ. 16.07.1984.

2. Патент 2319944 РФ, МКИ⁶ G01N3/32. Способ определения максимальных истинных напряжений и деформаций / В. И. Водопьянов, О. В. Кондратьев, А. И. Горунов, С. Б. Гаманюк. – Оpubл. 20.03.2008. Бюл. № 8.

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

4. Шапошников, Н. А. Механические испытания металлов / Н. А. Шапошников. – М.-Л. : Машгиз, 1954. – 443 с.

5. Фридман, Я. Б. Механические свойства металлов. В 2 ч. Ч. 1 / Я. Б. Фридман. – М. : Машиностроение, 1974. – 472 с.

6. ГОСТ 18835–73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.07.75.

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

8. Патент 2680111 РФ, МПК G01N3/42 Способ определения истинного сопротивления разрыву / М. М. Матлин, А. И. Мозгунова, Е. Н. Казанкина, В. А. Казанкин. – Оpubл. 15.02.2019. Бюл. № 5.

УДК 539.42

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-58-61

А. А. Тырымов

**ЧИСЛЕННАЯ ОЦЕНКА КОЭФФИЦИЕНТА ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ
И КОЭФФИЦИЕНТА БИАКСИАЛЬНОСТИ ДЛЯ КОМПАКТНОГО ОБРАЗЦА
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СИНГУЛЯРНОГО ЭЛЕМЕНТА
ГРАФОВОЙ МОДЕЛИ УПРУГОГО ТЕЛА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: tyrymov2010@yandex.ru

В работе представлены результаты численного расчета коэффициента интенсивности напряжений и коэффициента биаксиальности для компактного образца при внецентренном растяжении. Для анализа напряженного состояния вблизи трещины используется сингулярный элемент графовой модели упругого тела.

Ключевые слова: математическое моделирование, упругость, компактный образец, коэффициент интенсивности напряжений T -напряжения, коэффициент биаксиальности напряжений.

А. А. Tyrymov

**NUMERICAL EVALUATION OF STRESS INTENSITY FACTOR
AND STRESS BIAXIALLITY FOR COMPACT SPECIMEN BASED
ON GRAPH MODEL OF ELASTIC SOLID**

Volgograd State Technical University

The paper presents the results of numerical calculation of the stress intensity factor and the biaxiality factor for a compact tension specimen. A singular element of the graph model of an elastic solid is used to analyze the stress state near a crack.

Keywords: mathematical simulation, elasticity, compact specimen, stress intensity factor, T -stress, stress biaxiality factor.

При определении характеристик трещиностойкости и испытаниях на вязкость разрушения используется прямоугольный компактный образец с краевой трещиной. Образец нагружается двумя растягивающими силами, приложенными к контурам круговых отверстий, симметрично расположенных относительно линии трещины. Для вычисления коэффициента интенсивности напряжений у вершины трещины в таких конструкциях применялись методы конечных элементов, граничных коллокаций, преобразования Фурье [1–3].

В настоящей работе внимание сосредото-

но на возможностях построенного на основе графовой модели сингулярного элемента, предназначенного для расчета напряженно-деформированного состояния в окрестности особых точек разреза, вблизи остроконечных включений и других сингулярных точек и линий. Используется элементарная ячейка прямоугольного элемента с восемью степенями свободы [4, 5].

Моделируя сингулярный характер распределения напряжений и деформаций у вершины трещины, аппроксимируем неизвестные деформации в пределах прямоугольного элемента следующими выражениями:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{xx} &= \frac{\partial u}{\partial x} = a_0 + a_1 x + a_2 y + a_3 r^{-\alpha}, & \varepsilon_{yy} &= \frac{\partial v}{\partial y} = b_0 + b_1 x + b_2 y + b_3 r^{-\alpha}, \\ \frac{\partial u}{\partial y} &= c_0 + c_1 x + c_2 y + c_3 r^{-\alpha}, & \frac{\partial v}{\partial x} &= d_0 + d_1 x + d_2 y + d_3 r^{-\alpha}, \\ \gamma_{xy} &= \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} = c_0 + d_0 + (c_1 + d_1)x + (c_2 + d_2)y + (c_3 + d_3)r^{-\alpha},\end{aligned}\tag{1}$$

где $r(x, y) = \sqrt{x^2 + y^2}$ – расстояние от произвольной точки элемента до вершины трещины. Предполагается, что начало локальной декарто-

вой системы координат располагается в вершине трещины, а сама трещина лежит на оси Ox . Значения коэффициентов в формулах (1) удастся выразить через деформации сторон элемента.

Графовый метод позволяет построить линейную (соответствует квадратичной функции перемещений) или сингулярную аппроксимацию деформаций на четырехузловом прямоугольном элементе с восемью степенями свободы. В традиционном подходе метода конечных элементов (МКЭ) для такой аппроксимации необходимо применение элемента с восемью узлами (16 степеней свободы). В результате определяющая система уравнений графового метода содержит примерно в 3 раза уравнений меньше по сравнению с системой, выведенной традиционным способом МКЭ.

В качестве примера использования сингулярного элемента рассмотрим прямоугольную пластину (рис. 1) с внешней границей Γ_0 , краевым прямолинейным разрезом Γ_1 и двумя круговыми отверстиями с границей Γ_2 . Геометрические характеристики пластины таковы: высота $H=1,2W$, ширина $L=1,25W$, радиус круговых отверстий $R=0,125W$, а их центры имеют координаты $(W; \pm 0,275W)$. В приводимых ниже расчетах принято $W=48$ мм. Упругие характеристики материала взяты такими: модуль упругости $E=200000$ МПа, коэффициент Пуассона $\nu=0,3$.

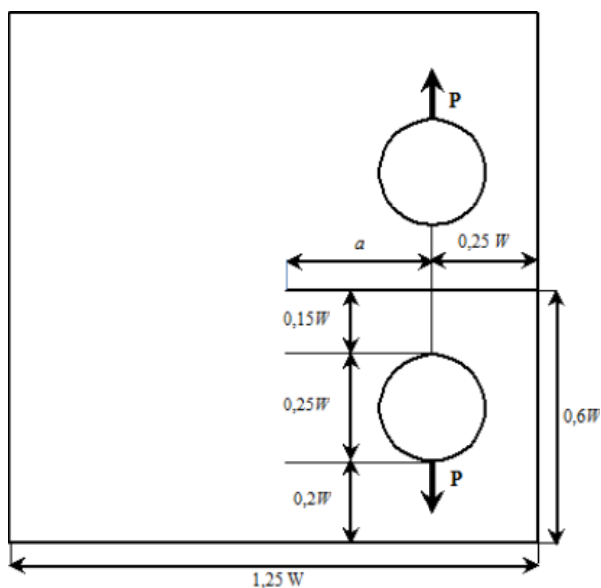


Рис. 1. Геометрия компактного образца

Трещина перпендикулярна стороне пластины с размером H , расположена на оси симметрии Ox и задается условием $\Gamma_1=\{x: W-a \leq x \leq 1,25W\}$. Изучалось плоское напряженное состояние образца. В виду симметрии рассматривалась половина всей области. Граничные условия задачи заданы следующим образом: на горизонтальной оси вне контура разреза $\nu=0$, границы Γ_0 и Γ_1

свободны от напряжений, на границе Γ_2 действует растягивающая сила $P=50$ МПа. В расчетах действие сосредоточенной силы заменим действием эквивалентной нагрузки, распределенной между тремя соседними узлами. Исследуемая область разбивалась на 680 элементов. В окрестности трещины использовались два сингулярных элемента с размером $0,25 \times 0,2$ мм. Во всех других элементах применялась линейная аппроксимация деформаций. В приводимых ниже расчетах при моделировании сингулярности напряжений использована корневая особенность вида $r^{-0,5}$. Расчетная схема и пример деформированного состояния пластины показаны на рис. 2.

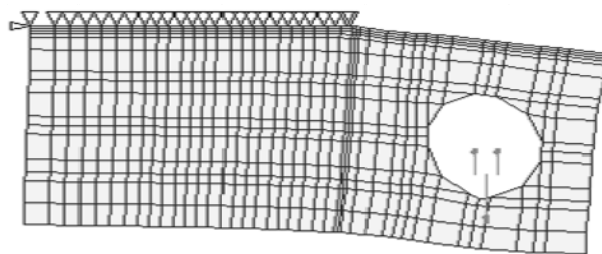


Рис. 2. Расчетная схема и деформированная сетка

Среди методов количественной оценки параметров жесткости напряженного состояния у вершины трещины наиболее распространен метод, связанный с расчетом коэффициента интенсивности напряжений (КИН). В механике разрушения коэффициенты интенсивности напряжений играют существенную роль. КИН является тем параметром, который позволяет оценивать локальное поле напряжений в вершине трещины.

В таблице приведены в зависимости от отношения a/W значения нормированного коэффициента интенсивности напряжений $\frac{K\sqrt{W}}{P}$.

Во второй строке таблицы приведены данные из работы [3], в которой использован метод сингулярных интегральных уравнений, в третьей – значения, полученные графовым методом с использованием сингулярного элемента и применением инвариантного интеграла Черепанова–Райса. Контур интегрирования выбирался проходящим через те точки, которые использовались для численного интегрирования по квадратным формулам Гаусса при выводе матрицы жесткости сингулярного элемента. Как видно из таблицы, результаты расчетов хорошо согласуются, наибольшее расхождение для длинных трещин не превосходит два процента.

Сравнение коэффициентов интенсивности напряжений

a/W	0,4	0,45	0,5	0,55	0,6	0,65	0,7
Результаты из работы [3]	7,3304	8,3449	9,6381	11,3364	13,6465	16,8832	21,6283
Расчет по графовой модели	7,3639	8,4450	9,7739	11,5098	13,8740	17,2039	22,0824

В последние годы интенсивно развивается, так называемая, двухпараметрическая модель механики разрушения. Многочисленные теоретические и экспериментальные исследования показали, что необходимы дополнительные параметры для уточнения однопараметрического подхода, использующего только КИН. Таким параметром служит второй (несингулярный) член в разложении Вильямса при определении напряженного состояния в окрестности вершины трещины

$$\sigma_{xx} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) + T + O(\sqrt{r}), \quad (2)$$

Здесь K – коэффициент интенсивности напряжений в условиях нормального отрыва, (x, y) и (r, θ) декартовы и полярные координаты с началом (полусом) в вершине трещины соответственно, а член T называют T -напряжением.

Для расчета T -напряжений воспользуемся компонентой σ_{xx} . Действительно, если рассматривать берега трещины, когда $\theta = -\pi$ или $\theta = \pi$, то из формулы (2) следует $T = \sigma_{xx}$.

В процессе численного анализа T -напряжения, в отличие от теоретических значений, не

остаются постоянными. Они зависят от метода расчета, от степени разреженности используемой сетки, от расстояния до вершины трещины. В связи с этим введем в рассмотрение среднее значение T -напряжений, определенное в n точках вдоль берега

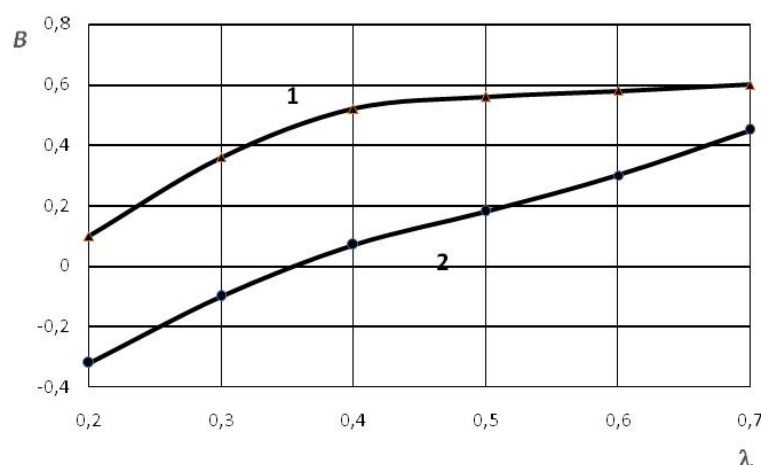
$$T_s = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \sigma_{xx}(x_i)$$

При определении среднего значения T -напряжений напряжения σ_{xx} вычислялись в n точках вдоль берега трещины на участке длиной $0,2a$ и отсчитываемого от вершины трещины. Шаг разбиения во всех расчетах был принят $0,3$ мм.

Для оценки параметров жесткости напряженного состояния у вершины трещины широко используется безразмерный параметр биаксиальности [6]

$$B = \frac{T\sqrt{\pi l}}{K}$$

Здесь $l=a+0,25W$ – длина трещины, K – КИН в условиях нормального отрыва. Параметр B можно рассматривать как меру стеснения деформаций в зоне предразрушения у вершины трещины.

Рис. 3. Зависимость коэффициента биаксиальности от отношения a/W

На рис. 3 показана зависимость коэффициента биаксиальности от относительной длины трещины a/W . Кривая 1 построена на основе графового метода для компактного образца, размеры которого соответствуют рис. 1. Результаты этих расчетов полностью согласуются с данными

из работы [6]. Следует отметить, что ширина компактного образца оказывает значительное влияние на коэффициент биаксиальности. Кривая 2 на рис. 3 отвечает значению $H=W$ [6].

Хорошее совпадение между численными результатами, представленными в работе, и ре-

зультатами, известными из литературных источников, придает достоверность применяемому графовому методу при моделировании напряженно-деформированного состояния вблизи особых точек разреза и сингулярных точек в теории трещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Морозов, Е. М. Метод конечных элементов в механике разрушения / Е. М. Морозов, Г. П. Никишков. – М. : Наука, 1980. – 256 с.
2. *Srawley J.E., Gross B.* Stress intensity factors for bent and compact specimens // Engng. Fract. Mech. – 1972. 4, № 3. – P. 587–589.
3. *Civelek M.B., Erdogan F.* Crack problems sor a rectangular plate and an infinite strip // Int. Journ. of Fracture. – 1982. – Vol. 19, № 2. – P. 139–159.
4. Кузовков, Е. Г. Графовые модели в плоской и осесимметричной задачах теории упругости / Е. Г. Кузовков, А. А. Тырымов. – Волгоград : ИУНЛ ВолгГТУ, 2010. – 128 с.
5. Тырымов, А. А. Сингулярный элемент графовой модели упругой среды в декартовой системе координат / А. А. Тырымов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2011. – Т. 4, № 4. – С. 125–136. DOI:org/10.7242/1999-6691/2011.4.4.47.
6. *Leevers, P. S., Radon J.C.* Inherent stress biaxiality in various fracture specimen geometries // Int. Journ. of Fracture. 1982. – Vol.19. – P.311–325.-DOI: 10.1007/BF00012486.

ВОПРОСЫ СВАРКИ, МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

УДК 621.791.927.5

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-62-66

С. К. Елсуков, Г. Н. Соколов, И. В. Зорин, С. А. Фастов, И. А. Полунин

ИССЛЕДОВАНИЕ ДУГОВОГО ПРОЦЕССА ПРИ НАПЛАВКЕ РАСЩЕПЛЕННЫМ ЭЛЕКТРОДОМ В СМЕСИ ЗАЩИТНЫХ ГАЗОВ

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: naplavka34@yandex.ru

На основе экспериментальных данных выявлено влияние напряжения источника питания на характер существования дуги и каплеперенос электродного металла при наплавке расщепленным электродом в смеси аргона и двуокиси углерода. Определены диапазоны величины напряжения для основных типов дуг на расщепленном электроде, описаны причины и механизмы формирования.

Ключевые слова: наплавка, расщепленный электрод, дуговой процесс, сварка в защитных газах.

S. K. Elsuikov, G. N. Sokolov, I. V. Zorin, S. A. Fastov, I. A. Polunin

INVESTIGATION OF THE ARC PROCESS OF A SPLIT ELECTRODE IN A GAS METALL ARC WELDING

Volgograd State Technical University

Based on the experimental data, the influence of the voltage of the power source on the nature of the existence of the arc and droplet transfer of the electrode metal during surfacing by a split electrode in a protective carbon dioxide and argon gas mixture is revealed. The voltage ranges for the main types of arcs on a split electrode are determined, the causes and mechanisms of the formation of these types are described.

Keywords: surfacing, hardfacing, cladding, split electrode, arc process, GMAW.

Введение

Технологический процесс механизированной электродуговой наплавки расщепленным электродом широко используется в промышленности при изготовлении деталей оборудования и инструмента нефтехимического и металлургического назначения [1]. Особенность такого процесса заключается в том, что две сварочные проволоки, расположенные в подающем механизме с определенным расстоянием, друг от друга имеют общий токоподвод, запитанный от источника постоянного сварочного тока [2, 3]. Это определяет зависимость характера существования дуги от расстояния между проволоками и от напряжения на дуге в промежутке [4]. Поскольку такая технологическая зависимость для рассматриваемого процесса изучена недостаточно, то цель работы состоит в исследовании влияния напряжения на характер существования дуги и каплеперенос

при механизированной наплавке расщепленным электродом в смеси защитных газов.

Методика исследования и эксперимент

Наплавку способом расщепленного электрода (рис. 1) производили на промышленном сварочном автомате A6 MasterTrack (ESAB) с использованием двух проволок диаметром 2 мм марки 08X18H10 (C 0,08; Ni 10; Cr 18; Mo 8–10; Nb 3,15–4,15; Mn 0,3; Si 0,2) на металлические пластины из Ст3 размером 180x100x12, в газовой смеси аргона и двуокиси углерода (в соотношении 82 % + 18 %, ГОСТ Р ИСО 14175–2010), на постоянном токе обратной полярности. В процессе наплавки были заданы основные параметры режима: диапазон напряжений на дуге (24...36 В), оптимальный сварочный ток 330 А, скорость наплавки – 13 м/ч. Межосевое межэлектродное расстояние составляло 10 мм, вылет проволок из токоподводящего наконечника – 15 мм, расход газовой смеси – 15 л/мин.

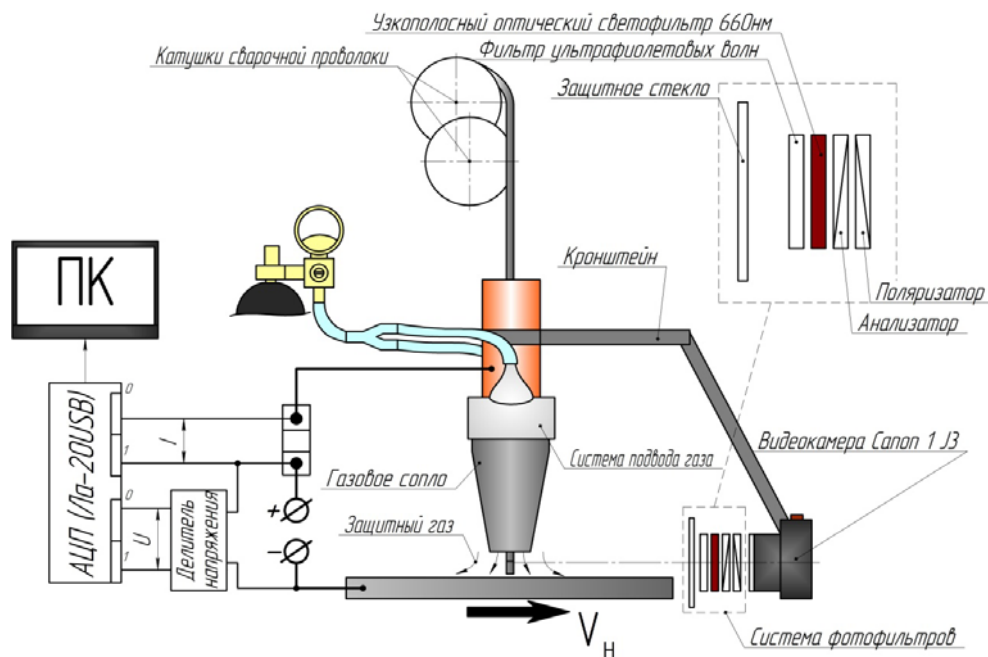


Рис. 1. Схема исследования процесса существования дуги и каплепереноса при наплавке расщепленным электродом с регистрацией сварочного тока и напряжения

Изменение сварочного тока и напряжения на дуге в процессе наплавки регистрировали с частотой дискретизации 5 кГц с использованием 12 разрядного многоканального аналого-цифрового преобразователя LA-20USB, подключенного к персональному компьютеру. Обработку полученных осциллограмм производили с использованием специализированного программного обеспечения PowerGraph 3.3. Поведение дуги на электроде и каплеперенос фиксировали с помощью скоростной видеосъемки камерой Canon J1 3 с частотой 1/400 кадров в секунду с использованием системы светофильтров. Система светофильтров состояла из защитного стекла, фильтра ультрафиолетового излучения (UV), узкополосного оптического светофильтра (длина волны 660 нм) и поляризационного фильтра (CPL). Исследование полученных в эксперименте образцов металла производили известными методами металлографии с использованием оптического метода (цифровой микроскоп Carl Zeiss Axiovert 40 MAT).

Результаты и их обсуждение

Экспериментально выявлены два типа существования дуги с расщепленным электродом при наплавке в смеси аргона и двуокиси углерода. Дуга первого типа существует при пониженном напряжении с источника тока (26...27 В). Капли электродного металла одновременно образуются на расположенных под

углом внутренних боковых поверхностях обеих плавящихся сварочных проволок. При совокупном действии анодного и катодного плазменных потоков дуга приобретает характерную V-образную форму. Возникающая результирующая электромагнитная сила в зазоре между проволоками обуславливает перемещение капель к оси расщепленного электрода, слияние их в «общую» большую каплю и переход ее в сварочную ванну (рис. 2, а, б). Процесс перехода капли происходит с временным периодом 0,3 с с коротким замыканием дуги (рис. 2, в). В момент отрыва капли не происходит взрыва жидкой перемычки между ней и электродом. Вследствие этого переход капли в сварочную ванну происходит без разбрызгивания. Доля участия основного металла в наплавленном металле составляет 0,26 (рис. 2, г). Металлургические и технологические дефекты при металлографическом исследовании сечения валика не обнаружены.

Показано, что увеличение содержания двуокиси углерода в защитной смеси способствует снижению поверхностного натяжения расплавленного металла, в результате чего объем «общей» капли увеличивается. При использовании чистого аргона в качестве защитного газа большая «общая» капля на расщепленном электроде в исследованных диапазонах параметров режима наплавки не образуется (рис. 3).

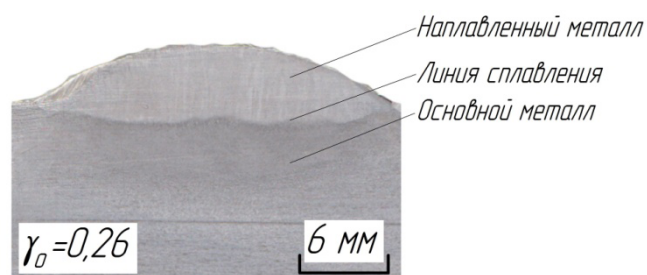
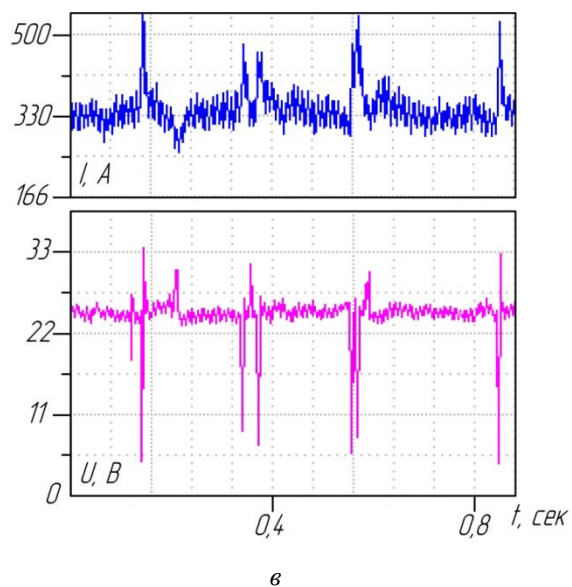
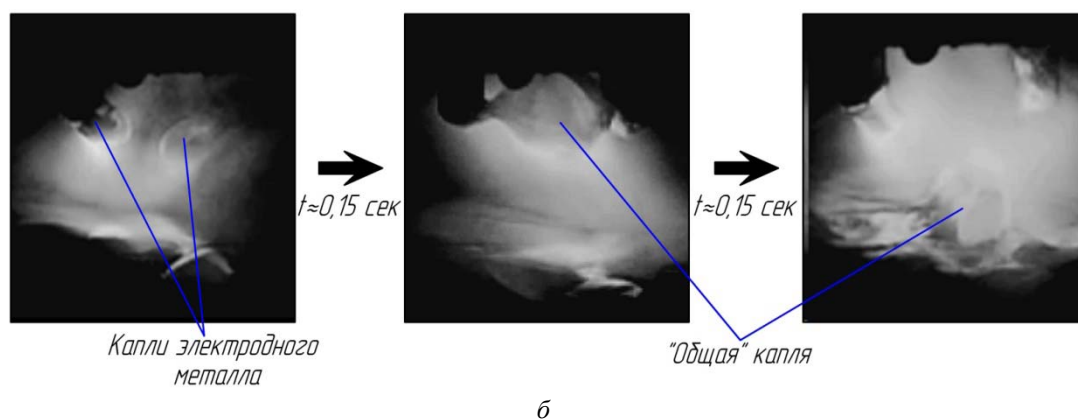
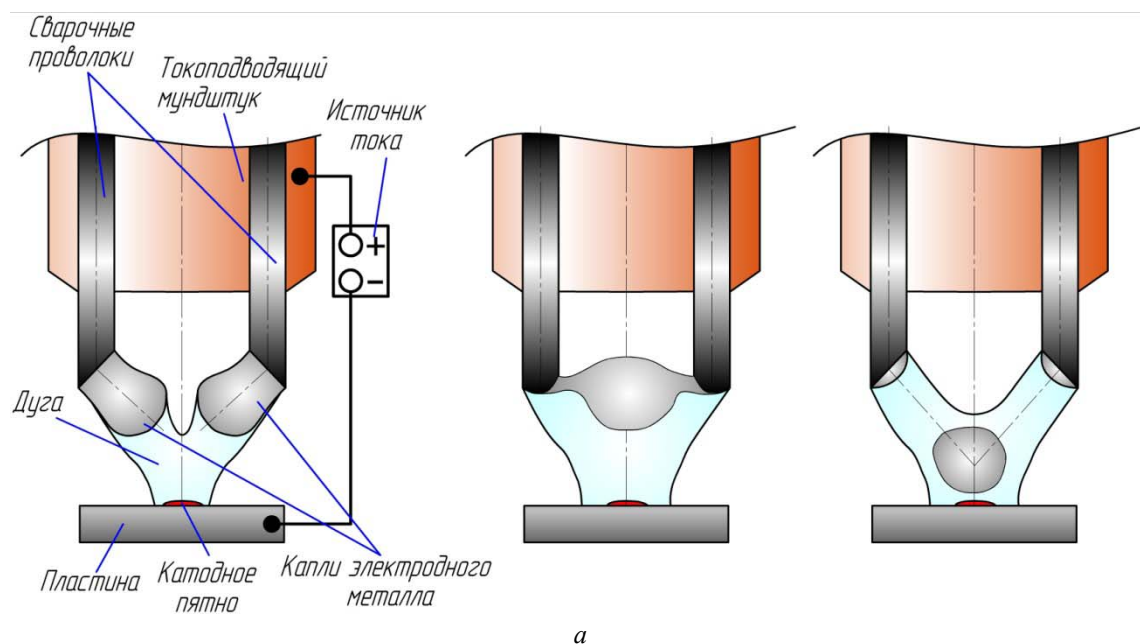


Рис. 2. Схема (а), видеокдры (б), осциллограмма (в) процесса существования дуги V-образной формы на расщепленном электроде и сечение (г) наплавленного металла ($I = 330 \text{ A}$; $U = 26 \text{ B}$)

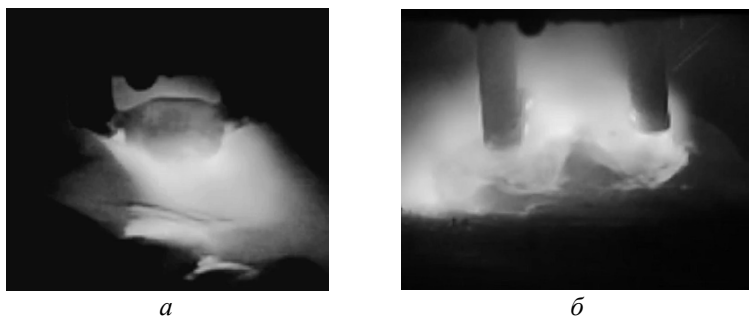


Рис. 3. Кадр высокоскоростной съемки процесса при наплавке в газовой смеси ($\text{Ar}+\text{CO}_2$) (а) и в чистом аргоне (б)

Формирование дуги второго типа связано с увеличением напряжения на ней с 34 В до 36 В. При этом дуга существует поочередно на каждой проволоке. Она приобретает столбчатую форму, ее длина увеличивается и возрастает подвижность катодного пятна (рис. 4, а, б). Оно смещается к оси второй проволоки, которая в этот период не плавится. Расстояние между торцом второй проволоки и сварочной ванны становится меньше длины дуги на первой плавящейся проволоке и ее анодное пятно пе-

ремещается на торец второй проволоки. Такой процесс перемещения дуги стабильно сохраняется с временным периодом 0,1 с без коротких замыканий (рис. 4, в). Доля участия основного металла в металле шва в этом случае составляет 0,43, что на 65 % больше по сравнению с дугой первого типа. Это связано с тем, что в момент существования дуги вся тепловая мощность концентрируется на одной проволоке и форма проплавления приобретает седловидную форму (рис. 4, з).

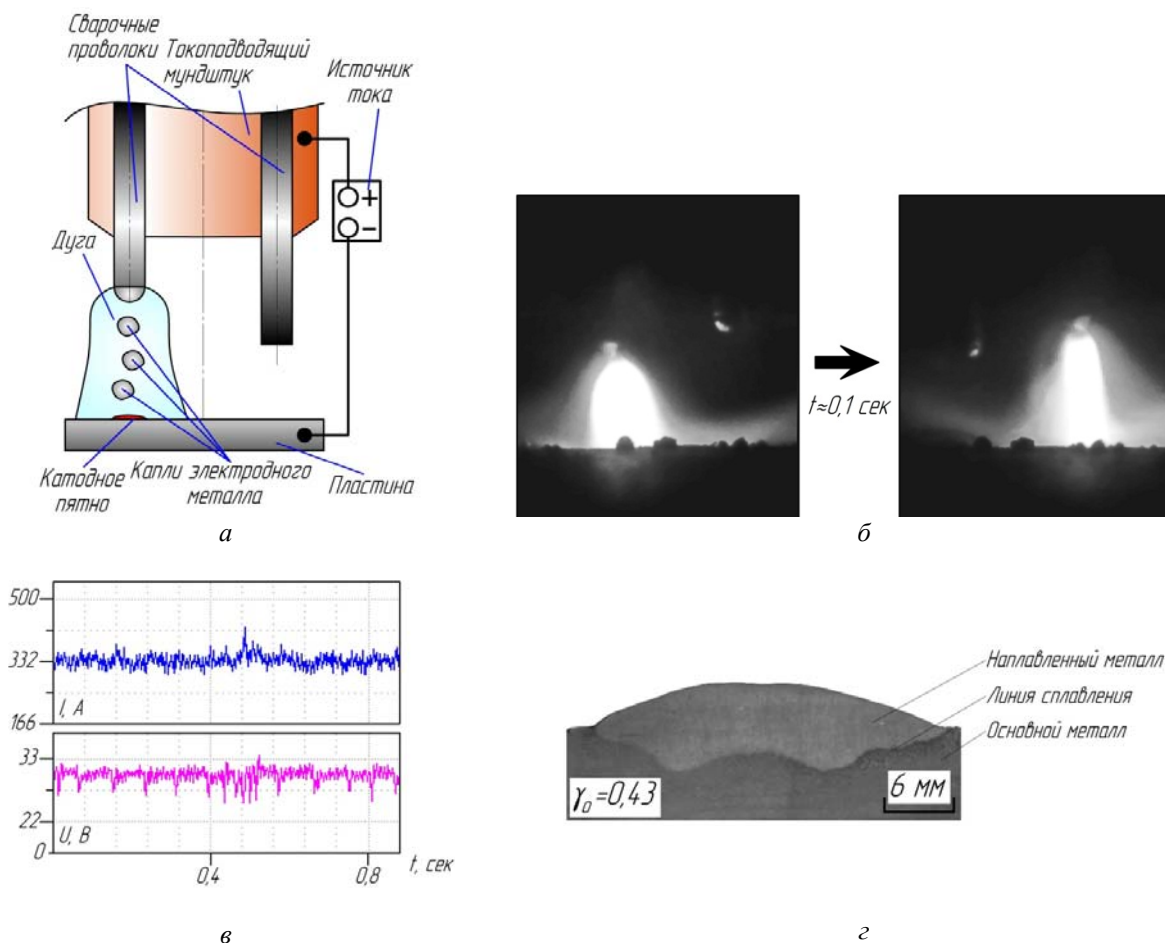


Рис. 4. Схема (а), видеокдры (б), осциллограмма (в) процесса существования столбчатой дуги на расщепленном электроде и сечение (г) наплавленного металла ($I = 330\text{A}$; $U = 36\text{V}$)

В диапазоне рабочих напряжений на дуге с расщепленного электрода 27...33 В процесс существования дуги на нем характеризуется нестабильностью (дуга хаотично перемещается с переменной частотой). Также нестабильно каплеобразование, которое характеризуется повышенным разбрызгиванием электродного и неудовлетворительным формированием наплавленного металлов.

Выводы

1. При постоянном расстоянии между двумя проволоками расщепленного электрода при наплавке в смеси аргона и двуокиси углерода, на токе 330 А и изменении напряжения в диапазоне 24...26 В и 34...36 В на нем формируется два типа дуг: V-образная дуга с образованием общей капли с двух проволок и – дуга со

столбчатой формой, существующая попеременно на сварочных проволоках.

2. Доля участия основного металла в наплавленном с использованием дуги V-образной формы уменьшается на 65 %, по сравнению с дугой столбчатой формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Фрумин, И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. – Харьков : Metallurgizdat, 1961. – 421 с.
2. Спицын, В. В. Перенос металла и горение дуги при сварке расщепленным электродом в CO₂ / В. В. Спицын // Сварочное производство. – 1969. – № 4. – С. 5–7.
3. Потапьевский, А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом / А. Г. Потапьевский. – М. : Машиностроение, 1974. – 240 с.
4. Исследование процесса наплавки расщепленным электродом сплава Inconel 625 / И. В. Зорин, С. К. Елсуков, Г. Н. Соколов, Ю. Н. Дубцов, В. И. Лысак, В. О. Харламов // Сварочное производство. – 2018. – № 11 (1008). – С. 9–15.

УДК 544.642

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-66-70

В. Т. Фомичев¹, А. В. Савченко¹, Г. П. Губаревич¹, Н. Г. Вурдова²

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРОЛИЗА НА ФИЗИЧЕСКИЕ И ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ОСАДКОВ СПЛАВА ОЛОВО-КАДМИЙ

¹ Волгоградский государственный технический университет

² Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

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

Исследовано применение импульсного тока промышленной частоты на состав и физические и электрохимические свойства электролитического осадка сплава олово-кадмий.

Ключевые слова: импульсный ток, состав сплава олово-кадмий, внутренние напряжения, микротвердость, удельное электрическое сопротивление, коррозионный ток.

V. T. Fomichev¹, A. V. Savchenko¹, G. P. Gubarevich¹, N. G. Vurdova²

EFFECT OF PULSE ELECTROLYSIS ON THE PHYSICAL AND CHEMICAL PROPERTIES OF ELECTROLYTIC SEDIMENTS OF TIN-CADMIUM ALLOY

¹ Volgograd State Technical University, Volgograd, Russia

² National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia

The application of an industrial frequency pulsed current to the composition and physical and electrochemical properties of an electrolytic precipitate of a tin-cadmium alloy has been investigated.

Keywords: pulsed electricity, composition of the tin-cadmium alloy, internal stresses, microhardness, electrical resistivity, corrosion current.

Введение

Кадмиевые электролитические покрытия используются для защиты от коррозии изделий на основе железа [1]. Кадмий дорогой металл, в чистом виде ядовит, но кадмиевые покрытия, применяемые для протекторной защиты, обладают преимуществами. Оловянные покрытия

широко используются для пайки компонентов в различных современных электронных устройствах [2, 3]. Вместе с этим при эксплуатации в условиях морской атмосферы лучшей коррозионной стойкостью по сравнению с кадмием обладают сплавы кадмия с добавками олова (40–80 % Cd). Коррозионный потенциал

этого сплава положительнее, чем у кадмия. Данные покрытия при паянии обладают большей растекаемостью по оплаиваемой поверхности, обеспечивая тем самым качественное сцепление покрытия с основой.

На эксплуатационные характеристики электролитического покрытия сплавом влияют, наряду с составом, микротвердость и внутренние напряжения в покрытии, электропроводность осадка и величина коррозионного тока.

Использование импульсного тока позволяет из электролитической ванны с постоянным соотношением компонентов осаждаемого сплава получать осадки с различным составом и регулировать свойства сплава олово-кадмий изменением электрических параметров импульсного тока – скважности и частоты [4, 5].

Методика эксперимента

Экспериментальные данные по влиянию скважности импульсного тока на состав осадка сплава олово-кадмий, микротвердость, внутренние напряжения, удельное сопротивление и величину коррозионного тока, получены из электролита состава, г/л: $\text{CdCl}_2 \times 2.5\text{H}_2\text{O}$ – 15, $\text{SnCl}_2 \times 2\text{H}_2\text{O}$ – 60, NH_4F – 60, синтанол ДС-10 – 2 [6]. Источником импульсного тока являлся тиристорный генератор с регулировкой скважности импульса с рабочей частотой 50 Гц [7]. Анализ химического состава получаемых осадков сплава проводились по прописям [8]. Удельное электрическое сопротивление определяли по четырехточечной системе [9]. Защитные свойства олово – кадмиевых покрытий толщиной 10 мкм изучались на стальных (СТ-10) образцах в десятипроцентном растворе хлорида натрия определением тока коррозии с помощью коррозиметра Р-5035 по методике [10].

Влияние скважности импульса на состав и структуру сплава олово-кадмий

Свойства гальванических сплавов отличны от полученных металлургическим способом. Это связано с факторами, определяющими структуру электроосаждаемых металлов, в частности, процессами зарождения и роста кристаллов, зависящих от перенапряжения величины потенциала осаждения [11].

Как показывают экспериментальные данные (рис. 1), увеличение плотности тока закономерно повышает содержание кадмия в сплаве независимо от формы тока, однако увеличение скважности импульса S (величина отношения длительности периода к длительности импуль-

са) приводит к снижению содержания кадмия в осадке. Этот результат может быть объяснен тем, что стандартный электродный потенциал кадмия (-0,402 В) электроотрицательнее потенциала олова (- 0,136 В).

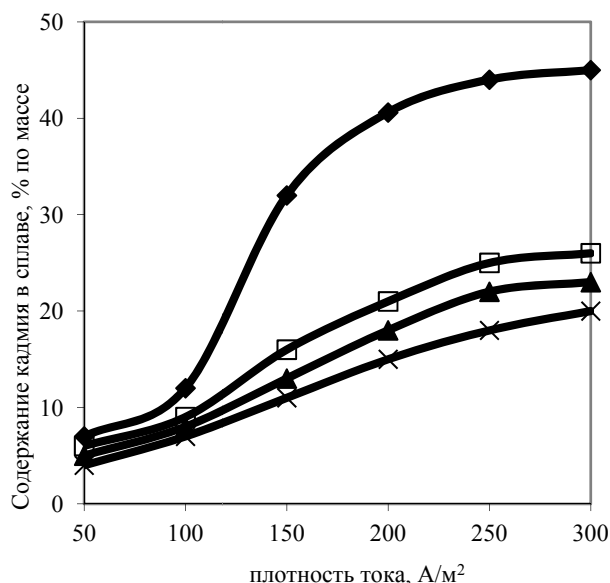


Рис. 1. Зависимость содержания кадмия в сплаве от плотности тока и скважности токового импульса. Формы тока:
 —●— постоянный ток;
 —□— импульсный ток со скважностью импульса:
 —▲— 2; —△— 4; —×— 8
 Температура электролита 22 °С

Уменьшение длительности импульса приводит к тому, что во время паузы происходит выравнивание концентрации ионов в приэлектродном слое, что способствует увеличению скорости осаждения олова, и доля разрядного тока перераспределяется в сторону выделения более электроотрицательного металла – кадмия.

Равновесная диаграмма состояния металлургического сплава олово – кадмий [12] представляет собой систему с простой эвтектикой, содержащей 6,65 мольных процентов кадмия. Параметры решетки β – олова, как показывают экспериментальные данные (таблица), практически не зависят от скважности импульсов, но направление текстуры зависит от длительности импульса, что говорит о влиянии скважности токового импульса на процесс кристаллизации электролитического осадка сплава, что, в свою очередь, сказывается на их структурочувствительных характеристиках: микротвердости осадка, внутренних напряжениях, удельной электропроводности, коррозионной стойкости осадков.

Параметры решетки (тетрагональная система) сплава олово-кадмий

Параметры	hkl	d_{hkl}	a (Å)	c (Å)	Δa (Å)	Δc (Å)
β -Sn	312	1,2065	5,8281	3,1944	—	—
	501	1,0949	—	—	—	—
постоянный ток	312	1,2048	—	—	—	—
	501	1,0951	5,8307	3,1840	+0,0025	-0,0104
$S = 2$	312	1,2040	—	—	—	—
	501	1,0947	5,8319	3,1791	+0,0038	-0,0158
$S = 8$	312	1,2042	—	—	—	—
	501	1,0947	5,8319	3,1791	+0,0038	-0,0158

Микротвердость металлургических олова и кадмия соответственно равны 3,9–4,2 и 16 кг/мм² [13]. Представленные на рис. 2 экспериментальные данные по изучению микротвердости электролитических осадков сплава показывают, что с увеличением плотности тока микротвердость покрытий возрастает.

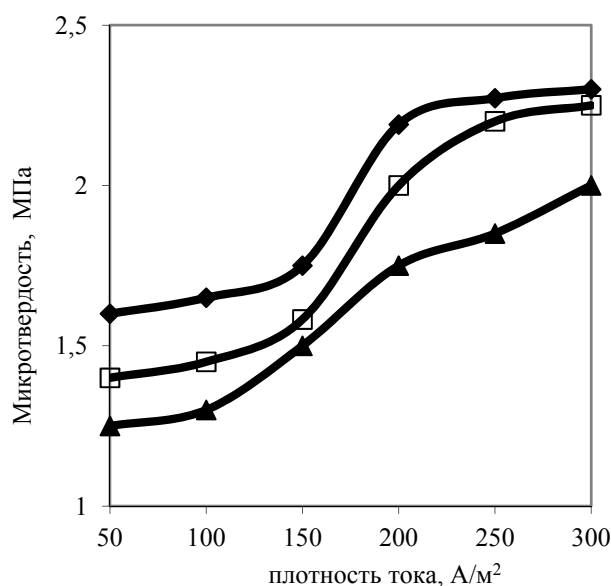


Рис. 2. Микротвердость осадков сплавов в зависимости от плотности тока и скважности импульсов. Формы тока:

—◆— постоянный ток;
 импульсный ток с скважностью импульса:
 —□— 2; —▲— 8
 Температура электролита 22 °С

Увеличение скважности импульса, несмотря на общую тенденцию увеличения содержания кадмия в осадке при увеличении плотности тока, приводит к снижению микротвердости получаемого сплава, что связано с структурными изменениями осадка [13] и процессами растворения более электроотрицательного компонента образующегося сплава в бестоковую паузу

между импульса тока. Этот процесс заметно влияет как на наблюдаемое снижение выхода по току осаждаемого сплава, так и на структурные характеристики металла. Ранее [14] было установлено, что при неизменной средней за период плотности тока увеличение амплитуды импульса приводит к изменению величины внутренних напряжений получаемых покрытий.

Внутренние напряжения в получаемых сплавах олово-кадмий показывают активное влияние импульсного режима осаждения на их величину (рис. 3).

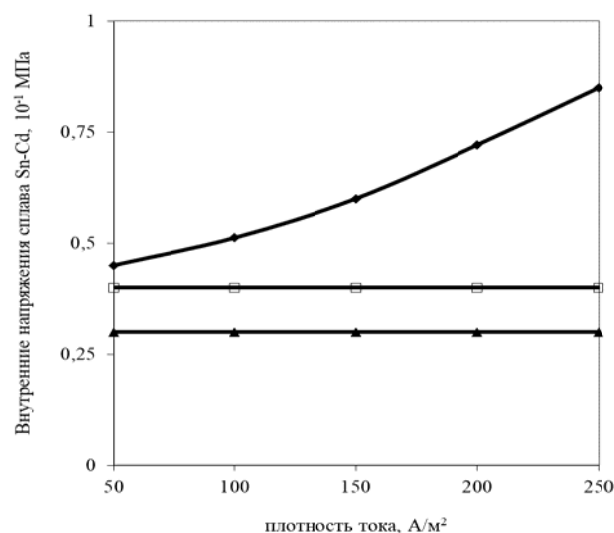


Рис. 3. Внутренние напряжения осадков сплава Sn-Cd в зависимости от средней плотности тока и скважностью импульсов. Формы тока:

—◆— постоянный ток;
 импульсный ток с скважностью импульса:
 —□— 2; —▲— 8
 Температура электролита 25 °С

В отличие от электроосаждения на постоянном токе, импульсный режим приводит к резкому снижению величины внутренних напряжений в осадке. При этом увеличение скважности

импульса способствует уменьшению величины внутренних напряжений во всем диапазоне используемых плотностей тока.

Относительное удельное электросопротивление осадков сплава коррелирует с ходом

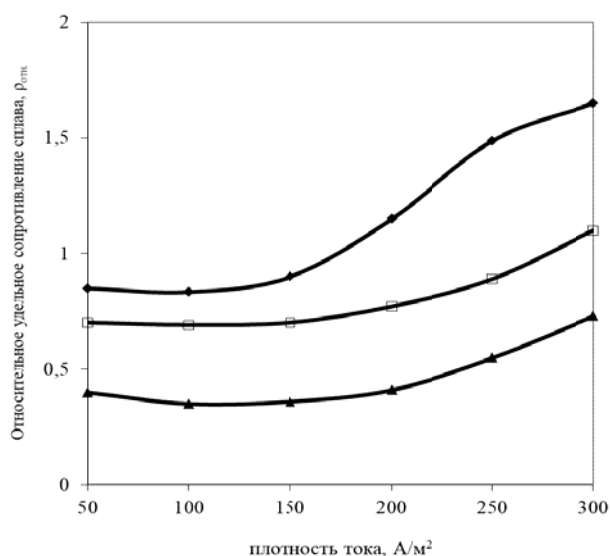


Рис. 4. Зависимость относительного удельного электросопротивления ($\rho_{отн}$) от средней за период плотности тока (A/m^2) и скважности импульсов. Формы тока: \blacklozenge — постоянный ток; \square — импульсный ток со скважностью импульса: 2, \blacktriangle — 8. Температура электролита 25 °С. Удельное сопротивление олова $11,5 \cdot 10^{-8} \text{ Ом} \cdot \text{м}$

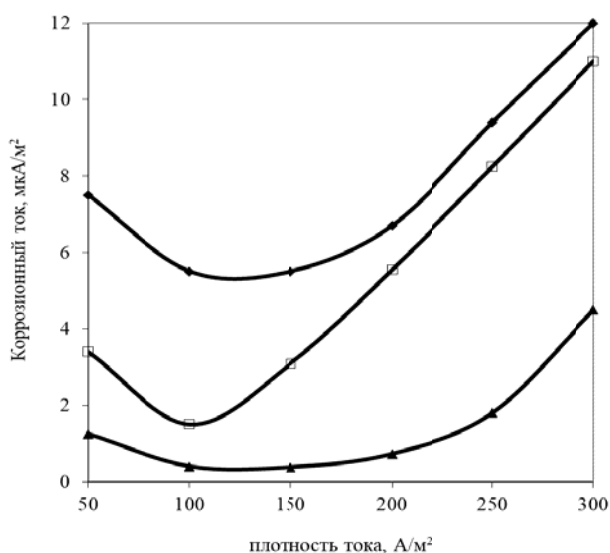


Рис. 5. Зависимость коррозионного тока сплава ($\mu A/m^2$) от средней плотности тока (A/m^2) и скважности импульсов. Формы тока: \blacklozenge — постоянный ток; \square — импульсный ток со скважностью импульса: 2, \blacktriangle — 8. Температура электролита 25 °С

зависимости внутренних напряжений (рис. 4): использование импульсного режима электролиза приводит к значительному снижению электросопротивления осадков и уменьшается с увеличением скважности используемых импульсов.

Защитные свойства, получаемых на импульсном токе осадков, показывают (рис. 5), что ток коррозии покрытий на стальной основе в 7–8 раз меньше, чем у покрытий сплавом, полученных на постоянном токе. Максимальное защитное действие независимо от формы используемого тока наблюдается для осадков, полученных в диапазоне плотностей тока 100–150 A/m^2 . Наблюдаемый эффект может быть объяснен меньшим содержанием кадмия в осадках. Увеличение скважности импульса до 8 приводит к тому, что в диапазоне плотностей тока 50–200 A/m^2 имеет место минимальное значение тока коррозии 0,5–0,2 $\mu A/m^2$.

Выводы

1. Структурные характеристики и физико-механические свойства электролитических осадков сплавом олово – кадмий находятся в зависимости от скважности импульсного тока. Электролитические осадки, полученные в импульсном режиме имеют более высокую микротвердость, низкую величину внутренних напряжений, высокую коррозионную стойкость в сравнении с осадками, полученными при постоянном токе.

2. Скважность токового импульса влияет на процесс кристаллизации электролитического осадка сплава. Структура осадков, получаемых в импульсном режиме электролиза, текстурирована и направление текстуры зависит от скважности импульса, фазовый состав сплава при этом не меняется.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Герасименко, А. В. Об особенностях получения и преимуществах использования электрохимических покрытий сплавами цинка с оловом и молибденом / А. В. Герасименко // Технологии в электронной промышленности. – 2010. – № 7. – С. 33–37.
2. Груев, И. Д. Электрохимические покрытия изделий радиоэлектронной аппаратуры : справочник / И. Д. Груев, Н. И. Матвеев, Н. Г. Сергеева. – М. : Радио и связь, 1988. – 303 с.
3. Татаева, С. Н. Электроосаждение, свойства и область применения сплава кадмий-олово / С. Н. Татаева, Ю. П. Перельгин. – ВИНТИ, 1999. – Деп. от 21.12.99. № 3793-В99 – 13 с.
4. Озеров, А. М. Нестационарный электролиз / А. М. Озеров, А. К. Кривцов, В. А. Хамаев, В. Т. Фомичев, В. В. Саманов, И. Н. Свердлин. – Волгоград : Нижне-Волжское книжное изд-во, 1972. – 159 с.

5. Костин, Н. А. Импульсный электролиз / Н. А. Костин, В. С. Заблудовский. – Киев : Наук. Думка, 1989. – 168 с.
6. Березин, Н. Б. Электроосаждение металлов и сплавов из водных растворов комплексных соединений / Н. Б. Березин, Н. В. Гудин. – Казань : КГТУ, 2006. – 276 с.
7. Замурников, В. М. Новые аспекты повышения скорости осаждения гальванопокрытий при импульсном электролизе / В. М. Замурников, Н. А. Костин // Гальванотехника и обработка поверхности. – 1994. – Т. 3, № 2.
8. Практикум по физико-химическим методам анализа / под ред. О. М. Петрухина. – М. : Химия, 1987. – 248 с.
9. Каданер, Л. И. Методика измерения электрического сопротивления гальванических и химических покрытий / Л. И. Каданер, И. Б. Ермолов, Ю. С. Суликовская // Повышение качества гальванических и химических покрытий и методы их контроля. – М. : МДНТП, 1977. – С. 69–73.
10. Измеритель скорости коррозии Р-5035. Техническое описание и инструкция по эксплуатации. – С. 30–38.
11. Гамбург, Ю. Д. Электрохимическая кристаллизация металлов и сплавов / Ю. Д. Гамбург. – М. : Янус-К, 1997. – 384 с.
12. Хансен, М. Структура двойных сплавов / М. Хансен, К. Андерко. – М. : Металлургиздат, 1962. – С. 468–470.
13. Поветкин, В. В. Структура электролитических покрытий / В. В. Поветкин, И. М. Ковенский. – М. : Металлургия, 1989. – 136 с.
14. Хамаев, В. А. Влияние нестационарных электрических режимов на формирование структуры и на физико-механические свойства осадков меди и золота / В. А. Хамаев, А. . Кривцов // Химия и химическая технология. – 1979. – Т. 22, № 5. – С. 584–589.

УДК 621.746.628

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-70-75

Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий, С. Б. Гаманюк, М. В. Кириличев, А. Э. Поповкина

**ВЛИЯНИЕ ОКИСЛЕННОСТИ МЕТАЛЛА И ОСОБЕННОСТЕЙ ВАКУУМИРОВАНИЯ
НА ФОРМИРОВАНИЕ И РАСПОЛОЖЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ
В КРУПНЫХ СЛИТКАХ СТАЛИ 38ХНЗМФА**

Волгоградский государственный технический университет

e-mail.tecmat@vstu.ru

В статье рассматриваются вопросы влияния окисленности стали и особенностей вакуумирования на процессы образования и распределения неметаллических включений в крупных слитках и поковках, предназначенных для энергетического машиностроения. Показано, что распределение сульфидов и окисульфидов по сечению слитка связано между собой обратной зависимостью, что обусловлено изменением концентраций кислорода и серы в процессе кристаллизации расплава. Под воздействием интенсификации процесса дегазации при вакуумной отливке слитков за счет продувки струи металла аргоном образующиеся неметаллические включения имели минимальные размеры, более благоприятное распределение, что обусловило возрастание пластических характеристик получаемых поковок в среднем на 15–20 %.

Ключевые слова: стальной слиток, окисленность, неметаллические включения, окисульфиды, сульфиды, разливка, кристаллизация, механические свойства.

N. A. Ziuban, D. V. Rutskiy, S. B. Gamaniuk, M. V. Kirilichev, A. E. Popovkina

**INFLUENCE OF METAL OXIDATION AND FEATURES OF VACUUMING
ON THE FORMATION AND LOCATION OF NONMETALLIC INCLUSIONS
IN LARGE STEEL INGOTS 38XH3MFA**

Volgograd State Technical University

The article deals with the influence of steel oxidation and features of vacuuming on the processes of formation and distribution of non-metallic inclusions in large ingots and forgings intended for power engineering. It is shown that the distribution of sulfides and oxysulfides across the ingot cross-section is inversely related to each other, due to changes in oxygen and sulfur concentrations during the crystallization of the melt. Under the influence of intensification of degassing process at vacuum casting of ingots at the expense of purging of a jet of metal argon, the formed nonmetallic inclusions had the minimum sizes, more favorable distribution that caused increase in plastic characteristics of the received forgings on the average for 15–20 %

Keywords: steel ingot, oxidation, nonmetallic inclusions, oxysulfides, sulfides, casting, crystallization, mechanical properties.

Вектор развития энергетического машиностроения определяет приоритетные направления совершенствования технологии и улучшения качества продукции, связанные, прежде

всего, с производством крупных заготовок. Ротора паровых турбин крупных гидроэлектростанций, устойчиво работающих при температурах 300–600 °С, корпуса обечаек АЭС, судно-

вые валы атомных ледоколов в связи с активным освоением арктической зоны – все это требует от современных материалов повышенной надежности и работоспособности в условиях высоких и низких температур, а также воздействия агрессивных сред.

Как правило, при выплавке сталей для данных заготовок используют качественные шихтовые материалы, обеспечивающие минимальное содержание вредных примесей в готовых изделиях (особенно серы и фосфора). С другой стороны немаловажную роль оказывают на качество металла особенности формирования и расположения неметаллических включений, так как от этих факторов зависят прочностные и пластические характеристики материала, его анизотропия свойств, оценка потенциальной возможности развития микротрещин и т. п. Имея отличное от металла кристаллическое строение и свойства, неметаллические включения при кристаллизации образуют вокруг себя пограничную рыхлую «буферную» зону за счет различной усадки металла и самого включения. В этих микронесплошностях может скапливаться большая концентрация газов, в частности, водорода за счет его низкой растворимости в твердом металле, что впоследствии может приводить к возникновению значительных напряжений в локальных участках заготовки и возможному разрушению изделия в процессе его эксплуатации.

Чрезмерное расположение карбидов на границах зерен, или легкоплавких эвтектик может приводить к падению пластических характеристик изделий, или ослаблению межзеренных

границ и разрушению заготовки в процессе ее деформационной обработки.

Таким образом, для достижения соответствующего уровня качества крупногабаритных изделий энергетического машиностроения, наряду с повышением чистоты выплаваемого металла, необходимо стремиться к рациональному формированию и расположению неметаллических включений, как фактору, существенно повышающему ресурс надежности изделий в процессе их долговременной эксплуатации.

Целью работы являлось исследование распределения неметаллических включений – оксидов, оксисульфидов и сульфидов в крупном слитке стали 38ХНЗМФА в зависимости от степени раскисленности металла и особенностей вакуумирования при отливке слитков.

Для проведения исследований отлитый в вакууме крупный слиток массой 24,2 т стали 38ХНЗМФА после термообработки подвергался порезке – из него вырезали продольную осевую плиту толщиной 25 мм. Из этой плиты были получены темплеты размером 200×350 мм. Исследование загрязненности металла сульфидными, оксидными и оксисульфидными включениями проводилось по методу Л [1]. Предельная ошибка при определении загрязненности включениями составляет $0,75 \cdot 10^{-3}$. Идентификация включений проводилась с использованием металлографических методов и методов электронной микроскопии FEI Versa 3D.

Результаты проведенных исследований показывают (рис. 1), что распределение сульфидов и оксисульфидов по сечению половины высоты слитка происходит далеко неоднозначно.

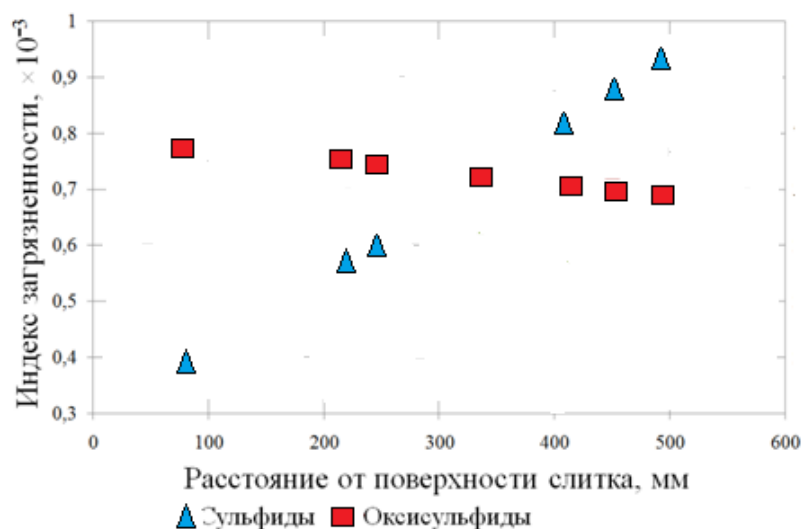


Рис. 1. Точки регрессионного распределения сульфидов и оксидов по сечению половины высоты слитка из стали 38ХНЗМФА массой 24,2 т

Повышенное содержание оксисульфидов и малое количество сульфидов в корковой зоне и частично в зоне столбчатых кристаллов обусловлено еще достаточной активностью кислорода при разливке и начальных этапах затвердевания металла. Быстро продвигающийся фронт кристаллизации захватывает образующиеся в этот момент оксиды с формирующейся на них оболочки сульфидов. По мере расходования кислорода на формирование включений его концентрация в расплаве уменьшается, а количество сульфидной фазы за счет перемещения ее фронтом кристаллизации вглубь расплава возрастает. Такой механизм изменения концентраций кислорода и серы в процессе кристаллизации расплава создает условия для формирования сульфидной фазы в крайне неблагоприятной пленочной форме (легкоплавкой эвтектики), располагающейся по границам зерна. Таким образом, степень окисленности расплава играет ведущую роль в процессе образования неметаллических включений, в частности, сульфидов и оксисульфидов, и контролируя ее значение на завершающих стадиях обработки расплава можно добиться получения сульфосодержащих включений заданной формы и состава.

Далеко немаловажную роль на процесс формирования и распределения неметаллических включений оказывает вакуумирование расплава. Во многих работах показано, что за счет существенного уменьшения содержания кислорода в стали процесс формирования оксидов различного типа проходит в благоприятном режиме, т. е. образующиеся включения

имеют относительно небольшие размеры и имеют тенденцию к более равномерному распределению.

С целью улучшения полученного эффекта проводились исследования по интенсификации процесса струйного вакуумирования стали при отливке крупных слитков [2, 3]. При этом использовались разливочные стаканы с различной внутренней конфигурацией. Эксперименты проводились на холодной модели. Было установлено, что наибольшей эффективностью обладает стакан со спиральной внутренней полостью, где степень выделения газов из струи достигала 90 % [4]. В промышленных условиях наиболее эффективным способом повышения эффективности вакуумирования является продувка струи инертным газом при отливке слитков в вакууме. Этот способ применяется также и при непрерывной разливке стали. При отливке слитков в вакууме с продувкой аргоном количество выделяющихся газов увеличивалось в среднем на 30–35 %, и это оказало свое воздействие на размер и распределение неметаллических включений.

Для изучения количества и состава неметаллических включений была выбрана плавка Б-9876, металл которой разливался под вакуумом на два слитка массой 24,2 т, предназначенных для изготовления заготовок судовых валов. Марка стали 38Х2Н2МА. Первый слиток отливался с продувкой струи аргоном с расходом 150–160 л/мин. Химический состав металла слитков, а также режим и характеристики отливки приведены в табл. 1.

Таблица 1

Химический состав и характеристика опытного и сравнительного слитков

№ слитка	Химический состав металла, %									Технологические параметры отливки				
	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Mo	Cu	T _{вып.} , °C	τ _{теп.} мин.	τ _{приб.} мин.	P _{нач.} кПа	P _{ср.} кПа
1	0,38	0,36	0,27	0,02	0,013	1,5	1,42	0,25	0,1	1630	6,5	5,4	0,4	0,5
2										1630	6,0	5,4	0,4	0,5

Распределение неметаллических включений изучалось на шлифах проб металла, отобранных из штатных дисков контроля макроструктуры с обоих концов поковок, полученных из исследуемых слитков. Пробы на неметаллические включения отбирались из центра диска, середины его радиуса и края (рис. 2). Качественный анализ производился посредством определения оптических характеристик включе-

ний при увеличениях $\times 100$ – 1000 . Объемный процент включений в 100 и 125 полях зрения определялся при увеличении $\times 200$.

На рис. 3 и 4 показано распределение включений по размерам (с донного и прибыльного концов поковок), а на рис. 5 и 6 – распределение суммарного количества включений по сечению диска, соответственно с донной и прибыльной части.

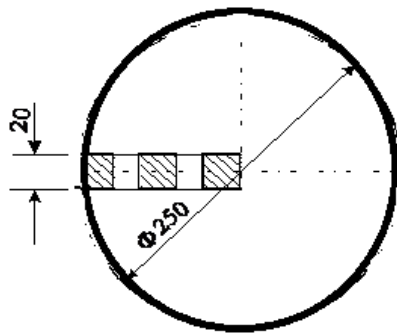


Рис. 2. Схема вырезки проб из штатных дисков для анализа неметаллических включений

Анализ распределения неметаллических включений показал, что в осевой зоне поковок со стороны донной части количество включений в металле опытного слитка по сравнению с обычным резко снижается. Из рис. 3 видно, что размеры включений металла осевой зоны опытной поковки в донной части не превышают 13,5 мкм, в то время как в металле обычного слитка диаметр включений доходит до 40 мкм. Соответственно и общее количество включений в донной части осевой зоны опытной поковки примерно в пять раз ниже, чем в обычной.

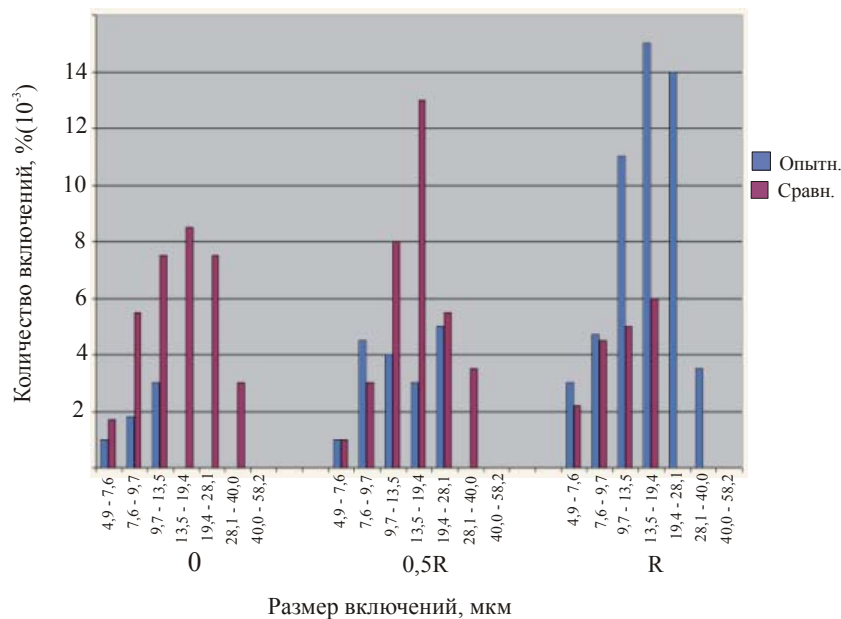


Рис. 3. Распределение включений по размерам в зависимости от радиуса диска с первого конца поковки, (донная часть)

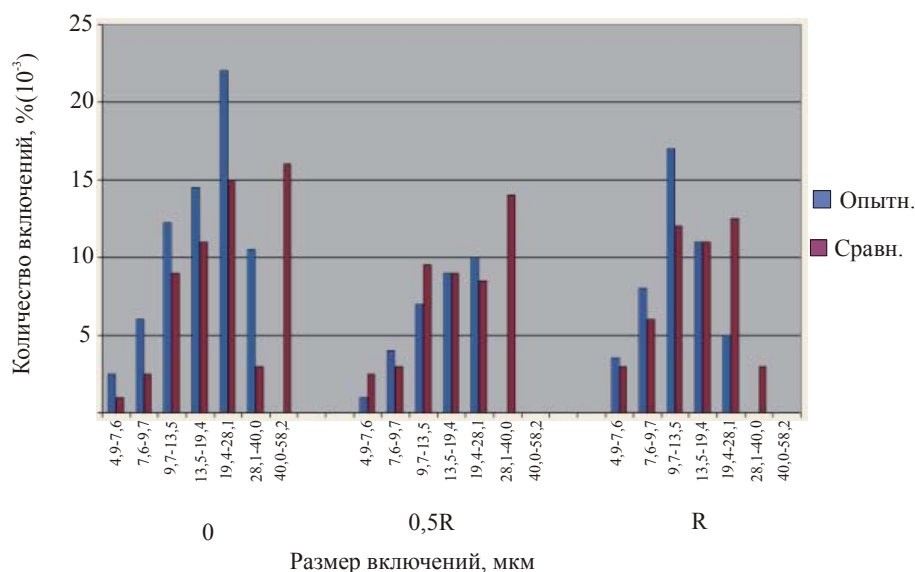


Рис. 4. Распределение включений по размерам в зависимости от радиуса диска поковки со стороны второго конца (прибыльная часть)

По составу это оксисульфиды, имеющие форму как вытянутых нитей, так и глобулей, (рис. 7). В металле обычной поковки имелись оксиды сложного состава. На середине радиуса

диска первого конца поковки картина распределения включений была несколько иной. В опытном слитке количество включений увеличилось, но их размеры не превышали 28 мкм.

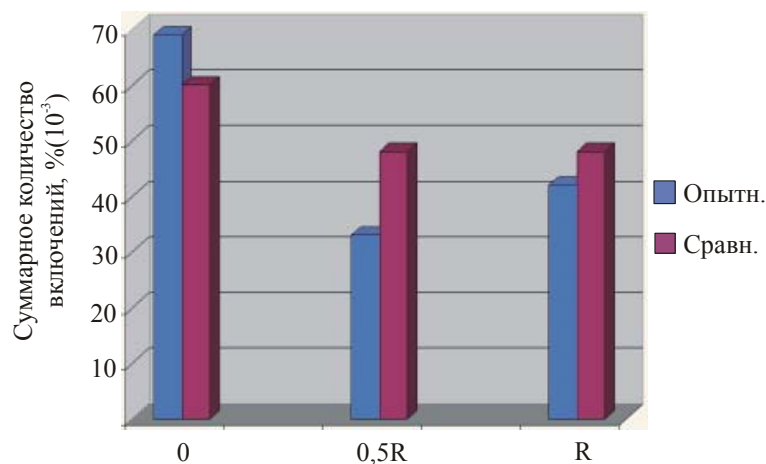


Рис. 5. Распределение суммарного количества включений в зависимости от радиуса диска с первого конца поковки (донная часть)

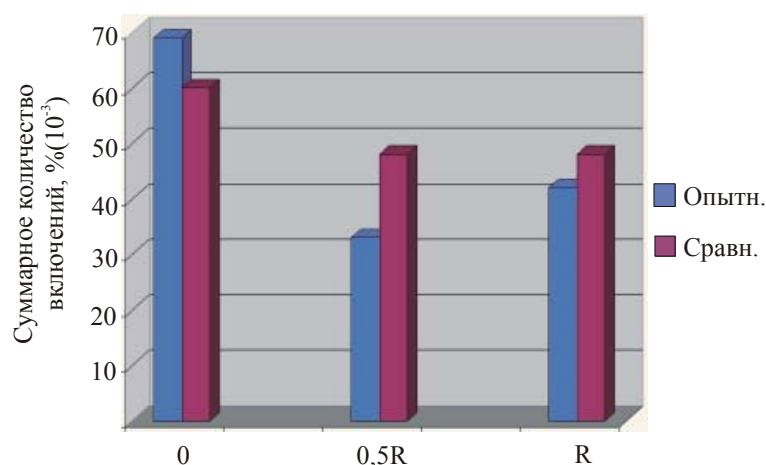


Рис. 6. Распределение суммарного количества включений в зависимости от радиуса диска со второго конца поковки (прибыльная часть)

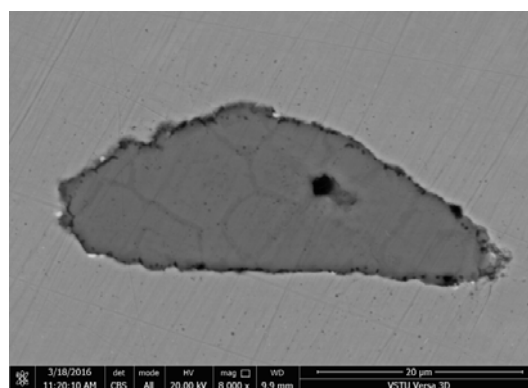
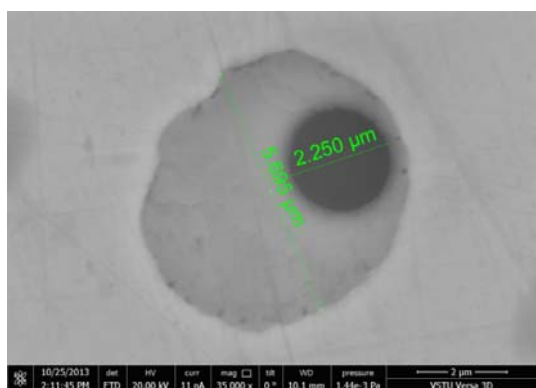


Рис. 7. Неметаллические включения в исследуемых слитках

В обычном металле общее количество включений не изменилось, но преобладали средней величины включения с размером 13,5–19,4 мкм. В опытной поковке включения представляли собой хаотично расположенные вытянутые и глобулярной формы оксисульфиды, в то время как в металле обычной поковки встречались очень сложные по составу оксиды округлой и вытянутой формы.

На периферии исследуемого штатного диска анализ показал значительное возрастание числа включений в опытной поковке, причем это возрастание связано с резким увеличением количества мелких включений с размерами от 9 до 28 мкм. В металле обычной поковки количество включений снижалось по сравнению с осевой зоной и половиной радиуса диска, причем это снижение происходило в основном за счет отсутствия в металле крупных включений с размерами более 20 мкм.

По составу включения периферийных участков опытного и сравнительного дисков практически друг от друга ничем не отличались, хотя в обычном металле на границе включения с металлической матрицей отмечалось наличие мелких пор. Включения опытной поковки представляли собой оксисульфиды, причем мелкие из них, от 7,6 до 13,5 мкм, имели глобулярную форму, а более крупные – от 13,5 до 40 мкм, располагались в матрице металла в виде вытянутых нитей. Таким образом, ввод аргона в струю металла при вакуумной отливке слитков способствует уменьшению размеров неметаллических включений и снижению их количества в осевой зоне. Это способствовало повышению пластических свойств заготовок валов турбогенераторов и гребных валов – по относительному удлинению на 8–10 %, по ударной вязкости на 10–28 %, по относительному сужению до 23 %.

В исследованиях [5–7] с применением методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии установлено наличие на дне чашек вязкого излома дисперсных неметаллических включений размером 10 мкм. Как отмечается в работах [8, 9], увеличение количества включений размером 30...60 мкм способствует зарождению трещины. Как видно из приведенных выше данных размер включений в опытной поковке практически не превышает 30 мкм, причем основная доля включений падает на размер 10–15 мкм. На втором конце поковки абсолютное количество включений увеличивается более чем в два раза, однако, их фракци-

онный состав остается аналогичным составу включений с первого конца. По иному распределяются включения в поковке, изготовленной по штатной технологии. Из диаграмм видно, что на прибыльном конце поковки, количество включений с размером более 30 мкм существенно возрастает и составляет большинство среди остальных включений. Скопление мелких и средних неметаллических включений в прибыльной части опытных поковок мало отражается на значении механических свойств, так как значительная часть этих включений удаляется вместе с отходами при ковке слитка.

Таким образом, образование и распределение неметаллических включений в слитке, в частности сульфидов и оксисульфидов, определяется степенью окисленности расплава, от чего зависит их формообразование и расположение. Ввод аргона в струю металла при вакуумной отливке слитков обеспечивает уменьшение размеров включений и, как следствие, возрастание пластических характеристик готовых изделий.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. ГОСТ 1778–70. Металлографические методы определения неметаллических включений. Государственный комитет стандартов Совета министров СССР. Москва. – 1970. 32 с.
2. Совершенствование технологии отливки крупных слитков с целью повышения надежности и эксплуатационной стойкости получаемых из них роторов турбогенераторов (Improvement of the casting technology for large ingots for rise of reliability and operating durability of a turbine set rotors manufactured of these ingots) / Н. А. Зюбан, Д. В. Руцкий // Черные металлы (Chemical Metallurgy). – 2018. – № 2 (1034). – С. 32–38.
3. Развитие технологии получения крупных слитков и проблемы качества металла / Н. А. Зюбан, С. И. Жульев // Металлург. – 2009. – № 6. – С. 48–50.
4. Формирование структуры струи при разливке стали в вакууме и анализ эффективности дегазации металла / Н. А. Зюбан, Н. В. Клячина, М. Н. Летников // Известия вузов. Черная металлургия. – 2010. – № 9. – С. 20–23.
5. Смирнова, А. В. Электронно-микроскопическое исследование влияния неметаллических включений на характер разрушения стали / А. В. Смирнова, З. В. Баранцева, Г. П. Громова // Применение в металловедении просвечивающей и растровой электронной микроскопии. – М. : МДНТП, 1976. – С. 94–96.
6. Явойский В. И., Близнюков С. А., Вишкарёв А. Ф. [и др.] // Сталь. – 1975. – № 1. – С. 25–31.
7. Крюссар, Ш. Сравнение вязкого и усталостного разрушений / Ш. Крюссар, Ж. Плато, Р. Тамхонкар [и др.] // Атомный механизм разрушения. – М. : Металлургиздат, 1963. – С. 535–574.
8. Passoja D.E., Hill D.C. // Metallurgical Transaction. 1974. V.5. № 8. P. 1851–1854.
9. Иванов, В. П. Степень опасности неметаллических включений в стали / В. П. Иванов, А. М. Мордухович, В. М. Финель // Проблемы разрушения металлов. – М. : МДНТП, 1975. – С. 172–181.

УДК 669.13.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-76-80

*А. А. Барон, Л. В. Палаткина, М. С. Таранова, Д. Н. Гурулев***СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ
В ДЕНДРИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ СЕРОГО ЧУГУНА**

e-mail: a_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

На основе подхода к первичной структуре серого перлитного чугуна как к аналогу композиционного материала, армированного дискретными волокнами, проанализированы изменения, происходящие в дендритных кристаллах первичного аустенита при нагреве до температур, не превышающих критической точки A_{C1} .

Ключевые слова: серый чугун, дендриты первичного аустенита, ферритизация, обезуглероживание, микротвердость.

*A. A. Baron, L. V. Palatkina, M. S. Taranova, D. N. Gurulev***STRUCTURAL CHANGES UNDER HEATING
IN DENDRITIC CRYSTALS OF GREY CAST IRON**

Volograd State Technical University

Based on approach to primary structure of grey pearlite cast iron as analogue of composite material reinforced with discrete fibers, changes occurring in dendritic crystals of primary austenite at heating to temperatures not exceeding critical point of A_{C1} are analyzed.

Keywords: grey cast iron, dendrites of primary austenite, ferritization, decarburization, microhardness.

Кристаллизация чугуна закономерно сопровождается прямой ликвацией углерода в жидкую фазу при одновременном вытеснении его из дендритов первичного аустенита ликвирующим в них кремнием [1, 2], а дальнейшее $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение фиксирует в дендритных ветвях пониженную дисперсность перлита. Кроме этого, при последующих нагревах (технологических или эксплуатационных) в области ниже критических температур такая ликвационная поляризация первичной структуры чугуна создает термодинамические условия для образования в дендритах преимущественно феррита, что сопровождается снижением прочностных свойств чугунных отливок [3, 4]. Однако характерные особенности обезуглероживания дендритных кристаллов для таких условий и возможности сохранения армирующей эффективности дендритной основы до конца не изучены. Также следует отметить, что отсутствие информации об изменении свойств дендритных кристаллов в интервале между «100 % перлита» и «100 % феррита» затрудняет прогноз оценки надежности и эксплуатационного ресурса чугунных тонкостенных отливок ответственного назначения. Исследования в данном направлении способствуют поиску новых путей повышения качества чугунных деталей для современного машиностроения, что является актуальной научно-практической задачей.

Из-за широкого распространения в маши-

ностроении наиболее интересны для исследования перлитные чугуны с пределом прочности от 150 до 350 МПа. Общая база промышленных испытаний разных марок серого чугуна включала порядка 142 плавов.

Металлографический анализ первичной и вторичной структур серых чугунов, полученных ваграночным способом по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха, проводили на шлифах, изготовленных из материала стандартных разрывных образцов. При этом осуществляли просмотр всей поверхности шлифа путем перемещения предметного столика микроскопа с исследуемым образцом и выбирали для анализа в плоскости шлифа наиболее типичные 3–5 полей зрения. Оценка вторичной структуры проводилась в соответствии с требованиями ГОСТ 3443–87 [5]. Для выявления перлитной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % HNO_3 . Количественные металлографические исследования определения объемной доли дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{ДК}$ выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличении 100. Дендритные кристаллы первичного аустенита выявлялись с помощью кратковременного (6–10 с) травления в смеси борной (10–30 г) и серной (объем 100 мл) кислот, чередующегося с промывкой шлифа в проточной воде и его переполровкой.

Используя композиционный подход к первичной структуре серого перлитного чугуна [6, 7, 8], склонность к обезуглероживанию и разрушение армирующих дендритов связывали с перепадом термодинамической активности углерода в микроликвационных зонах. Для проверки этого провели отбор составов чугунов, в которых не было обнаружено феррита (либо его количество не превышало 5 %) и провели расчет дебаланса кремния в микроликвационных зонах и оценку термодинамической активности углерода. Последнее находили по известной методике [1, 9] как разность кремниевых эквивалентов в дендритах $[C_{Si}]_c^{DK}$ и эвтектике $[C_{Si}]_c^{ЭВТ}$. Дебаланс кремниевого эквивалента $\Delta[C_{Si}]_c$:

$$\Delta[C_{Si}]_c = [C_{Si}]_c^{DK} - [C_{Si}]_c^{ЭВТ}, \quad (1)$$

Содержание кремния в дендритных кристаллах:

$$[C_{Si}]_c^{DK} = C_0^{Si} \cdot K_{ЭФ}^{Si} \cdot K_C^{Si}, \quad (2)$$

где C_0^{Si} – содержание кремния по химическому анализу; $K_{ЭФ}^{Si}$ – коэффициент эффективного распределения кремния [9]; K_C^{Si} – расчетный коэффициент пропорциональности кремния для серого чугуна [9, 10].

Содержание кремния в эвтектике:

$$[C_{Si}]_c^{ЭВТ} = C_0^{Si} \cdot ((1 - f_{DK} K_{ЭФ}^{Si}) / (1 - f_{DK})), \quad (3)$$

где C_0^{Si} – содержание кремния по химическому анализу; $K_{ЭФ}^{Si}$ – коэффициент эффективного распределения кремния [9]; f_{DK} – объемная доля дендритных кристаллов.

В рамках настоящей работы ограничились рассмотрением низкопрочного перлитного чугуна с пределом прочности при растяжении $\sigma_B = 180$ МПа (марка СЧ 18). Так как для этого состава характерно минимальное значение кремниевого эквивалента из всего проанализированного массива производственных плавов.

Химический состав плавки, приведенный ниже в табл. 1, соответствовал рекомендациям ГОСТ 1412–85 (СТ СЭВ 4560–84) [11]:

Таблица 1

Химический состав исследуемого чугуна

Содержание элементов, % масс							
C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu
3,26	0,95	1,48	0,10	0,14	0,14	0,10	0,10

Теоретическая степень эвтектичности [4] для исследуемого состава составила 0,86. При этом объемная доля дендритных кристаллов первичного аустенита $f_{DK} = 0,3$ в которых дебаланс кремниевого эквивалента равен $\Delta[C_{Si}]_c = 1,36$ при содержании кремния в дендритах и эвтектике соответственно $[C_{Si}]_c^{DK} = 2,21$ и $[C_{Si}]_c^{ЭВТ} = 0,85$.

С целью выбора температур нагрева, провоцирующих процессы ферритизации, рассчитали для данного состава критическую температуру A_{C1} по эмпирической формуле [12]:

$$A_{C1} = 730 + 28 \cdot (\% Si) - 25 \cdot (\% Mn), \quad (4)$$

которая составила 748 °С. Выбор критической температуры по номограмме [4] составил 776 °С.

На следующем этапе исследований одну из половинок стандартного разрывного образца после испытаний разделили на 5 равных частей согласно рис. 1. Пояснения по выбору температуры нагрева представлены в табл. 2.

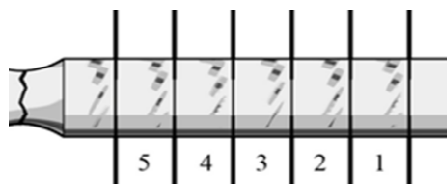


Рис. 1. Схема порезки разрушенной половинки разрывного образца

Таблица 2

Обоснование температуры нагрева для исследования структурных изменений в дендритных кристаллах

№ образца	Температура нагрева, t_n , °С	Обоснование выбора температуры *
1	300	Верхний интервал нагрева при низкотемпературной тепловой обработке, используемой для снятия напряжений тонкостенных чугунных корпусных отливок [4]
2	500	Предельно допустимая температура отжига для снятия напряжений для марок СЧ 15 – СЧ 20 [4, 10]
3	700	Температуры, максимально приближенные к температуре начала аустенизации металлической основы чугуна. A_{C1} приняли как среднюю после расчетов по различным методам, представленным выше: $(748 + 776) / 2 = 762$ °С
4	725	
5	765	

* время выдержки 1 ч. с последующим охлаждением на спокойном воздухе в тигле

Для предотвращения обезуглероживания, образцы, перед загрузкой в печь, обрабатывали в насыщенном водном растворе медного купо-

роса, а при нагреве дополнительно защищали, помещая их в тигель с порошкообразным графитом.

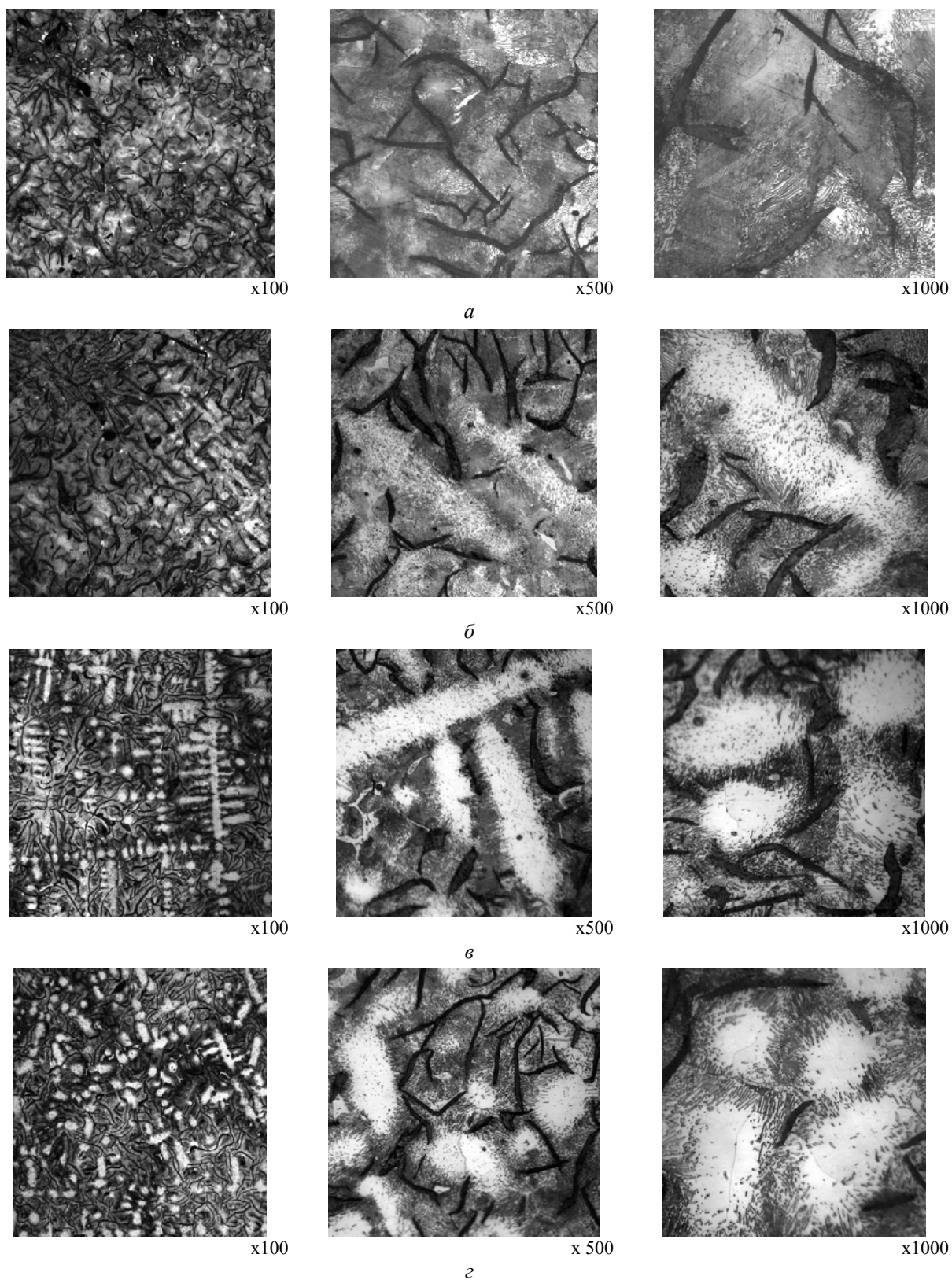


Рис. 2. Типичная микроструктура металлической основы (дендритные кристаллы и эвтектическая матрица):
а – состояние после литья; *б* – после нагрева до 700 °C; *в* – после нагрева до 725 °C; *г* – после нагрева до 765 °C

Изменений в микроструктуре при нагреве образцов до температур 300 и 500 °С обнаружено не было. Структура металлической основы, как и в состоянии после литья, характеризовалась средним процентом площади, занятой пластинчатым перлитом (со средним расстоянием между пластинами цементита от 0,3 до 1,0 мкм) 95–98, а количество осажденного на графитовых кристаллах феррита эвтектической матрицы соответственно не превышало 5 %. При этом с увеличением температуры нагрева наблюдалось увеличение площади, занимаемой зернами перлита с наименьшей дисперсностью, в которых расстояние между пластинами цементита достигало 1,4–1,6 мкм, а изменений в количестве феррита не наблюдалось.

Нагрев образцов при температурах, максимально приближенных к субкритическим, спровоцировал дендритную ориентацию вторичной структуры, проявившуюся в ферритизации денд-

ритных ветвей (рис. 2 в, г) а перлит сохранился в металлической основе эвтектических ячеек. Следует отметить, что процесс обезуглероживания дендрита протекает последовательно, начинаясь в центре кристалла и постепенно распространяясь по всему его объему.

С целью подтверждения металлографической оценки процессов ферритизации, по разработанной в работе [13] методике определяли микротвердость на приборе ПМТ-3 в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы, предварительно подвергнув шлифы травлению на первичную структуру. Результаты замеров представлены на рис. 3.

При сопоставлении полученных значений микротвердости с характерной микроструктурой [14] показано, что в состоянии литья в дендритных кристаллах наблюдается наряду с пластинчатым перлитом более твердый и более прочный собитообразный перлит.

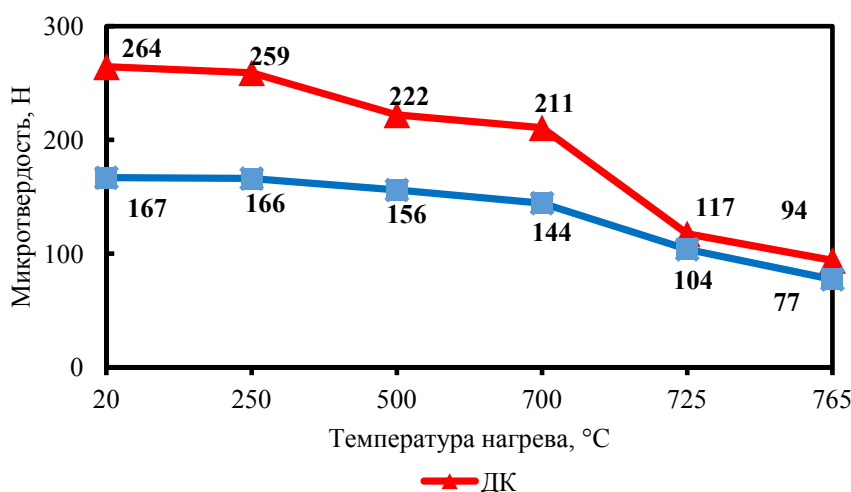


Рис. 3. Изменение значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы после проведения термических воздействий

Видимые изменения, фиксируемые металлографическим анализом как ферритизация, сопровождаются снижением значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов вплоть до начала процесса фазового превращения. При этом происходит сближение значений микротвердости в зонах эвтектики и дендритных кристаллов, хотя полное совпадение не достигается. Это обусловлено образованием в зонах дендритных кристаллов легированного кремнием феррита [14].

Заключение

В серых чугунах, при проведении анализа микроструктуры металлической основы, ее це-

лесообразно оценивать применительно к конкретным элементам структуры кристаллизации – дендритам и эвтектике, исходя из той роли, которую каждый из них играет в упрочнении композиции.

Судя по полученным значениям микротвердости, для данного состава чугуна структурные изменения при нагреве в дендритных кристаллах до температур 725 °С и выше должны привести к существенному снижению прочности. На это указывает отношение значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов в состоянии после литья и после нагрева до критических температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Ильинский, В. А. Закономерности микроликвации в железоуглеродистых сплавах и новые возможности литейной технологии / В. А. Ильинский, А. А. Жуков, Л. В. Костылева // Международный конгресс литейщиков МКЛ - 55. – М., 1988. – С. 1–11.
2. Ильинский, В. А. Микроликвация кремния в железоуглеродистых сплавах / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. – № 12. – С. 39–43.
3. Ильинский В. А. Влияние дендритной ликвации на перлитно-ферритную структуру серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1987. – № 5. – С. 47–50.
4. Чугун: справочник / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. – М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
5. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – М.: Стандартинформ, 2005. – 42 с.
6. Ильинский, В. А. О композитном характере структуры кристаллизации чугунов с различной степенью эвтектичности / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Изв. АН СССР. Металлы. – 1986. – № 5. – С. 116–118.
7. Ильинский, В. А. Прочность элементов первичной структуры и особенности разрушения серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Е. Ю. Карпова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1997. – № 3. – С. 23–26.
8. Паттерсон, В. Микроструктура чугуна и его свойства / В. Паттерсон // 29-й Международный конгресс литейщиков. – М.: Машиностроение, 1967. – С. 55–63.
9. Ильинский, В. А. Лабораторный практикум по курсу «Производство отливок из стали и чугуна»: учеб. пособие (гриф). Доп. УМО по образованию в области металлургии / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева, Н. И. Габельченко; ВолгГТУ. – Волгоград, 2008. – 78 с.
10. Могутов, Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – М.: Металлургия, 1972. – 328 с.
11. ГОСТ 1412–85 (СТ СЭВ 4560-84) Чугун с пластинчатым графитом для отливок. Марки. – Взамен ГОСТ 1412–79; введ. 01.01.87. – М.: Стандартинформ, 2005. – 8 с. – (Межгосударственный стандарт).
12. Машиностроение. Энциклопедический справочник. Технология производства машин. Р.3 Т.7 / под ред. В. М. Кована. – М.: МАШГИЗ, 1949. – 728 с.
13. Барон, А. А. О расчетном прогнозировании прочности серого чугуна / А. А. Барон, Л. В. Палаткина // Известия ВолгГТУ: научный журнал № 3 (213) / ВолгГТУ. – Волгоград, 2018. – (Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении»). – С. 91–94.
14. Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. В 3 т.: справочник. Т. 2: Строение стали и чугуна / под ред. А. Г. Рахштадта [и др.]. – М.: Интермет Инжиниринг, 2005. – 526 с.

УДК 621.793.6

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-80-86

*В. А. Тельдеков¹, Л. М. Гуревич²***СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БОРИДНЫХ И КАРБОБОРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В РАСПЛАВАХ СОЛЕЙ БОРА И УГЛЕРОДА**¹ ОАО «ВНИИТМАШ», Волгоград,² Волгоградский государственный технический университет

e-mail: mv@vstu.ru

Получены качественные диффузионные слои при обработке сталей 40Х, 20ХН3А, 25ХГТ в расплаве на основе буры при 950 °С и длительности от 3 до 5 часов. Определен состав расплава, необходимый для одновременного насыщения стали бором и углеродом. Проведены сравнительные испытания теплостойкости и коррозионной стойкости полученных диффузионных покрытий. Наилучшие теплостойкость и сопротивляемость коррозии при длительных испытаниях в 10 %-ном растворе HCl имели диффузионные слои на основе боридов железа. Коррозионная стойкость закаленной цементированной стали 25ХГТ уступает боридным слоям в 5–10 раз.

Ключевые слова: борирование, сталь, расплав, диффузия, бориды, микроструктура, микротвердость, коррозионная стойкость.

*V. A. Teldekov¹, L. M. Gurevich²***STRUCTURE AND PROPERTIES OF BORID AND CARBORBORIDE COATINGS FORMED IN MELTS OF BORON AND CARBON SALTS**¹ OAO «VNIITMASH», Volgograd,² Volgograd State Technical University

Qualitative diffusion layers were obtained by boroning steels 40Cr, 20CrNi3, 25CrMnTi at 950 °C for 3 to 5 hours in a melt based on borax. The melt composition is determined for the simultaneous diffusion of boron and carbon into steel. Comparative tests of heat resistance and corrosion resistance of the obtained diffusion coatings are carried out. Diffusion layers based on iron borides had the best corrosion resistance during long-term tests in a 10 % HCl solution. Corrosion resistance of hardened cemented steel 25CrMnTi is 5–10 times lower than that of boride layers.

Keywords: boronation, steel, melt, diffusion, borides, microstructure, microhardness, corrosion resistance.

Большинство преждевременных отказов деталей машин и инструментов связано с износом или повреждением рабочих поверхностей при трении. Одним из наиболее часто используемых методов повышения износостойкости стали является диффузионное насыщение поверхностного слоя химическими элементами, образующими высокотвердые карбиды, бориды или нитриды [1, 2]. Однако при этом повышение износостойкости обычно сопровождается повышением хрупкости и, следовательно, увеличением вероятности трещинообразования и питтинга в поверхностных слоях. Поэтому актуальными являются исследования, посвященные выбору технологических параметров формирования таких слоев, в том числе при использовании расплавов для многокомпонентного насыщения стали, обеспечивающих возможность получения благоприятного сочетания твердости и пластичности диффузионного слоя. Насыщение в расплавленных средах отличается простотой используемого оборудования, высокой производительностью, хорошей воспроизводимостью результатов, удовлетворительным состоянием поверхности обрабатываемых деталей. В качестве насыщающих сред при жидком борировании используют расплавы на основе боратов щелочных металлов (обычно бура – десятиводный тетраборат натрия $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$), в которые добавляют электрохимические восстановители: ферромарганец, силикокальций, карбид бора, карбид кремния и др. [2, 3].

Целью настоящей работы являлось исследование кинетики образования, структуры и свойств боридных и карбоборидных покрытий, формирующихся на поверхности низко и среднеуглеродистых легированных сталей в расплавах солей бора и углерода.

Исследование технологических параметров насыщения стали бором и углеродом в жидкой среде проводилось с использованием расплава технической буры и других технологических материалов: карбида кремния, карбида бора, древесноугольного карбюризатора, кальцинированной соды.

Насыщению подвергали призматические образцы сталей 40Х, 25ХГТ, 20ХН3А, а также образцы из сталей 25ХГТ и 20ХН3А после газовой цементации на толщину слоя 1,4–1,5 мм. Обработка образцов проводилась в шахтной лабораторной печи СШОЛ 1.1,6/12-МЗ, а также в специальной печи-ванне с объемом расплава

250 на 350 мм. Основной расплав служила техническая бура ГОСТ 8429–77, а количество и состав других технологических составляющих выбирались в соответствии с назначением процесса. Длительность обработки образцов составляла 1, 3 или 5 часов при температуре 950 и 1050 °С. Все дополнительные компоненты вводились в расплав в просушенном виде небольшими порциями с последующим перемешиванием. Образцы перед загрузкой подогревались над зеркалом ванны до температуры не менее 150 °С. После окончания режима обработки образцы извлекали из расплава и охлаждали на спокойном воздухе. Оценку качества упрочнения проводили по исследованию толщины, твердости, микроструктуры и фазового состава диффузионного слоя. Дополнительно для боридного слоя оценивалась толщина сплошного слоя боридов. Металлографический анализ проводили на поперечных шлифах после травления нителем при увеличениях $\times 100$ и $\times 400$. Микротвердость слоя определяли на поперечных и поверхностных шлифах с помощью твердомера ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н. Фазовый состав диффузионных слоев определяли рентгеноструктурным анализом на дифрактометре ДРОН-3 в $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении. Микрочужупкость диффузионных слоев оценивали по пятибалльной шкале с применением известной методики [4]. Испытание теплостойкости диффузионных слоев проводили путем сравнительного измерения микротвердости после отпуска при температурах 200, 350, 500 и 650 °С. Коррозионную стойкость покрытий оценивали после обработки 10 %-ным раствором соляной кислоты в течение 65 ч. при комнатной температуре.

Исследование технологических условий формирования диффузионного слоя при насыщении стали бором в расплаве проводилось с использованием известного состава, содержащего 70 % буры и 30 % карбида бора (состав А). Обработка образцов из стали 40Х, 20ХН3А и предварительно цементированной стали 20ХН3А при 950 °С показали (табл. 1) возможность получения равномерного насыщения по всем граням. ХТО в течение 1 часа приводила к образованию борированного слоя небольшой толщины, а максимальная твердость слоя на всех исследуемых сталях не превышала 17 ГПа. В определенном с помощью рентгеноструктурного анализа фазовом составе слоя представлен преимущественно борид Fe_2B .

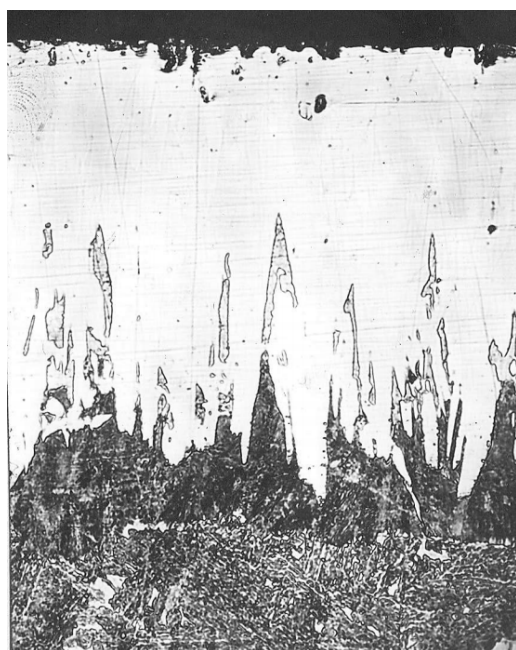
Таблица 1

**Параметры обработки и характеристика борированного слоя
при насыщении в расплаве состава А**

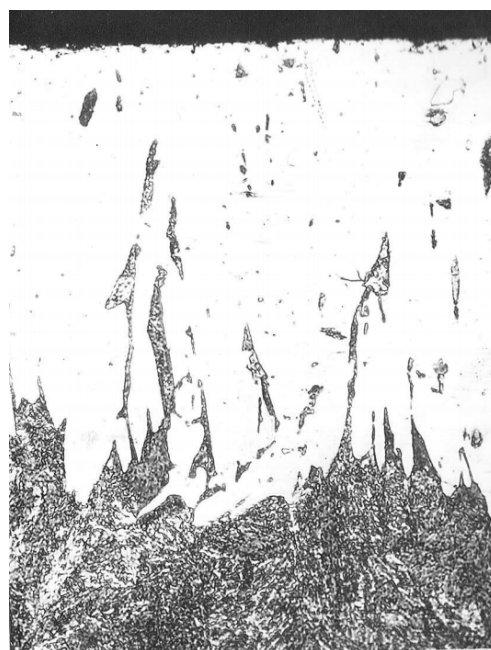
Марка стали	Температура t , °C	Время τ , ч	Толщина слоя, мм		Фазовый состав
			общая	сплошных боридов	
40X	950	1	0,06	0,025	Fe_2B
		3	0,14	0,108	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
		5	0,18	0,148	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
		10	0,26	0,200	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
20ХН3А		1	0,050	0,034	Fe_2B
		3	0,130	0,090	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
		5	0,152	0,10	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
		10	0,248	0,18	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
20ХН3А после цементации	950	1	0,04	0,024	Fe_2B
		3	0,100	0,086	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
		5	0,124	0,090	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$
		10	0,186	0,14	$\text{FeB}+\text{Fe}_2\text{B}$

Увеличение длительности обработки до 3 и более часов вызывало значительный рост толщины боридного слоя, максимальная величина которого достигалась на стали 40X. Твердость диффузионного слоя возрастала до 20–21,5 ГПа, что соответствует твердости моноборида железа FeB. Рентгеноструктурным анализом установлено образование слоя двухфазного строения $\text{Fe}_2\text{B} + \text{FeB}$. Микроструктура боридного слоя при обработке стали в расплаве соответст-

вует традиционной и представляет собой обогащенную зону боридов железа игольчатого строения (рис. 1). Поверхностная зона состоит из плотного слоя сросшихся боридов FeB, а подповерхностная зона из Fe_2B . Это подтверждается характером распределения твердости по толщине слоя, где поверхностная зона имеет твердость более 20 ГПа, а подповерхностная – около 16 ГПа, что соответствует твердости FeB (рис. 2).



а



б

Рис. 1. Микроструктура борированных слоев ($\times 400 \times 0,5$), полученных в расплаве состава А при 950 °C в течение 3 (а) и 5 ч (б)

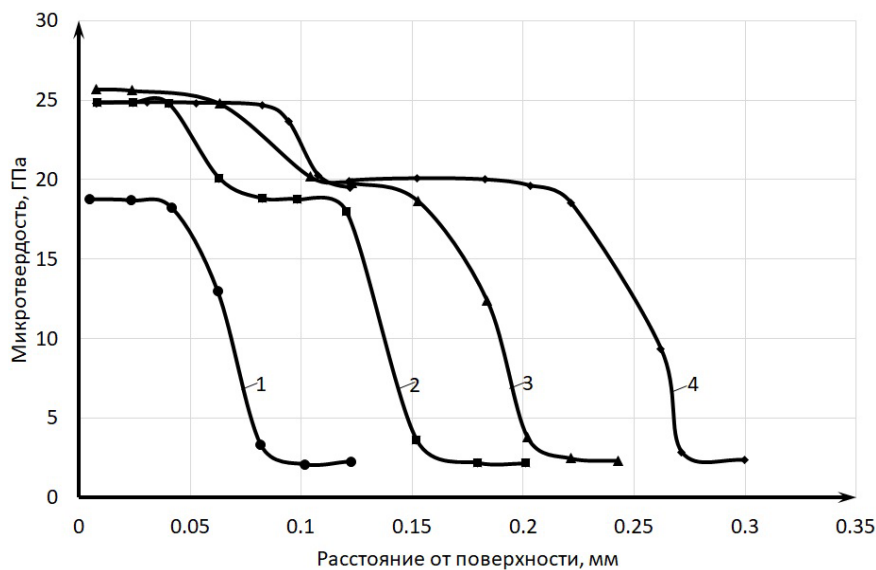


Рис. 2. Изменение твердости по толщине борированного слоя у стали 40Х в зависимости от длительности насыщения в расплаве состава А при 950 °С в течение: 1 – 1 ч; 2 – 3 ч; 3 – 5 ч; 4 – 10 ч

Повышение температуры обработки до 1050 °С не изменило выявленных характеристика боридного слоя за исключением толщины (общая толщина слоя при длительности насыщения 1, 3 и 5 ч возрастала не менее, чем на 30 %), а максимальная твердость сохранялась в тех же пределах и соответствовала фазовому составу полученных слоев. Сравнение зависимости значений толщин боридного слоя, полученных при температурах 950 и 1050 °С (рис. 3), от длительности обработки показывает хорошую корреляцию полученных данных с уравнением $x = K\sqrt{\tau}$ [1].

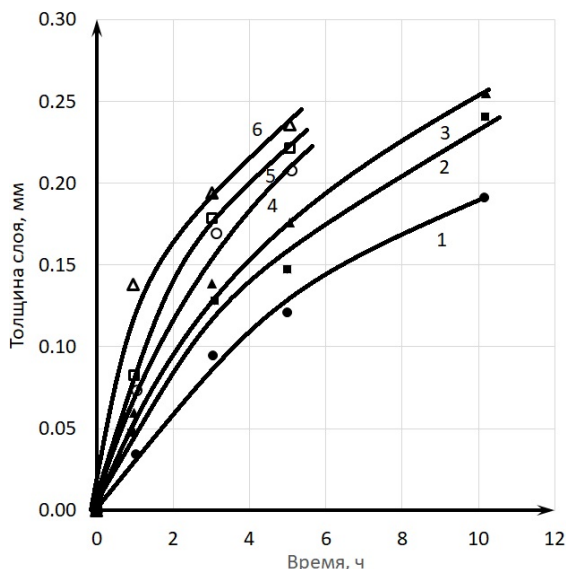


Рис. 3. Влияние параметров обработки на общую толщину борированного слоя при насыщении в расплаве состава А при 950 °С: 1 и 4 – сталь 40Х; 2 и 5 – сталь 20ХН3А; 3 и 6 – сталь 20ХН3А после цементации; 1, 2, 3 – 950 °С; 4, 5, 6 – 1050 °С

Это свидетельствует о возможности получения в расплаве использованного состава качественных боридных слоев двухфазного строения с достаточной толщиной и твердостью. Вместе с тем оказалось, что образующееся покрытие, имеет высокую микрохрупкость, достигающую 4 баллов, что может служить причиной снижения эксплуатационных свойств.

Исследование возможности одновременного насыщения стали бором и углеродом в расплаве проводилось первоначально на основе базового состава расплава состава А с добавкой древесноугольного карбюризатора. Однако после обработки при 950 °С в течение 3 ч микроструктура, толщина и микро твердость (20,7 ГПа) диффузионного слоя не отличались от обычного боридного слоя. Анализ фазового состава диффузионного слоя, проведенного на основании расшифровки дифрактограмм, показал присутствие бориды железа и карбоборида на базе цементита $Fe_3(C,B)$.

Новый состав расплава для исследования технология совместного насыщения стали бором и углеродом выбирался с учетом имеющихся результатов исследований других авторов, где для выполнения жидкостной цементации деталей успешно опробован расплав состава 76-83% Na_2CO_3 , 11-14 % $NaCl$ и 6-10 % SiC . Карбид кремния служит основным углеродсодержащим компонентом, а присутствие соды способствует выделению атомарного углерода по реакции

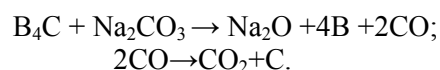


В связи с этим были опробованы расплавы ряда составов, содержащих дополнительно $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$, B_4C , NaCl , Na_2CO_3 , и SiC . Оценка качества диффузионных слоев в образцах показала, что наиболее приемлемым составом расплава может служить 50–52 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ +8–10 % NaCl + 15 % Na_2CO_3 + 20–22 % B_4C 5–6 % SiC (состав Б). Образующиеся при использовании такого расплава слои сходны по микроструктуре с результатами борирования в расплаве состава А, имеют максимальную твердость в пределах 14,4–15,6 ГПа, что свидетельствует об отсутствии в слое высокообористой фазы FeB . Это подтверждается и результатами рентгеноструктурного анализа, по которому фазовый состав слоя включает борид Fe_2B и карбоборид $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$. Отсутствие боридов FeB в слое обусловлено как наличием карбида кремния в составе расплава [5], так и повышением содержания углерода в стали [6].

В качестве положительного фактора следует отметить снижение микрохрупкости диффузионного слоя, которая не превышает первого балла, что объясняется отсутствием в структуре высокотвердой фазы FeB . Вместе с тем, общая толщина бороцементированного слоя почти на 30 % меньше, чем борированного в расплаве состава А при тех же условиях обработки, а вязкость расплава с добавкой карбида кремния заметно выше, чем без него. Это приводит к большому выносу расплава на образцах и необходимости частой коррекции состава ванны.

С учетом литературных данных [7] о возможности реализации процесса бороцементации

в расплавах солей, содержащих 60 % нейтральных солей и 40 % ($\text{B}_4\text{C}+\text{Na}_2\text{CO}_3$ в различных соотношениях) исследовали качество диффузионного слоя образцов после насыщения в расплавах, не содержащих SiC . Принятый ранее за основу состав А расплава корректировали по содержанию B_4C и Na_2CO_3 , наилучшие результаты насыщения были получены при использовании расплава состава В (50 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ + 10 % NaCl + 25 % B_4C + 15 % Na_2CO_3 , где видимо реализовывалось взаимодействие компонентов по следующим реакциям:



Результаты анализа качества диффузионного слоя образцов, обработанных в расплаве состава В, показали, что общая толщина слоя близка к значениям, полученным при борировании в расплаве буры и карбида бора (табл. 2). Однако максимальная твердость слоя заметно ниже и соответствует твердости Fe_2B . В микроструктуре диффузионного слоя кроме борида Fe_2B выявлялись отдельные иглы FeB , хотя это и не отразилось на уровне общей твердости. Рентгеноструктурный анализ показал присутствие Fe_2B и слабых линий FeB . Диффузионный слой отличался низкой микрохрупкостью (не более 1 балла), а присутствие небольшого количества FeB должно способствовать повышению износостойкости диффузионного слоя. Расплав имел хорошую жидкотекучесть и незначительное налипание на поверхность обрабатываемых образцов.

Таблица 2

Параметры обработки и характеристика упрочненного слоя, полученного в расплаве состава В

Марка стали	Режим ХТО		Толщина, мм		Максимальная микротвердость, МПа
	t, °C	τ, ч	общая	сплошных боридов	
40X	950	3	0,138	0,100	15,6
20ХН3А	950	3	0,126	0,090	15,6
40X	950	5	0,168	0,12	15,6

Для сравнительной оценки теплостойкости и коррозионной стойкости покрытий были изготовлены образцы, прошедшие борирование при 950 °C в течение 3 ч в расплавах составов А и В. Оценка теплостойкости производилась путем измерения микротвердости борированных и цементированных образцов после отпуска при температурах от 200 до 650 °C. Анализ результатов оценки твердости покрытия (рис. 4) пока-

зал, что наибольшую величину теплостойкости имеют образцы с борированными слоями, полученными в расплаве 70 % буры и 30 % B_4C (состав А). Закаленная цементированная сталь 25ХГТ и быстрорежущая сталь Р6М5 показали в этих условиях существенное снижение исходной твердости и минимальную твердость после завершения всей серии отпусков.

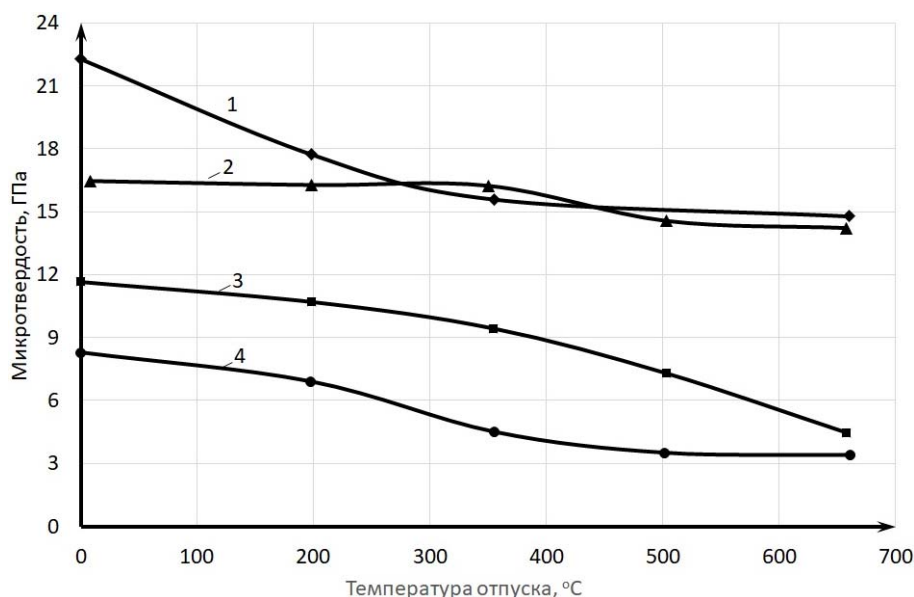


Рис. 4. Изменение твердости поверхности образцов после отпуска при различных температурах:
1 и 2 – сталь 40Х, борирование в расплавах составов А и В; 3 – сталь Р6М5 (закалка и двойной отпуск); 4 – сталь 25ХГТ (цементация, закалка и низкий отпуск)

Результаты оценки коррозионной стойкости покрытий в соответствии с ГОСТ 9905–82 в 10 %-ном растворе соляной кислоты показали

различные сопротивляемость диффузионных покрытий воздействию агрессивной среды (табл. 3).

Таблица 3

Результат коррозионных испытаний в 10 %-ном HCl образцов, обработанных по различным режимам

Марка стали	Вид обработки	Время испытаний, ч	Удельная потеря массы за время испытаний, г/м ²
40Х	борирование, состав А	65	59,4
40Х	борирование, состав В	65	24,4
40Х	улучшение	65	599
25ХГТ	цементация, закалка и низкий отпуск	65	218

Наивысшую коррозионную стойкость показали однофазные боридные покрытия, полученные в расплаве состава В, формирующиеся в процессе поверхностного насыщения бором и углеродом. Удельная потеря массы у цементованной закаленной стали 25ХГТ и улучшенной стали 40Х выше в 5-10 раз, чем у боридных покрытий. Полученный результат показывает целесообразность использования боридных слоев с целью повышения коррозионной стойкости.

Выводы

1. Установлено, что при обработке конструкционных сталей 40Х, 20ХН3А, 25ХГТ в расплаве на основе буры с добавлением необходи-

мых компонентов при 950 °С и длительности от 3 до 5 часов возможно формирование качественных диффузионных слоев. Выявлен необходимый качественный и количественный состав расплава для одновременного насыщения стали бором и углеродом.

2. Проведены сравнительные испытания теплостойкости и коррозионной стойкости полученных диффузионных покрытий. Минимальная снижение твердости после отпуска при температурах 200, 350, 500 и 650 °С показали диффузионные слои на базе боридов железа. При длительных испытаниях в 10 %-ном растворе HCl наилучшая сопротивляемость коррозии наблюдалась у образцов с диффузионным слоем на основе боридов железа, которая зна-

чительно превышала коррозионную стойкость закаленной цементированной стали 25ХГТ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Интенсификация процессов химико-термической обработки сталей / Л. Г. Петрова, В. А. Александров, П. Е. Демин, А. С. Сергеева. – М. : МАДИ, 2019. – 164 с.
2. Диффузионные покрытия сталей и сплавов / А. М. Гурьев, С. Г. Иванов, И. А. Гармаева. – Барнаул, НИЦ «Системы управления», 2013. – 221 с.
3. Ворошнин, Л. Г. Борирование промышленных сталей и чугунов / Л. Г. Ворошнин. – Минск : Беларусь, 1981. – 205 с.
4. Глазов, В. М. Микротвердость металлов и полупроводников / В. М. Глазов, В. Н. Вигдорович. – М. : Металлургия, 1969. – 224 с.
5. Ляхович, Л. С. Многокомпонентные диффузионные покрытия / Л. С. Ляхович, Л. Г. Ворошнин, Г. Г. Панич, Э. Д. Щербаков. – Минск : Наука и техника, 1974. – 288 с.
6. Борисенок, Г. В. Химико-термическая обработка металлов и сплавов : справочник / Г. В. Борисенок, Л. А. Васильев, Л. Г. Ворошнин. – М. : Металлургия, 1981. – 424 с.
7. Hosokawa K. Borocarburing of Fe and Steel Immersed in a Hot Bath Containing B 4 C and BaO // Journal of the Japan Institute of Metals. – 1976. – Т. 40. – №. 1. – С. 57–61.

УДК 669. 711

DOI: 10.35211/1990-5297-2020-2-237-86-88

И. Л. Гоник, Е. Г. Пасичник

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ПРОЦЕССА ПРОИЗВОДСТВА ОБОЖЖЕННОГО АНОДА КАК ФАКТОР, ВЛИЯЮЩИЙ НА ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТЬ ЭЛЕКТРОЛИЗЕРА

Волгоградский государственный технический университет

e-mail: gonik@vstu.ru

Проанализированы основные технологические этапы производства обожженного анода, выявлена технологическая операция, обеспечивающая получение заданного комплекса свойств.

Ключевые слова: обожженный анод, каменноугольный пек, нефтяной кокс, обжиг.

I. L. Gonik, E. G. Pasichnik

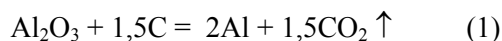
PROCESS PARAMETERS OF THE CALCINED ANODE PRODUCTION PROCESS AS A FACTOR AFFECTING THE CELL PRODUCTIVITY

Volgograd State Technical University

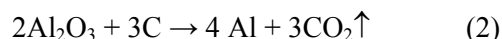
The main technological stages of production of the annealed anode are analyzed, the technological operation providing obtaining of the set complex of properties is revealed.

Keywords: annealed anode, coal pitch, petroleum coke, firing.

В настоящее время для получения алюминия, единственным используемым способом является электролиз оксида алюминия Al_2O_3 (глинозема) в расплаве криолита $Na_3 \cdot AlF_6$. Производство алюминия электролитическим способом осуществляется в электролизерах, процесс протекает при температуре около 960 °С и описывается следующим выражением [1]:



Электролиз глинозема происходит в слое расплавленного электролита между анодом и расплавленным металлом. Ионы алюминия восстанавливаются до металла, а ионы кислорода взаимодействуют с анодом, приводя к образованию углекислого газа, то есть осуществляется процесс Эру – Холла, которой выражается реакцией: [2]



Широкое применение углеродистых материалов связано со следующими свойствами углерода:

- не плавится при температурах, которые применяют в технологическом процессе производства;
- обладает низким давлением паров при высокой температуре;
- хорошо проводит электрический ток и тепло.

Для производства анодов используют каменноугольный пек (может упоминаться как связующее) и нефтяной кокс (может упоминаться как наполнитель). Анодную массу, которая состоит из 15 % каменноугольного пека, 84 % нефтяного кокса и 1 % прочих веществ,

получают путем смешения. Затем анодная масса подвергается вибропрессованию с последующим обжигом зеленого анода. Обжиг осуще-

ствляется в кольцевой печи открытого типа при температуре 1100 °С. На рис. 1 представлен режим обжига зеленого анода.

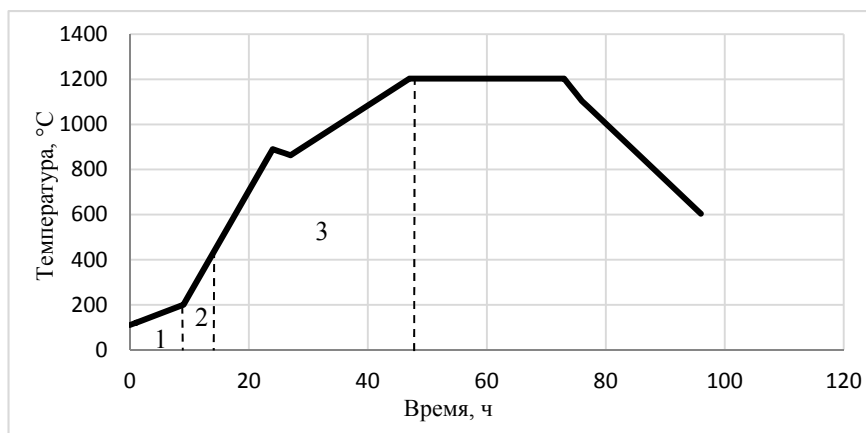


Рис. 1. Диаграмма обжига зеленого анода:
1 интервал – 120–350 °С; 2 интервал – 350–600 °С; 3 интервал – 600–1200 °С

Выделенные процессы важны при формировании структуры обожженного анода тем, что:

- Первый интервал включает:
 - нагрев до 100–120 °С (частичное размягчение пека, релаксация остаточных напряжений);
 - нагрев до 230–300 °С (пек приобретает минимальную вязкость и максимальную пластичность, усадка электрода);
 - нагрев до 280–300 °С (связующие образуют первые нарушения целостности материала из-за разрыва пековых прослоек и обрыв их от зерен наполнителя).
- Второй интервал включает в себя:
 - нагрев до 300–375 °С (интенсивное уплотнение структуры пека, деструкция);
 - нагрев до 400–420 °С (часть продуктов деструкции, не вошедших в поликонденсацию

из-за малой начальной газопроницаемости, накапливается в них, что приводит к увеличению объема изделия).

- Третий интервал – нагрев выше 650 °С (продолжаются процессы уплотнения структуры кокса, образовавшегося из связующего) [3].

Удельное электросопротивление готового анода является одним из требований, предъявляемых к качеству обожженного анода, определяемое условиями эксплуатации, также технико-экономическими показателями. Понижение удельного электросопротивления позволит уменьшить падение напряжения на аноде, повысит силу тока на электролизере, что обеспечит повышение производительности электролизера. Требования к свойствам электрода приведены в таблице.

Контролируемые количественные характеристики обожженных анодов [4]

Показатель	Значение	Метод контроля
Газопроницаемость	$\leq 2,5$	ГОСТ Р ИСО 15906
Предел прочности на сжатие	45 - 58 МПа	ГОСТ Р ИСО 18515
Кажущаяся плотность	$\geq 1,56$ г/см ³	ГОСТ Р ИСО 12985-1
Удельное электросопротивление	$\leq 56,0$ мкОм·м	ГОСТ Р ИСО 11713
Остаток образца от карбоксильной реакции	$\geq 90,0$ %	ГОСТ Р ИСО 12988-1
Остаток образца от реакции в воздухе	75,0 – 85,0 %	ГОСТ Р ИСО 12989-1
Зольность	$\leq 0,6$ %	ГОСТ 22692
Действительная плотность	$\geq 2,04$ г/см ³	ГОСТ Р ИСО 21687
Примеси	Fe – 0,050 % Si – 0,050 % V – 0,025 % Ca – 0,025 %	ГОСТ Р ИСО 12980

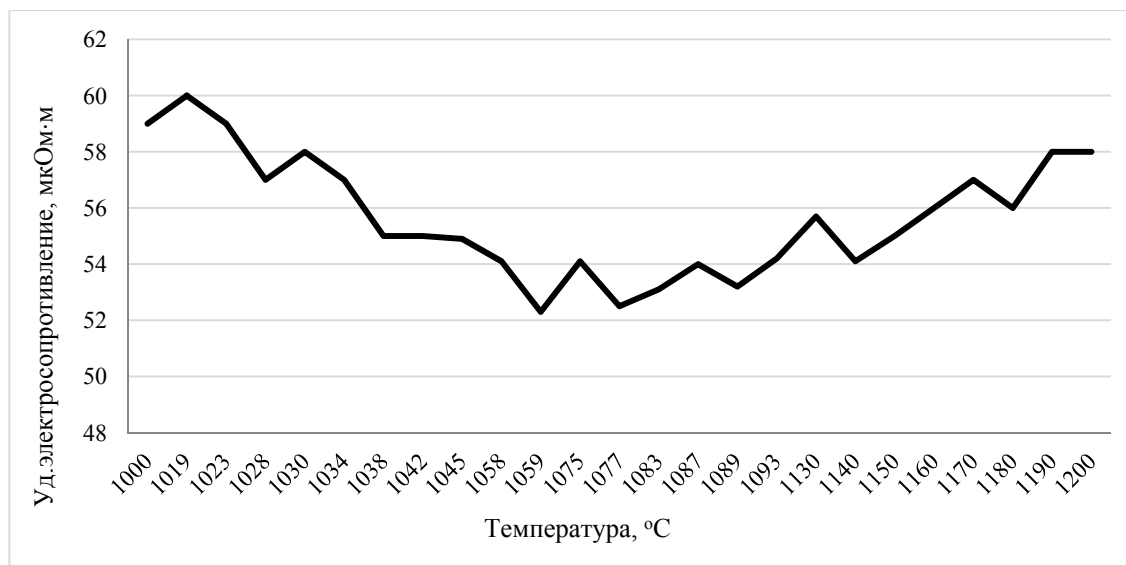


Рис. 2. График зависимости удельного электросопротивления электрода от температуры обжига

Заключение

Наиболее стабильное значение удельного электросопротивления анодов (52–54 мкОм·м) получается при обжиге электродов в интервале температур 1050–1090 °C, при рекомендованной температуре обжига до 1200 °C. Для обоснования предложенных режимов обжига необходимы дополнительные исследования химических процессов, протекающих при обжиге.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Галевский, Г. В. Технология производства электродных масс для алюминиевых электролизеров / Г. В. Галевский, В. М. Жураковский, Н. М. Кулагин. – Новосибирск : Издательство «Наука» Сибирская издательская фирма РАН, 1999. – 295 с.
2. Колодин, Э. А. Производство обожженных анодов алюминиевых электролизеров / Э. А. Колодин, В. А. Свердлин. – Москва : Металлургия, 1980. – 84 с.
3. Hulse, K. L. Anode production: raw materials, composition and technological parameters. – New Zealand : R&D Carbon Ltd., 2004. – 452 pp.
4. Янко, Э. А. Аноды алюминиевых электролизеров / Э. А. Янко. – Издательский дом «Руда и Металлы», 2001. – 672 с.

Ответственный за выпуск редактор РИО
Н. Н. Кваша

Компьютерная верстка:
Е. В. Макарова

Свидетельство о регистрации ПИ № ФС77–61113 от 19 марта 2015 г.
Федеральной службы по надзору в сфере связи, информационных технологий
и массовых коммуникаций (Роскомнадзор)

Адрес редакции и издателя: 400005, г. Волгоград, пр. В. И. Ленина, 28.
Волгоградский государственный технический университет (ВолгГТУ)
Телефон: гл. редактор – (8442) 24-80-00
E-mail: president@vstu.ru

Темплан 2020 г. Поз. № 4ж. Дата выхода в свет 20.02.2020 г. Формат 60 × 84 1/8.
Бумага офсетная. Гарнитура Times. Печать офсетная. Усл. печ. л. 10,23. Уч.-изд. л. 10,20.
Тираж 100 экз. Свободная цена. 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.